

СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ

№ 2 (103)
2011

Издается с января 1985 г.

Учредители: Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона
Международная ассоциация «Сварка»

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

Выходит 4 раза в год

**РЕДАКЦИОННАЯ
КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

Адрес редакции:

Украина, 03680, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (044) 200 54 84
200 82 77
Тел.: (044) 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редактор:

В. И. Котляр

Электронная верстка:

Д. М. Дяченко,
Л. Н. Герасименко

Свидетельство

о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002

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

При перепечатке материалов
ссылка на журнал обязательна.

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет.

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Зайцев В. А., Медовар Л. Б., Тищенко П. И., Федоровский Б. Б.,
Журавель В. М. Применение ЭШП по двухконтурной схеме для получения
сталемедных заготовок анодов дуговых печей постоянного тока 3

Мужиченко А. Ф., Полещук М. А., Шевцов В. Л. Исследование
особенностей тепловыделения в шлаковой ванне при электрошлаковом литье
с приплавлением 8

Скрипник С. В., Чернега Д. Ф. Критерии выбора конструкции литейных
форм для центробежного электрошлакового литья 11

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Тригуб Н. П., Березос В. А., Корничук В. Д., Мосунов Ю. А.
Получение высококачественных слитков-слябов никеля способом электронно-
лучевой плавки 16

Курапов Ю. А., Литвин С. Е., Дицкин Г. Г., Романенко С. М. Структура
двухфазных конденсаторов Cu-NaCl, осаждаемых из паровой фазы в вакууме.... 19

Мушегян В. О. Электронно-лучевой переплав отходов чеканочного
инструмента 23

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Шаповалов В. А., Якуша В. В., Гниздыло А. Н., Смалюх А. Р., Бот-
винко Д. В. Влияние перемещения плазменного источника нагрева на
формирование структуры плоских монокристаллов вольфрама..... 26

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Григоренко Г. М., Лакомский В. В., Статкевич И. И., Козин Р. В.,
Аснис Е. А., Пискун Н. В., Березос В. А. Зонная перекристаллизация
литого интерметаллического сплава на основе TiAl, легированного ниобием
и хромом..... 31

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Синяков Р. В. Разработка технологии выплавки и внепечной обработки
стали с использованием программного комплекса «DesigningMelt» 34

Кирик С. Н., Маковецкая О. К. Ситуация и основные тенденции на рынке
стали и стальной продукции (2009-2010 гг.) 38

ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ

Лакомский В. И., Пальти А. М., Юрченко Д. Д. Компьютерное модели-
рование тепловых и электрических процессов в электрокальцинаторе 44

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Аршук М. В., Микитчик А. В., Хижняк В. Г., Карпец М. В.
Титаноалюминидные покрытия на стали 12Х18Н10Т с барьерным слоем
нитрида титана 50

Смирнов И. В. Некоторые особенности ионно-плазменной металлизации
керамических порошков..... 56

РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ

Гасик М. И., Поляков О. И. Рецензия на научную монографию
В. П. Малышева, А. М. Турдукоевой, Е. А. Оспанова, Б. Саркенова
«Испаряемость и кипение простых веществ» 61

Календарь конференций и выставок на 2011 г. (2-е полугодие) 62

ИНФОРМАЦИЯ

Российская титановая миссия 63

Ахонин С. В. Международная конференция «Ti-2011 в СНГ» 64

Чубов Л. Н., Григоренко Г. М., Лакомский В. В. Сравнительная оценка
точности методов РФА И ЭСА-ИСП при анализе состава флюсов..... 65

Диссертация на соискание ученой степени 67

**SOVREMENNAYA
ELEKTROMETALLURGIYA**
(Electrometallurgy Today)

**№ 2 (103)
2011**

Published since January, 1985

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

Publisher: International Association «Welding»

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. Paton

M. I. Gasik,

G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.),
M. L. Zhadkevich, V. I. Lakomsky,
L. B. Medovar, B. A. Movchan,
A. N. Petrunko, A. S. Pismenny,
N. P. Trigub, A. A. Troyansky,
A. I. Ustinov, V. A. Shapovalov

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

D. Ablitzer (France)

G. M. Grigorenko (Ukraine)

A. A. Iljin (Russia)

B. Koroushich (Slovenia)

S. F. Medina (Spain)

A. Mitchell (Canada)

B. E. Paton (Ukraine)

Ts. V. Rashev (Bulgaria)

J. Foct (France)

E. H. Shahpazov (Russia)

T. El Gammal (Germany)

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11, Bozhenko str., 03680,
Kyiv, Ukraine
Tel./fax: (044) 200 54 84,
200 82 77

Tel.: (044) 205 22 07

E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editor:

V. I. Kotyar

Electron gallery:

D. M. Dyachenko, L. N. Gerasimenko
State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Zaitsev V. A., Medovar L. B., Tishchenko P. I., Fedorovsky B.B.,
Zhuravel V. M. Application of ESR using two-circuit diagram for
producing steel-copper billets of anodes of d.c. arc furnaces 3

Muzhichenko A. F., Poleshchuk M. A., Shevtsov V. L.
Investigation of heat evolution features in slag pool during
electroslag casting with melting-on 8

Skripnik S. V., Chernega D. F. Criteria of selection of designs of
cast moulds for centrifugal electroslag casting 11

ELECTRON BEAM PROCESSES

Trigub N. P., Berezos V. A., Kornijchuk V. D., Mosunov Yu. A.
Producing of high-quality ingots-slabs of nickel by the method of
electron beam melting 16

Kurapov Yu. A., Litvin S. E., Didikin G. G., Romanenko S. M.
Structure of two-phase condensates Cu-NaCl deposited from
vapor phase in vacuum 19

Mushegyan V. G. Electron beam remelting of wastes of coinage tool 23

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Shapovalov V. A., Yakusha V. V., Gnizdylo A. N., Smalyukh A. R.,
Botvinko D. V. Effect of movement of plasma heat source on
formation of structure of plane single crystals of tungsten 26

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Grigorenko G. M., Lakomsky V. V., Statkevich I. I., Kozin R. V.,
Asnis E. A., Piskun N. V., Berezos V. A. Zonal refining of cast
intermetallic alloy on TiAl base alloyed with niobium and chromium 31

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Sinyakov R. V. Development of technology of melting and ladle
treatment of steel using programming complex «DesigningMelt» 34

Kirik S. N., Makovetskaya O. K. Situation and main tendencies
at the market of steel and steel products (2009-2010) 38

ENERGY-SAVING

Lakomsky V. I., Palti A. M., Yurchenko D. D. Computer
modeling of thermal and electric processes in electric calcinator 44

NEW MATERIALS

Arshuk M. V., Mikitchik A. V., Khizhnyak V. G., Karpetz M. V.
Titanium-aluminide coatings on steel 12Kh18N10T with a barrier
layer of titanium nitride 50

Smirnov I. V. Some peculiarities of ion-plasma metallization of
ceramic powders 56

REVIEWS AND SCIENTIFIC DISCUSSIONS

Gasik M. I., Polyakov O. I. Review of scientific monograph of V.
P. Malyshev, A. M. Turdukozaeva, E. S. Ospanov, B. Sarkenov
«Evaporability and boiling of simple substances» 61

Calendar of conferences and exhibitions for 2011 (2nd half of year) 62

INFORMATION

Russian titanium mission 63

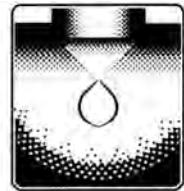
Akhonin S. V. International Conference «Ti-2011 in CIS» 64

Chuboy L. N., Gogorenko G. M., Lakomsky V. V. Comparative
evaluation of accuracy of RFA and ESA-ISP methods in analysis of
flux composition 65

Theses for scientific degree 67

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

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ



УДК 669.117.56

ПРИМЕНЕНИЕ ЭШП ПО ДВУХКОНТУРНОЙ СХЕМЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СТАЛЕМЕДНЫХ ЗАГОТОВОК АНОДОВ ДУГОВЫХ ПЕЧЕЙ ПОСТОЯННОГО ТОКА

**В. А. Зайцев, Л. Б. Медовар, П. И. Тищенко,
Б. Б. Федоровский, В. М. Журавель**

Рассмотрен электрошлаковый переплав по двухконтурной схеме (ЭШП ДС) с заменой электродов в процессе выплавки для получения биметаллических слитков. Приведено сравнение влияния ЭШП ДС и стандартного ЭШП составных расходуемых электродов на размер переходной зоны биметаллического слитка. Показана возможность выплавки сталемедных слитков высокого качества с применением технологии ЭШП ДС для получения заготовок анодов — подовых электродов дуговых печей постоянного тока.

Electroslag remelting using two-circuit diagram (ESR TC) with a replacement of electrodes during melting for producing bimetal ingots is described. The comparison of effect of ESR TC and standard ESR of composite consumable electrodes on size of transition zone of bimetal ingot is given. The capability of melting of steel-copper ingots of high quality using technology of ESR TC for producing billets of anodes, i.e. hearth electrodes of d.c. arc furnaces, is shown.

Ключевые слова: биметалл; электрошлаковый переплав; двухконтурная схема питания; подовый электрод дуговой печи постоянного тока; токоведущий кристаллизатор

Биметаллы довольно широко применяются в технике благодаря своим особым свойствам, отличающимся от таковых составляющих их материалов. Существует большое количество различных способов их получения. В некоторых областях техники требуется применение биметаллических заготовок (литых и / или деформированных) значительного поперечного сечения. Это биметаллические листы, крупногабаритные переходники для сварки разнородных металлов, роторы паровых турбин с различным химическим составом стали по длине (для ступеней низкого, среднего и высокого давления), сталемедные подовые электроды (аноды) дуговых печей постоянного тока и другие изделия ответственного назначения.

Сварка (неразъемное соединение) разнородных металлических материалов в больших сечениях связана со значительными трудностями. Для получения биметаллических полуфабрикатов и изделий больших сечений целесообразно использование электрошлакового переплава и других электрошлако-

вовых технологий, подробный анализ которых приведен в работе [1].

В связи с новым витком развития дуговых сталеплавильных печей постоянного тока (ДСППТ) появилась потребность в получении биметаллических слитков сталь–медь больших размеров [2]. В частности, для подовых электродов самой большой в мире 420-тонной ДСП постоянного тока, построенной фирмой Даниэли в Японии, необходимы сталемедные слитки диаметром более 600 мм [3].

Попытки получения подобных заготовок путем последовательного электрошлакового переплава составных электродов из разнородных материалов описаны в работах [4–7] (рис. 1).

Установлено, что при последовательном сплавлении расходуемого электрода, состоящего из двух разнородных металлов *A* и *B*, состав металлической ванны изменяется с момента поступления первых капель металла *B* в жидкую металлическую ванну, образованную ранее сплавленным металлом *A*. Постепенно концентрация металла *A* в ванне уменьшается, а металла *B* – увеличивается. И, наконец, наступает момент, когда в металлической ванне практически содержится только металл *B*. Зона, в

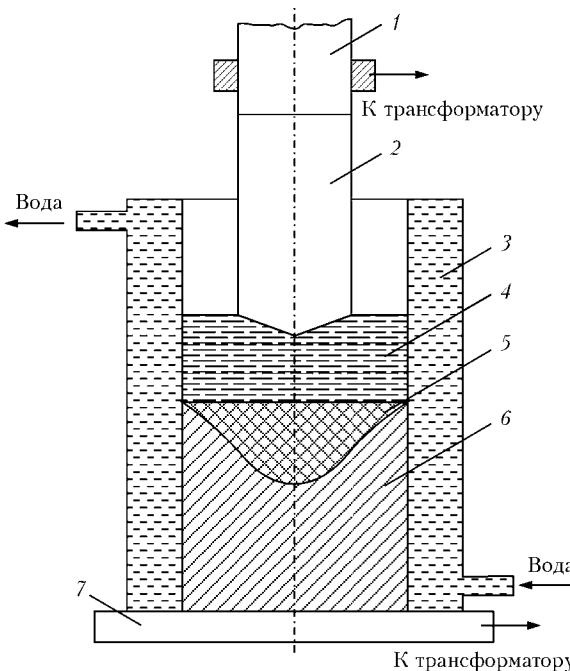


Рис. 1. Схема электрошлакового переплава составного расходуемого электрода: 1 — металл *B*; 2 — металл *A*; 3 — кристаллизатор; 4 — шлаковая ванна; 5 — металлическая ванна; 6 — слиток; 7 — поддон

пределах которой происходит изменение состава металла от *A* к *B* в результате их взаимного перемешивания, является переходной. Однако, как показано в работе [7], уже на первых этапах развития этого способа проявился и основной его недостаток: значительная протяженность переходной зоны. Еще в 1967 г. определили протяженность и состав переходной зоны в слитках ЭШП, полученных из составных расходуемых электродов, при условии, что объем жидкой металлической ванны к моменту оплавления второй части электрода полностью стабилизируется. В этом случае в биметаллическом слитке ЭШП образуется переходная зона, относительный состав *C'* которой изменяется по экспоненциальному закону

$$C' = e^{V_h/V_0},$$

где V_h — объем металла, наращенного с момента оплавления второй части электрода; V_0 — исходный объем жидкой металлической ванны.

Нетрудно подсчитать, что при переплаве составного электрода из металлов *A* и *B* необходимо сплавить металл *B* в объеме, равном $5V_0$, чтобы вновь образованная металлическая ванна состояла из 1 % металла *A* и 99 % металла *B*. Иными словами, протяженность переходной зоны составляет в этом случае примерно пять глубин металлической ванны. При условии, что глубина металлической ванны равняется половине диаметра слитка, переходная зона составит 2,5 диаметра слитка, что является довольно значительным размером, не приемлемым на практике.

Если объем жидкой металлической ванны по мере наплавления слитка непрерывно увеличивается,

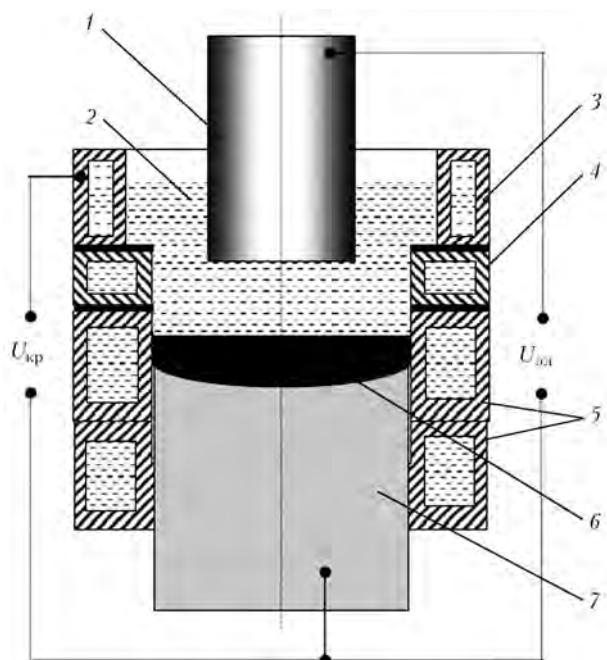


Рис. 2. Схема ЭШП ДС: 1 — расходуемый электрод; 2 — шлаковая ванна; 3 — токоподводящая секция; 4 — разделительная секция; 5 — формирующие секции; 6 — металлическая ванна; 7 — слиток

то состав переходной зоны формируется иным способом. В работе [8] показано, что в этих условиях состав переходной зоны изменяется по следующему закону:

$$C' = \left(V_t / V_0 \right)^{-S}, \quad S = u/(u - 1),$$

где V_t — текущий объем ванны жидкого металла; u — соотношение скоростей наплавления слитка и кристаллизации.

Из этого выражения следует, что протяженность зоны переменного состава зависит от соотношения скоростей переплава и кристаллизации и будет тем меньшей, чем это отношение больше, а также от объема металлической ванны, существовавшей к моменту начала оплавления второй части электрода. Как показали расчеты и практика стандартного ЭШП, существенно уменьшить зону переменного состава, варьируя указанные параметры в разумных пределах, не удается [9]. Кроме того, применение ЭШП составного электрода позволяет получить переходную зону лишь с плавным переходом от одного металла к другому.

Были предприняты попытки применить для преодоления указанных трудностей ЭШП со сменой электродов по ходу переплава. Однако в этом случае существенно уменьшить глубину металлической ванны невозможно. Если же при смене электродов для получения короткой переходной зоны дать возможность частично закристаллизоваться металлу одного состава перед началом плавления металла другого состава, то неизбежно появление неприемлемых поверхностных дефектов.

Предложенный в ИЭС им. Е. О. Патона способ электрошлакового переплава по двухконтурной

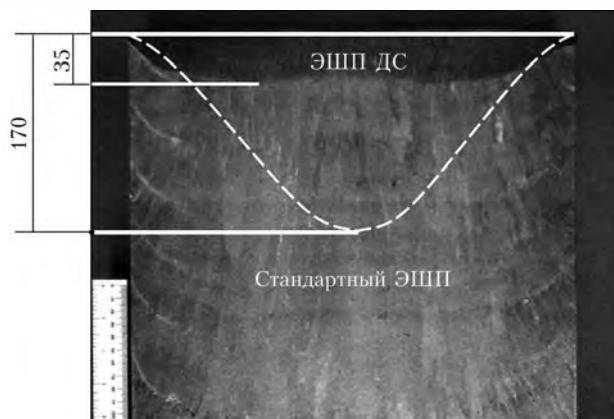


Рис. 3. Профиль металлической ванны при ЭШП ДС слитка диаметром 350 мм (штриховой линией показан профиль при стандартном ЭШП)

схеме (ЭШП ДС) позволяет устраниТЬ указанные недостатки [10]. На рис. 2 приведена принципиальная схема ЭШП ДС. Многочисленные эксперименты показали, что при этом способе реализации ЭШП в значительной мере разорвана связь между вводимой в шлаковую ванну электрической мощностью и скоростью наплавления слитка. Это означает, что при ЭШП ДС можно существенно, в сравнении со стандартным ЭШП, изменять скорость наплавления слитка и, соответственно, глубину жидкокометаллической ванны. Таким образом, ЭШП ДС является родственным холодноподовым процессом переплава. На рис. 3 приведен серный отпечаток слитка диаметром 350 мм, иллюстрирующий указанную возможность применения ЭШП ДС для управления затвердеванием.

Возможности ЭШП ДС для получения слитков переменного по длине химического состава изучали на стальах и сплавах со значительным интервалом кристаллизации. В частности, изготовили модельные биметаллические слитки диаметром 350 мм, в которых к низкоуглеродистой стали приплавляли быстрорежущую сталь и никелевый сплав. Оба эти материала имеют значительный интервал затвердевания. Применение ЭШП ДС позволило получить переходную зону в этих слитках протяженностью менее 100 мм. Распределение основных химических элементов вблизи линии их сплавления показано на рис. 4 [9].

На основании данных результатов принято решение о применении ЭШП ДС для изготовления сталемедных биметаллических слитков в качестве заготовок для производства анодов ДСППТ. Предпринимались попытки применения ЭШП составного сталемедного расходуемого электрода для получения указанных заготовок, которые из-за образования протяженной переходной сталемедной зоны признаны нецелесообразными.

Анод (подовый электрод) является основным конструктивным элементом ДСППТ [2]. Конструкция анода должна обеспечивать эффективное охлаждение, надежность электрического контакта с шихтой при минимальных тепловых потерях, простоту и технологичность его изготовления. Материал подового электрода следует выбирать с учетом надежной работы при высоких тепловых и токовых нагрузках, стойкости против механических и тепловых ударов, чистоты расплава и отсутствия его взаимодействия с футеровкой подины.

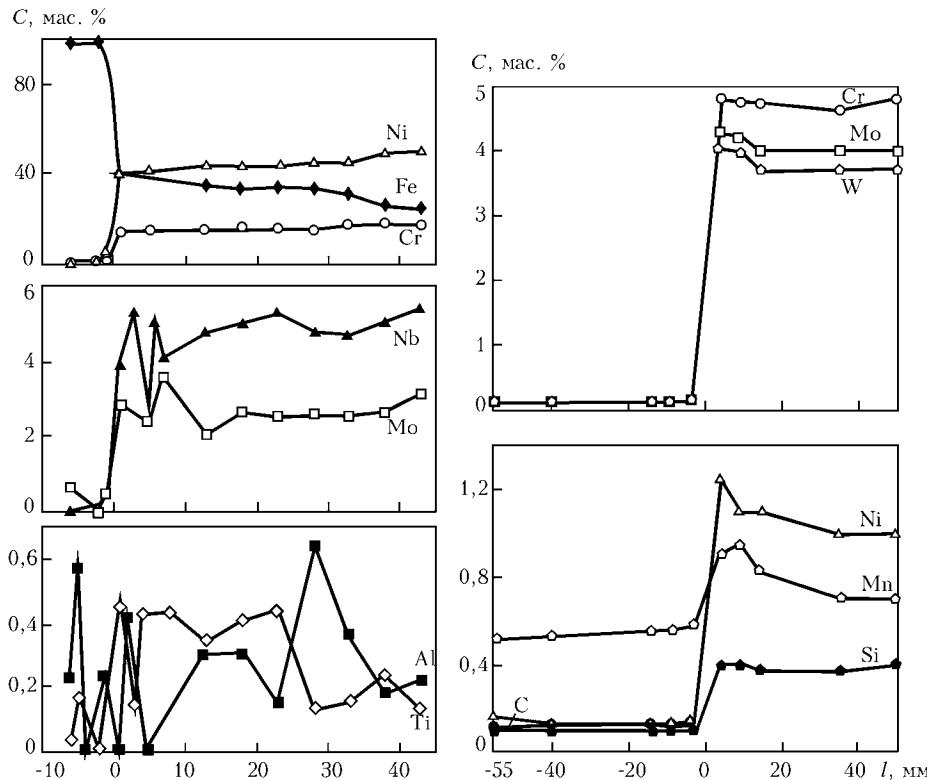


Рис. 4. Распределение основных химических элементов вблизи линии сплавления биметаллических слитков, полученных с применением ЭШП ДС; С — содержание элементов; l — расстояние от линии сплавления

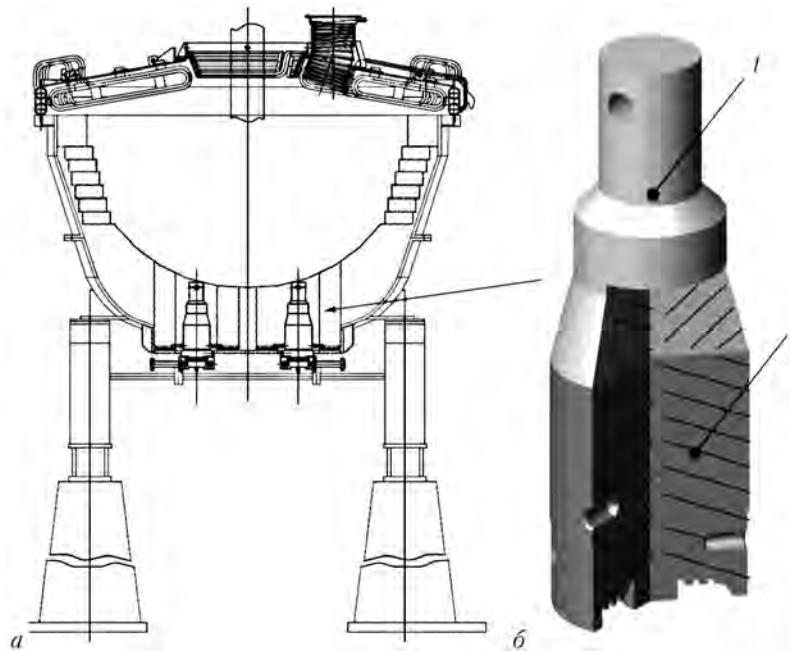


Рис. 5. Схема установки двух подовых электродов в 12-тонной дуговой печи постоянного тока (а) и модель подового электрода с сечением в корпусе (б) [11]: 1 — сталь; 2 — медь

Таким образом, указанные факторы определяют основные требования к конструкции анодов — хороший электрический контакт и высокую стойкость.

На территории Украины в дуговых печах постоянного тока применяют в основном стержневые сталемедные подовые электроды (рис. 5). Верхняя стальная часть такого электрода контактирует с жидким металлом и в процессе работы частично оплавляется, а нижняя медная — располагается ниже плавильной зоны и охлаждается водой (рис. 6).

Ранее данные подовые электроды получали из отдельно прокатанных медных и стальных заготовок, соединенных между собой с помощью ручной

сварки, прошедших механическую обработку до чистового размера. Такая технология производства подовых электродов весьма затруднительна. В биметалле сталь–медь компонентам присущи различные физико-механические свойства. Кроме того, медь и сталь имеют ограниченную взаимную растворимость в твердом состоянии, плохую смачиваемость в жидком и сильно различающиеся температуры кристаллизации. Все это значительно ограничивает возможность соединения этих металлов традиционными способами сварки.

Эксперименты по применению ЭШП ДС проводили на опытно-промышленной печи УШ-149, работающей с заменой электродов. Печь переоборудовали для работы по способу ЭШП ДС. Второй контур короткой сети для питания токоведущего кристаллизатора соединили с источником питания 720 кВ·А. В ка-

честве материалов для выплавки слитков выбрали сталь типа СтЗсп и медь М1. Процесс осуществляли на «жидком» старте. Специальный шлак для реализации переплава разнородных материалов основан на стандартном шлаке типа АНФ-28.

Процесс ЭШП ДС сталемедных слитков со смесью электродов в процессе переплава производили следующим образом. После наведения шлаковой ванны в кристаллизаторе при помощи электрической цепи токоподводящий кристаллизатор–поддон вводили стальной расходуемый электрод, включали вторую цепь электрод–поддон и начинали

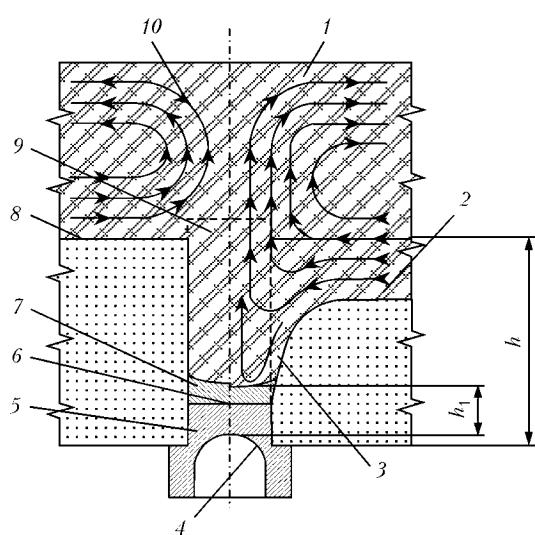


Рис. 6. Схема работы подового электрода в дуговой печи постоянного тока [12]: 1 — жидкая ванна; 2 — огнеупорная кладка после износа; 3 — анодная яма; 4 — водоохлаждение электрода; 5 — медная часть электрода; 6 — сталемедное соединение; 7 — нерасплавляемая стальная часть электрода; 8 — исходная огнеупорная кладка; 9 — исходная стальная часть электрода; 10 — потоки жидкой стали



Рис. 7. Вытяжки из кристаллизатора сталемедного слитка



процесс ЭШП ДС с вытяжкой слитка. После переплава стального электрода заданной длины электрическая цепь электрод–поддон размыкалась, огарок выводили из шлаковой ванны и производили его замену медным расходуемым электродом.

Во время замены стального огарка медным расходуемым электродом за счет увеличения мощности в электрической цепи токоподводящий кристаллизатор–поддон производили электрошлаковый обогрев поверхности головной части слитка, что позволило сохранить надлежащее формирование слитка. Далее в шлаковую ванну вводили медный расходуемый электрод, вновь включали цепь электрод–поддон и осуществляли его переплав по схеме ЭШП ДС, вплоть до получения слитка заданной длины. Управление процессом осуществляли автоматически.

Выплавили опытную партию сталемедных слитков диаметром 350 мм, высотой 1000...1300 мм с примерно равными по длине стальной и медной частями. Процесс вытяжки из кристаллизатора биметаллического слитка показан на рис. 7.

Приемку электрошлаковых слитков производили после механической обработки на токарном станке до состояния «как чисто», что в среднем составляло 10...15 мм на сторону. При этом не допускалось наличие как в основном металле, так и в районе переходной зоны (особенно) шлаковых включений, пор, несплошностей, несплавлений, трещин и других дефектов.

Изготовленные в дальнейшем подовые электроды дуговых печей постоянного тока садкой 0,5...12,0 т из сталемедных слитков, выплавленных по схеме ЭШП ДС с заменой электродов в процессе выплавки, успешно эксплуатируются на отечественных предприятиях.

1. *Изготовление многослойной стали способом электрошлакового переплава* // Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко и др. // Спец. электрометаллургия. — 1973. — Вып. 20. — С. 3–9.
2. *Зайцев В. А., Медовар Л. Б. Подовые электроды дуговых печей постоянного тока* // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 2. — С. 3–8.
3. <http://www.danieli.com/>
4. *Изготовление переходников для сварки разнородных металлов с помощью электрошлакового переплава* // Б. И. Медовар, Л. В. Чекотило, В. Л. Артамонов и др. // Электрошлаковый переплав // Тр. III Всесоюз. конф. по электрошлаковому переплаву. — Часть II. — 1969. — С. 401–407.
5. *Никитенко З. Л., Спойко В. Я., Шварцер Л. Я. Особенности технологий получения проволоки с закономерно изменяющимися свойствами* // Цв. металлы. — 1981. — № 5. — С. 5–10.
6. *Электрошлаковая выплавка заготовок бандажей валков холодной прокатки с переменным химическим составом по длине бобки* // Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1980. — Вып. 12. — С. 3–5.
7. *Определение величины переходной зоны в электрошлаковом слитке из разнородных металлов* // Б. И. Медовар, Л. В. Чекотило, В. Л. Артамонов и др. // Спец. электрометаллургия. — 1973. — Вып. 9. — С. 9–12.
8. *Оценка величины переходного слоя в многослойных биметаллических листовых слитках ЭШП* // В. Ф. Демченко, Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко и др. // Там же. — 1975. — Вып. 27. — С. 12–17.
9. *Перспективы получения изделий ответственного назначения с регулируемыми свойствами* // А. К. Цыкуленко, Б. Е. Патон, Б. И. Медовар и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — Вып. 1. — С. 3–9.
10. *Двухконтурная схема электрошлакового переплава расходуемого электрода* // А. К. Цыкуленко, И. А. Ланцман, Л. Б. Медовар и др. // Там же. — 2000. — № 3. — С. 16–20.
11. <http://www.roud.com.ua/index.php>
12. *Подовый электрод с жидкокометаллическим теплоносителем для дуговой печи постоянного тока* // П. И. Тищенко, С. Н. Тимошенко, С. Ю. Пасечник и др. // Наукові праці ДонНТУ. Металургія. — 2010. — Вып. 12. — С. 164–170.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
ЧП «Элмет-Рол», Киев
ООО «Украинские металлургические технологии», Донецк

Поступила 17.05.2011

ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

Объявляет ежегодный набор по следующим специальностям:

ДОКТОРАНТУРА

- сварка и родственные процессы и технологии
- материаловедение
- металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов
- диагностика материалов и конструкций

АСПИРАНТУРА

- сварка и родственные процессы и технологии
- материаловедение
- металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов
- диагностика материалов и конструкций

Прием в аспирантуру проводится в сентябре.

Контактный телефон: 289-84-11.

Подробная информация на сайте института (раздел аспирантура): [www.paton.kiev.ua](http://paton.kiev.ua)

Документы направлять по адресу: 03680, Украина, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11,

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ученому секретарю



ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ В ШЛАКОВОЙ ВАННЕ ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОМ ЛИТЬЕ С ПРИПЛАВЛЕНИЕМ

А. Ф. Мужиченко, М. А. Полещук, В. Л. Шевцов

С помощью трехмерной математической модели исследованы особенности распределения объемных источников теплоты в шлаковой ванне при электрошлаковом литье с приплавлением заготовок корпусов фланцевых задвижек. Установлено, что вблизи торцов приплавляемых патрубков образуются дополнительные зоны повышенного тепловыделения. Определена зависимость интенсивности тепловыделения в этих зонах от технологических параметров электрошлакового процесса и геометрии плавильного пространства.

Using three-dimensional mathematical model, the peculiarities of distribution of volume heat source in slag pool during electroslag casting with melting-on of billets of stop valve bodies were investigated. It was found that additional zones of increased heat evolution are formed near the edges of pipe branches being melted-on. The dependence of intensity of heat evolution in these zones on technological parameters of the electroslag process and geometry of melting space was defined.

Ключевые слова: электрошлаковое литье с приплавлением; тепловыделение в шлаковой ванне; математическое моделирование

Задвижки с условным проходом от 50 до 100 мм и массивными фланцами на концах патрубка, работающие при высоком давлении (до 70 МПа), являются одним из основных элементов оборудования, применяемого для добычи нефти и природного газа с больших глубин. Корпуса таких задвижек ранее изготавливались из поковок или штамповок. Существующие технологии их изготовления трудоемкие, дорогостоящие и требуют уникального прессового оборудования [1, 2].

В Институте электросварки им. Е. О. Патона в качестве альтернативы разработан способ электрошлакового литья с приплавлением (ЭШЛП) заготовок корпусов фланцевых задвижек, при котором выплавляют только центральную часть корпуса с одновременным приплавлением к ней заранее изготовленных патрубков с массивными фланцами на концах [3, 4].

Исследования механических свойств различных частей заготовок корпусов фланцевых задвижек, полученных этим способом, показали, что по прочностным свойствам металл литых электрошлаковых корпусов не уступает деформированному, а по пластическим свойствам превосходит его [5].

Однако в ходе опытных плавок установлено, что в зоне соединения патрубка с центральной частью корпуса могут иметь место непровары и трещины. Предположили, что возникновение подобных дефектов во многом определяется распределением тока, а значит, и тепловыделением в объеме шлаковой ванны.

Для проверки данного предположения при выплавке заготовки корпуса задвижки с условным проходом диаметром 50 мм проведен специальный эксперимент. Перед началом плавки один из патрубков токопроводящей перемычкой напрямую соединили с поддоном, а другой, — электрически изолировали от стенки кристаллизатора и, таким образом, полностью исключили прохождение через него электрического тока (рис. 1).

В результате эксперимента получено различное качество соединения патрубков с центральной частью корпуса (рис. 2). Между неизолированным патрубком и поддоном образовалась равномерная галтель с заданным радиусом по всему периметру

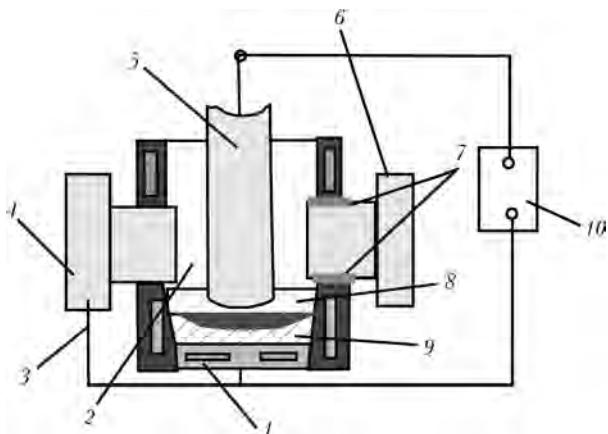


Рис. 1. Схема эксперимента для оценки связи качества приплавления патрубков с токораспределением в шлаке: 1 — поддон; 2 — кристаллизатор; 3 — токопроводящая перемычка; 4 — неизолированный патрубок; 5 — расходуемый электрод; 6 — изолированный патрубок; 7 — электроизоляция; 8 — шлаковая ванна; 9 — выплавляемая заготовка; 10 — источник питания



Рис. 2. Внешний вид соединений центральной части корпуса задвижки с неизолируемым (а) и изолированным (б) патрубками

(рис. 2, а). В то же время у изолированного патрубка галтель отсутствовала а между его боковой поверхностью и центральной частью корпуса сохранялся слой шлакового гарнисажа (рис. 2, б).

Таким образом, проведенный эксперимент показал, что проходящая через патрубок часть рабочего тока оказывает решающее влияние на качество приплавления. Этот ток влияет на тепловыделение в шлаковой ванне в районе патрубков, формируя галтель по всему периметру.

Уровень токов, протекающих через патрубки, а значит, и тепловыделение в шлаке вблизи их торцов зависят от многих факторов, в том числе от электрического сопротивления различных участков шлаковой ванны, взаиморасположения и геометрических размеров токоведущих частей (расходуемого электрода, патрубков, кристаллизатора и шлаковой ванны), а также технологических параметров процесса ЭШЛП. Влияние указанных факторов на процесс тепловыделения в шлаковой ванне можно представить с помощью математического моделирования.

Для этого нами разработана математическая модель токо- и тепловыделения в шлаковой ванне. При ЭШЛП в ходе непосредственного приплавления, когда по мере плавления расходуемого электрода уровень шлаковой ванны подымается вдоль торцов патрубков, условия токоподвода от шлака к боковой поверхности плавильного пространства существенно зависят не только от высоты уровня шлаковой ванны, но и от угла поворота радиуса вокруг оси выплавляемой заготовки.

В шлаковой ванне появляются новые направления прохождения тока от расходуемого электрода через шлак к торцам патрубков, шунтирующие рабочий ток, протекающий через расходуемый электрод. Эксперименты показали, что суммарное значение этих шунтирующих токов может достигать половины рабочего.

В работе [6] даны постановка задачи и граничные условия, а также показаны результаты моделирования и распределения тока источников теплоты в различные моменты процесса ЭШЛП.

Установлено, что с началом приплавления картина распределения объемных источников теплоты в шлаковой ванне существенно изменяется. Во вре-

мя прохождения шлаковой ванны вдоль торцов патрубков, обращенных в плавильное пространство, вблизи них возникают новые дополнительные зоны интенсивного тепловыделения в шлаке. В определенный момент времени мощность каждой из этих зон может достигать 10 % мощности тепловыделения в подъэлектродной области. Благодаря этому торцы патрубков, электрически соединенные с поддоном, прогреваются более интенсивно, оплавляются и образуют качественное соединение с выплавляемой частью заготовки.

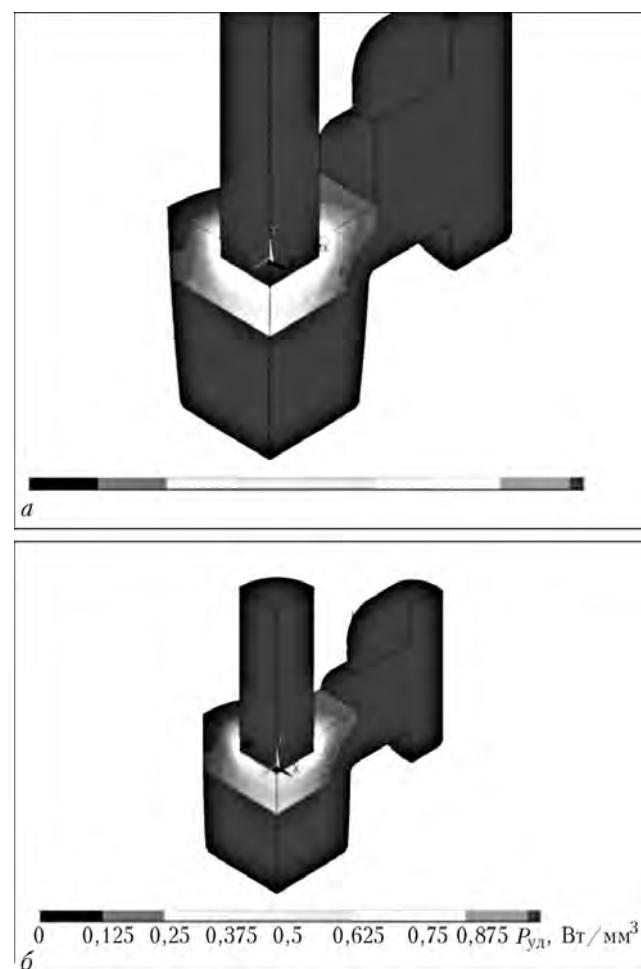


Рис. 3. Распределение удельных источников теплоты P_{yd} в шлаковой ванне при ЭШЛП заготовок корпусов задвижек Ду-80 (а) и Ду-50 (б)

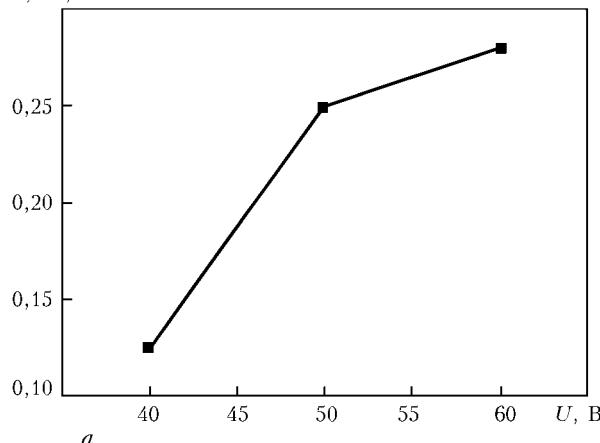
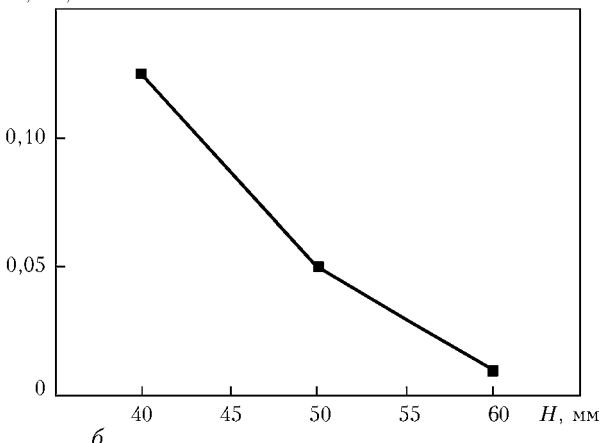
 $I, \text{ Вт}/\text{мм}^3$ *a* $I, \text{ Вт}/\text{мм}^3$ *б*

Рис. 4. Зависимость интенсивности I дополнительного тепловыделения у торцов патрубков от напряжения на шлаковой ванне U (*а*) и ее глубины H (*б*)

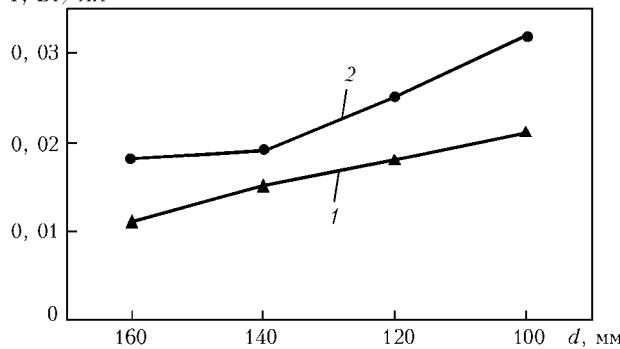
 $I, \text{ Вт}/\text{мм}^3$ 

Рис. 5. Зависимость интенсивности I тепловыделения вблизи торцов от диаметров d патрубков: 1 — ДУ-80; 2 — ДУ-50

Приведем полученные с помощью математической модели, описанной в работе [6], результаты исследования распределения мощности объемных источников теплоты в шлаковой ванне вблизи торцов патрубков в зависимости от геометрических раз-

меров заготовок и технологических параметров процесса ЭШЛП.

На рис. 3 показано распределение удельных источников теплоты в шлаковой ванне при ЭШЛП заготовок корпусов задвижек Ду-80 и ДУ-50 в момент, когда зеркало металлической ванны подходит к нижним краям патрубков. Заготовка корпуса задвижки Ду-80 имеет патрубки диаметром 160 мм и выплавляется в кристаллизаторе диаметром 270 мм.

При выплавке заготовки корпуса задвижки ДУ-50 диаметры патрубков, примыкающих к центральной части заготовки корпуса задвижки, равны 120 и 240 мм. Расчеты проводили при одинаковых значениях мощности, выделяемой в шлаковой ванне, и глубине шлаковой ванны (75 мм).

Как видно из рис. 3, при равных значениях удельной мощности тепловыделение вблизи торцов патрубка примерно одинаково. Управлять мощностью, выделяемой в шлаковой ванне постоянного химического состава, расположенной в конкретном кристаллизаторе, можно путем изменения напряже-

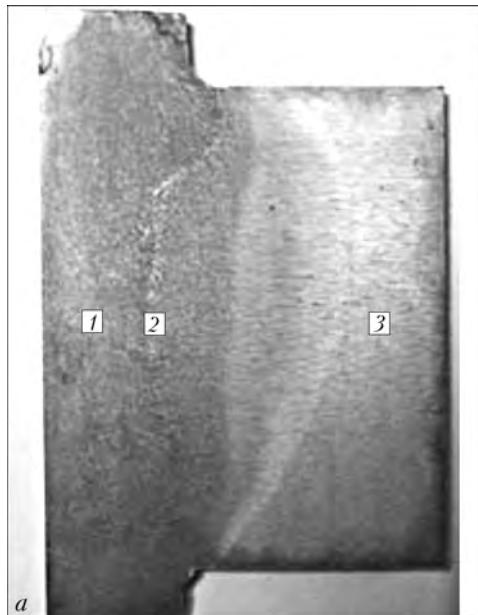
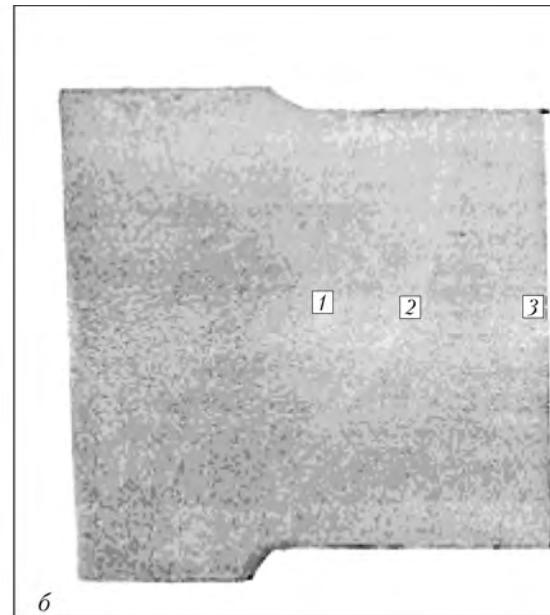
*a**б*

Рис. 6. Макрошлифы зон соединения патрубков с литым корпусом задвижек Ду-80 (*а*) и Ду-50 (*б*): 1 — литой электрошлаковый металл; 2 — линия сплавления; 3 — зона термического влияния на металле патрубка



ния источника питания или глубины шлаковой ванны. Влияние этих параметров на интенсивность дополнительных источников теплоты вблизи торцов патрубка показано рис. 4.

Влияние диаметра патрубков на интенсивность тепловыделения вблизи их торцов исследовали отдельно для заготовок корпусов ДУ-80 и ДУ-50. Результаты моделирования приведены на рис. 5.

Как видно из рис. 5, с уменьшением диаметра патрубка тепловыделение возле его приплавляемого торца возрастает. Это дополнительное тепловыделение способствует увеличению глубины проплавления торца патрубка, зафиксированному на макроструктуре зоны соединения патрубков заготовок корпусов задвижек с условным проходом 50 (ДУ-50) и 80 мм (ДУ-80) (рис. 6).

Таким образом, в результате математического моделирования определены зависимости интенсивности источников теплоты в дополнительной зоне тепловыделения, появляющейся в шлаковой ванне вблизи торцов приплавляемых патрубков, от технологических параметров и геометрии плавильного пространства.

Полученные зависимости позволяют определять технологический режим процесса ЭШЛП при выплавке корпусов задвижек различных типоразмеров.

1. Вайсберг Г. Л., Римчук Д. В. Фонтанна безпека: Запитання. Відповіді. — Харків, 2002. — 474 с.
2. Стальні поковки вместо стального литья: Рекламный проспект фирмы «Самегон» // Выставка «Нефтегаз-90».
3. Электрошлаковое литье заготовок корпусов фланцевых задвижек с приплавлением патрубков / М. А. Полещук, Л. Г. Пузрин, В. Л. Шевцов и др. // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 2. — С. 13–17.
4. Полещук М. А., Пузрин Л. Г., Шевцов В. Л. Электрошлаковое литье — самый прогрессивный способ производства корпусов арматуры высокого давления // Арматуростроение. — 2009. — № 4. — С. 49–54.
5. Исследование области соединения в заготовках корпусов фланцевых задвижек высокого давления, полученных способом ЭШЛ с приплавлением / М. А. Полещук, Т. Г. Соломийчук, Г. М. Григоренко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 4. — С. 8–12.
6. Мужиченко А. Ф., Полещук М. А., Шевцов В. Л. Математическое моделирование тепловыделения в шлаковой ванне при электрошлаковом литье с приплавлением заготовок корпусов фланцевых задвижек // Там же. — 2010. — № 2. — С. 17–20.

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

Поступила 16.02.2011

УДК 669.187.56:621.74.043:6211

КРИТЕРИИ ВЫБОРА КОНСТРУКЦИИ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ ДЛЯ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ЛИТЬЯ

С. В. Скрипник, Д. Ф. Чернега

Рассмотрены критерии выбора конструкции металлической неохлаждаемой формы, основными из которых являются материал, способ изготовления формы, уровень центробежных сил, геометрические параметры отливки. Описаны варианты конструкции литейных форм для изготовления простых и сложных по конфигурации отливок.

Criteria of selection of design of metallic non-cooled mould, the main of which are material, method of mould manufacture, level of centrifugal forces, geometric parameters of casting, are considered. Options of design of casting moulds are described for producing castings, both simple and intricate in configuration.

Ключевые слова: кокиль; толщина стенок кокиля; материал; шлаковый гарнисаж; теплоизолирующее покрытие; центробежная сила

Вопросам энергетической эффективности производства машиностроительных заготовок по мере удорожания энергоносителей уделяется все большее внимание. Наиболее дешевыми, а в случае ис-

пользования труднодеформируемых и трудносвариваемых жаропрочных сталей и сплавов, наиболее целесообразными являются литье заготовки. Сдерживающим фактором широкого применения литьих заготовок, например в газовых турбинах, являются жесткие требования к их качеству и свойствам.

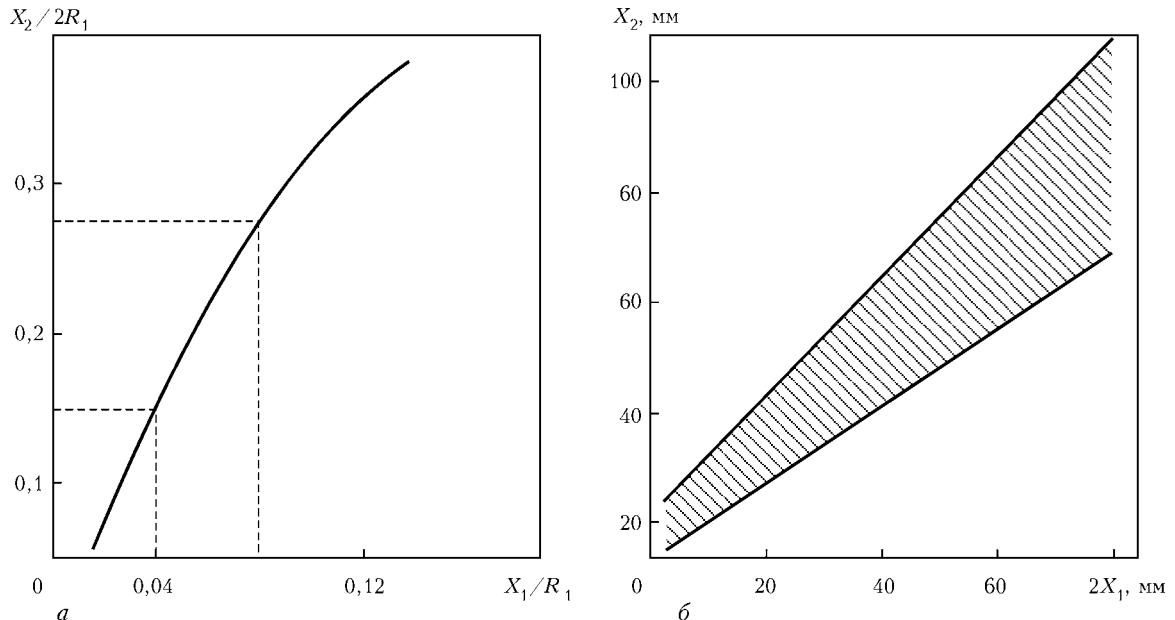


Рис. 1. Зависимость $X_2/2R_1$ от X_1/R_1 (а) и X_2 от $2X_1$ (б): X_1 — половина толщины стенки отливки; X_2 — толщина стенки кокиля; R_1 — наружный радиус отливки

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработан способ центробежного электрошлакового литья (ЦЭШЛ), позволяющий получать высококачественные заготовки со свойствами на уровне кованых [1]. При изготовлении машиностроительных заготовок способом ЦЭШЛ металл, полученный в электрошлаковой тигельной печи, разливают во вращающиеся вокруг вертикальной оси литьевые формы вместе со шлаком, используемым при плавке. Разливка всего накопленного в тигле расплава может осуществляться в закрепленную на вращающейся планшайбе одно- или многоместную литьевую форму для получения соответствующего количества отливок.

В качестве литьевых форм для ЦЭШЛ используют металлические неохлаждаемые формы (кокиль). Возможна и комбинированная литьевая форма — кокиль и керамический стержень или облицованный кокиль с различной толщиной покрытия для каждого формообразующего элемента и стержень.

Основным вопросом при проектировании кокилей является выбор материала и толщины рабочих стенок. Эти параметры конструкции определяют долговечность литьевой формы — стойкость против трещин и коробления.

Наиболее распространенными материалами для изготовления крупногабаритных кокилей для ЦЭШЛ являются углеродистые сталь 10, сталь 20, 25Л, СтЗ и высокопрочный чугун марок ВЧ 42-12, ВЧ 45-5. Преимущество чугунных кокилей состоит в повышенной стойкости, в сравнении со стальными, недостаток — в сложности их ремонта. Существующие способы ремонта чугунных кокилей с использованием сварки (кроме сварки в нагретом состоянии) не обеспечивают получения однородного по структуре и свойствам слоя наплавленного металла.

Стальные литые или сварные кокиль, в отличие от чугунных, можно многократно ремонтировать посредством заварки дефектов и наплавки. Процесс их ремонта с использованием сварки прост, требуется лишь тщательная подготовка мест заварки.

Выбор способа изготовления кокиля зависит от многих факторов: габаритных размеров и конфигурации отливки, норм точности, материала и производственных возможностей предприятий.

Термическая обработка литьевой формы при получении стальных или чугунных заготовок кокилей является обязательной. Это обусловлено необходимостью изменения литой структуры, а также снятия остаточных технологических (литейных, сварочных и т. п.) напряжений. Остаточные напряжения могут вызывать разрывы рабочей стенки формы либо ее коробление вследствие релаксации [2].

Принято считать, что толщина стенки кокиля X_2 должна равняться глубине прогрева формы к моменту окончания затвердевания отливки. При большем значении X_2 термические условия формирования отливки не изменяются.

Существуют несколько методов расчета толщины стенки формы, однако ни один из них не является универсальным. В первом приближении рекомендуются, например, эмпирические зависимости: $X_2 = 13 + 0,6 \cdot 2X_1$ [2]; $X_2 = 11 \sqrt{2}X_1$ [3], где X_1 — половина толщины стенки отливки.

На основании теоретического анализа напряженно-деформированного состояния рабочих стенок кокилей различных конструкций \dot{X}_2 для цилиндрических кокилей (рис. 1, а) полых отливок принимается по критерию X_1/R_1 , где R_1 — наружный радиус отливки [4, 5]. Положительным моментом в этом случае является учет конфигурации кокиля через наружный радиус отливки. Однако рассчитанные по указанному методу кокиля получаются довольно массивными и громоздкими.



Рис. 2. Цельный «вытряхной» одноместный кокиль ЦЭШЛ (а) и заготовка зубчатого колеса для карьерного автомобиля МАЗ (б)



Рис. 3. Секционный одноместный кокиль ЦЭШЛ (а) и корпусная заготовка для газовой турбины (б)

Согласно ГОСТ 16237–70, значение X_2 определяют с помощью графика (рис. 1, б). Для стальных рабочих стенок и высокопрочного чугуна значение X_2 находится ближе к нижней границе заштрихованной области. Расчет толщин стенок литейной формы по упомянутым вариантам позволяет получить усредненное их значение и принять оптимальное конструктивное решение.

Следует принимать во внимание, что заливка металла со шлаком во вращающуюся форму сопровождается образованием на стенках рабочей полости теплоизолирующего слоя шлакового гарнисажа, принимающего на себя существенную часть тепловой нагрузки. При этом уменьшаются термические напряжения в стенках формы, увеличивается ее срок службы.

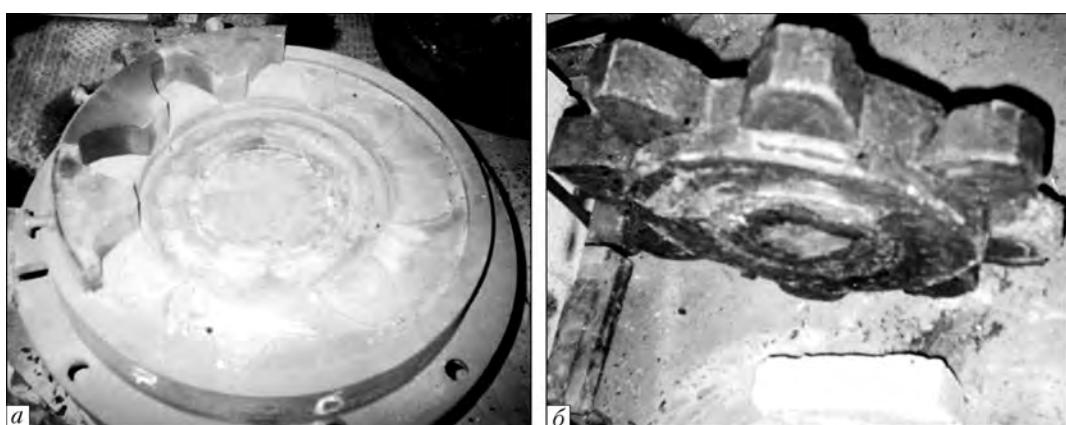
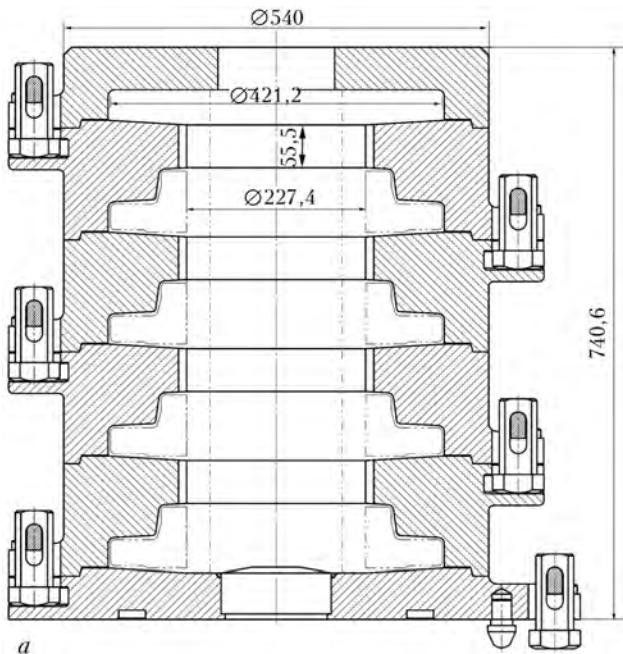


Рис. 4. Секционный одноместный кокиль ЦЭШЛ (а) и литая заготовка звездочки тяговой цепи (б)



а



б

Рис. 5. Конструктивная схема многоместного «вытряхного» кокиля с дозирующим карманом (а) и литая заготовка фланца трубопровода (б)

Снижение термических напряжений позволяет уменьшить при проектировании толщину стенки формы. С другой стороны, при ЦЭШЛ литейная форма подвергается нагрузке от действия силового центробежного поля.

В зависимости от конструктивных и служебных требований к конфигурации и качеству отливки гравитационный коэффициент может колебаться в широких пределах (вплоть до 100 и более единиц). При этом масса жидкого металла и шлака во столько же раз утяжеляется под действием центробежных сил. Поэтому прочность литейной формы после предварительного выбора толщины стенок необходимо рассчитывать, как и сосуды высокого давления.

В конечном итоге, конструкция кокиля зависит от уровня рабочих напряжений, сложности и жесткости изделия, а также от требуемой безопасности.

Наиболее простыми по конструкции являются «вытряхные» формы с горизонтальной плоскостью разъема (рис. 2). Они могут длительное время эксплуатироваться без поводок и коробления. Срок их службы зависит в основном от массы получаемых от-

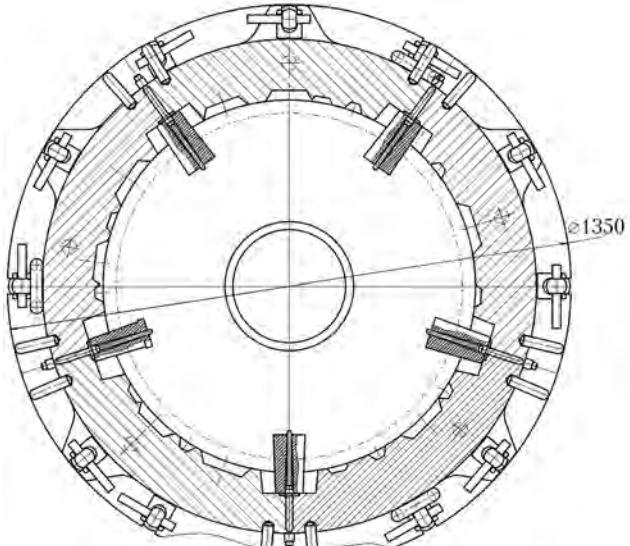


Рис. 6. Схема секционного кокиля со стержнями из податливого материала, установленными в формообразующих полостях

ливок: чем крупнее и массивнее отливка, тем он короче.

Для получения отливок сложной конфигурации применяют секционные формы с вертикальной (рис. 3) и горизонтальной (рис. 2) плоскостями разъема. Они обеспечивают быстрое извлечение затвердевших отливок. Толщину стенок таких форм приходится увеличивать с целью снижения склонности отдельных секций к короблению. После определенного количества заливок приходится растачивать полость таких форм на некоторую глубину для свободного извлечения получаемых отливок. При этом несколько увеличивается припуск на механическую обработку литых заготовок.

Приведенная на рис. 3 отливка характеризуется разнотолщинностью стенок. Поэтому для создания условий одновременного их затвердевания на полости на формирующие тонкостенные элементы отливки необходимо наносить слой изолирующего покрытия.

Способ ЦЭШЛ позволяет получать изделия практически любой конфигурации, например зубчатую звездочку для приводных цепей. В этом случае кокиль содержит отдельные секторы, формирующие зубья звездочки (рис. 4).

Для получения нескольких отливок сравнительно небольшой высоты возможно использование многоместной формы, состоящей из соответствующего количества одинаковых формообразующих элементов и дозирующего кармана в верхней части формы. Последний предназначен для приема избыточного количества металла, заливаемого из тигля в многоместную врачающуюся форму (рис. 5).

Особенности литейных свойств стали требуют иного подхода, чем для других случаев. Сталь заливают при высокой температуре, она имеет большую усадку при затвердевании, отличается низким уровнем жидкотекучести и повышенной склонностью к трещинообразованию. Поэтому при полу-



чении стальных отливок сложной формы целесообразно применять комбинированные металлические формы со слоем теплозащитного покрытия различной толщины на отдельных формообразующих элементах. Таким образом, можно регулировать теплоотвод в боковые стенки формы, торцы и формообразующие полости, обеспечивать одновременное затвердевание стенок отливки различной толщины. При этом снижается вероятность образования горячих и холодных трещин в отливке.

Для отливок, характеризующихся наличием тепловых узлов, возможно устранение последних путем использования податливых стержней, закрепленных в соответствующих частях формы (рис. 6). При этом выравнивается толщина отливки в различных ее сечениях, что благотворно сказывается на затвердевании.

Стержни содержат металлическую ось с клиновым креплением и упорной шайбой, а также втулку из стержневой огнеупорной массы с небольшой конусностью (рис. 7), которые устанавливают в форму при сборке. Кольцевой зазор между осью стержня и втулкой обеспечивает им податливость.

В этом случае частота оборотов формы определяется в зависимости от допустимого давления жидкого металла, исключающего разрушение стержней. Прочность материала стержней при ЦЭШЛ должна быть не ниже $(12 \dots 15) \cdot 10^2$ кПа. Удаление стержней производится путем выбивки их в направлении оси отливки.

Выводы

1. Кокили для ЦЭШЛ являются изделиями наиболее ответственного назначения с точки зрения как производства высококачественного продукта, так и промышленной безопасности и охраны труда, поэтому для их изготовления необходимо использовать последние достижения науки.

2. Перспективным процессом изготовления заготовок стальных кокилей является электрошлаковое литье, позволяющее получать плотные, изот-

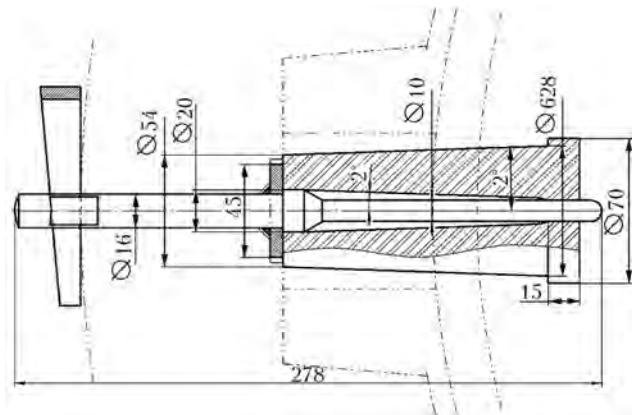


Рис. 7. Схема комбинированного стержня, установленного по оси теплового узла

ропные заготовки, имеющие повышенные значения ударной вязкости при высоких значениях температуры, что является одним из основных факторов стойкости стальных кокилей [3].

3. Перспективным способом изготовления заготовок стальных кокилей является способ ЦЭШЛ, при котором возможно получение биметаллических заготовок с внутренним слоем из жаропрочного сплава, например ХН78Т (ЭИ435), который при необходимости можно заваривать или наплавлять широко распространенными жаропрочными электродами ОЗЛ-25Б аналогичного состава.

1. Медовар Б. И., Маринский Г. С., Шевцов В. А. Центробежное электрошлаковое литье. — Киев: О-во «Знание», 1983. — 48 с.
2. Емельянов А. А. Технология литейной формы. — М.: Машиностроение, 1979. — 240 с.
3. Вейник А. И. Литье в кокиль. — М.: Машиностроение, 1980. — 415 с.
4. Серебро В. С. Расчет температурного поля металлической литейной формы // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1968. — № 11. — С. 163–167.
5. Серебро В. С. Математическое исследование охлаждения отливок в облицованных кокилях // Литейные свойства сплавов. — Киев: ИПЛ АН УССР, 1972. — С. 43–44.

НТУУ «Киевский политехнический институт»

Поступила 02.03.2011

<http://www.ukrrudprom.com>

ОАО «Днепровский МК им. Ф. Э. Дзержинского» (ДМКД, Днепродзержинск) находится на завершающей стадии строительства 7-ручевой сортовой машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) №3.

После ввода оборудования в эксплуатацию на ДМКД будут три действующих машины непрерывного литья заготовки: МНЛЗ №1 и №3 годовой производительностью 1,4-1,7 млн т каждая и МНЛЗ №2 годовой производительностью до 0,7 млн т. Максимальное производство стали в конвертерном цехе комбината может достигать 4,2 млн. т в год. В связи с этим в пресс-службе ИСД (акционер предприятия) отмечают, что доля непрерывной разливки может достигать от 83 до 97 % (в зависимости от различных технологических факторов и конъюнктуры рынка).



ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

УДК 669.187.826

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ СЛИТКОВ-СЛЯБОВ НИКЕЛЯ СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ

Н. П. Тригуб, В. А. Березос,
В. Д. Корнийчук, Ю. А. Мосунов

Представлены результаты экспериментальных исследований по переплаву лома никеля способом электронно-лучевой плавки. Создана технология получения высококачественных слитков-слябов никеля.

Results of experimental investigations on remelting of nickel scrap using the method of electron beam melting are presented. Technology was developed for producing high-quality ingots-slabs of nickel.

Ключевые слова: никель; электронно-лучевая плавка; слитки-слябы; рафинирование

Благодаря разработке новых конструкционных материалов, в которых никель является основным или легирующим элементом, спрос на них постоянно увеличивается.

Основные потребители никеля — металлургическая, энергетическая, химическая и другие отрасли промышленности. Из чистого никеля изготавливают различные аппараты, приборы, котлы и тигли с высокой коррозионной стойкостью и постоянством физических свойств. Особое значение имеют никелевые материалы при изготовлении резервуаров и цистерн для нужд энергетической и химической отраслей промышленности.

В Украине имеются небольшие залежи никелевых руд, уже истощающиеся. В частности, запасы никелевого месторождения Липовенковское в центральной Украине могут быть исчерпаны за 5 лет [1]. Спрос на никель в Украине практически полностью удовлетворяется за счет импорта. В этой связи разработка технологии получения высококачественных слитков никеля из лома является актуальной задачей.

Современная промышленность, особенно энергетическая, нуждается в полуфабрикатах из цветных металлов и сплавов с минимальным содержанием газов и примесей, а также отличающихся высокими значениями плотности и пластичности.

Многие из примесей относятся к вредным, резко ухудшающим физико-химические свойства металлов и сплавов. Разработка эффективных способов защиты от проникновения вредных примесей и удаление их в процессе получения и дальнейшей обработки металлов является одной из основных проблем современной металлургии.

Электролитическое рафинирование никеля, проводимое с целью очистки от вредных примесей, позволяет получать металл довольно высокой степени чистоты (99,90...99,99 %) [2]. Однако сохранить этот показатель при переплаве электролитического никеля в слитки весьма трудно.

Совершенствование технологии производства никеля высокой степени чистоты осуществляли путем выплавки его в вакуумных индукционных или дуговых печах. При вакуумной индукционной плавке никеля все же не удается полностью предотвратить его загрязнение вследствие взаимодействия с футеровкой тигля [3].

Вакуумный дуговой переплав исключает загрязнение никеля, поскольку производится в водоохлаждаемый кристаллизатор. Однако при этом способе никель слабо рафинируется от газов и практически не рафинируется от других примесей [4]. Кроме того, при вакуумном дуговом переплаве предъявляются очень высокие требования к расходуемым электродам (должны пропускать большие токи), удовлетворить которые при сборке электро-

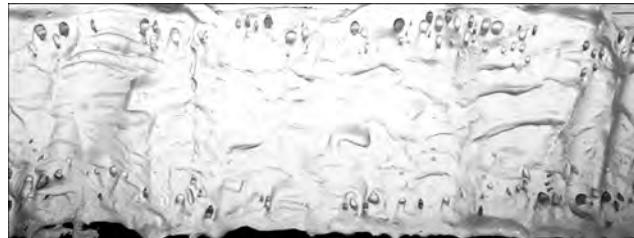


Рис. 1. Газовая пористость на оплавленном торце слитка никеля в зоне контакта со стенками кристаллизатора

дов из электролитических пластин никеля весьма трудно [5].

Анализ различных способов выплавки слитков никеля показал, что наиболее эффективным и экономически оправданным процессом получения особо чистых слитков никеля путем утилизации лома никеля является технология электронно-лучевой плавки (ЭЛП), обеспечивающая наибольшую степень рафинирования никеля при наименьших затратах [4]. Она позволяет осуществлять практически полную утилизацию отходов в виде листовой обрези, кусковых отходов, стружки. При этом отсутствует необходимость в такой трудоемкой операции, как изготовление компактного расходуемого электрода.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины накоплен опыт по повышению степени чистоты, улучшению структуры и свойств никеля способом ЭЛП [4].

Экспериментальные исследования проводили на промышленной электронно-лучевой установке УЭ5812 [6], на которой из лома никеля выплавляли слитки-слябы прямоугольного сечения.

В качестве шихты использовали лом никеля в виде пластин катодного никеля марки Н1, а также стружку никеля марки НП2. Размеры кусков лома не превышали 10×500×1000 мм. Поверхность лома очищали от различных видов загрязнения. Формирование расходуемого электрода осуществляли в нерасходуемом коробе. После формирования расходуемой заготовки установку герметизировали и вакуумировали.

В процессе плавки исходная шихта непрерывно с заданной скоростью подавалась в зону плавки над промежуточной емкостью, где под действием электронно-лучевого нагрева происходило ее сплавление. После наполнения промежуточной емкости жидкий металл сливали в водоохлаждаемый медный кристаллизатор. По мере наплавки слиток опускали вниз механизмом вытягивания по полу-непрерывному режиму (после повышения уровня жидкого металла в кристаллизаторе на 10...15 мм с линейной скоростью $(2\ldots3)\cdot10^{-4}$ м/с до тех пор, пока ванна не достигала прежнего уровня). Вытягивание слитка производили после каждого слива порции жидкого металла в кристаллизатор.

В ходе плавки контролировали следующие технологические параметры: скорость подачи шихты, ускоряющее напряжение и ток луча. Скорость плавки регулировали скоростью подачи исходной ших-

Таблица 1. Содержание газов в никеле до и после ЭЛП

Марка шихты	Состояние	Массовая доля газов, %		
		[O]	[N]	[H]
Н1	Исходное	0,004	0,0013	0,0003
	После ЭЛП	0,0002	0,0003	0,0001
НП2	Исходное	0,005	0,0022	0,0018
	После ЭЛП	0,0003	0,0003	0,0001

ты в зону плавки, а численные значения ускоряющего напряжения и тока луча измеряли соответствующими приборами.

В стационарном режиме наплавляли слиток необходимой длины. Затем в головной части слитка выводили усадочную раковину. Слитки остывали в вакууме вместе с камерой. Установку развакуумировали и выгружали слиток цеховым краном.

Водород и азот не образуют с никелем соединений, устойчивых при высоких температурах [2]. В расплавленном состоянии никель может растворять большое количество газов (азот, водород, кислород), которые, выделяясь при кристаллизации металла из-за резкого уменьшения растворимости газов с понижением температуры жидкого металла, приводят к образованию в слитках пор.

Вследствие большой скорости охлаждения слитка вблизи стенок водоохлаждаемого медного кристаллизатора при ЭЛП растворенные в жидком металле газы не успевают выйти из жидкой ванны и часть их остается в затвердевшем металле, образуя пустоты — газовую пористость (рис. 1). При затвердевании металла эти газы также могут взаимодействовать между собой с образованием паров воды, которые из-за невозможности диффундировать через металл способствуют образованию пористости в слитке. При попадании этих газов в жидкую ванну могут проходить реакции типа $\text{NiO} + 2\text{H} = \text{Ni} + \text{H}_2\text{O}$, $\text{NiO} + \text{C} = \text{Ni} + \text{CO}$ [2].

С целью предотвращения возникновения газовой пористости при выплавке слитков никеля уве-



Рис. 2. Внешний вид слитков-слябов никеля



Таблица 2. Химический состав слитков никеля

№ образцов	Массовая доля элементов, %							
	C	Mg	Si	P	S	Mn	Fe	Cu
Исходный	$1,17 \cdot 10^{-3}$	$1,32 \cdot 10^{-5}$	$2,41 \cdot 10^{-4}$	$1,01 \cdot 10^{-3}$	$1,69 \cdot 10^{-4}$	$1,69 \cdot 10^{-3}$	$1,51 \cdot 10^{-2}$	$1,09 \cdot 10^{-2}$
1	$1,06 \cdot 10^{-3}$	$4,0 \cdot 10^{-6}$	$1,97 \cdot 10^{-5}$	$1,63 \cdot 10^{-5}$	$6,77 \cdot 10^{-5}$	$6,03 \cdot 10^{-5}$	$4,41 \cdot 10^{-3}$	$3,91 \cdot 10^{-4}$
2	$1,02 \cdot 10^{-3}$	$2,01 \cdot 10^{-5}$	$2,09 \cdot 10^{-4}$	$1,6 \cdot 10^{-6}$	$8,75 \cdot 10^{-5}$	$1,45 \cdot 10^{-5}$	$3,52 \cdot 10^{-3}$	$4,58 \cdot 10^{-5}$
3	$1,13 \cdot 10^{-3}$	$2,3 \cdot 10^{-5}$	$2,37 \cdot 10^{-4}$	$1,05 \cdot 10^{-5}$	$7,42 \cdot 10^{-5}$	$3,23 \cdot 10^{-5}$	$1,48 \cdot 10^{-3}$	$3,24 \cdot 10^{-4}$
ГОСТ 492–2006	0,1	0,1	0,15	0,002	0,005	0,05	0,01	0,01

Продолжение табл. 2

№ образцов	Массовая доля элементов, %							
	Zn	As	Cd	Sn	Sb	Pb	Bi	Ni+Co
Исходный	$1,05 \cdot 10^{-3}$	$2,02 \cdot 10^{-3}$	$1,04 \cdot 10^{-5}$	$6,95 \cdot 10^{-5}$	$2,77 \cdot 10^{-5}$	$1,05 \cdot 10^{-3}$	$1,2 \cdot 10^{-6}$	99,718
1	$2,50 \cdot 10^{-6}$	$6,49 \cdot 10^{-5}$	$5,80 \cdot 10^{-6}$	$2,42 \cdot 10^{-5}$	$7,90 \cdot 10^{-6}$	$1,05 \cdot 10^{-5}$	$0,1 \cdot 10^{-6}$	99,982
2	$1,19 \cdot 10^{-4}$	$0,30 \cdot 10^{-6}$	$5,60 \cdot 10^{-6}$	$1,10 \cdot 10^{-6}$	$9,50 \cdot 10^{-6}$	$1,92 \cdot 10^{-5}$	$0,1 \cdot 10^{-6}$	99,969
3	$5,30 \cdot 10^{-6}$	$3,29 \cdot 10^{-5}$	$7,50 \cdot 10^{-6}$	$3,54 \cdot 10^{-5}$	$6,90 \cdot 10^{-6}$	$2,35 \cdot 10^{-5}$	$0,1 \cdot 10^{-6}$	99,921
ГОСТ 492–2006	0,007	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002	99,500

личили время выдержки жидкого металла в промежуточной емкости и кристаллизаторе. При последующем переплаве на оптимизированных режимах электронно-лучевой плавки газовой пористости в слитках никеля не обнаружено.

Слитки никеля электронно-лучевой плавки подвергали анализам на содержание газов и других примесей (табл. 1).

Измерения химического состава образцов исходной шихты никеля и слитков-слябов после ЭЛП выполняли на установке INA-10 (Leybold-Heargues, Германия) методом масс-спектрометрии вторичных пост-ионизированных нейтральных частиц.

Анализ химического состава выплавленных слитков-слябов никеля показал (табл. 2), что в процессе ЭЛП многие легкоплавкие примеси удалялись, уменьшалось количество неметаллических включений.

При ЭЛП сплавов на основе никеля существенно снижается содержание цинка, висмута, свинца и других легкоплавких примесей. Массовые доли кремния и углерода изменяются незначительно.

В ходе ЭЛП жидкий никель не смачивает стенки кристаллизатора, поэтому боковая поверхность слитков становится гладкой блестящей (рис. 2).

Процесс ЭЛП никеля и его сплавов достаточно экономичен. Расход электроэнергии составляет 1,0...1,2 кВт·ч/кг. Слитки не имеют усадочных раковин и отличаются значительно более высокой сте-

пенью чистоты, по сравнению с промышленными марками никеля НП2 (табл. 2).

Выводы

1. Проведенные исследования показали перспективность применения технологии ЭЛП для утилизации лома никеля. Продемонстрирована эффективность рафинирования лома никеля от газов и примесей способом ЭЛП.

2. С использованием способа ЭЛП выплавлены высококачественные слитки никеля чистотой 99,9 мас. %.

3. Разработана технология получения высококачественных слитков-слябов никеля способом ЭЛП.

- Richard M. Levine. The mineral industry of Ukraine // U. S. Geological survey-minerals information. — 2008. — V. 1–5.
- Перельман Ф. М., Зворыкин А. Я. Кобальт и никель. — М.: Наука, 1975. — 215 с.
- Бобылев А. В. Механические и технологические свойства металлов: Справочник. — М.: Металлургия, 1987. — 208 с.
- Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А. Электронно-лучевая плавка и рафингование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1973. — 240 с.
- Уткин Н. И. Металлургия цветных металлов. — М.: Металлургия, 1985. — 440 с.
- Промышленная электронно-лучевая установка УЭ-5812 // Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, В. Д. Корнибук и др. // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 1. — С. 11–14.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
ООО «TexMetСплав», Уфа
Поступила 20.04.2011



УДК 669.187.526.001.5

СТРУКТУРА ДВУХФАЗНЫХ КОНДЕНСАТОВ Cu–NaCl, ОСАЖДАЕМЫХ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ В ВАКУУМЕ

**Ю. А. Курапов, С. Е. Литвин,
Г. Г. Дикин, С. М. Романенко**

Приведены результаты исследования структуры конденсатов композиции Cu–NaCl, их химического состава и массовой доли кислорода в зависимости от содержания меди, полученных из паровой фазы с использованием электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме. Рассмотрено влияние содержания меди на фазовый состав наночастиц. Исследована кинетика относительного изменения массы пористых конденсатов Cu–NaCl при нагреве до 650 °C и охлаждении на воздухе. Полученные результаты рассмотрены с позиций физической и химической адсорбции.

Results of investigation of structure of condensates of composition Cu–NaCl, their chemical composition and mass fraction of oxygen depending on content of copper produced from vapor phase using electron beam evaporation and condensation in vacuum are given. The effect of copper content on phase composition of nanoparticles was studied. The kinetics of comparative change in mass of porous condensates Cu–NaCl in heating up to 650 °C and air cooling was investigated. The obtained results are studied from the point of view of physical and chemical adsorption.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение; осаждение; наночастицы

Наночастицы, полученные практически всеми способами, находятся в метастабильном неравновесном состоянии. С одной стороны, это обстоятельство усложняет их изучение и использование в нанотехнологии для создания стабильно работающих устройств, с другой, — неравновесность системы позволяет осуществлять необычные и трудно прогнозируемые новые химические превращения. Специфические размерные эффекты наиболее сильно проявляются в малых частицах, где преобладают нерегулярные зависимости свойств от размера частиц. Степень активности частицы, в зависимости от размера, обусловлена ее изменяемыми свойствами при взаимодействии с адсорбируемым реагентом [1], основным из которых для металлических наночастиц является кислород. Вследствие высокой активности наночастиц металлов их существование в свободном виде, без взаимодействия с окружающей средой, возможно только в вакууме.

Установлено [2, 3], что наночастицы меди и оксида меди оказывают выраженное антибактериальное действие в отношении грамположительных и грамотрицательных бактерий. Дальнейшие разработки и создание лекарственных средств на основе наночастиц меди и оксида меди требуют выбора такого способа синтеза наночастиц, который обеспечивал бы получение различных композиций наноматериалов на основе меди с заданным содержанием

необходимых структурных составляющих. Технология электронно-лучевого испарения и конденсации позволяет осуществлять синтез этих наноматериалов [4].

Предметом исследования в данной работе было влияние концентрации меди и температуры отжига на фазовый состав наночастиц в пористой матрице NaCl конденсатов, получаемых способом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме.

Материалы и методика эксперимента. Наночастицы в пористой солевой матрице получали путем конденсации смешанных молекулярных потоков меди и NaCl в вакуумной электронно-лучевой установке [5–7]. Измеренная температура поверхности медной охлаждающей подложки при осаждении паровых потоков составляла 30...50 °C, полученные конденсаты имели толщину 125...200 мкм. Исследования выполнены на поперечных сколах конденсаторов и на порошке измельченного в агатовой ступке конденсата.

Для изучения элементного состава и структуры конденсаторов использовали растровый электронный микроскоп CamScan с рентгеновской приставкой INCA-200 Energy. Фазовый состав наночастиц определяли при помощи методов просвечивающей электронной микроскопии (на микроскопе НИТАС-НІ Н-800 при ускоряющем напряжении 100 кВ) и рентгеноструктурного анализа на дифрактометрах ДРОН-3 и ДРОН-4-07 в излучении CuK_α линии анода с никелевым фильтром.

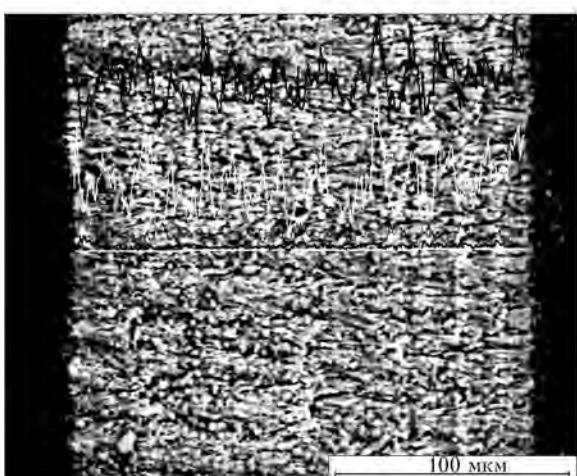
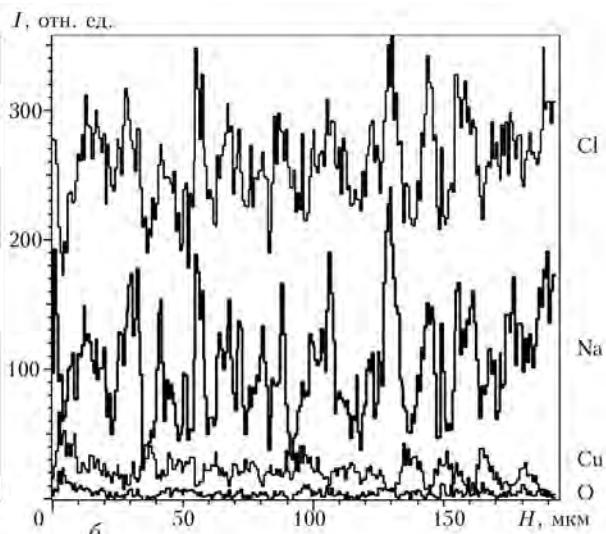
*a*

Рис. 1. Микроструктура ($\times 530$) конденсата Cu–NaCl (а) и распределение элементов по его толщине (б); $T_{\text{п}} = 30 \dots 50^{\circ}\text{C}$; I – интенсивность; H – толщина конденсата

Кинетику окисления наночастиц меди при непрерывном нагреве и последующем охлаждении на воздухе (со скоростью $10^{\circ}\text{C}/\text{мин}$) в температурном интервале $20 \dots 650^{\circ}\text{C}$ изучали с использованием термогравиметрического анализатора TGA-7.

Результаты исследований. Исследования макроструктуры и элементного состава на поперечном сколе конденсата Cu–NaCl показали равномерность распределения элементов (меди, натрий, хлор, кислород) по его толщине (рис. 1). Это свидетельствует о постоянстве соотношения скоростей испарения и конденсации отдельных компонентов. При изучении элементного состава конденсатов с различным содержанием меди в их поперечном сечении обнаружен кислород в количестве, превышающем необходимое для стехиометрического состава оксидов меди (рис. 2). Установлено, что отношение атомарных процентов кислорода и меди (O/Cu) зависит от массовой доли меди и снижается с ее увеличением в конденсате (рис. 2). Высокая адсорбционная способность к кислороду объясняется наличием в конденсате наночастиц малых размеров.

Наночастицы металлов малых размеров характеризуются избыточной энергией и высокой химической активностью [1]. В конденсатах, содержащих

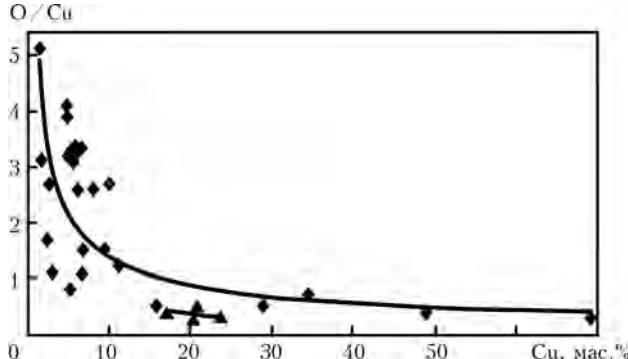


Рис. 2. Зависимость соотношения концентрации кислорода и меди (O/Cu) от содержания меди в конденсатах композиции Cu–NaCl при $T_{\text{п}}, ^{\circ}\text{C}$: 1 – 40...50; 2 – 200

ших от 15 до 30 мас. % меди, вероятность агрегации наночастиц в паровом потоке и при осаждении на подложку велика, при этом соотношение кислорода и меди приближается к стехиометрическому (рис. 2), что подтверждает высокую адсорбционную способность наночастиц малых размеров к кислороду [1]. Увеличение температуры подложки $T_{\text{п}}$ при получении конденсата приводит к снижению соотношения атомарных процентов кислорода и меди (рис. 2), что связано в первую очередь с увеличением размеров наночастиц и сокращением суммарной площади их поверхности.

При исследовании тонких сколов конденсатов Cu–NaCl методом просвечивающей электронной микроскопии обнаружено присутствие наноразмерной субстанции (рис. 3), фазовый состав которой соответствовал преимущественно Cu_2O . Более полное представление о фазовом составе наночастиц в зависимости от содержания меди в конденсате дают результаты рентгеноструктурного анализа (таблица).

Анализ полученных данных свидетельствует о том, что при содержании меди в конденсате до 20 мас. %, когда вероятность агрегации наночастиц в смешанном паровом потоке и осаждении на подложке мала, в пористом конденсате с мелкими наночастицами в воздушной среде рентгенофазовым анализом (РФА) обнаруживаются Cu_2O и CuO (таблица).

При массовой доле меди в конденсате 20...30 % вероятность агрегации наночастиц в смешанном паровом потоке и при осаждении повышается. Таким образом, в конденсате присутствует преимущественно фаза Cu_2O (таблица).

При содержании меди от 30 до 50 мас. % увеличивается доля крупных наночастиц; наряду с преимущественным присутствием Cu_2O обнаружены фазы CuO и медь (таблица). Когда содержание меди в конденсате превышает 50 мас. %, наряду с фазой Cu_2O значительно возрастает доля фазы меди, а фаза CuO отсутствует (таблица).

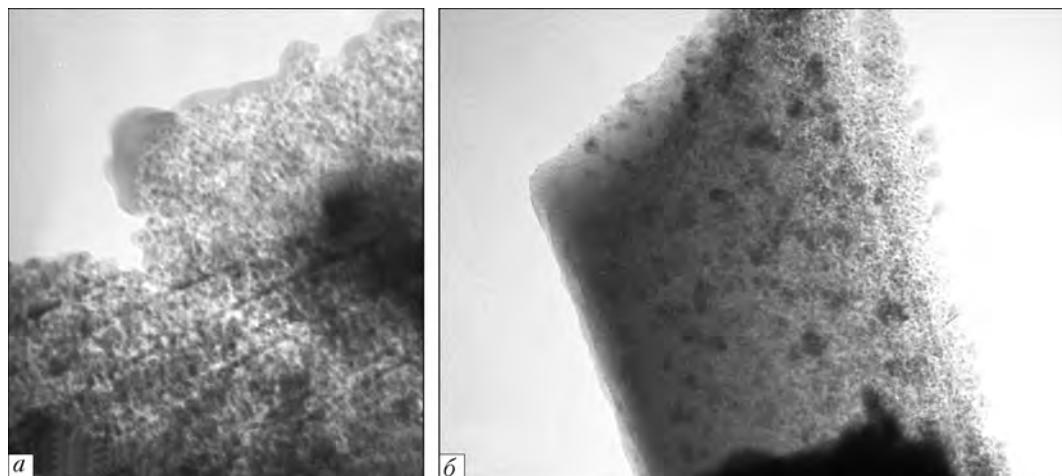


Рис. 3. Микроструктура исходных конденсатов Cu–NaCl; *а* – $\times 300000$; *б* – $\times 180000$

Следовательно, в воздушной среде происходит физическая адсорбция влаги и воздуха открытой поверхностью наночастиц меди, вкрапленных в микро- и наноразмерных порах солевой матрицы. Благодаря кислороду воздуха наночастицы меди превращаются в оксиды Cu_2O и CuO (таблица).

В свою очередь, образующиеся очень активные мелкие наночастицы оксидов меди, взаимодействуя с атмосферой воздуха, адсорбируют на своей поверхности влагу и кислород, увеличивая концентрацию последнего в конденсате, что продемонстрировано при исследовании элементного состава на поперечных сколах конденсатов с малым содержанием меди (рис. 2, Cu до 20 мас. %). С увеличением концентрации меди в конденсате размер наночастиц возрастает, а их активность уменьшается. Поэтому менее активная адсорбция влажного воздуха и, следовательно, кислорода (рис. 2, Cu > 20 мас. %), способствует преимущественному образованию фазы Cu_2O (таблица, № 3–7).

Фазовый состав наночастиц в конденсатах Cu–NaCl				
№ п/п	Cu, мас. %	Фазовый состав наночастиц по данным РФА, отн. %		
		Cu	Cu_2O	CuO
1	13,7	0	75,0	25,0
2	19,3	0	40,0	60,0
3	23,0	0	100,0	0
4	26,0	0	100,0	0
5	26,0	0	86,2	13,8
6	27,5	0	100,0	0
7	30,0	0	90,9	9,1
8	32,6	13,2	73,6	13,2
9	33,1	13,5	70,3	16,2
10	36,0	0	83,9	16,1
11	47,1	13,9	69,4	16,7
12	55,1	49,1	50,9	0

По мере дальнейшего повышения концентрации меди и укрупнения наночастиц менее активные из них адсорбируют практически такое же количество влажного воздуха и кислорода (рис. 2, Cu > 20 мас. %). Поэтому освободившийся кислород (в связи с появлением чистой меди) частично идет на доокисление фазы Cu_2O в фазу CuO (таблица, № 8–11).

Кроме изменения концентрации меди, фазовый состав наночастиц в конденсатах Cu–NaCl можно регулировать посредством термической обработки конденсатов. Нагрев на воздухе активирует диффузационные процессы, приводящие к коагуляции и увеличению размеров наночастиц и ускоренному их окислению, что зафиксировано при термогравиметрическом анализе кинетики относительного изменения массы пористого конденсата Cu–NaCl при его нагреве до температуры 650 °C и последующем охлаждении на воздухе.

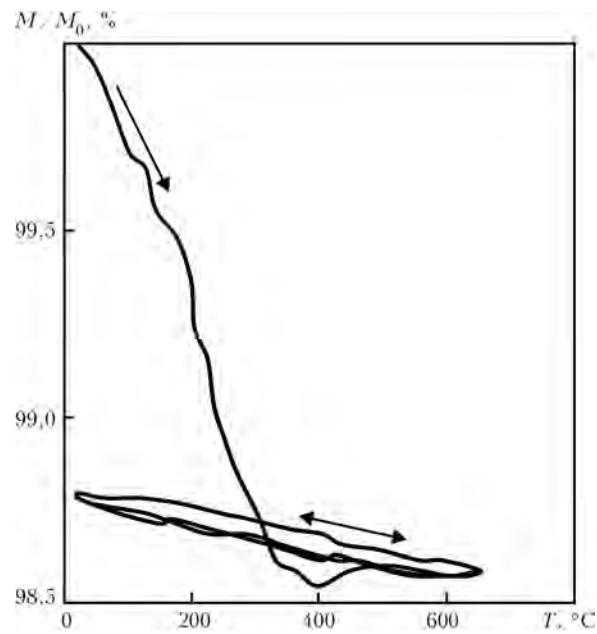


Рис. 4. Кинетика относительного изменения массы M измельченного конденсата Cu–NaCl (13,7 мас. % меди) при двух циклах нагрева и охлаждения на воздухе; M_0 – масса исходного конденсата

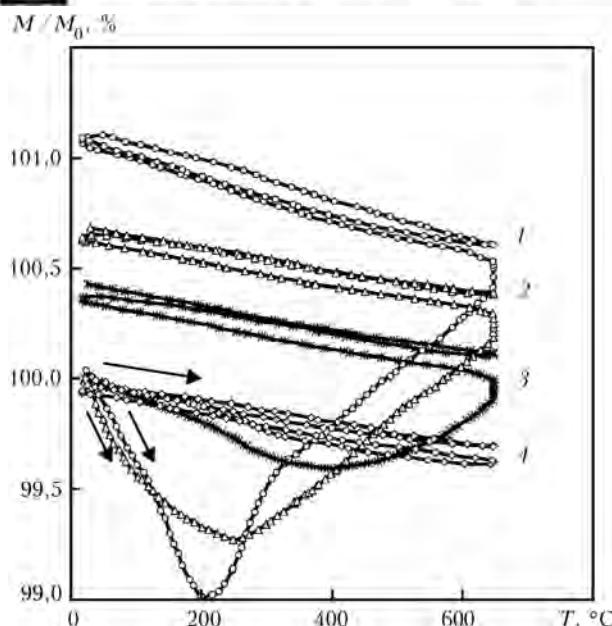


Рис. 5. Кинетика относительного изменения массы измельченного конденсата Cu–NaCl (22 мас. % меди) при двух циклах нагрева и охлаждения на воздухе в зависимости от температуры отжига: 1 – исходный; 2 – 200 °C, 10 мин; 3 – 400 °C, 13 мин; 4 – 650 °C, 5 мин

Исследования, проведенные на конденсатах Cu–NaCl, содержащих 13,7 мас. % меди (рис. 4), показали, что с ростом температуры до 400 °C (нагрев со скоростью 10 °C/мин) масса пористого конденсата снижается за счет удаления влаги (до 100...120 °C) и гидроксильных групп OH⁻ (что подтверждено инфракрасной спектроскопией). Дальнейшее повышение температуры (более 400 °C) способствует увеличению массы пористого конденсата вследствие перехода фазы Cu₂O в фазу CuO (рис. 4).

После нагрева до 650 °C в конденсате присутствует только фаза CuO, поэтому последующие циклы охлаждения и нагрева не изменяют фазовый состав конденсата (рис. 4). Увеличение продолжительности отжига конденсата в диапазоне низких температур (200...400 °C) способствует болееному прохождению диффузионных процессов. Так, после отжига на воздухе при значениях температуры 300 и 400 °C в течение 1 ч медь в конденсате присутствует в виде фазы CuO.

С повышением концентрации меди в конденсате (до 22 мас. %) доля адсорбированного воздуха понижается за счет увеличения размеров наночастиц и уменьшения их активности (рис. 5, кривая 1). Для перевода большего количества фазы Cu₂O (таблица) в фазу CuO требуется больше кислорода, поэтому при нагреве выше 200 °C на кривой тер-

могравиметрического анализа (ТГА) отмечается прирост массы образца конденсата вплоть до температуры 650 °C (рис. 5, кривая 1).

После отжига этого конденсата при температуре 200 °C, 10 мин частично прошедшие диффузионные процессы, способствующие окислению и коагуляции наночастиц, еще больше снижают долю адсорбированного воздуха (рис. 5, кривая 2). Соответственно уменьшается доля дополнительного кислорода воздуха для перевода фазы Cu₂O в фазу CuO, что отмечается меньшим приростом массы конденсата во втором цикле нагрева (рис. 5, кривая 2). После отжига конденсата в течение 13 мин при 400 °C зафиксировано дальнейшее снижение указанных параметров (рис. 5, кривая 3).

После отжига конденсата при 650 °C в течение 5 мин прошедшие диффузионные процессы приводят к полному переходу фазы Cu₂O в фазу CuO, а укрупнившиеся наночастицы настолько теряют свою активность, что конденсат становится практически нейтральным по сорбционным свойствам, а на кривых ТГА не обнаружено отклонений (рис. 5, кривая 4).

Таким образом, путем управления активностью (размером) наночастиц за счет концентрации меди в конденсате, температурой нагрева и продолжительностью отжига можно создавать композиции наноматериалов на основе меди с заданным содержанием структурных составляющих.

1. Серев Г. Б. Нанохимия. — М.: Изд-во Москов. ун-та, 2007. — 336 с.
2. Глушенко Н. Н. Физико-химические закономерности биологического действия высокодисперсных порошков металлов: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — М., 1988. — 50 с.
3. Глушенко Н. Н., Богословская И. П., Ольховская И. П. Физико-химические закономерности биологического действия высокодисперсных порошков металлов // Химическая физика. — 2002. — № 4. — С. 79–85.
4. Наносеребро: Технологии получения, фармакологические свойства, показания к применению / И. С. Чекман, Б. А. Мовчан, М. И. Загородний и др. // Мистецтво лікування. — 2008. — № 5. — С. 32–34.
5. Мовчан Б. А. Электронно-лучевая нанотехнология и новые материалы в медицине — первые шаги // Вісник фармакології і фармації. — 2007. — № 12. — С. 5–13.
6. Пат. 87177 Україна, МПК В 82 В 3/00. Спосіб одержання наночастинок для магнітних рідин електронно-променевим випаруванням і конденсацією у вакуумі, спосіб одержання магнітної рідини й магнітна рідина, що одержана цим способом / Б. Є. Патон, Б. О. Мовчан, Ю. А. Курапов. — Опубл. 25.06.2009; Бюл. № 12.
7. Мовчан Б. А., Курапов Ю. А., Романенко С. М. Магнітні рідини, отримані електронно-лучевим испаренієм та конденсацієй Fe₃O₄ в вакуумі: Тез. докл. Міжнарод. конф. HighMatTech. (Київ 15–19 окт. 2007 р.) — Київ, 2007. — 275 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 14.04.2011



УДК 669.187.526:51.001.57

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЕРЕПЛАВ ОТХОДОВ ЧЕКАНОЧНОГО ИНСТРУМЕНТА

В. О. Мушегян

Создана технология утилизации лома инструментов чеканочного монетного производства способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. Определены технологические параметры процесса переплава, обеспечивающие марочный состав стали 5XB2C в получаемой заготовке. Технология может быть реализована на предприятиях Украины.

Technology has been developed for utilization of scrap of tools of money coining production using the method of electron beam melting with an intermediate crucible. The technological parameters of remelting process are determined guaranteeing the grade composition of steel 5KhV2S in the produced billet. The technology can be realized at the enterprises of Ukraine.

Ключевые слова: штамповая сталь; отходы; электронно-лучевой переплав; структура; хладноломкость

В 1994 г. в связи с введением национальной валюты создали Банкнотно-монетный двор Национального банка Украины (НБУ). В апреле 1998 г. открыли Монетный двор, который является составной частью комплекса Банкнотно-монетного двора НБУ. Его основная задача заключается в обеспечении потребностей государства в памятных и юбилейных монетах из дорогостоящих и цветных металлов, монетах массового оборота, государственных наградах и знаках; отечественных организаций — в изготовлении ведомственных наград и памятных медалей; зарубежных стран — в выполнении заказов на чеканку монет как из дорогостоящих металлов, так и массового оборота [1].

С целью обеспечения инструментами многочисленного штампового оборудования для чеканки монет за рубежом закупили инструментальную сталь типа 5XB2C (табл. 1, рис. 1). По мере износа инструмента накопились значительные запасы лома указанной штамповой стали, поэтому в настоящее

время актуальной является задача его переработки в заготовки для производства новых штампов, качество которых не уступало бы качеству исходных. При этом следует сохранить химический состав и структуру исходной стали.

Сталь рабочего инструмента должна отличаться высокой твердостью, износостойкостью и прочностью, повышенным сопротивлением пластическим деформациям, достаточной вязкостью (особенно для инструментов, испытывающих динамические нагрузки).

Необходимость в удовлетворительном уровне ударной вязкости обусловлена склонностью штамповых сталей к хрупкому разрушению. При комнатной температуре вязкость образцов с гладким надрезом K_{CU} составляет 1...4 Дж/см² [2].

Работа разрушения надрезанного ударного образца a_n состоит из двух частей: затрачиваемой на пластическое и упругое деформирование образца до возникновения на дне надреза трещины (работа зарождения трещины a_3) и расходуемой на распространение этой трещины по сечению образца (работка развития трещины a_p).

Таблица 1. Химический состав стали 5XB2C

Образец	Массовая доля элементов, %							
	W	V	Si	Cu	Mo	Mn	Ni	Cr
Марочный	1,80...2,30	< 0,30	0,80...1,10	< 0,30	< 0,30	0,15...0,45	< 0,35	0,90...1,20
Исходный	1,96	0,16	0,54	0,30	0,25	0,25	0,21	0,97
ЭЛПЕ	1,95	0,14	0,87	0,02	0,05	0,19	0,21	0,96



Рис. 1. Заготовки чеканочного инструмента из стали 5ХВ2С: *a* — стандартная; *b* — полученная способом электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ)

Установлено [3], что a_p — характеризует работу, затрачиваемую на окончательное разрушение при вязком изломе. При хрупком разрушении высокопрочных сталей, какими являются инструментальные стали, работа развития трещины a_p очень мала. Для таких сталей вязкость характеризуется только работой зарождения трещины a_3 .

Одним из наиболее прогрессивных способов плавки является ЭЛПЕ. Благодаря вакуумной защитной атмосфере и длительному воздействию концентрированного нагрева электронным лучом в промежуточной емкости металл рафинируется от вредных примесей, а также от неметаллических включений, которые являются концентраторами напряжений и зародышами для развития трещин [4]. Удаление примесей и неметаллических включений способствует росту пластичности металла, в частности значительному повышению ударной вязкости [5].

Отрицательным фактором ЭЛПЕ является испарение в условиях вакуума легирующих элементов, особенно с высокой упругостью пара при температуре расплава. Для стали 5ХВ2С таким элементом является марганец, содержание которого должно бытьдержано в пределах 0,15...0,45 мас. %.

Настоящее исследование заключалось в проведении серии экспериментальных плавок с целью определения технологических параметров ЭЛПЕ, обеспечивающих удовлетворительное качество ме-

талла заготовок штамповой стали при сохранении ее марочного состава.

Плавки проводили в НТЦ «Патон-Армения» МНТК «ИЭС им. Е. О. Патона» на электронно-лучевой установке ВМ-1 [6] по следующей технологии. Лом чеканочного инструмента помещали в загрузочное устройство установки, печь вакуумировали. Плавку осуществляли четырьмя пушками: первая и вторая пушки плавят лом в промежуточную емкость, третьей пушкой нагревают расплав металла в промежуточной емкости, который затем сливают в кристаллизатор.

В кристаллизаторе с помощью четвертой пушки осуществляли нагрев слитка для создания благоприятной его структуры и бездефектной поверхности.

Получены цилиндрические слитки диаметром 60 мм и длиной 650 мм, из которых затем изготавлили заготовки чеканочного инструмента (рис. 1, б). Опробованы различные технологические режимы плавки (табл. 2): от медленного переплава (режим 1) до переплава с высокой производительностью (режим 3). Содержание марганца возрастает при увеличении производительности плавки (рис. 2). Это объясняется уменьшением времени нахождения жидкой стали в промежуточной емкости, а следовательно, уменьшением испарения марганца из расплава. При скорости плавки 200 кг/ч массовая доля марганца в слитке соответствовала марочному составу стали 5ХВ2С (табл. 1).

Металл заготовок чеканочного инструмента подвергали металлографическим исследованиям. Микроструктуру выявляли в 4%-м растворе HNO_3 , а затем изучали на оптическом микроскопе «Neophot-32» (рис. 3). Микротвердость измеряли на микротвердомере M-400 фирмы «Leco» при нагрузке 100 г. Микроструктура образца исходного металла (рис. 3, *a*, *b*) является мелкодисперсным мартенситом и составляет HV 6810 МПа по всему сечению.

Таблица 2. Технологические режимы электронно-лучевой плавки стали 5ХВ2С на установке ВМ-1

№ режима	Скорость плавки, кг/ч	Мощность пушек, кВт		
		1+2-я	3-я	4-я
1	100	100	60	35
2	145	150	40	20
3	200	180	30	15

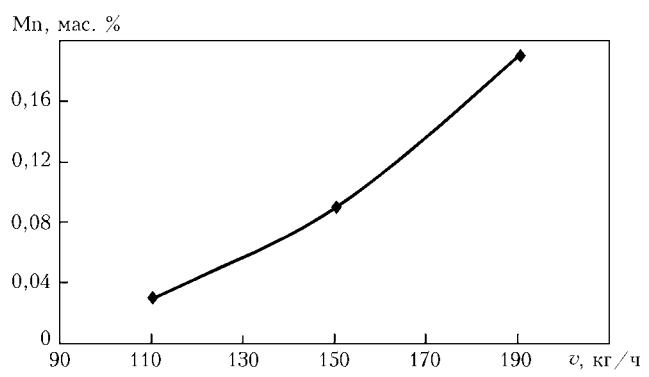


Рис. 2. Зависимость содержания марганца от режима плавки (табл. 2); *v* — скорость плавки

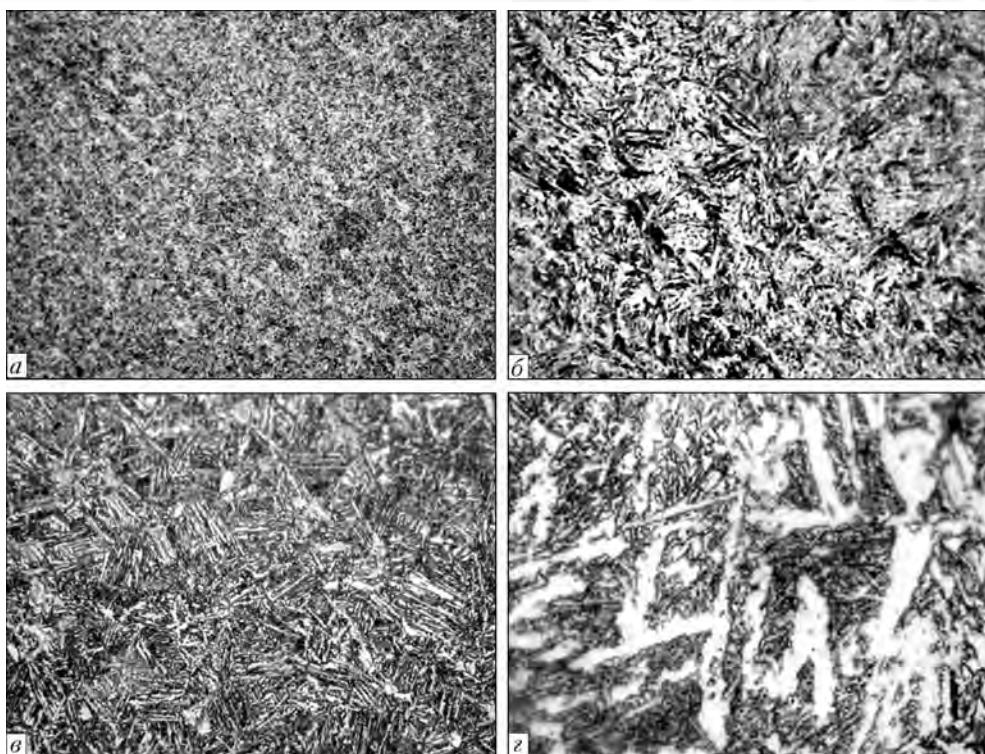


Рис. 3. Микроструктура стали 5XB2C: исходная (*а* – ×100, *б* – ×1000); после ЭЛПЕ (*в* – ×100, *г* – ×1000)

Скорость охлаждения при закалке была достаточной для образования мелкодисперсного мартенсита. Такая структура способствует высокой прочности и низкой пластичности. Микроструктура образца металла ЭЛПЕ (рис. 3, *в*, *г*) является трооститной, что способствует уменьшению прочности и большей пластической деформации. Микротвердость составляет HV 4010 МПа по краю образца, а ближе к центру зафиксировано снижение микротвердости до HV 3830 МПа.

Металл заготовки, полученной из слитка ЭЛПЕ, характеризуется пластичностью, что позволяет изготавливать из него инструмент необходимой формы.

Выводы

- Создана технология переплава отходов чеканочного инструмента для штамповки монет с помощью электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью, позволяющая обеспечить необходимые химический состав и свойства металла заготовки.

- Показано, что данная технология позволяет осуществлять переработку использованных штампов Монетного двора Украины силами отечественных предприятий.

- [1. *http://www.rada.com.ua/rus/catalog/8322/*.](http://www.rada.com.ua/rus/catalog/8322/)
2. Евтушенко А. Т. Исследование влияния структуры, термической обработки и состава штамповой стали на хладостойкость // Ползунов. вестник. – 2009. – № 1-2. – С. 242–249.
3. Гуляев А. П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1977. – 664 с.
4. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин, С. В. Ахонин и др. – Киев: Наук. думка, 1997. – 265 с.
5. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. – Киев: Наук. думка, 2006. – 248 с.
6. Мушегян В. О. Электронно-лучевая установка для плавки молибдена // Современ. электрометаллургия. – 2010. – № 1. – С. 34–36.

ГП НТЦ «Патон-Армения»
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Поступила 24.05.2011



ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

УДК 669.178.58.001.5

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ПЛАЗМЕННОГО ИСТОЧНИКА НАГРЕВА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПЛОСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА

**В. А. Шаповалов, В. В. Якуша, А. Н. Гнездыло,
А. Р. Смалюх, Д. В. Ботвинко**

Рассмотрены способы послойного формирования плоских монокристаллов вольфрама при плазменно-индукционном способе их получения. Определено влияние характера перемещения плазменного источника нагрева на формирование субструктур монокристаллов. Показано, что при способе возвратно-поступательного перемещения ванны жидкого металла нивелируется возможность отклонения кристаллографической оси выращивания от заданного направления.

Methods of layer-by-layer formation of plane single crystals of tungsten in plasma-induction method of their producing are considered. The effect of nature of movement of plasma heat source on the formation of substructure of single crystals was defined. It is shown that using the method of reciprocal movement of molten metal pool the adjustment of deviation of crystallographic axis of growing from the preset direction is possible.

Ключевые слова: монокристаллы тугоплавких металлов; вольфрам; способы выращивания кристаллов; структура

Интерес к монокристаллам вольфрама как конструкционному материалу, способному работать в особых условиях, не ослабевает на протяжении многих десятков лет. Практическое применение монокристаллов вольфрама зависит, с одной стороны, от глубокого изучения свойств самих кристаллов и усовершенствования способов их получения, а с другой, — от разработки нового высокотехнологического оборудования.

Полученные в ИЭС им. Е. О. Патона крупные профилированные монокристаллы тугоплавких металлов в определенной мере «опередили время». Потенциал их полностью еще не раскрыт. В частности, на конференции, посвященной физике плазмы и управляемому термоядерному синтезу, отмечено, что при реализации проекта международного экспериментального термоядерного реактора весьма активно исследуют возможность применения в установках вольфрама с перспективой полной замены им всех обращенных к плазме материалов [1–4]. В последнее время интенсивно развиваются процессы получения крупных монокристаллов нитрида алюминия (AlN) для производства ультрафиолетовых свето-

диодов (UV LEDs). Одним из возможных материалов тигля для выращивания данных кристаллов рассматривается вольфрам [5, 6]. Применение для этих целей монокристаллического вольфрама позволит устранить недостатки поликристаллического вольфрама, связанные с его пористостью, хрупкостью и коррозионной стойкостью.

Эффективное использование крупных профилированных монокристаллов вольфрама зависит от совершенствования способа получения и повышения их качества. Цель данного исследования — определить влияние характера движения локальной ванны жидкого металла на свойства субструктуры формируемого монокристалла.

Профилированные монокристаллы тугоплавких металлов в виде пластин, трубных заготовок либо других требуемых форм получают путем послойного наращивания. Наиболее простой способ создания движущейся зоны связан с использованием подвижного источника нагрева. С помощью подпитки металлической ванны, движущейся по определенной траектории, осуществляют наращивание монокристаллической заготовки. В зависимости от профиля будущего кристалла траектория перемещения металлической ванны может быть организована по од-



ному из следующих трех вариантов: по спирали; возвратно-поступательное; последовательное.

В процессе плазменно-индукционного выращивания плоских монокристаллов тугоплавких металлов [7] плазменный источник нагрева сканирует по поверхности выращиваемого кристалла, перемещая ванну жидкого металла из одного конечного положения в другое. При этом происходит подпитка металлической ванны прутковым материалом вследствие капельного переноса. Таким образом, направление движения фронта кристаллизации предопределено направлением движения плазмотрона.

Из теории кристаллизации следует, что достройка атомов кристаллической решетки (формирование монокристалла) происходит в направлении нормалей к поверхности фронта кристаллизации [8–10]. Следовательно, свойства субструктур монокристаллов зависят от характера движения плазменного источника, т. е. от алгоритма перемещения ванны жидкого металла.

При плазменно-индукционном выращивании плоских монокристаллических слитков применимы как второй, так и третий варианты (рис. 1). Предельная толщина наращиваемого слоя на грани заданной ширины определяется максимальным объемом жидкой ванны, способной устойчиво (без проливов) перемещаться в конкретном тепловом и скоростном режимах.

В качестве затравочного кристалла подготовили монокристалл вольфрама плазменно-индукционной зонной плавки размером $5 \times 20 \times 50$ мм. Процесс выращивания осуществляли в установке УП-122.

Расходуемым материалом служили прутки технически чистого вольфрама марки ВЧ диаметром 8 мм. В качестве плазмообразующего газа выбрана смесь, состоящая из 70 % гелия и 30 % аргона. В процессе выращивания скорость плазменного источника составляла 14 мм/мин. Ток плазмотрона изменялся в диапазоне 380...400 А, напряжение на дуге — 38...40 В. Мощность дополнительного индукционного нагрева поддерживали на 0,4 номинального значения.

Технологический процесс выращивания состоял в выполнении следующих операций. После предварительного нагрева затравки в индукторе до 1700 °C и наведения с помощью плазмотрона ванны жидкого металла в одном из крайних положений в зону плазменной дуги подавали расходуемый пруток и сообщали движение плазмотрону.

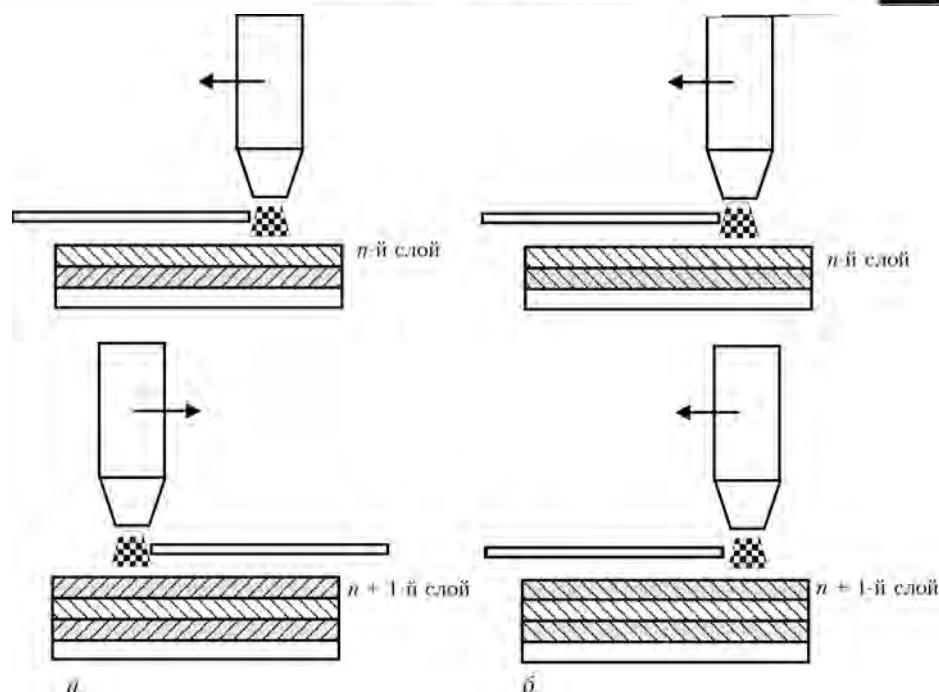


Рис. 1. Алгоритм движения ванны жидкого металла: *а* — возвратно-поступательное; *б* — в одну сторону

По достижению ванной жидкого металла противоположного края монокристалла плазменный источник нагрева отключали и осуществляли его перемещение в исходное положение.

Затем снова генерировали дугу, наводили ванну и подавали пруток в зону плавления. Далее процесс повторяли. Таким образом, вырастили монокристалл вольфрама размером $95 \times 20 \times 50$ мм, из которого подготовили шлифы для металлографического и рентгеноструктурного анализа.

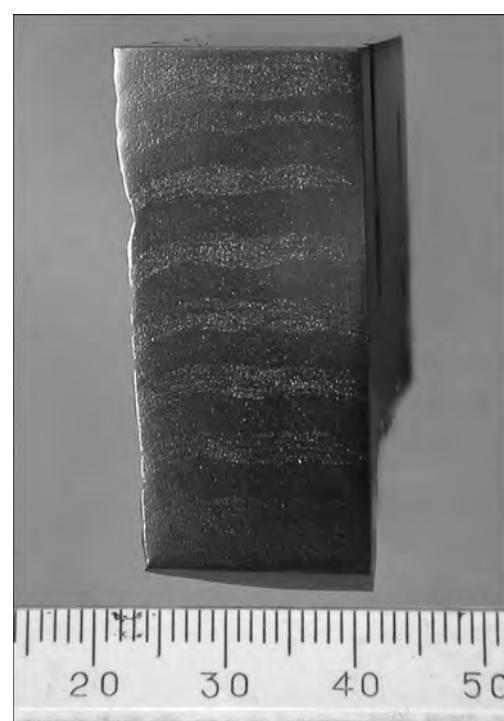


Рис. 2. Макроструктура поперечного сечения монокристалла вольфрама (110)

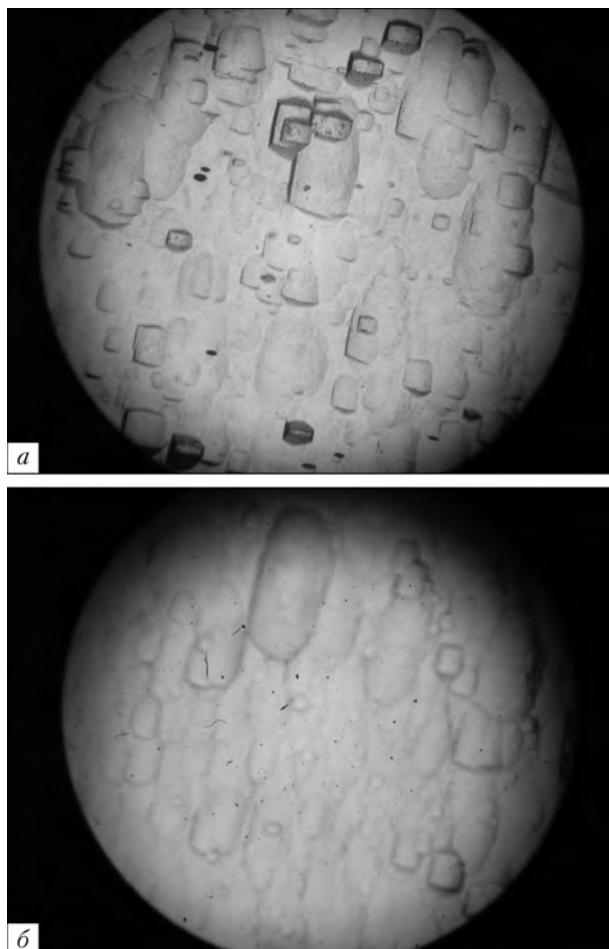


Рис. 3. Структура ($\times 250$) роста плоского монокристалла вольфрама: *а* — матовый; *б* — блестящий слой

В практике плазменно-индукционного выращивания плоских монокристаллов толщина наращиваемого слоя определяется диаметром расходуемых прутков, что вытекает из организации технологической операции послойного наращивания, при которой расходуемый пруток при перемещении плазмотрона из одного конечного положения в другое остается неподвижным.

Масса наращиваемого металла за один проход плазмотрона приблизительно равна массе сплавленного прутка длиной, равной длине монокристалла.

При использовании прутков диаметром 8 мм толщина наращиваемого слоя на грань шириной 20...22 мм составляет 2...3 мм. Отчетливо границы между слоями видны при выращивании монокристаллов по схеме поочередного сплавления прутков с одной и другой стороны.

При этом выплавленная структура роста поперечного разреза проявляется в виде чередующихся матовых и блестящих слоев. В грубом приближении граница между слоями показывает контур фронта кристаллизации, попавшего в данное сечение (рис. 2).

В работе [11] отмечено, что чередующиеся слои имеют незначительную (менее 1 мин) разориентировку друг с другом, проявляющуюся в различной травимости слоев, наращиваемых в разные стороны. Структура роста матовых слоев более рельефна,



Рис. 4. Макроструктура поперечного сечения монокристалла вольфрама (110)

состоит из многогранных выступов, а блестящих — из продолговатых выступов овальной формы (рис. 3).

В структуре роста монокристаллов, полученных наращиванием в одну сторону, не выявляются чередующиеся матовые и блестящие полосы (рис. 4.). Форма контура фронта кристаллизации также просматривается и имеет аналогичный первому варианту вид.

Макроструктура рассматриваемого монокристалла в поперечном сечении состоит из двух крупных блоков, имеющих четкую границу раздела. Грубая граница появляется на горизонте 17 мм, подтверждая предположение о существовании некоторого инкубационного периода в развитии полосчатой структуры. Граница делит тело кристалла на две равные части и простирается вдоль оси выращивания.

Эволюция структуры роста по сечению кристалла дает объективную информацию о большем угле разориентации смежных субзерен (рис. 5). Абсолютно различная картина структуры роста в верхней части слитка свидетельствует о формировании бикристалла.

Определяющим фактором получения совершенных кристаллов являются тепловые условия их кристаллизации, которые оказывают значительное влияние не только на плотность дислокаций в кристаллах, но и на концентрацию других дефектов кристаллической структуры, являющихся следствием пластической деформации кристаллов в результате термических напряжений.

Дислокационная структура кристалла (рис. 6.) состоит из рядов дислокаций, образующих границы

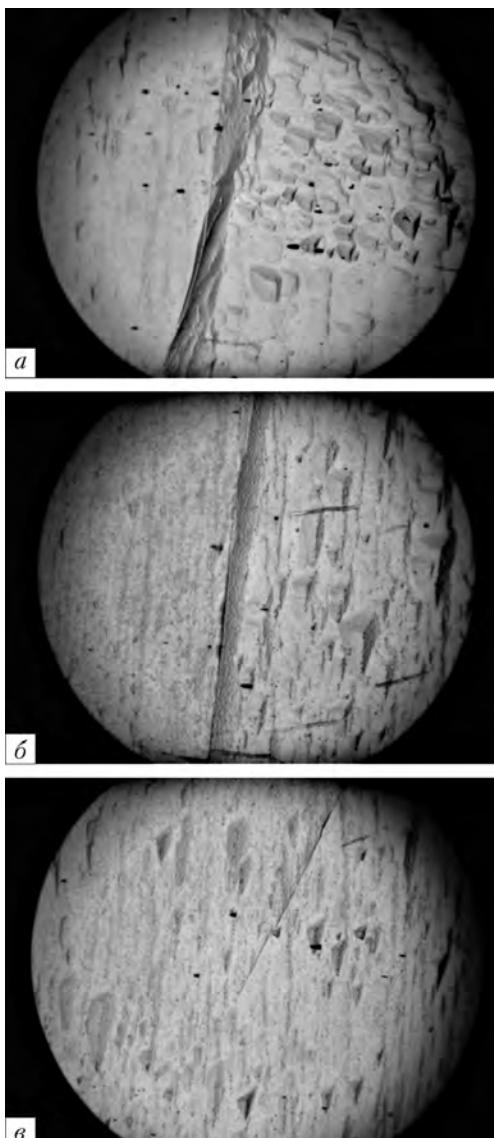


Рис. 5. Эволюция структуры ($\times 250$) роста на горизонте 50 (а), 30 (б) и 17 (в) мм

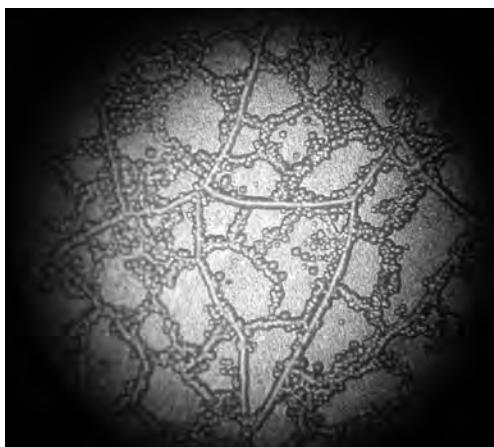


Рис. 6. Дислокационная структура ($\times 250$) плоского монокристалла вольфрама (100)

субзерен второго порядка, внутри которых имеются как отдельные дислокации, так и их группы, образующие субструктуру более низкого порядка.



Рис. 7. Рентгеновская топограмма продольного сечения плоского монокристалла вольфрама (110)

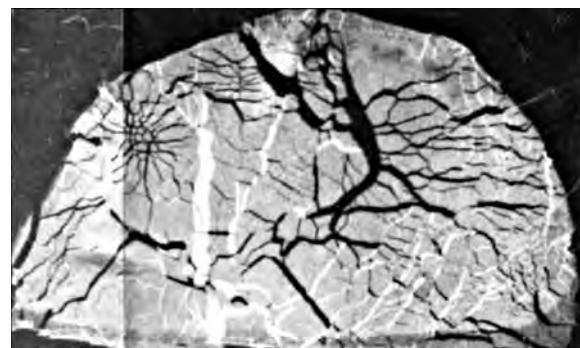


Рис. 8. Рентгеновская топограмма поперечного сечения плоского монокристалла вольфрама

В результате включения и выключения плазменной дуги на обоих концах слитка кристалл испытывает циклические тепловые удары, повторяющиеся от слоя к слою. В процессе роста и охлаждения кристалла разность температур на поверхности наращиваемой грани и поверхности зародышевого кристалла играет существенную роль в возникновении термических напряжений в нем. При этом происходит их накопление, а релаксация термических напряжений приводит к формированию грубой структуры.

В ходе экспериментов установлено, что термоЭЦПК (термомеханическое циклирование), происходящее при выращивании по



схеме возвратно-поступательного перемещения плазмотрона, не вносит ощутимых возмущений в формирование структуры (рис. 7).

Рентгеновская топограмма продольного сечения представляет собой характерную линейчатую структуру с незначительными наклонными прерывистыми границами. Полосы вытянуты вдоль оси выращивания. Структуру затравки наследует монокристалл, наклонные границы которого в процессе выращивания спрямляются.

Дифракционная картина элемента структуры в сечении, перпендикулярном направлению выращивания (рис. 8), показывает присутствие фрагментированного участка в центре с границей, делящей рассматриваемую плоскость на две приблизительно равные части. Вероятнее всего, это связано с данной симметрией нагрева в поле индуктора. Обнаруживается более фрагментированная структура в поверхностном боковом слое. Разориентация в пределах образца не превышает 5°.

Таким образом, использование выбранной схемы возвратно-поступательного наращивания позволяет получать монокристаллы с более совершенной структурой, по сравнению с наращиванием в одном направлении. Тепловые условия выращивания являются одними из определяющих для получения совершенных монокристаллов.

Неудовлетворительный тепловой режим при поступательной схеме наращивания не позволяет сформировать более качественные монокристаллы, по сравнению с возвратно-поступательной схемой.

Периодическое изменение направления достройки нивелирует возможные отклонения заданной кристаллографической оси роста кристалла и способствует выращиванию качественных монокристаллов.

1. <http://www.fpl.gpi.ru/Zvenigorod/XXXVIII/R/ru/QM-Kurnaev.doc>.
2. http://www.fpl.gpi.ru/Zvenigorod/XXXVIII/E/ru/P_F_Khimchenko.doc.
3. <http://www.fpl.gpi.ru/Zvenigorod/XXXVIII/Mu/ru/BF-Khripunov.doc>.
4. <http://www.fpl.gpi.ru/Zvenigorod/XXXVIII/R/ru/QL-Khimchenko.doc>.
5. <http://www.crystal-is.com/products.cfm>
6. *Comparison of different crucible materials for the growth of AlN crystals / Li Juan, Hu Xiao-Bo, Wang Ying-Min et al. // Chinese J. Struct. Chem. — 2007. — 26, № 10. — P. 1203–1207.*
7. *Исследование технологических параметров плазменно-индукционной выплавки монокристаллов тугоплавких металлов / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, И. В. Шейко, и др. // Пробл. спец. металлургии. — 2001. — № 4. — С. 27–31.*
8. *Бреннер С. С. Металлы // Теория и практика выращивания монокристаллов. — М.: Металлургия, 1968. — С. 471–485.*
9. *Процессы роста и выращивания монокристаллов / Под ред. Н. Н. Шефталия. — М.: Иностр. лит-ра. — 1963. — 530 с.*
10. *Рост кристаллов. Теория роста и методы выращивания кристаллов / Под ред. К. Гудмана. — М.: Мир, 1977. — 368 с.*
11. *Исследование структуры монокристаллов вольфрама и молибдена плоской формы / А. А. Коваленко, В. Ю. Латаш, В. А. Шаповалов и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1994. — № 1. — С. 65–70.*

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

Поступила 28.04.2011

НОВАЯ КНИГА

ТИТАН: технологии, оборудование, производство: Сб. ст. —

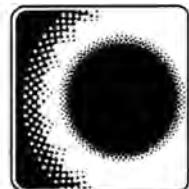
Киев: ИЭС им. Е.О.Патона НАНУ, 2011. — 324 с.



В сборнике представлены статьи, опубликованные в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг. по электрометаллургии, а также сварке титана и его сплавов. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты в области титана. Сборник предназначен для широкого круга читателей, занимающихся проблемами производства, обработки и использования титана.

*Заказы на приобретение сборника просят направлять в редакцию журнала: тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-54-84,
e-mail: journal@paton.kiev.ua*

*Сборник реализуется в печатном виде (доставка заказной
бандеролью) и в электронном виде в *.pdf формате
(отправка по электронной почте с закрытием оплаты
по акту выполненных работ).*



УДК 669.187.2

ЗОННАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЛИТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiAl, ЛЕГИРОВАННОГО НИОБИЕМ И ХРОМОМ

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

Создана установка и разработаны режимы индукционной зонной плавки литого интерметаллидного сплава на основе TiAl, легированного ниобием и хромом, обеспечивающие направленную кристаллизацию, а также повышение прочности и пластичности при комнатной температуре.

Equipment has been designed and conditions have been developed for induction zonal melting of cast intermetallic alloy on Ti-Al base, alloyed with niobium and chromium providing directed crystallization and increased strength and ductility at room temperature.

Ключевые слова: зонная плавка; интерметаллид; алюминий титана; направленная кристаллизация; структура; механические свойства

Интерметаллидные соединения, в том числе на основе алюминидов титана, являются весьма перспективными сплавами для создания деталей и узлов в аэрокосмической технике. Однако их технологическую обработку и промышленное использование усложняет низкая пластичность при комнатной температуре — основной недостаток этих сплавов.

В настоящее время предпринимаются различные меры для увеличения пластичности этих материалов, направленные на создание как новых сплавов («ортого»-сплавы — содержание ниobia от 22 до 25 мас. %), так и приемов и способов обработки уже известных [1, 2]. В основном это термодеформационная обработка, позволяющая получать интерметаллидные сплавы с малым размером зерна и определенной структурой (уменьшение размера α_2 -фазы и ее более равномерное распределение по телу зерна). Все это способствует увеличению пластичности при низких и высоких температурах.

Повысить пластичность алюминидов титана можно в результате их легирования хромом, ниобием или другими элементами, а также обеспечения направленности

структурь металла. Легирование γ -алюминида титана приводит к возникновению таких структурных составляющих, как α_2 - и «ортого»-фазы, но требуемого повышения пластичности при этом не достигают [2, 3].

Установлено также, что направленная структура способствует возрастанию значений пластических свойств металла [2, 3]. Получение направленной структуры возможно в результате, например, зонной перекристаллизации. Зонная перекристаллизация, подобная зонной плавке [4], обеспечивает направленность вторичных зерен, что приводит к увеличению пластичности без изменения прочности как при низких, так и повышенных температурах.

Технология заключается в обработке образцов каким-либо источником нагрева, перемещающимся вдоль образца. В нашем случае, это воздействие высокочастотным электромагнитным полем. Необходимо только установить энергетические параметры, совмещаемые со скоростью движения фронта нагрева.

Весьма эффективным способом воздействия на интерметаллид с целью повышения его пластичности является зонная перекристаллизация, позволяющая обеспечивать направленную кристаллизацию [3]. При правильно подобранный технологии плав-

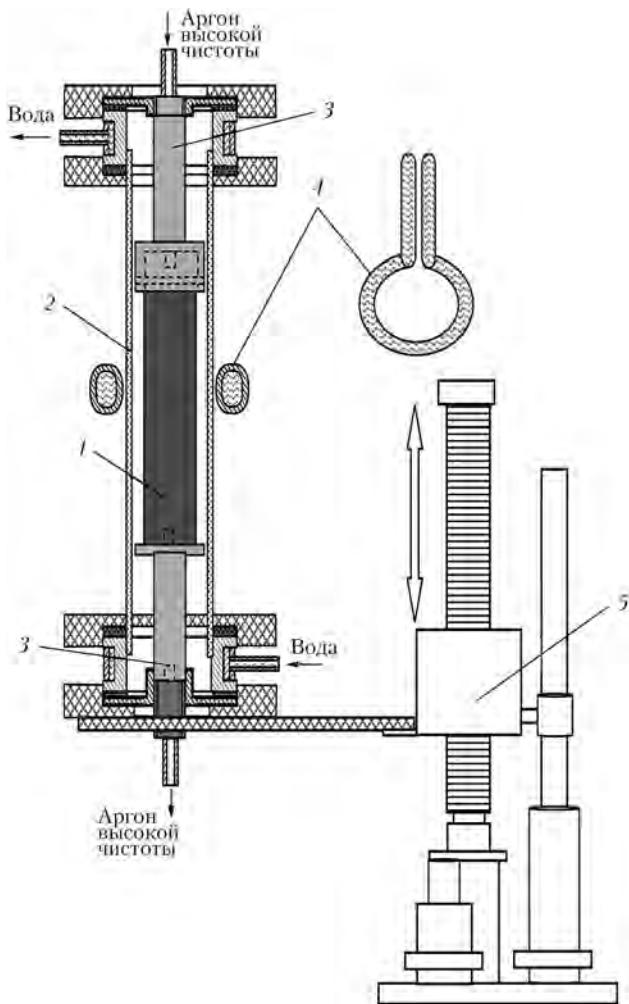


Рис. 1. Схема установки для индукционной зонной плавки: 1 – переплавляемый образец; 2 – кварцевая трубка; 3 – держатели образца (верхний и нижний); 4 – индуктор; 5 – механизм перемещения

ки фронт кристаллизации приближается к плоскому. При этом происходит более равномерное распределение примесей по сечению и объему слитка, а также снижается уровень напряженного состояния. Это должно способствовать повышению пластичности материала.

В ИЭС им. Е. О. Патона выполнены работы по созданию технологии индукционной зонной плавки интерметаллида TiAl. С целью повышения пластичности интерметаллида производили его перекристаллизацию.

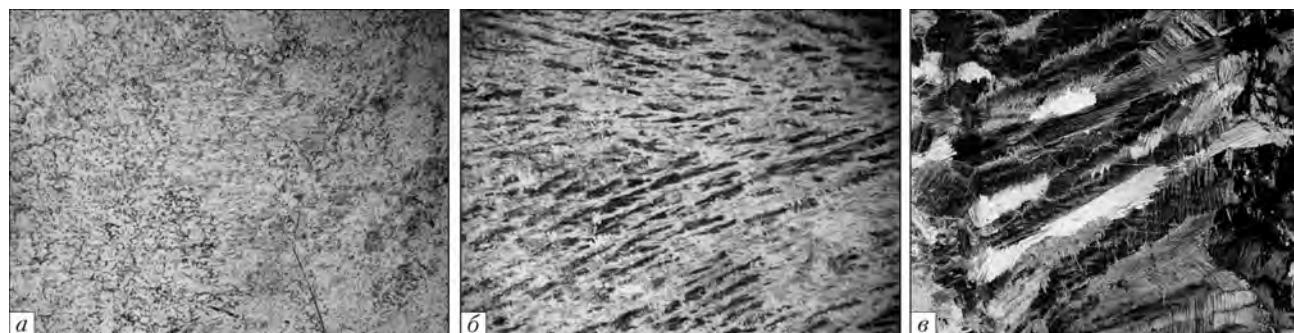


Рис. 2. Микроструктуры алюминида титана после ЭЛП (а) и зонной перекристаллизации (б, в); а, б – ×25; в – ×200

Для индукционной зонной плавки образцов интерметаллида создали специальную установку (рис. 1).

Установка состоит из двух основных частей: плавильной камеры и механизма перемещения образца.

Плавильная камера представляет собой кварцевую трубку диаметром 20 мм, в которой находится верхний и нижний водоохлаждаемые держатели. В держателях крепятся интерметаллидные образцы размерами 10×10×100 мм, полученные с применением электроэррозионной резки. Через кварцевую трубку в процессе плавки пропускают аргон высокой чистоты для защиты расплавленной зоны и нагреваемых участков образца. Расход аргона контролируют ротаметром. Трубка вместе с образцом передвигается вдоль неподвижного индуктора с помощью механизма перемещения, обеспечивающего скорость движения от 10 до 400 мм/ч. Нагрев образца осуществляют токами высокой частоты от высокочастотного генератора. Отработанные энергетические и скоростные режимы зонной перекристаллизации позволили получить ровные гладкие образцы с чистой блестящей поверхностью.

В ИЭС им. Е. О. Патона способом электронно-лучевой плавки [4] выплавили интерметаллид системы TiAl следующего состава, ат. %: Ti-52Al-2Nb-2Cr [5], который затем переплавили на установке для индукционной зонной плавки.

Режимы индукционной зонной плавки следующие: скорость плавки 150 мм/ч; ток 1,7 А; напряжение 1,8 кВ; частота 66 кГц.

Исследования структуры и механических характеристик образцов после зонной перекристаллизации показали, что выбранные режимы зонной плавки обеспечивают направленную кристаллизацию слитка (рис. 2, б, в). Для сравнения на рис. 2, а представлена микроструктура интерметаллида после электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. На микроструктуре зафиксированы большие зерна с расположенными в них под разными кристаллографическими направлениями ламелями, представляющими α_2 -фазу. Кроме того, обнаружены небольшие светлые участки β -фазы, обусловленные введением в сплав ниobia, являющегося β -стабилизатором. Изломы образцов свидетельствуют об увеличении доли вязкой составляющей. Испытание образцов на изгиб показало, что угол загиба может



достигать 30° при комнатной и повышенных температурах (до 800 °C).

Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре показали, что прочность интерметаллида после зонной плавки составляет 580 МПа, а относительное удлинение — 2,2 %, в то время как временное сопротивление основного (переплавляемого) интерметаллида достигает 524 МПа, относительное удлинение — 0,8 %.

Таким образом, способ зонной перекристаллизации, основанный на использовании высокочастотного электромагнитного поля, позволяет обеспечить направленность структуры алюминида титана, а в результате, — повышение значений его пластических свойств без снижения уровня прочностных характеристик.

1. Поварова К. Б., Банных О. А. Принципы создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов // Материаловедение. — 1999. — № 2. — С. 27–32.
2. Кузнецов А. В., Имаев В. М., Имаев Р. М. Микроструктурный контроль и механические свойства интерметаллидных сплавов на основе γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al // Металлы. — 2002. — № 6. — С. 102–110.
3. Пфани В. Зонная плавка. — М.: Мир, 1970. — 368 с.
4. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов. — Киев: Наук. думка, 2008. — 311 с.
5. Жук Г. В., Тригуб Н. П., Замков В. Н. Получение слитков γ -алюминида титана методом ЭЛПЕ // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 20–22.

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

Поступила 24.03.2011

НОВАЯ КНИГА

СТЫКОВАЯ СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

И СПЛАВОВ: Сб. ст. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2011. — 132 с.

В сборнике представлены статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг., по проблемам контактнойстыковой сварки оплавлением и других способов сварки давлением и включает следующие разделы:

- контактная стыковая сварка железнодорожных рельсов и крестовин;
- технология и оборудование для прессовой сварки труб;
- стыковая сварка профильного проката;
- стыковая сварка высокопрочных трудносвариваемых сплавов и биметаллических соединений.

Авторами статей являются известные Украине и за рубежом ученые и специалисты в области сварки давлением.

Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов, преподавателей и аспирантов, занимающихся проблемами сварки давлением сталей, алюминиевых титановых сплавов, интерметаллидов и других материалов.



Заказы на приобретение книги просят направлять в редакцию журнала:

Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-54-84

E-mail: journal@paton.kiev.ua

*Книга реализуется в печатном виде (доставка заказной бандеролью) и в электронном виде в *.pdf формате (отправка по электронной почте с закрытием оплаты по акту выполненных работ).*



ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

УДК 669.187:541.123

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ И ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОГРАММНОГО КОМПЛЕКСА «DESIGNINGMELT»

Р. В. Синяков

Представлено описание программного комплекса «DesigningMelt», предназначенного для разработки технологических процессов, оценки применения новых видов материалов и оборудования. Благодаря использованию «DesigningMelt» можно моделировать технологические процессы, протекающие в большинстве используемых сталеплавильных агрегатов (конвертер, дуговая сталеплавильная печь, печа-ковш, вакууматор), а также создавать оптимальные технологические маршруты выплавки и обработки стали.

Description of programming complex "DesigningMelt", designed for development of technological processes, assessment of application of new types of materials and equipment, is given. Using the "DesigningMelt", it is possible to model technological processes, proceeding in most of used steel melting units (converter, arc steel melting furnace, furnace-ladle, vacuumator) as well as to create the optimum technological routes of melting and processing of steel.

Ключевые слова: выплавка стали; технологический процесс; моделирование; программный комплекс; разработка технологии

Введение

С каждым годом повышаются требования к уровню качества стальной продукции, производственной гибкости и длительности разработки технологии выплавки той или иной марки стали в конкретных производственных условиях. В настоящее время решение поставленных задач возлагают на автоматизированные системы управления технологическими процессами (ТП) [1–3]. Внедрение подобных систем позволяет не только эффективно контролировать процесс, но и повышать производительность, улучшать экономические показатели производства и качество продукции [4, 5].

Однако в случае необходимости разработки технологии выплавки стали новой марки в конкретных производственных условиях, модернизации оборудования, оценки использования новых материалов и т. д. существующие системы не всегда имеют соответствующие инструменты для решения данных задач. Это связано, во-первых, с необходимостью привлечения аппарата проектирования, что применительно к metallurgicalским процессам отличается сложностью и значительным объемом работ; во-

вторых, — с использованием в системах автоматизации полуэмпирических моделей, описывающих процессы, протекающие в сталеплавильной ванне, что подтверждается сообщениями об оптимизации производственного процесса за счет использования автоматизации (они носят частный характер и находятся в рамках существующей технологии).

Постановка задачи

В данной работе поставлена задача создать инструмент, с помощью которого технолог может разработать и оценить технологический процесс выплавки или внешней обработки заданной марки стали, технологический маршрут обработки, а также определить влияние модернизации оборудования на технологические и экономические показатели.

Основные материалы исследования

При создании программного комплекса «DesigningMelt» приняли, что все алгоритмы и расчеты должны опираться на строгую теоретическую модель, позволяющую даже без статистической привязки решать широкий круг практических задач. Поэтому в качестве остова системы использовали подход, реализованный в программе «Excalibur» [6].



Сведения об объекте имитации.
Выберите тип имитируемого агрегата и введите необходимые данные.

Тип моделируемого агрегата:
ДСП-100
Ковш-УДС
Ковш-ПФ
Канерный вакууматор

Название моделируемого агрегата:
ДСП-100

Вместимость агрегата, тонн: 100
Масса футеровки агрегата, тонн: 150
Полный объем агрегата, м³: 21,05
Рабочий объем агрегата, м³: 50

Сведения о структуре технологического процесса.
Выберите и отредактируйте периоды технологического процесса (можно добавить, изменить, удалить, поменять порядок).

Возможные периоды технологического процесса. Всего: 18

№ п/п	Название периода	Тип агрегата	Длительность
1	Заправка	Печь	600
2	Завалка	Печь	300
3	Плавление	Печь	900
4	Доводка	Печь	600
5	Сканирование шлака	Печь	600
6	Охлаждение	Печь	600
7	Завалка	Печь	300
8	Плавление №1	Печь	900
9	Завалка №2	Печь	300
10	Плавление №2	Печь	900
11	Завалка №3	Печь	300
12	Плавление №3	Печь	900
13	Завалка №4	Печь	300
14	Плавление №4	Печь	900
15	Завалка №5	Печь	300
16	Плавление №5	Печь	900
17	Завалка №6	Печь	300
18	Плавление №6	Печь	900

Всего добавлено периодов в проект: 5

Структура технологического процесса

*a**b*Рис. 1. Описание металлургического агрегата (*a*) и структуры технологического процесса (*b*)

Ядро программы основано на термодинамической модели конденсированной фазы и энталпийном тепловом балансе. Это позволяет рассчитывать термодинамическое равновесие в многокомпонентной гетерогенной системе металл–шлак–газ; температуру системы на основе энталпийного теплового баланса; парциальные давления всех атомарных и молекулярных составляющих газовой фазы; все интегральные и парциальные термодинамические функции составляющих систем, а также учитывать теплоэнергоносителей, температуру и агрегатное состояние материалов.

В разработку новой технологии дополнительно включены мероприятия по созданию проекта плавки во времени, согласование режимов работы оборудования, вводу материалов, оценке изменения основных параметров плавки (химический состав, масса и температура продуктов плавки) во времени и т. д.

Для построения проекта плавки (обработки) во времени использовали принципы проектирования, изложенные в работе [7], а учет кинетики протекающих процессов выполнили согласно методике, описанной в статье [8].

Предлагаемый программный комплекс содержит четыре основных режима работы: разработку новой плавки, создание сквозного технологического процесса, проигрывание ретроспективных плавок и создание на их основе проекта оптимальной плавки.

Разработку нового технологического процесса начинают с создания описания металлургического агрегата (рис. 1, *a*) и структуры технологического процесса (рис. 1, *b*) посредством диалоговых окон.

В описание агрегата входят такие данные, как вместимость, масса футеровки, полный и рабочий объемы. Структура технологического процесса представляет собой последовательность периодов плавки определенной длительности. Например, для дуговой сталеплавильной печи с одной завалкой и одной подвалкой периодов будет пять (рис. 1, *b*). Большинство периодов содержится в базе данных программы и технологу достаточно выбрать нужный, указать его длительность и время начала.

Далее сталеплавильный агрегат оснащают необходимым оборудованием для ведения плавки (рис. 2). Достаточно большой выбор оборудования современных сталеплавильных агрегатов представлен в базе данных программы. Если же требуемое оборудование в доступном перечне отсутствует, следует выбрать подобное. В будущем это оборудование можно отредактировать и уже сохранить в базе данных с целью дальнейшего использования. Для редактирования доступно много параметров, в качестве основных следует выделить тип используемого мате-

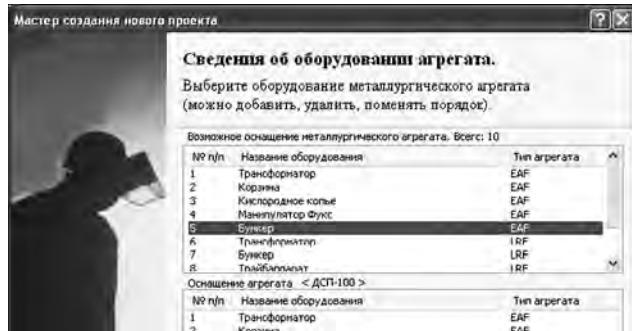
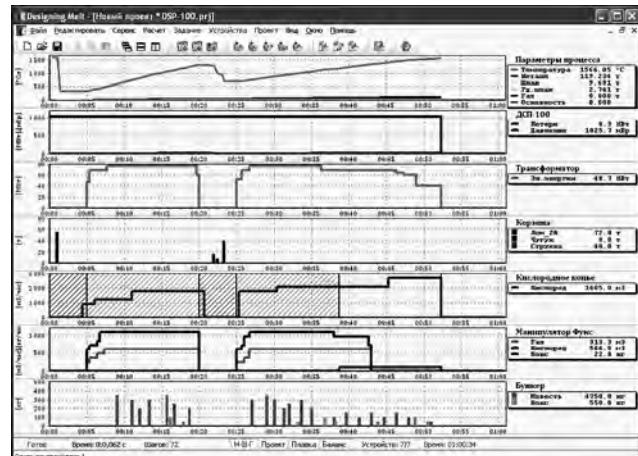
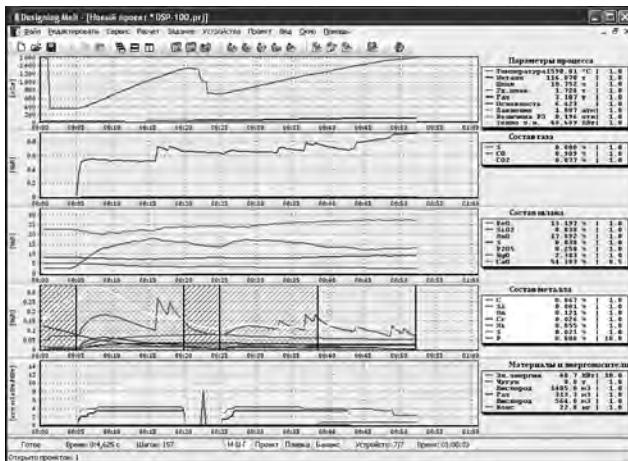


Рис. 2. Оборудование сталеплавильного агрегата

Рис. 3. Вид главной формы программного комплекса «Designing-Melt»



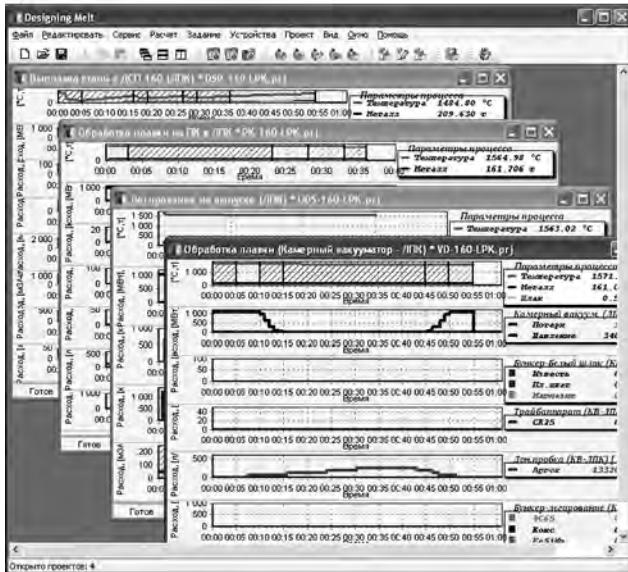
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ



a



b



c

Рис. 4. Вид формы с информацией о результатах имитации ведения плавки (обработки) (а), о тепловом и материальном балансах плавки (обработки) (б) и доступных проектах выплавки и обработки стали (в)

риала, технические и технологические ограничения на режим ввода материала.

После выполнения всех указанных процедур переходят в главную форму проекта плавки (рис. 3) со среднестатистическими режимами (временными

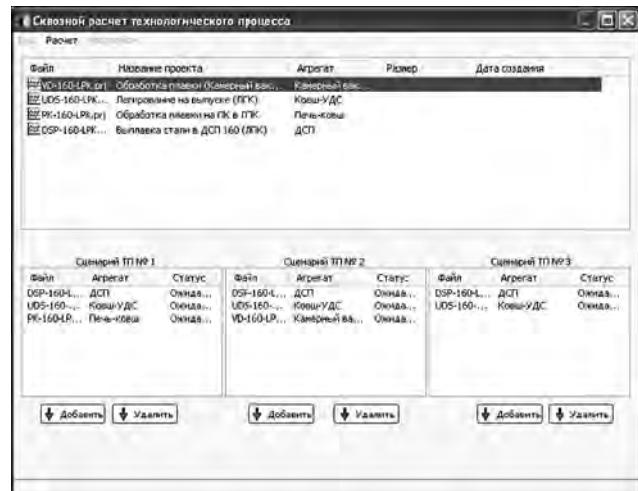


Рис. 5. Вид формы для вычисления сквозного просчета технологического процесса

моментами, расходами) ввода материалов и энергоносителей. Вверху отображается предварительная информация о траектории технологического процесса (температуре, массе металла и шлака, удаленного шлака и образующегося газа; основности шлака).

Здесь же появляется возможность проектировать технологический процесс — изменять режимы ввода материалов, временные моменты отдачи материалов (ввода металлолома), длительность отдельных периодов и всей плавки, добавлять или удалять материалы, а также добавлять, удалять и редактировать используемое оборудование. Окончанием создания технологического процесса является имитация ведения плавки согласно созданному проекту.

По заданным интенсивностям ввода материалов и энергоносителей, с учетом полного материального и энергетического балансов, термодинамического расчета и кинетической коррекции (скорость поступления реагентов, растворение, скорость усреднения ванны по химическому составу и температуре), имитируется плавка с заранее заданным (довольно малым) шагом по времени.

После окончания расчета оператору (технологу) предоставляется окончательная детальная информация о траектории процесса (рис. 4, а, б).

Помимо указанных параметров, здесь можно увидеть изменение химического состава металла и шлака по ходу плавки, состав выделяющихся газов, а также материальный и тепловой балансы технологического процесса.

При необходимости оператор (технолог) может вернуться на главную форму (рис. 3), внести любые изменения в проект и вновь выполнить имитацию плавки, оценить не только рассчитанную технологию плавки, но и сравнить ее с предыдущим вариантом. Таких результатов может быть сколько угодно. Из них выбирают оптимальный.

Критерием оптимизации могут быть и затраты по переделу, длительность плавки, момент выпуска, согласование со смежными переделами и т. д. Это касается внедрения новых и модернизации име-



ющихся устройств, замены одних материалов другими, переноса ряда операций из печи на внепечную обработку, оценки целесообразности применения новых материалов, определения оптимального времени и количества подвалок, изменения шлакового режима и т. п.

Все результаты сохраняются в базе данных для последующего анализа или использования при проектировании сквозного технологического процесса.

Сквозной технологический процесс представляет собой временную последовательность операций по выплавке и обработке стали, другими словами, технологический маршрут. Для разработки и оценки того или иного технологического маршрута сначала открывают ранее созданные проекты, например выплавки в дуговой сталеплавильной печи, легирования и обработки на выпуске, обработки на печи-ковше и вакуумировании металла (рис. 4, в).

С помощью соответствующего пункта меню главной формы открывают форму сквозного просчета ТП (рис. 5). В верхней таблице отображаются доступные проекты ТП со следующей информацией: название файла проекта; расширенное название проекта; тип агрегата, к которому относится проект. Из открытых проектов создают возможные сценарии выплавки и обработки стали, выполняют имитацию. По окончании обработки сценариев результаты расчета будут сохранены в файл или файлы для дальнейшего рассмотрения.

Для анализа и коррекции существующей технологии в программе предусмотрена возможность ввода ретроспективной информации о прошедшей плавке (обработке) на главную форму программы. Специальный модуль дает возможность конвертировать информацию о прошедших плавках и отображать ее в виде проекта, что позволяет анализировать, редактировать и имитировать технологический процесс.

Пакетная имитация массива ретроспективных плавок с последующим анализом результатов позволяет создать рациональную (близкую к оптимальной в конкретных производственных условиях) технологию выплавки и обработки определенной марки стали. При таком подходе оцениваются не только интегральные показатели процесса, но и время, место, режим ввода материалов и энергоснабжения, составы и масса образующихся металла и шлака, а также температура системы на каждом этапе плавки.

Выводы

1. Программный комплекс «DesigningMelt» представляет собой синтез последних достижений в теории и практике сталеварения, собранных в компактном программном продукте с дружественным интуитивно понятным интерфейсом.

2. Наличие детерминированного подхода при построении программного комплекса позволяет моделировать большинство существующих сталепла-

вильных агрегатов (конвертер, дуговая сталеплавильная печь, печь-ковш, вакууматор), рассматривая их как по отдельности, так и в виде единого технологического комплекса.

3. Помимо решения частных задач — расчет количества материалов (шихтовых, раскислителей, легирующих, шлакообразующих), необходимых для получения металла заданного химического состава, вычисление требуемых затрат энергоносителей на плавку, — «DesigningMelt» является инструментом, с помощью которого технолог может разрабатывать новые технологические процессы, оценивать применение новых видов материалов, оборудования, а также создавать оптимальные технологические маршруты выплавки и обработки стали. Возможно выполнение анализа проблемных плавок с целью выявления причин их появления и способов их устранения.

4. Использование «DesigningMelt» при разработке новой технологии дает возможность повысить производительность труда, качество работы и уменьшить количество ошибок технолога при проектировании, а также существенно сократить сроки разработки ТП.

5. Представленный программный комплекс может использоваться и в учебном процессе, позволяя студентам почувствовать себя сталеварами, при этом имея возможность ошибаться.

1. 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 сталеплавильщиков (Москва, май 1999 г.). — М.: ОАО «Черметинформация», 1999. — С. 174–177.
2. Динамический контроль работы электродуговых печей, использующих наиболее современную технологию // П. Клеричи, Ф. Делл'Аква, Д. Майоло, В. Скиполо // Металлург. пр-во и технология. — 2009. — № 1. — С. 6–9.
3. Начлегер С., Димитров С., Штоль К. Оптимизация работы электродуговых печей // Черные металлы. — 2009. — № 10. — С. 37–43.
4. 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.
5. Промышленное освоение системы управления внепечной обработкой стали (печь-ковш–вакууматор) ГИББС® на БМЗ // Р. В. Синяков, М. П. Гуляев, Р. Н. Мартынов и др. // Металл и литье Украины. — 2005. — № 3–4. — С. 98–100.
6. Харченко А. В., Синяков Р. В. Программа «EXCALIBUR» — возможности и перспективы использования в металлургическом производстве // Сб. тр. ДонНТУ. — 2005. — № 102. — С. 82–91.
7. Оперативное проектирование технологического процесса плавки в высокомощной ДСП // Р. В. Синяков, С. А. Храпко, А. Г. Пономаренко, А. В. Старосоцкий // Металл и литье Украины. — 2001. — № 10–11. — С. 38–44.
8. Термодинамика и кинетика в современных системах управления металлургической плавкой // А. Г. Пономаренко, Р. В. Синяков, С. В. Довгонок, Е. Л. Корзун // Вестник ЮУрГУ. — Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2002. — № 2. — С. 32–35.

ДонНТУ, Донецк
Поступила 17.01.2011



СИТУАЦИЯ И ОСНОВНЫЕ ТЕНДЕНЦИИ НА РЫНКЕ СТАЛИ И СТАЛЬНОЙ ПРОДУКЦИИ (2009–2010 гг.)

С. Н. Кирик, О. К. Маковецкая

Рассмотрены основные показатели мирового рынка стали: производство и потребление, экспорт и импорт, в целом и по регионам. Представлены статистические данные о состоянии стальной отрасли на примере ведущих металлургических стран и регионов.

Main characteristics of world market are described: production and consumption, export and import, as a whole and in regions. Statistical indices of state-of-the-art of steel industry are given on the example of leading metallurgical countries and regions.

Ключевые слова: сталь; мировой рынок; производство и потребление; экспорт и импорт стальной продукции

На рынке стали в 2009 г. в полной мере сказался кризис мировой экономики. Металлургические компании по всему миру вынуждены ограничить производство продукции. Переизбыток предложения отмечены на большинстве региональных рынков.

Принятые в ряде стран (основных мировых производителей стали) государственные инвестиционные программы способствовали стабилизации внутренних и оживлению мирового рынков металлоизделий, росту ее потребления отдельными секторами промышленности.

Примером эффективной реализации подобных национальных программ являются прежде всего Китай и Индия. Рост производства стали в Китае обеспечивался благодаря принятому государственному плану развития промышленности на 2009–2011 гг., в частности металлопотребляющих отраслей экономики, а в Индии — государственному стимулированию строительства и автомобильстроения.

В таблице приведены показатели объема производства стали странами — основными мировыми производителями в период 2008–2009 гг.

Как видно из данных таблицы, только Китаю, Индии и Ирану удалось стабилизировать рынки, нарастить объемы производства. Всего же страны Азии, за исключением Ближнего Востока и некоторых стран СНГ, в 2009 г. выплавили 795,4 млн т стали, увеличив данный показатель на 3,5 %, по сравнению с 2008 г.

Доля региона в мировом производстве стали увеличилась с 58 в 2008 г. до 65 % в 2009 г. в основном за счет Китая и Индии.

Выпуск стали в Индии в 2009 г. возрос на 2,7 %, по сравнению с 2008 г., что составило 56,6 млн т. При этом в большинстве стран региона отмечен спад производства. Так, например, в Японии в 2009 г.

Производство стали в 2008–2009 гг. [1]

Страна	2008	2009	2009 / 2008	Доля 2009 г.
	млн т		%	
Китай	500,3	567,8	13,5	47
Европа(27)	198,0	139,1	-29,7	11
Япония	118,7	87,5	-26,3	7
Россия	68,5	59,9	-12,5	5
США	91,4	58,1	-36,4	5
Индия	55,1	56,6	2,7	5
Южная Корея	53,6	48,6	-9,4	4
Украина	37,3	29,8	-20,2	2
Бразилия	33,7	26,5	-21,4	2
Турция	26,8	25,3	-5,6	2
Тайвань	19,9	15,7	-20,8	1
Мексика	17,2	14,2	-17,7	1
Иран	10,0	10,9	9,1	1
Канада	14,8	9,0	-39,6	1
Южная Африка	8,3	7,5	-9,5	1
Другие	72,8	63,1	-13,4	5
Всего	1326,5	1219,7	-8,0	100



произведено почти на 30 % меньше стали, по сравнению с 2008 г., а в Южной Корее — на 10 %.

Особо необходимо отметить небывалые успехи китайских сталелитейных компаний, которые в кризисные времена увеличили выпуск стали на 13,5 % и достигли уровня 567,8 млн т. Это рекордный годовой показатель производства стали для одной страны. Доля Китая в мировом производстве стали продолжала возрастать в 2009 г. и составила 47 % общемирового производства. Таким образом, Китай выплавлял каждую вторую тонну стали в мире.

Кроме Азии, во всех других регионах мира в 2009 г. зафиксировано снижение производства стали. Наибольшее сокращение производства стали отмечено в странах Северо-Американского региона. В 2009 г. производство стали в Северной Америке составило 82,3 млн т, что на 33,9 % меньше, чем в 2008 г. Почти на 40 % сократилась выплавка стали в США и Канаде.

Второе место по падению объемов производства стали занимает Европа, где объемы выплавки стали уменьшились на почти 30 %.

В странах СНГ в 2009 г. общее снижение производства стали составило 14,7 %. В России выплавили 59,9 млн т стали (на 12,5 % меньше показателя 2008 г.), а в Украине — 29,8 млн т (сокращение производства стали составило 20,2 %).

Начиная с июля 2009 г. в ответ на массированные стимулирующие меры национальных правительства на мировом рынке стали появились позитивные тенденции. Первые признаки восстановления и сбалансированности рынка зафиксированы в августе 2009 г. Это дало экспертам основание полагать, что в 2010 г. потребление готовой стальной продукции возрастет на 10,7 % относительно 2009 г. (после 7 % снижения объема потребления в 2009 г.).

По данным World Steel Association, мировое потребление стали в 2010 г. достигнет уровня 2007 г. (1220,8 млн т) — наивысшего мирового показателя. При этом Китай и Индия в 2010–2011 гг. продолжают последовательный рост потребления готовой стальной продукции, объем которой в Китае превысит уровень 2007 г. на 42, а в Индии — на 32 %.

Преодоление последствий кризиса у большинства стран мира займет продолжительный период. Так, прогнозируется, что США, сократившие потребление готовой стальной продукции в 2009 г. на 36,2 %, увеличат в 2011 г. ее объем до 86,2 млн т, что на 20 % меньше показателей 2007 г. в странах ЕС — до 145,2 млн т или 75 % уровня 2007 г. В Японии в 2011 г. возрастает потребление стали до 62,0 млн т (76 % уровня 2007 г.) после спада на 32,3 % в 2009 г.

Экономические программы выхода из кризиса в большинстве стран направлены на финансовую поддержку металлопотребляющих отраслей промышленности — строительства, автомобиле-, машино- и судостроения.

Строительство, транспорт и машиностроение — крупнейшие потребители металлопродукции. Сум-

марно на их долю приходится 80 % всего мирового потребления. Доля строительства составляет половину.

Объем выпускаемой в отрасли продукции составил в 2009 г. около 7,5 млрд дол. или 13,4 % мирового ВВП. Первое место по объему потребления готовой стальной продукции в строительстве занимают США (17 % мирового строительного рынка), на втором месте — Китай (14 %).

Второй отраслью по объему потребления готовой стальной продукции является автомобилестроение. В 2009 г. в мире было произведено 61 млн автомобилей. Китай — мировой лидер в этой области — 23 % в 2009 г. Второе место занимает Япония (13 % мирового производства), далее США — 9, Германия — 8, Южная Корея — 6 %.

Стоимость производства мирового машиностроения в 2008 г. составила 1,6 млрд евро. Здесь лидировал Китай. Его доля в мировом производстве продукции машиностроения составила в 2008 г. 17 % (на 5 % больше, чем в 2005 г.). Второе место занимает Германия (14 %), третье — США (14 %). Объем производства в отрасли машиностроения США, по сравнению с 2005 г., сократился на 7 %.

Плоский стальной прокат (лист и полоса) и сортовой прокат (арматура, проволока / катанка, пруток, конструкционная сталь, железнодорожные рельсы) составляют по 46 % мирового потребления готовой стальной продукции, на долю труб приходится 8 %.

Отмечавшиеся в 2009 г. повышение цен на металлургическое сырье, излишнее предложение металлопродукции вследствие перепроизводства, введение налогового ограничения на экспорт, нестабильность спроса на большинстве рынков, а также принятие национальных программ стимулирования экономики внесли значительные изменения на мировом рынке стали. Позитивной динамики экспортных операций не обнаружено ни в одной из ведущих стран-экспортеров. В среднем страны — ведущие экспортёры стальной продукции — в 2009 г. снизили объемы поставок на 14,5 %, по сравнению с 2008 г.

Существенную потерю экспортных позиций в 2009 г. на мировом рынке стали продемонстрировали Китай (61 %), США (30 %), Украина (16 %), Европа (12 %), по сравнению с 2008 г. Сокращение объемов импорта стали в 2009 г. составило в США 50, Европе — 48, Южной Корее — 29, Турции и Таиланде — 23 %. Увеличение импорта стали в 2009 г., по сравнению с 2008 г., зафиксировано только в Китае (43 %), Индии (20 %), Вьетнаме (17 %) и Иране (14 %).

С целью уменьшения избыточного предложения стали и предотвращения падения и так невысоких цен в 2008–2009 гг. производители стали во всем мире сокращали использование собственных производственных мощностей. Такая координация общих усилий способствовала как стабилизации некоторых региональных рынков, так и сокращению складских запасов у потребителей. Впервые за многие

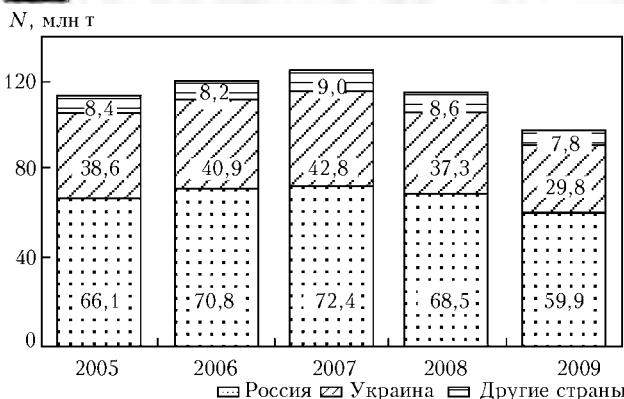


Рис. 1. Производство стали в СНГ [2]

годы показатель использования производственных мощностей упал до такого низкого показателя, как 68 %.

Однако кризис не остановил проекты компаний по вводу новых сталелитейных мощностей, строительство которых запланировано на пике роста стального рынка в 2007 г. и первой половине 2008 г. Рост мощностей зафиксирован в основном на рынках со стабильно растущим спросом на сталь — в Китае и Азии (Индия, Иран), на Ближнем Востоке, в Африке и Латинской Америке. Усилиями этих регионов стальная индустрия в кризисные 2008–2009 гг. дополнительно увеличила производство на 165 млн т, создав при этом опасный разрыв между мощностями и производством в размере 567 млн т.

Интенсивный и неоправданный рост мощностей в 2003–2009 гг., в результате которого дополнительное произведено около 600 млн т избыточной стали, создает основу для постоянного рыночного дисбаланса в будущем, особенно если начнут снижаться темпы потребления стали в Китае.

Развитие мирового рынка стали в ближайшем будущем определится экономическим ростом стран БРИК*. Согласно прогнозу Национального совета по разведке США, в 2014–2050 гг. ВВП стран БРИК окажется большим, чем у «большой восьмерки». Достоверность таких прогнозов подтверждается стремительным ростом внутренних рынков Бразилии, России, Индии и Китая, включая рынок стальной продукции. В 2008 г. странами БРИК произведено 49,6 % мирового объема стали, а в 2009 г. этот показатель составил уже 58,3 %.

Регионы СНГ. Россия, Украина, Белоруссия и Казахстан вместе производят 99 % объема стали в СНГ. Выплавка стали достигла пика в 2007 г., но затем произошло значительное сокращение производства. На рис. 1 представлена динамика производства стали в СНГ в период 2005–2009 гг.

Имея существенные запасы сырья и производственные мощности, страны СНГ выплавляют гораздо больше стали, чем необходимо для удовлетворения спроса в регионе, который отличается значительным экспортным потенциалом. Его доля в

структуре мирового экспорта в последние годы составляла от 14 до 18 %. Общий объем экспорта готовой стальной продукции из стран СНГ снизился в 2009 г. на 14 % и составил 56,4 млн т стали (полуфабрикат, сортовой и плоский прокат, трубы).

В России сокращение объема экспорта стального проката составило только 3 %, что позволило России занять третье место в мире по экспорту стальной продукции после Японии и ЕС-27, опередив Украину.

В 2009 г. произошло изменение региональной структуры экспорта стран СНГ: на 60 % возрос экспорт в страны Азии и на 17 % — в страны Ближнего Востока. Такая экспортная переориентация в значительной степени компенсировала резкое падение продаж на других региональных рынках.

Следует отметить, что в последние годы на сталелитейных заводах стран СНГ происходит активная модернизация сталелитейного производства, что вызвано необходимостью оптимизации производственных затрат, уменьшения себестоимости производства, повышения качества продукции и поддержания конкурентоспособности на мировых рынках. В 2009 г. в рамках всего СНГ существенно сократилась доля выплавки стали марганцовским способом с 23,8 в 2008 г. до 14,8 %. Значительное сокращение объемов выплавки стали этим способом зафиксировано как в России (с 16,5 в 2008 г. до 9,8 % в 2009 г.), так и в Украине (соответственно с 41,3 до 26,3 %). Этим изменениям способствовало и уменьшение объема выплавки стали, и переход основных производителей на кислородно-конвертерный способ выплавки, доля которого возросла с 54,3 в 2008 г. до 63,9 % в 2009 г.

Украина. В 2009 г. в металлургическом комплексе объемы выпуска продукции сократились на 26,6 %. На предприятиях по выплавке чугуна, стали и ферросплавов производство продукции снизилось на 23,4, по выпуску труб — на 34,3, цветных металлов — на 20,4, других видов первичной обработки стали на 38,3 %, готовых металлических изделий — на 38,5 %. Всего же по итогам 2009 г. выплавка стали в Украине сократилась на 20,2 %, по сравнению с 2008 г. (до 29,757 млн т).

Уменьшение спроса на сталь среди металлопотребляющих отраслей экономики вызвало значительное падение внутреннего рынка стали в 2009 г. Потребление металла сократилось на 2,6 млн т, что стало самым высоким показателем за последние 8 лет.

Потребление стали на внутреннем рынке в 2009 г. сократилось до 5,8 млн т, что на 37 % меньше, чем в 2008 г. Страна, и без того ориентированная на экспорт черных металлов, в 2009 г. еще больше увеличила свою зависимость от внешних рынков.

В 2009 г. произошла еще большая деформация в структуре потребления металла в Украине. Доля горнometаллургического комплекса в потреблении металлопродукции за год увеличилась с 9,3 до 20 %.

*БРИК — совокупное название четырех быстроразвивающихся экономик (Бразилия, Россия, Индия и Китай).



В Украине на долю строительства в 2009 г. приходилось всего около 1 % общего металлопотребления, выполнено строительных работ на сумму в 37,9 млрд грн, что на 48 % меньше, чем в 2008 г., тогда как мировое потребление стали в строительстве, по результатам 2009 г., составило около 14 %.

Именно в машиностроении и строительстве в 2009 г. отмечено самое большое падение потребления стали, соответственно на 58 и 70 %. По данным Госкомстата Украины, в 2009 г. выпуск машиностроительной продукции сократился на 45 %, по сравнению с показателем 2008 г. Объем металлоторговли за год уменьшился на 46 % и по результатам 2009 г. составил 1,418 млн т.

Украина сократила экспорт стальной продукции на 16 % в 2009 г., опустившись при этом с третьего места на четвертое в рейтинге мировых экспортеров стали. Экспорт полуфабрикатов упал на 10 %, а сортового, листового прокатов и труб — соответственно на 13, 27 и 24 %.

Последствием кризисных явлений в экономике Украины стало также сокращение потребления металла на душу населения до 130 кг (в 2008 г. — 181 кг).

Регионы. Азия. Индустриализация, государственная поддержка развития экономики и инфраструктуры в странах Азии способствуют увеличению объемов выплавки стали и формированию постоянного спроса. Лидерами здесь являются Китай, Япония, Индия, Южная Корея, Тайвань, Малайзия, Таиланд, Индонезия и Сингапур, которые в совокупности производят 99,5 % стали в регионе.

На долю Китая в 2000 г. приходилось только 39 % производства нерафинированной стали в Азии. К 2009 г. этот показатель увеличился до 71 %, причем объем производства за указанный период повысился на 340 %. За это же время производство стали в Индии возросло на 110 %, тогда как показатель среднего роста производства стали в регионе составил лишь 11 %. В 2009 г. на долю Китая приходилось 47 % общемирового объема производства стали. В настоящее время страны Азии производят 65 % мирового объема стали.

Некоторые страны, производители стали в Азии, являются крупнейшими мировыми экспортерами. Ведущее положение в последние годы занимает экспорт стали из Китая. Объемы стали китайского производства настолько велики, что даже экспорт небольшой части запасов с внутреннего рынка может создать значительный глобальный скачок излишнего предложения и иметь серьезные последствия на рынках других стран. Китай может выступать как спасителем мирового рынка стали (при постоянном внутреннем спросе), так и его разрушителем (при уменьшении объемов промышленного

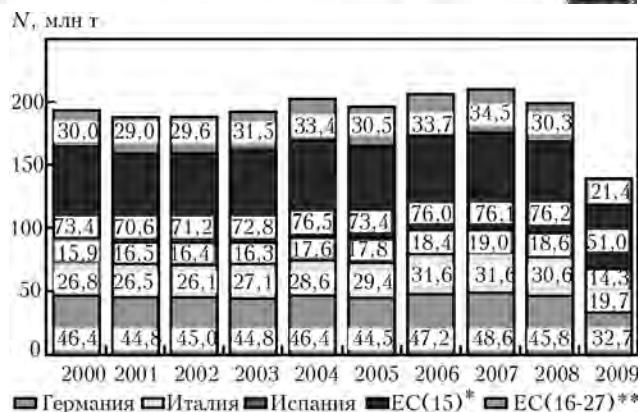


Рис. 2. Производство стали в Европе в 2000–2009 гг. [2]

производства). В 2009 г. китайский экспорт сократился на 61 %, в то время как импорт вырос на 43 %.

По сравнению с Китаем, японский экспорт стали продолжает сохранять устойчивые позиции. При сокращении экспорта в 2009 г. только на 11 % Япония стала вновь крупнейшим в мире экспортером стали. Южная Корея в 2009 г. занимала третье место среди ведущих мировых импортеров и шестое — среди крупнейших стран-экспортеров стали.

Доля кислородно-конвертерного способа выплавки стали в общем производстве стали в регионе составляет около 80 %. Остальные 20 % распределяются между электродуговыми и мартеновскими способами выплавки (0,1 %). Наиболее распространен кислородно-конвертерный способ выплавки стали в Китае (около 91 % выплавленной в 2009 г. стали было произведено этим способом). Значительное применение электродугового производства стали зафиксировано в Индии (60 %).

Регионы. Европейский Союз (ЕС-27). Общее производство стали в регионе достигло своего пика в 2007 г. — 210 млн т. По сравнению с 2000 г., это увеличение составило лишь 8 %. В 2008 г. производство стали сократилось на 6, а в 2009 г. на 30 %, относительно 2000 г. (рис. 2). Спад потребления готовой стальной продукции на 35,7 % в Европейском Союзе (ЕС) в 2009 г. во многом был обусловлен коллапсом строительной индустрии Испании и Италии. Доля ЕС в мировом производстве стали снизилась с 23 в 2000 г. до 11 % в 2009 г. Однако, если исключить значительный прирост китайского производства стали, доля ЕС в мировом производстве уменьшилась не так значительно — с 27 в 2000 г. до 21 % в 2009 г.

Производство стали в ЕС в 2009 г. сократилось на 29,4 %, по сравнению с 2008 г., негативные результаты показали основные европейские страны-производители: Германия (-28 %), Франция (-27 %), Италия (-35,2 %), Испания (-22 %). На 4,5 % сократилась доля ЕС в общемировом производстве стали. Такие результаты можно связывать со слабым

* Страны ЕС до 1995 г.

** Страны, вошедшие в ЕС после 1995 г.

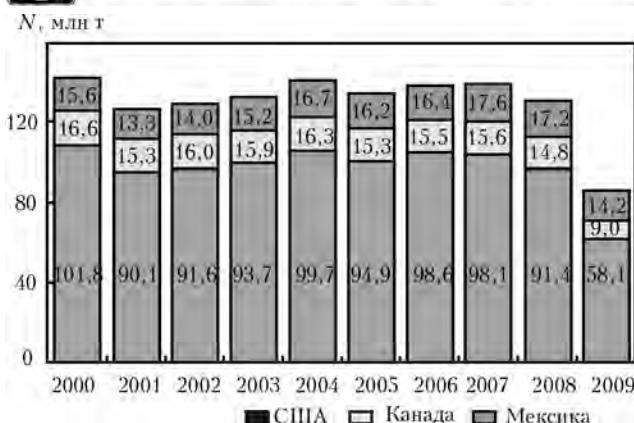


Рис. 3. Производство стали в регионах в 2000–2009 г. [2]

спросом на внутренних рынках стран, а также с отсутствием полномасштабной согласованной программы поддержки экономики в рамках всего ЕС. В результате, впервые за три года, образовался профицит торгового баланса по стали, который по итогам года составил 9,5 млн т. В общемировом масштабе потребление стали в регионе с 2008 по 2009 г. сократилось на 3,6 % (с 14,9 до 11,3 %).

В регионе преобладает кислородно-конвертерный способ выплавки стали. Его доля составляет в среднем 59 %. В Германии на долю этого способа приходится 65,3, Англии – 79 и Франции – 59,8 %. Около 43,6 % всего объема стали в регионе производится в электропечах (в Италии – 70,7, Испании – 78 %).

NAFTA. В Северо-Американском регионе (NAFTA) собственного производства нерафинированной стали недостаточно для удовлетворения спроса на сталь. NAFTA уже давно является импортером. Чистый импорт достиг своего пика в 2006 г. – 39 млн т, но существенно сократился с тех пор и в 2009 г. равнялся лишь 8 млн т. В 2001 г. зафиксировано значительное падение производства стали в регионе, спрос оставался стабильным вплоть до второй половины 2008 г., когда производство начало резко падать. В 2009 г. выпуск стали составил около 81 млн т, что на 34 % меньше уровня 2008 г. и на 39 % ниже показателей 2000 г. (рис. 3).

В 2009 г. отмечено сокращение производства стали, по сравнению с 2008 г., во всех странах региона: США (–36,4 %), Канада (–39,1 %), Мексика (–17,4 %). Столь существенное снижение производства стали здесь объясняется тяжелым состоянием национальных экономик, в том числе значительным падением спроса на внутренних рынках металла. Выделение правительством 80 млрд дол. на поддержку американской экономики не принесло ожидаемого увеличения спроса на сталь. Ситуация стабилизировалась, но ключевые отрасли-потребители стали не показали позитивных тенденций.

Американские потребители нередко покупают более дешевую импортную сталь и тем самым еще более усугубляют положение американских сталелитейных компаний. Ситуации с негативным балансом торговых операций (экспорт–импорт) по стали свойственны и другим странам региона. Дефицит

торгового баланса вырос в Канаде с 0,2 в 2008 г. до 1,2 млн т в 2009 г. В Мексике этот показатель остается на уровне 1,3 млн т уже два года подряд.

В США использование производственных мощностей в некоторые месяцы кризиса не достигло 50 %, что было самым низким показателем отрасли со времен «великой депрессии». В частности, использование производственных мощностей в 2009 г. для компании «Nucor» составило 54, а для компании «US Steel» – 48 %. В среднем в 2009 г. металлургия США работала только на 51 %.

В 2009 г. в регионе произведено 81,4 млн т стали, 62,2 % этого объема выплавлено в электропечах. Данный способ выплавки стали доминирует во всех странах региона: Мексике (69 %), США (61,7 %), Канаде (55,3 %). Соответственно, кислородно-конвертерным способом было произведено 37,8 % стали.

Согласно данным World Steel Association, мировое производство стали в 2010 г. составило 1 413,5 млн т. По многочисленным оценкам обозревателей, мировой рынок стали в определенной степени успешно преодолевает последствия мирового финансово-экономического кризиса. Так, согласно прогнозам World Steel Association, в 2011 г. мировой спрос на сталь может вырасти по отношению к уровню текущего года на 5,3 %. Основанием для подобных прогнозов служат показатели за 2010 г., которые существенно превысили прогнозные данные. На прогнозы повлиял возросший спрос в странах ЕС и других экономически развитых регионах. Повышается спрос и в развивающихся странах. Однако эксперты не уверены, что данный рост будет продолжаться и в дальнейшем. Кроме того, рост рынка выглядит оптимистично лишь на фоне последних послекризисных лет.

По результатам 2010 г., выплавка стальной продукции в ЕС составила 172,906 млн т. Странами-лидерами по производству стали в регионе являются Германия (43,8 млн т), Италия (25,751 млн т), Испания (16,311 млн т) и Франция (15,416 млн т). В 2010 г., по оценкам Европейской конфедерации предприятий черной металлургии, видимое потребление стальной продукции в странах ЕС увеличилось, по сравнению с прошлым годом, на 18,9 %, однако импорт вырос примерно на 30 %. Такой экспортной возможностью воспользовались металлургические компании Украины и Китая, цена на некоторые виды стальной продукции которых была ниже европейской на 15... 25 %.

По оценкам рыночных аналитиков, в течение последующих нескольких лет медленный и трудный выход из кризиса ожидает американский стальной рынок. Повышения спроса на основные виды стальной продукции на внутреннем рынке не стоит ожидать раньше середины 2011 – начала 2012 г.

Металлургическая промышленность Китая в течение 2000-х гг. развивалась крайне динамично. В 2010 г. объем выплавки стали в стране составил около 626 млн т, что примерно в 5 раз больше, чем в 2000 г. Согласно прогнозу китайской националь-



ной металлургической ассоциации «CISA», ежегодный прирост производства стали в стране снизится до 20...30 млн т, тогда как на протяжении большей части 2000-х гг. он составлял 50...60 млн т. По прогнозу Management Engineering and Production Services («MEPS»), в 2014 г. в Китае будет выплавлено 743 млн т стали.

Из крупных мировых производителей стали лишь Индия по темпам роста производства в последнее десятилетие уступает Китаю. В текущем году объем выплавки стали в стране достиг 66 млн т, что вывело Индию на четвертое место в мировом рейтинге. В ближайшее время в черной металлургии Индии может стартовать целый ряд новых проектов с участием местных и иностранных компаний.

Зарубежные производители стали в настоящее время активно участвуют в создании совместных предприятий с индийскими металлургами. Большая часть этих проектов будет завершена после 2014 г., однако можно предположить, что темпы роста производства стали в Индии в ближайшие четыре года останутся высокими. Согласно прогнозам, к 2014 г. производство стали в Индии достигнет 85...90 млн т.

Рост мирового производства стали в следующие пять лет может снизиться до нуля из-за возрастающего давления со стороны контролирующих при-

родаохранных организаций, а также уменьшения спроса. Такой прогноз был озвучен господином Эйдзи Хаясидой, президентом японской компании «JFE Steel», одной из крупнейших мировых производителей стали. Давление природаохранных организаций на производителей металлургической продукции заставит последние ориентироваться на передовые технологии переработки стали, отложив планируемое увеличение объемов производства. Среди важных проблем металлургии выделим возрастающий дефицит воды и энергии в мире.

В 2011 г. и в дальнейшем, как прогнозируют аналитики «MEPS», темпы роста мировой металлургической отрасли резко снизятся. Экономика большинства стран уже вышла на новый уровень равновесия, характеризующийся, в частности, меньшим объемом потребления стальной продукции, по сравнению с 2006–2008 гг. По оценкам «MEPS», в 2014 г. в мире будет выплавлено около 1625 млн т стали, что на 24 % больше, чем в 2007 г.

1. *World Steel Association, Steel statistical Yearbook 2010*, <http://www.worldsteel.org>.
2. *Iron and Steel Statistics Bureau*, <http://www.issb.co.uk/>

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 09.02.2011

Metaldaily.ru / Новости от 28.04.2011

Украина в 2011 г. увеличила производство двуокиси титана

По данным правительства, Украина в январе-марте 2011 г. увеличила производство двуокиси титана (пигментной) на 30,3 % (8,849 тыс. т), по сравнению с соответствующим периодом 2010 г., до 38,055 тыс. т.

В марте 2011 г. выпуск двуокиси титана вырос на 21,7 % (2,337 тыс. т) относительно марта 2010 г. — до 13,094 тыс. т. В частности, ЗАО «Крымский титан» сократило производство двуокиси титана на 2,6 % (до 8,975 тыс. т), ОАО «Сумыхимпром» — увеличил на 167,6 % (до 4,119 тыс. т).

В 2010 г. Украина увеличила производство двуокиси титана на 28 % (29,535 тыс. т), по сравнению с 2009 г. — до 134,862 тыс. т (Прайм-ТАСС).



УДК 669.187.004.18

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ЭЛЕКТРОКАЛЬЦИНАТОРЕ

В. И. Лакомский, А. М. Пальти, Д. Д. Юрченко

Настоящая работа посвящена моделированию тепловых и электрических полей в электрокальцинаторах. В пакете ANSYS проведен компьютерный анализ двух конструкций электрокальцинатора с дросселем и без него. Выполнен сравнительный анализ и показана более высокая эффективность конструкции с дросселем. Даны рекомендации по дальнейшему ее усовершенствованию.

The present work is devoted to the modeling of heat and electric fields in electric-calculators. In the scope of ANSYS package the computer analysis of two designs of electric calcinators was made: with and without a choke. Comparative analysis was made and the higher efficiency of design with a choke was shown. Recommendations are given on its further updating.

Ключевые слова: электрокальцинатор; термоантрацит; дроссель; температурное и электрическое поля; теплообмен

Введение. В работе [1] выполнено компьютерное моделирование тепловых и электрических полей при электрошлаковой наплавке в пакете прикладных программ ANSYS. Настоящая работа посвящена аналогичному моделированию тепловых и электрических полей в электрокальцинаторах с дросселем [2] и без него [3].

Электрокальцинатор — это электрическая печь сопротивления. Вертикальная шахта печи футерована внутри шамотным кирпичом и муллитовым уплотнением. Вдоль ее оси расположены верхний графитированный и нижний самообжигающиеся электроды. В печь загружают антрацит с высоким электрическим сопротивлением. По мере нагревания антрацита газами возгонки угля его электрическое сопротивление падает и через него начинает проходить электрический ток. Основное тепловложение в антраците происходит при электронагреве. Прокалка обеспечивает низкое удельное электрическое сопротивление и механическую прочность при высокой температуре, что необходимо для катодной футеровки алюминиевых электролизеров.

Предметом изучения явились поля температур и теплового потока, распределение электрического потенциала и плотности тока в рабочем пространстве установки. Рассмотрены два варианта вводи-

мой мощности. Как и в работе [1], учтены зависимости тепловых и электрических характеристик материалов объекта исследования от температуры. В процессе верификации модели некоторые характеристики материалов выбирали с помощью решения обратных задач на основе имеющихся экспериментальных данных о значениях температуры в установке. Численное моделирование тепловых и электрических полей выполнено в том же пакете прикладных программ ANSYS.

Постановка задачи. Приведем физические и геометрические характеристики моделей. Геометрии моделей в случае с дросселем и без него показаны на рис. 1. Области решения в обоих вариантах включают нижний 1 и верхний 2 электроды, технологическое пространство, заполненное антрацитом 3, верхний свод из бетона или шамота 4, футеровку шахты электрокальцинатора из шамотного кирпича 7, стальную оболочку 6, прослойку муллитовой изоляции 5 и дроссель 8. Габаритные размеры установки следующие: $d_{\max} = 2,3$ м (диаметр объекта); $h_{\max} = 6,6$ м (его высота).

Изучено двухмерное стационарное тепловое состояние технологического пространства с учетом эффективного (конвективного и лучистого) теплообмена наружных поверхностей в среду с температурой 293 К и отвода теплоты водой с той же температурой от нижнего электрода. Объект имеет осе-

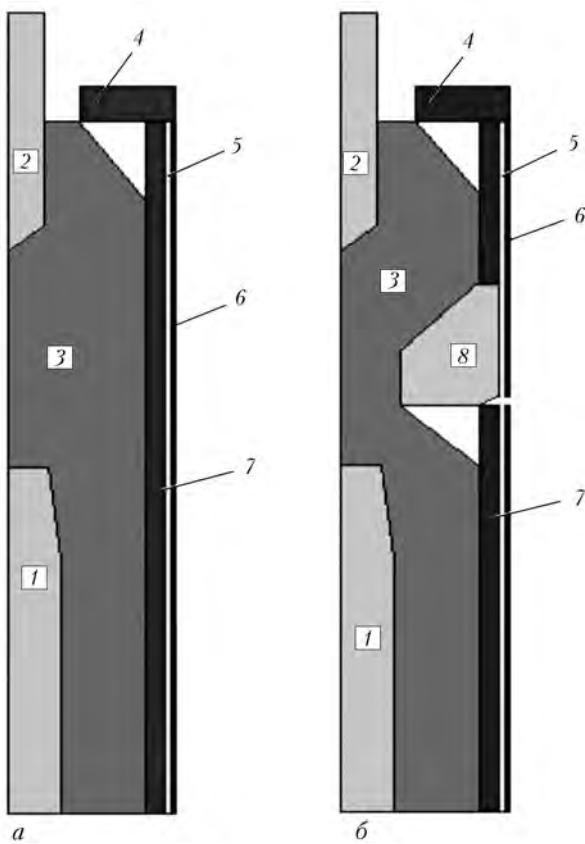


Рис. 1. Геометрии модели без дросселя (а) и с ним (б)

ую симметрию, поэтому рассматривается двумерная модель в цилиндрической системе координат. В модели учтена зависимость теплофизических характеристик термоантрацита от температуры и координаты по высоте шахты печи.

Медленное перемещение прокаливаемого материала в шахте печи со скоростью примерно 0,2...0,3 мм/с обуславливает стационарность задачи. Процесс описывается системой уравнений стационарной теплопроводности и электрического потенциала. Использованы неравномерные конечно-элементные сетки рассматриваемого объекта для случая двух геометрий.

Процессы в печи описываются уравнением стационарной теплопроводности с внутренними источниками теплоты

$$\nabla(\hat{\lambda}\nabla T) + \rho(T)|\mathbf{j}|^2 = 0, \quad (1)$$

где $T = T(r, z)$ — поле температур (r и z — переменные цилиндрической системы координат); $\hat{\lambda}(z, r, T)$ — эффективная теплопроводность области (тензор), Вт/(м·К); $\rho(T)$ — удельное электрическое сопротивление термоантрацита, Ом·м; \mathbf{j} — вектор плотности тока, А/м².

В цилиндрической системе координат уравнение нелинейной теплопроводности для нашего объекта имеет вид

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \hat{\lambda}(z, T) \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\hat{\lambda}(z, T) \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \rho(\nabla \phi)^2 = 0. \quad (2)$$

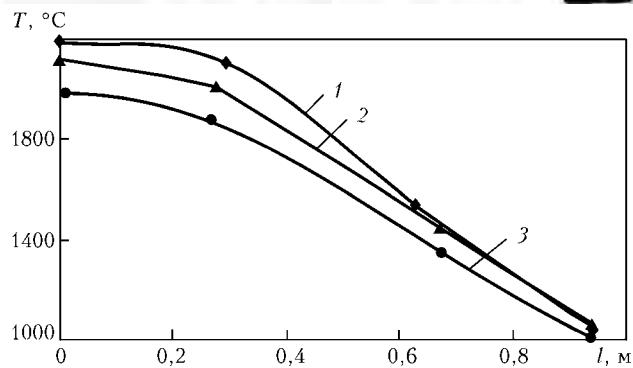


Рис. 2. Температурные распределения на трех следующих горизонтах в области между электродами (режим I): 1 — первый; 2 — второй; 3 — третий; l — расстояние от оси

Электрическое поле в объекте описывается уравнением Лапласа для потенциала

$$\nabla \mathbf{j} = 0 \text{ или } \Delta \phi = 0, \quad (3)$$

где $\phi(r, z)$ — поле электрического потенциала.

Везде, кроме мест токоподвода, нормальная к границе плотность тока j_n (или $-\nabla \phi$) принята равной нулю.

Рассмотрена сопряженная электротепловая задача, т. е. учтены тепловой и электрический контакты различных областей (футеровки шахты, прокаливаемого термоантрацита и материала верхнего и нижнего электродов). На границах областей приняты условия непрерывности температур и электрического потенциала. Конвективный теплообмен в области шахты печи описывали с помощью эффективных коэффициентов теплопроводности. На внешних границах областей задавали условия конвективного и лучистого теплообмена:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_g = \alpha(T - T_o) \quad \text{и} \quad -\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_g = \sigma \varepsilon_{12}(T^4 - T_o^4), \quad (4)$$

где обозначение $|_g$ указывает на значения функции на границе области; T_o — температура охлаждающей воды, воздуха или стенок; σ — постоянная Стефана–Больцмана; ε_{12} — относительная степень черноты излучающих поверхностей.

Математические модели (1)–(4) записывали для всех отдельных участков области решения. Различие их физических свойств учитывали зависимостью коэффициентов ρ, λ от координат. Использованы данные о теплофизических характеристиках материалов [4, 5].

Допущения модели и некоторые табличные данные. С учетом квазистационарности процесса рассмотрено определенное состояние пространства шахты с антрацитом, соответствующее имеющимся опытным данным. Поверхность печи находится в конвективном и лучистом теплообмене с окружающей средой. Происходит воздушный конвективный теплообмен верхнего электрода и места выгрузки готового продукта с окружающей средой. В области подвода тока к верхнему и нижнему электродам

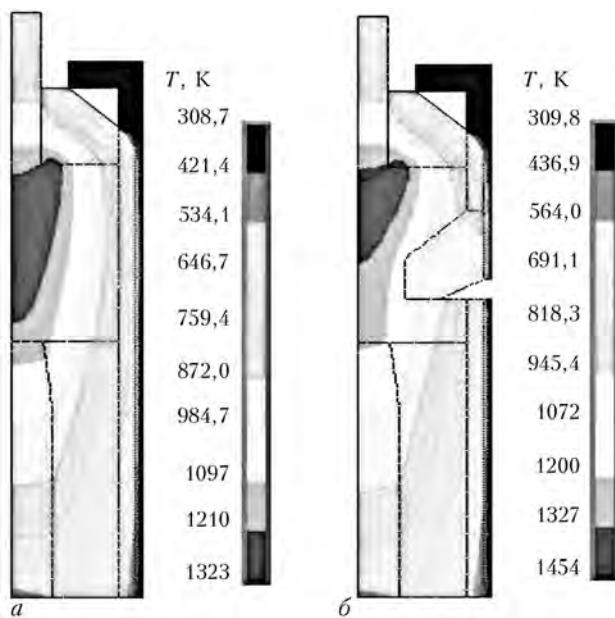


Рис. 3. Полное температурное поле печи в режиме II ($U = 7$ В): без дросселя (а) и с ним (б) (температуры даны по шкале Кельвина)

имеет место конвективный теплообмен с охлаждающей водой. Коэффициенты конвективного теплообмена выбраны из диапазона 10...50 Вт/(м·К) с помощью решения обратных задач теплопроводности.

Отвод теплоты газами в процессе прокалки, а также готовым продуктом определяется интегральным тепловыделением (в нашем случае, снижением разности потенциалов на электродах).

Приведем теплофизические характеристики по нижнему электроду и дросселю: удельные теплопроводность ($T > 473$ К), $\lambda = 7 \dots 10$ Вт/(м·К) и электрическое сопротивление $\rho = (50 \dots 75)$ мкОм·м. Удельная теплопроводность термоантрацита аппроксимируется следующей линейной зависимостью 373...1173=

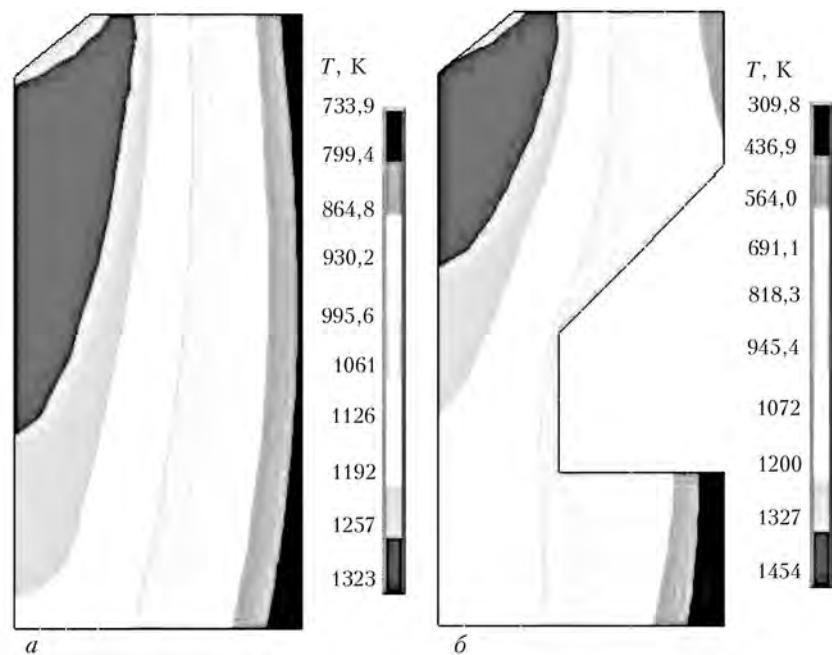


Рис. 4. Температурное поле участка шахты печи (области под электродом) при режиме II: а — без дросселя; б — с дросселем

$= (0,41 \dots 0,84)$ Вт/(м·К). Удельное электрическое сопротивление следующее: $\rho = 0,01(1 - 0,0003\Delta t)$ Ом·м. Плотность насыпного термоантрацита с фракционным составом 6...25 мм составляет 1 т/м³.

Численный анализ температурных и электрических полей. Как показали исследования температуры и давления контактного сопротивления термоантрацита [6], оно падает с ростом этих параметров по мере перемещения термоантрацита вдоль шахты печи. Поэтому в печи, где «сырой» антрацит подвергается термической обработке, при достижении некоторой температуры угля электрическое сопротивление стабилизируется.

Далее в процессе медленного продвижения сырья вдоль шахты электрокальцинатора оно практически не меняется. Подобная гистерезисная зависимость электрического сопротивления требует при более строгом подходе решения нестационарной задачи.

Мы рассмотрели первое приближение к сложным процессам в исходном сырье — стационарную электротепловую модель. Поэтому проведены численные эксперименты с разбиением области шахты с антрацитом на три зоны, в каждой из которых имеется своя температурная зависимость свойств по высоте печи (рис. 2).

В моделях, кроме нелинейной зависимости $\rho(T)$ в ряде зон, предусмотрена анизотропия коэффициента теплопроводности термоантрацита (по высоте и радиусу шахты печи) с учетом медленного движения массы сырья (стационарный подход) и сопутствующих процессов обработки сырья, например взаимодействие его с газами сухой перегонки угля и газами — продуктами горения угля в атмосфере подсасываемого в печь воздуха. Принято во внимание также существование дополнительных источников тепловыделения, моделирующего отвод теплоты из печи с готовым термоантрацитом. Заметим также, что подход, учитывающий фазовый переход термоантрацита для обеспечения теплоты, отводимой им из печи, требует решения нестационарной задачи.

Необходимые для описания источники тепловыделения определяли следующим образом. Рассматривали стационарный режим, обычно устанавливающийся в промежутках между актами отбора готового термоантрацита, а теплоту, отводимую из печи вместе с готовым продуктом, учитывали по общему снижению подаваемой на печь мощности (рабочего напряжения на печи).

Приведем оценочный расчет указанного напряжения. Предположим, что мощность в нормальном технологическом режиме рабо-

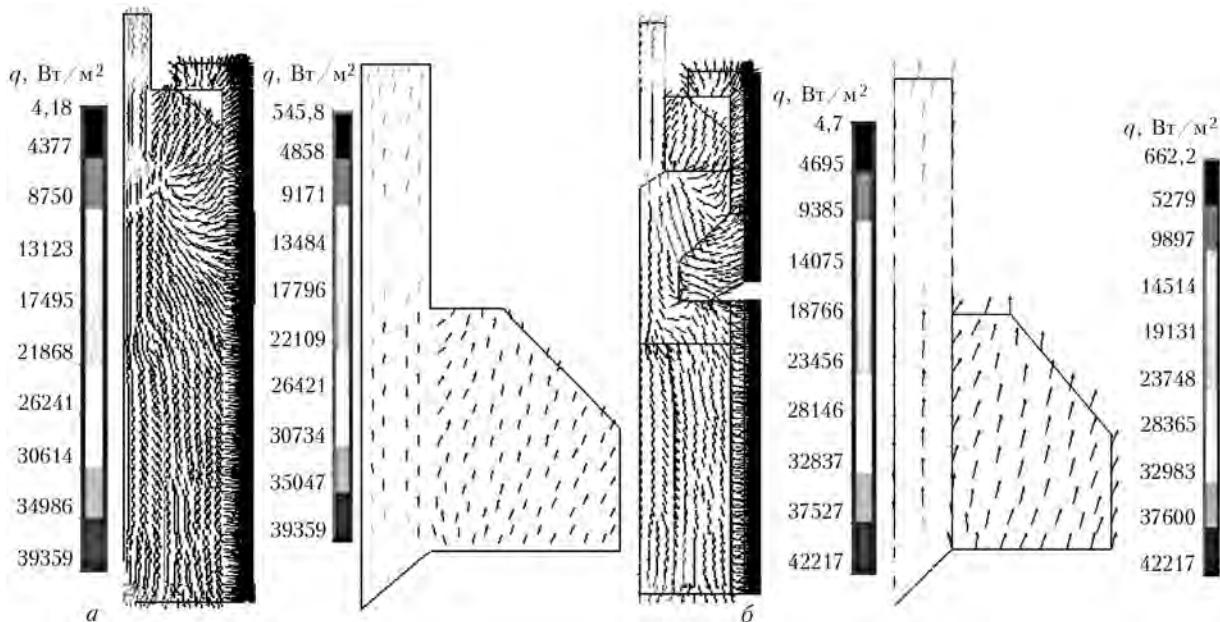


Рис. 5. Поле вектора теплового потока в пространстве шахты печи и участок поля вблизи электрода при режиме II: *a* — без дросселя; *b* — с ним

ты печи пропорциональна выходу готового продукта в единицу времени. Как показало численное моделирование, основанная на этом расчете оценка разности потенциалов между электродами согласовывалась с экспериментальными значениями температур на границах установки (металлическом кожухе печи). Характер распределения значений температуры на разных горизонтах печи соответствовал указанным данным.

Итак, мощности 0,8 МВт отвечает производительность 2000 кг/ч. Имеющимся температурным данным соответствует выход 650 кг/ч термоантрацита. Такому выходу продукта характерна следующая мощность:

$$(650/2000) \cdot 0,8 = 0,26 \text{ [МВт].} \quad (5)$$

Мощность, отводимая из печи готовым термоантрацитом, составляет

$$Gc\Delta T/S = (650/3600)1800(800 - 20)/2,3 \approx 0,12 \text{ [МВт]}, \quad (6)$$

где G — выход готового продукта, кг/с; c — его теплоемкость, Дж/(кг·К); ΔT — перегрев термоантрацита по отношению к исходному (холодному) продукту, К; S — площадь выходного сечения шахты, м².

Для получения адекватных значений температуры в модели задавали базовое падение напряжения $U_1 = 10$ В (режим I), также моделировали режим II, при котором $U_2 = 7$ В.

Пространственную разбивку сетки выбирали с учетом основных особенностей структуры исследуемого объекта, что отразилось на степени измельчения сетки в отдельных участках шахтного пространства.

На рис. 3, 4 показаны полное поле распределения температур в печи и его участок для режима II (разность потенциалов между электродами $U = 7$ В) в моделях с дросселем и без него.

Отметим качественный характер приведенных полей температур и тепловых потоков, обусловленный отсутствием точных данных о реальной мощности печи, при которой снимались экспериментальные температуры на различных горизонтах межэлектродного пространства и на наружном кожухе установки. По этой причине рассчитанные значения температур на трех горизонтах несколько превышают опытные данные (рис. 2), однако ход их изменения такой же.

Из поля температур, видно, что уголь сильно перегрет в межэлектродной области. Более интенсивный нагрев у верхнего электрода подтверждает факт его более интенсивного вырабатывания, по сравнению с нижним электродом.

В модель введена анизотропия теплопроводности (вдоль оси шахты печи примерно в 30 раз больше, чем в радиальном направлении). Численные опыты показали большую чувствительность модели к значению коэффициента теплопроводности вдоль оси печи. Это связано с существованием в реальных условиях продольного движения массы антрацита, которое мы учитывали только эффективно.

Относительно большая теплопроводность вдоль оси печи обусловлена наличием, кроме кондуктивного, внутреннего лучистого теплообмена между частицами антрацита. Без введения анизотропии тепловых и электрических свойств не удавалось согласовать эксперимент с результатами моделирования.

В отсутствие дросселя в горизонтальных сечениях между электродами значения температуры распределены в более широком интервале, чем с его наличием. Поэтому при условии, что термоантрацит достигает требуемого значения удельного электрического сопротивления в определенном диапазоне температур, то в случае отсутствия дросселя их более широкий диапазон приводит к тому, что среднее по горизонту удельное электрическое сопротив-

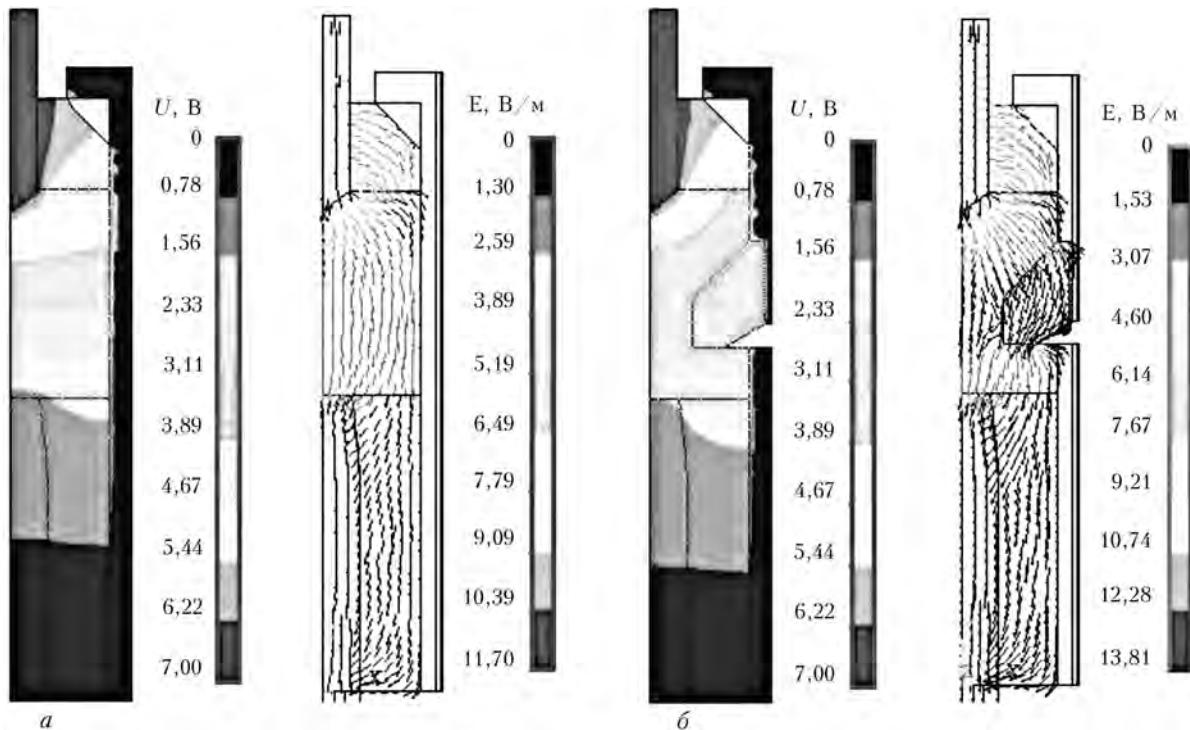


Рис. 6. Распределение электрического потенциала и напряженности электрического поля в печи при режиме II: а — без дросселя; б — с ним

ление угля на выходе печи без дросселя гораздо выше, чем при его наличии.

В модели с дросселем диапазон температур в горизонтальном сечении массы термоантрацита уже, чем без него, поэтому он равномернее обрабатывается при более высокой средней по горизонту температуре.

Диапазон температур в межэлектродном промежутке (режим I) без дросселя составляет 1233...2593 К, а при таком же режиме в модели с дросселем — 1993...2263 К. Прокаливаемый антрацит имеет указанные значения температуры в радиальном сечении шахты печи на уровне середины межэлектродного промежутка. Этот диапазон может быть уменьшен путем изменения конструктивных параметров дросселя и относительного расположения дросселя и электродов.

Перейдем к анализу распределения тепловых потоков. На рис. 5 приведены поле направлений вектора теплового потока в пространстве печи и участок электрода вместе с прилегающей областью при режиме II.

Сравнение полей для двух различных режимов показывает наличие значительного увеличения тепловых потерь через боковой кожух печи, а также через электроды в модели с дросселем, где эти потери возрастают примерно на 10 %. Наиболее высокие значения тепловые потоки имеют в области торца верхнего электрода (без дросселя — 82, с ним — 90 кВт/м²). Среднее значение потока, уходящего с поверхности кожуха печи, не превосходит в режиме I с дросселем — 9,8, без него — 9,2 кВт/м², в режиме II с дросселем — 4,5, без него — 4,3 кВт/м².

Уровень тепловых потоков верхнего электрода является важным и доступным для наблюдения параметром при автоматизации процесса. Особенно высокие значения тепловых потоков реализуются в области верхнего электрода, что способствует его более интенсивному вырабатыванию.

Основные изменения электрического потенциала (рис. 6), происходят в верхних участках шахты, вблизи электрода. Наличие дросселя слабо влияет на их распределение, что связано с его низким удельным электрическим сопротивлением. Вместе с тем наиболее опасная (с точки зрения электрического пробоя) область находится в верхней части печи. Предполагали, что отдельные области печи (кожух, дроссель и др.) идеально контактируют. В действительности сопротивления переходов (электрические и термические) имеют конечные значения, что вносит существенные корректировки в распределение потенциалов. Опасные места можно смоделировать при условии, что наружный кожух имеет нулевой потенциал.

На рис. 6 приведено полное распределение напряженности электрического поля. Участок этого поля (электрод с прилегающей к нему областью печи) представлен на рис. 7. На рисунках показано распределение вектора электрической напряженности, поскольку характер этого поля аналогичен полю вектора плотности тока. Соответствующие характеристики связаны зависимостью $E = \rho(T)j$, где E — напряженность электрического поля; $\rho(T)$ — зависимость удельного электрического сопротивления от температуры; j — плотность тока.

Стрелки на рис. 7 показывают направление прохождения тока, а их длина соответствует уровню

напряженности электрического поля (а, значит, и плотности тока). Наибольшие значения напряженности поля имеются у торцов электродов, особенно верхнего.

Максимальные значения плотности тока у торца верхнего электрода на режиме I достигают $16,7 \text{ [В/м]} / 0,008 \text{ [Ом}\cdot\text{м}] = 0,208 \text{ [А/см}^2]$. В модели с дросселем плотность тока составляет $0,245 \text{ А/см}^2$. Отметим, что реальные плотности тока примерно в шесть раз выше, что связано с особенностями предложенной модели (реальное падение напряжения, как показано выше, занижено примерно в шесть раз). Таким образом, действительные максимальные значения плотности тока должны достигать без дросселя 1,25, с ним — $1,47 \text{ А/см}^2$. Эти значения могут уточняться по мере привлечения достоверных экспериментальных данных о параметрах режимов и электрических свойствах элементов печи и обрабатываемого термоантрацита.

Выводы

1. Установлено, что электротепловые модели печи электрокальцинатора, несмотря на небольшое количество экспериментальных данных, отражают важные особенности процесса, подтверждаемые на опыте. Модель позволяет указать на наиболее напряженные в тепловом и электрическом отношении участки элементов печи.

2. Показано, что в рамках стационарной модели нельзя получить выходные значения электрического сопротивления термоантрацита. Это связано с гистерезисным характером тепловых свойств термоантрацита, которые нельзя моделировать в стационарной модели. В более строгой постановке требуется нестационарная модель.

3. Температурные поля модели с дросселем объясняют повышенную однородность электрических свойств термоантрацита. Связано это с существованием узкого температурного диапазона в проходном поперечном (горизонтальном) сечении печи в области дросселя.

4. Процесс отбора готового термоантрацита в нижней части шахты печи изучали с использованием экспериментальных данных. Более точное описание возможно с учетом фазового перехода в области выхода термоантрацита или путем изучения реальной динамики его перемещения в шахте печи. Решение нестационарной задачи может позволить изучать процесс выхода электрокальцинатора на

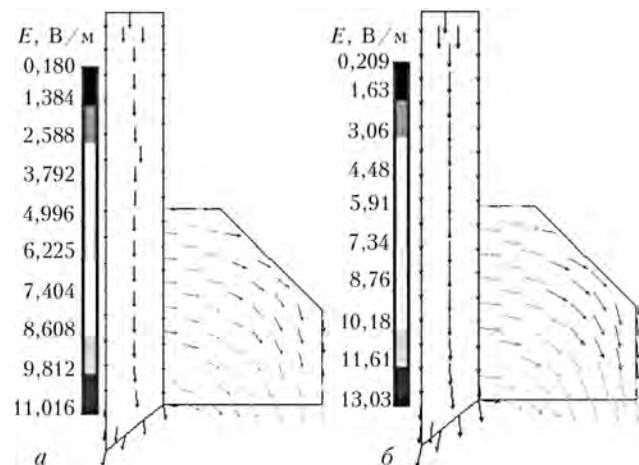


Рис. 7. Распределение вектора напряженности электрического поля в области электрода и прилегающего к нему участка при режиме II без дросселя (а) и с ним (б)

рабочий режим (разогрев печи) с целью минимизации общих затрат электроэнергии.

5. Представляет интерес задача оптимизации геометрических параметров печи (размеры и геометрия верхнего и нижнего электродов, а также дросселя) и электрических параметров режима с целью минимизации удельного расхода энергии. Однако для эффективного численного моделирования следует иметь больше опытных данных.

Одним из достоинств численного моделирования является сокращение количества дорогостоящих натурных экспериментов, требуемых для отработки оптимальных режимов работы установки.

1. Пальти А. М., Юрченко Д. Д. Компьютерное моделирование электрошлаковой наплавки в водоохлаждаемом кристаллизаторе // Свароч. пр-во. — 2006. — № 9. — С. 12–15.
2. Пат. 89263 Украина, МПК В 21к. Піч електрокальцинації шипучого вуглецевого матеріалу / Б. Є. Патон, В. Й. Лакомський, С. В. Кутузов та ін. — Опубл. 31.03.2008; Бюл. № 3.
3. Чалых Е. Ф. Технология и оборудование электродных электроугольных предприятий. — М.: Металлургия, 1972. — 240 с.
4. Агроскин А. А. Тепловые и электрические свойства углей. — М.: Металлургия, 1959. — 266 с.
5. Кутателадзе С. С. Теплопередача и гидродинамическое сопротивление: Справочник. — М.: Энергоатомиздат, 1990. — 366 с.
6. Лакомский В. И. Контактная теплопроводность дробленого термоантрацита // Доп. НАН України. — 2004. — № 9. — С. 94–98.

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

КТУУ «Киевский политехнический институт»

ЗАО «КАДФЕМ Си-Ай-ЭС», Киев

Поступила 04.04.2011



УДК 621.785

ТИТАНОАЛЮМИНИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА СТАЛИ 12Х18Н10Т С БАРЬЕРНЫМ СЛОЕМ НИТРИДА ТИТАНА

М. В. Аршук, А. В. Микитчик,
В. Г. Хижняк, М. В. Карпец

Исследованы фазовый и химический составы, структура и микротвердость диффузионных покрытий, содержащих титан и алюминий, на образцах из стали 12Х18Н10Т. В зависимости от вида обработки на стали образуются многослойные покрытия на основе карбида и нитрида титана, интерметаллидов и оксидов титана, алюминия, никеля, хрома, железа, а также твердых растворов титана и алюминия в austenите. Установлено, что при химико-термической обработке слой нитрида титана выполняет функцию барьера, замедляющего диффузию алюминия и титана в основу, а компонентов основы — в покрытие.

Phase and chemical compositions, structures and microhardness of diffusion coatings, containing titanium and aluminium, were studied on samples of steel 12Kh18N10T. Depending on the type of treatment the multilayer coatings on titanium carbide and nitride base, intermetallics and oxides of titanium, aluminium, nickel, chromium, iron, as well as solid solutions of titanium and aluminium in austenite are formed on steel. It was found that during chemical-thermal treatment the titanium-nitrite layer has a function of a barrier, delaying the aluminium and titanium diffusion into a base and the base components - into a coating.

Ключевые слова: защитные покрытия; сталь 12Х18Н10Т; карбиды; нитриды; азотирование; титаноалюминирование; сталь; микротвердость; барьерный слой; реактивное ионно-плазменное распыление

Повышение жаростойкости и микротвердости поверхностных зон стали 12Х18Н10Т является актуальной задачей [1, 2]. Поскольку возможности объемного легирования стали ограничены, ее решение с применением способов поверхностного легирования является перспективным [3–5]. В этом случае металлы и сплавы подвергают диффузионной химико-термической обработке, в результате которой на поверхности подложки образуется слой, отличающийся от исходного по составу.

Решение поставленной в работе задачи получения на стали 12Х18Н10Т комплексных покрытий, сочетающих жаро- и коррозионную стойкость с высокой износстойкостью, имеет научный и практический интерес. В настоящее время показана перспективность использования комплексного насыщения сплавов титаном и алюминием [4, 6, 7]. Титаноалюминидные покрытия, полученные на техническом железе, углеродистых сталях, жаропрочных

сплавах, имеют удовлетворительную износстойкость и высокую жаростойкость в атмосфере продуктов горения органического топлива, содержащих серу и пары морской воды.

Ресурс жаростойкости, возможность эксплуатации покрытия в условиях трения и действия агрессивных сред определяются не только фазовым и химическим составами, типом структуры, но и характером диффузионных процессов в покрытии и на границах раздела покрытие–основа, покрытие–внешняя среда.

Защитные свойства жаростойких покрытий зависят от массовой доли алюминия и, как правило, ухудшаются с ее уменьшением вследствие окисления алюминия при контакте с кислородом воздуха, диффузии алюминия в подложку и элементов подложки в покрытие [3]. Подобные явления могут происходить также в условиях контактного взаимодействия покрытия с обрабатываемым материалом, например при трении. При этом возможен диффузионный перенос обрабатываемого материала в покрытие и наоборот, что приводит к интенсивному изнашиванию покрытия и его разрушению [8, 9].

Фазовый состав и свойства покрытий на стали 12Х18Н10Т

Вид обработки; T , °С; время, ч	Фазовый состав	Параметры кристаллической решетки, нм		Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, ГПа
		a	c		
Азотирование; 540; 20	Fe ₃ O ₄	0,8385	—	45,0...60,0	10,0...15,5
	Fe ₄ N	0,3700	—		
	Fe ₂ N	0,4798	0,4419		
	CrN	0,4152	—		
	CrN	0,4149	—		16,0...18,5
	Fey(N)	0,3618	—		
TiN (способ реактивного ионно-плазменного распыления); 560...600; 10,33	TiN	0,4249	—	5,5...6,0	21,0
Титаноалитирование; 1050; 3	Fe ₂ Ti	0,4825	0,7840	39,0...42,0	5,5...6,0
	Ti ₄ Fe ₂ O	1,1267	—		
	TiC	0,4180	—	0,5...1,0	—
	Fey(Ti, Al)	0,3560	—	70,0...80,0	3,5...2,0
	Fe ₂ Ti	0,4987	0,8163	7,0...9,5	9,5...12,5
Титаноалитирование после азотирования; 1050; 3	Ti ₄ Fe ₂ O	1,1441	—		
	TiN	0,4261	—	5,0...7,0	20,5
	Fey	0,3584	—	50,0...70,0	4,5...2,5
	CrN	0,4150	—		
	Fe ₂ Ti	0,4825	0,7840	5,0...7,0	6,0...6,5
Титаноалитирование после нанесения TiN (способ реактивного ионно-плазменного распыления); 1050; 3	Ti ₄ Fe ₂ O	1,1267	—		
	TiN	0,4267	—	5,0	23,0

Предотвратить или замедлить нежелательную диффузию химических элементов в сформированное покрытие можно путем создания непроницаемых или малопроницаемых для атомов контактирующих веществ барьерных слоев. Кроме того, барьерный слой должен сохранять необходимые свойства в заданном температурно-временном интервале, иметь хорошую адгезию как с подложкой, так и покрытием [4]. Барьерами могут служить слои, сформированные непосредственно при насыщении либо в процессе эксплуатации [3, 4, 6, 9].

Анализ результатов работ [6, 10, 11], показал, что при титаноалитировании предварительно азотированных технического железа или углеродистых сталей формируются многослойные покрытия, у которых соединения, содержащие алюминий, располагаются на внешней стороне диффузионной зоны и ограничены с внутренней стороны карбида TiC и нитрида TiN. При этом, как следует из работ [6, 10, 11], основные барьерные функции в композиции слоев имеет слой TiN, препятствующий проникновению алюминия в основу.

Дальнейшая разработка жаростойких материалов с широким комплексом функциональных свойств должна происходить в первую очередь по пути создания новых многокомпонентных покрытий, объединяющих высокую жаростойкость одних слоев с барьерными свойствами других.

В предложенной работе титаноалитированию подвергали образцы предварительно азотированной стали 12Х18Н10Т и образцы стали со слоем TiN, осаждаляемым на их поверхность способом реактивного ионно-плазменного распыления.

Азотирование стали 12Х18Н10Т осуществляли в диссоциированном аммиаке при температуре 540 °С на протяжении 20 ч. Нитрид титана наносили способом реактивного ионно-плазменного распыления на установке ВУ-1Б в течение 0,33 ч при температуре подогрева образцов перед напылением 560...600 °С, давлении реакционного газа $2,5 \cdot 10^{-2}$ Па, токе дуги 100 А, приложенный потенциал смещения составил +150 В. Предварительное катодное распыление осуществляли в течение 1 мин при токе 3 А.

Титаноалитирование проводили порошковым способом в контейнерах с плавким затвором при пониженном давлении. Образцы с покрытиями исследовали рентгеноструктурным, микрорентгеноспектральным, металлографическим, дюрометрическим методами.

Фазовый состав и некоторые свойства азотированного слоя и слоя нитрида титана TiN на стали 12Х18Н10Т, полученных при принятых в работе условиях обработки, приведены в таблице.

На внешней стороне азотированного слоя удалось установить наличие Fe₃O₄, Fe₄N, Fe₂N и CrN. На внутренней стороне азотированного слоя по-

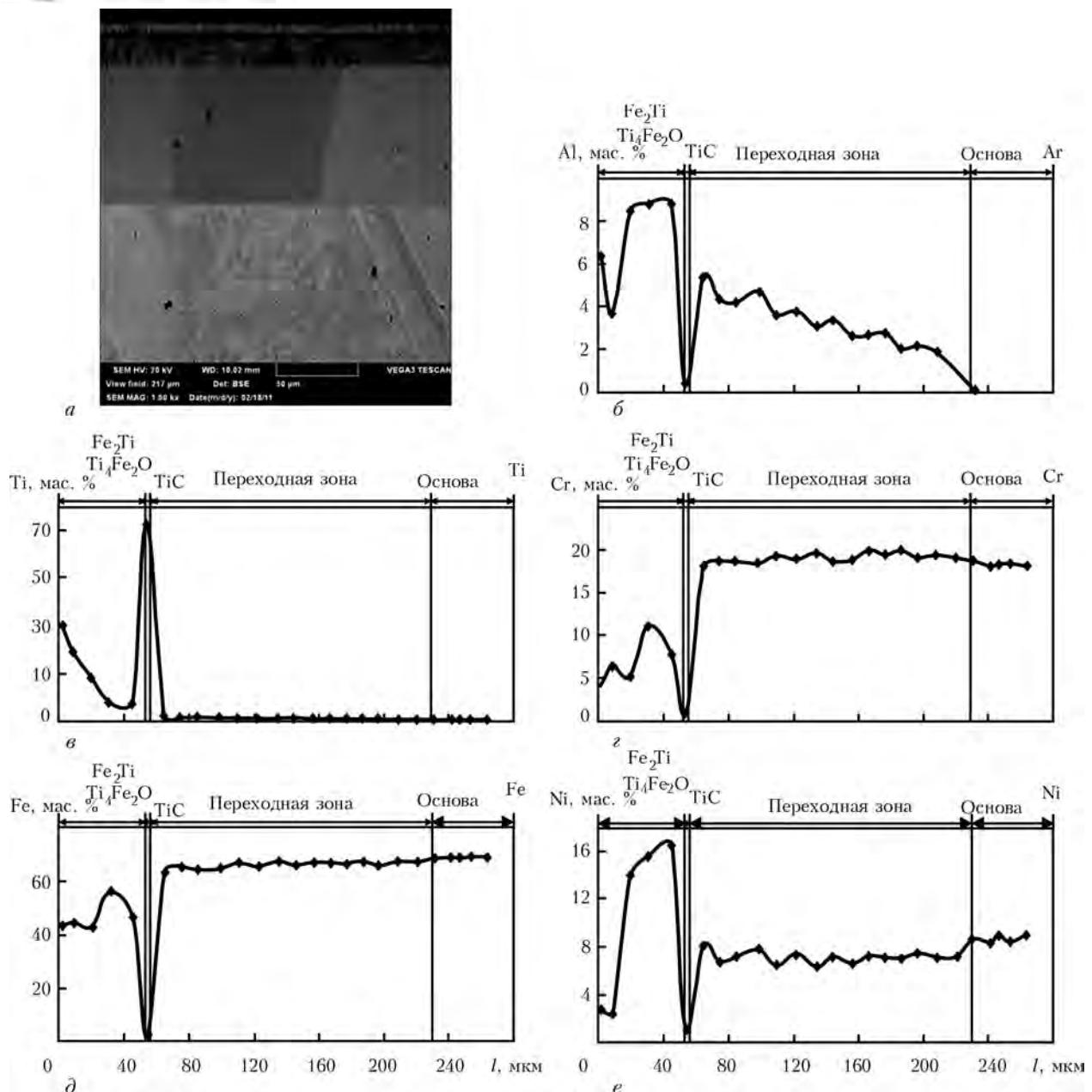


Рис. 1. Микроструктура (а) и распределение элементов по толщине покрытий на стали 12Х18Н10Т (б–е) после титаноалюминирования; l — расстояние от поверхности

средством послойного анализа определено присутствие CrN и Fe γ (N). Толщина азотированных слоев в разных зонах образца изменялась от 100 до 140 мкм. Различие в значениях толщины диффузионных слоев в разных зонах образца обусловлено в первую очередь влиянием на процесс насыщения оксидных пленок хрома при принятых температурах насыщения, отличающихся высокой плотностью и стабильностью.

Нитрид титана, осажденный на образцы из стали 12Х18Н10Т, на поверхности и поперечном шлифе имеет характерный желто-золотистый цвет, что соответствует составу, близкому к стехиометрическому [3, 12]. Последнее подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа покрытия, в соответствии с которыми период кристаллической решетки TiN близок к стехиометрическому и равняется 0,4249 нм.

Фазовый состав покрытия на образцах титаноалюминированной стали 12Х18Н10Т характеризуется зоной соединения, содержащей Ti_4Fe_2O , Fe_2Ti , TiC , и зоной твердого раствора титана и алюминия в austenите. Результаты микрорентгеноспектрального и послойного рентгеноструктурного анализов показали, что слой карбида титана толщиной 0,5...1,0 мкм отделяет зону соединения от твердого раствора. Концентрация титана и алюминия на расстоянии 60 мкм от поверхности в твердом растворе составляет соответственно 2,5 и 2,0 мас. %. При этом элементы подложки (железо, никель, хром) присутствуют в зоне упомянутых соединений (рис. 1).

Таким образом, можно сделать вывод, что слой TiC не полностью выполняет барьерные функции по замедлению диффузионного проникновения титана и алюминия в основу.

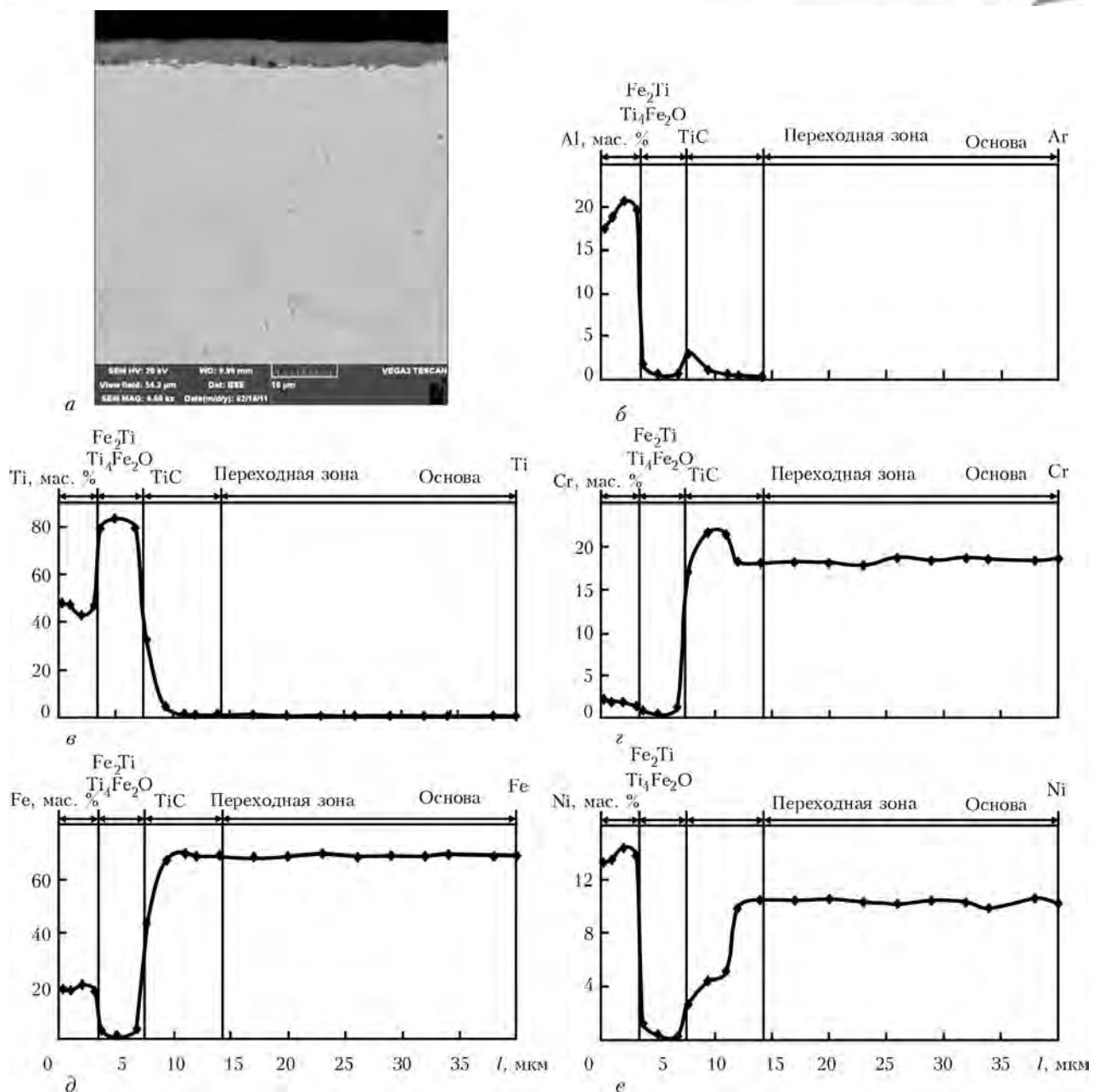


Рис. 2. Микроструктура (а) и распределение элементов по толщине покрытий на стали 12Х18Н10Т (б-е) после азототитаноалюминирования

Послойным рентгеноструктурным анализом покрытий после комплексной обработки (азотирование с последующим титаноалитированием, а также нанесение слоя TiN с последующим титаноалитированием) установлено, что в обоих случаях связующая зона имеет одинаковый фазовый состав. Это нитрид титана, находящийся на границе с основой и на внешней стороне диффузионной зоны (Fe_2Ti и $\text{Ti}_4\text{Fe}_2\text{O}$).

Период кристаллической решетки слоя TiN после титаноалитирования существенно увеличился, что вызвано дополнительным легированием, в первую очередь алюминием. При этом периоды решеток нитридных фаз, полученных разными способами, оказались практически одинаковыми.

Результаты исследований кинетики роста слоя TiN при азототитаноалитировании показали параболическую зависимость его толщины от времени насыщения. При этом толщина слоя TiN, образовавшегося при титаноалитировании, не изменяется в последующем насыщении. Можно считать, что барьерные свойства слоя TiN при титаноалитировании азотированной стали возрастают с ростом толщины слоя нитрида титана TiN. Именно это обстоятельство и обусловило отличие химического состава комплексных покрытий, полученных разными способами.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа образцов показали, что характер распределения в слое насыщающих элементов и элементов подложки для трех типов покрытий имеет много общего (рис. 1-3).

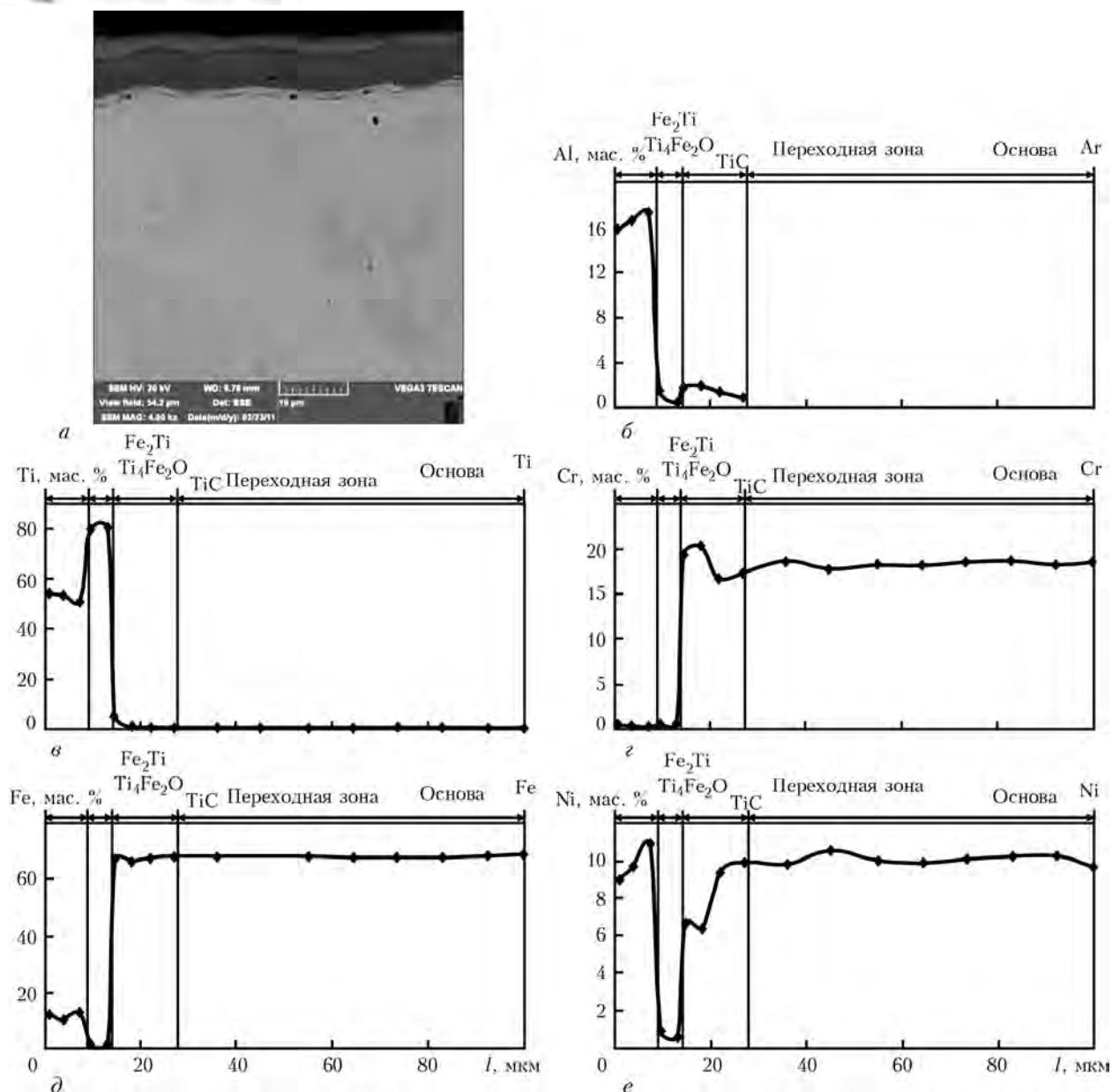


Рис. 3. Микроструктура (а) и распределение элементов по толщине покрытий на стали 12Х18Н10Т (б–е) после титаноалитирования с предварительным осаждением слоя TiN способом реактивного ионно-плазменного распыления

Максимальная концентрация титана в покрытиях отмечена на некотором расстоянии от поверхности в слоях карбida титана или нитрида титана.

Существенным отличием титаноалюминидных покрытий от покрытий, содержащих TiN, является практическое отсутствие в структуре последних твердого раствора титана и алюминия в аустените. Кроме того, барьерный слой TiN уменьшает проникновение в покрытие компонентов основы. Наиболее эффективным барьером оказался слой TiN, полученный способом реактивного ионно-плазменного распыления. Диффузионный слой TiN в азототитаноалюминидных покрытиях замедляет проникновение железа, никеля, хрома в слой соединений менее эффективно, чем осажденный слой TiN, поскольку он образовался и увеличил толщину в процессе титаноалитирования. Например, концен-

трация хрома в титаноалитированном слое составляет 4,5...12,5, в азототитаноалитированном — 2,5...4,0, в покрытии с осажденным нитридом титана — 0,5 мас. %.

Проведенные исследования показали, что микротвердость металла зоны соединений Fe_2Ti , $\text{Ti}_4\text{Fe}_2\text{O}$ в азототитаноалитированном слое на стали 12Х18Н10Т составляет 9,5...12,5 ГПа, что выше, чем у металла подобных зон после титаноалитирования или титаноалитирования предварительно осажденного на подложку нитрида титана. Можно считать, что увеличение микротвердости данного покрытия обусловлено азотом, который при азототитаноалитировании не только формирует слой нитрида титана TiN, но и образует соединение $\text{Ti}_4\text{Fe}_2\text{O}_x\text{N}_{1-x}$, замещая часть атомов кислорода, способствует формированию соединения $\text{Ti}_4\text{Fe}_2\text{O}_x\text{N}_{1-x}$.

Выводы

1. Установлено, что при титаноалитировании образцов из отожженной стали 12Х18Н10Т (в исходном состоянии, предварительно азотированной и имеющей осажденный слой TiN) формируются многослойные покрытия Fe₂Ti, Ti₄Fe₂O, TiN, TiC.

2. Показано, что слой соединения TiN выполняет роль барьера, значительно уменьшающего содержание железа, никеля и хрома в покрытии, а также существенно тормозящего диффузию титана и алюминия в основу. Микротвердость слоев TiN в комплексных соединениях составляет 20,5...23,0, а диффузионной зоны соединений — 5,5...12,5 ГПа.

3. Рассмотренные в работе варианты многослойных покрытий, полученные в результате титаноалитирования азотированной стали 12Х18Н10Т, а также стали, на которую заранее осаждали слой TiN, по составу, строению, свойствам и присутствию в покрытии барьера слоя нитрида титана являются перспективными и могут быть рекомендованы для применения в качестве жаро- и коррозионностойких, антифрикционных.

1. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1969. — 749 с.
2. Приймак Е. Ю., Грызунов В. И., Грызунова Т. И. Кинетика газовой коррозии аустенитной стали 12Х18Н10Т // Металловед. и термич. обраб. металлов. — 2009. — № 9. — С. 21–24.
3. Коломыцев П. Т. Жаростойкие диффузионные покрытия. — М.: Металлургия, 1979. — 272 с.

4. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. — Справочник / Г. В. Борисенок, Л. А. Васильев, Л. Г. Ворощин и др. — М.: Металлургия, 1981. — 424 с.
5. Структура и фазовый состав поверхностного слоя на сталях после аллитирования / А. В. Голованов, А. Г. Радюк, В. И. Славов и др. // Металловед. и термич. обраб. металлов. — 2008. — № 6. — С. 42–45.
6. Титаноалитування технічного заліза в закритому реакційному просторі в середовищі хлору / В. Г. Хижняк, М. В. Аршук, Д. В. Лесечко, Т. В. Лоскутова // Наукові вісті НТУУ «КПІ». — 2009. — № 4. — С. 92–96.
7. Повышение окалинистойкости сталей путем химико-термической обработки / Н. Г. Кайдаш, П. П. Частоколенко, Л. Н. Частоколенко и др. // Жаростойкие покрытия для защиты конструкционных материалов. — Л.: Наука, 1977. — С. 195–199.
8. Лоскутов В. Ф., Хижняк В. Г., Куницкий Ю. А. Диффузионные карбидные покрытия. — Киев: Техника, 1991. — 168 с.
9. Верещака А. С., Третьяков И. П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. — М.: Машиностроение, 1986. — 192 с.
10. Азотитанування сталей і твердих сплавів / В. Г. Хижняк, Н. А. Курило, І. В. Летвіцька, О. Т. Сердітов // Наукові вісті НТУУ «КПІ». — 2008. — № 6. — С. 83–88.
11. Комплексні покриття за участю титану й алюмінію на сталі ШХ15 / М. В. Аршук, Н. А. Курило, В. Г. Хижняк та ін. // Проблеми тертя та зношування. — 2009. — № 51. — С. 123–131.
12. Том Л. Карбиды и нитриды переходных металлов. — М.: Мир, 1974. — 295 с.

НТУУ «Киевский политехнический институт»
Междунар. центр электронно-лучевых технологий
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 18.03.2011

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ МИКРОПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ БИОКЕРМЕТНОГО ПОКРЫТИЯ НА ЭНДОПРОТЕЗЫ

ИЭС им. Е.О.Патона разработаны технология и оборудование микроплазменного напыления двухслойного биокерметного (титан–гидроксиапатит (ГА)) покрытия для эндопротезов. При этом достигнута возможность нанесения способом микроплазменного напыления покрытия из титана с регулируемой пористостью (размер пор 50...150 мкм) путем применения проволочного микроплазменного напыления.

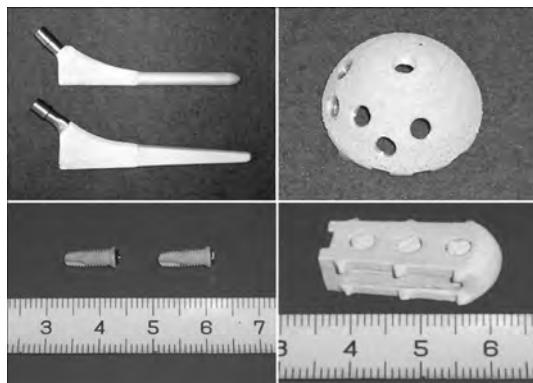
Для напыления двухслойного биокерметного покрытия применяется установка микроплазменного напыления МПН-004 с потребляемой мощностью до 2,5 кВт, включающая источник питания с блоком водяного охлаждения, газовый блок, плазмотрон, а также взаимозаменяемые механизмы для подачи проволоки и порошковый дозатор МПД-004.

Микроплазменное напыление отличается от существующих плазменных способов использованием плазменной струи малой мощности (1...2 кВт), позволяющей при напылении ГА сократить диаметр пятна напыления до 3...8 мм, что обеспечивает существенное (в 2...3 раза) снижение затрат порошка при напылении на имплантаты малых размеров, по сравнению с обычным плазменным напылением. Кроме того, технология микроплазменного напыления позволяет формировать слой ГА с высокой степенью кристалличности (88...98 %), которой можно управлять путем изменения режима напыления. Напыление титанового слоя с управляемой пористостью осуществляется способом микроплазменного распыления титановой проволоки.

Сочетание пористого титанового покрытия с внешним слоем ГА обеспечивает прочность его сцепления с поверхностью эндопротезов 24...25 МПа и последующее активное врастание костной ткани в покрытие.

Разработанное биокерметное покрытие (Ti–ГА) и технология его микроплазменного напыления рекомендованы для нанесения на эндопротезы тазобедренного сустава, а также на другие виды эндопротезов, в том числе дентальные, межпозвонковые кейджи и т.п.

Технология микроплазменного напыления может быть также использована для нанесения покрытий из металлов, оксидов, карбидов на изделия малых размеров, для формирования локальных покрытий в виде пятен и полос с поперечными размерами 3...8 мм, а также локального ремонта поврежденных мест поверхности.





НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

И. В. Смирнов

Исследовано влияние режимов ионно-плазменной металлизации на концентрацию ионов титана, алюминия и меди в металлическом плазменном потоке. Предложены зависимости, позволяющие определить время, необходимое для достижения на поверхности частиц порошка заданной температуры и получения металлической пленки требуемой толщины.

Effect of conditions of ion-plasma metallization on concentration of ions of titanium, aluminium and copper in metallic plasma flow was studied. Suggested are the relationships allowing determination of time, required to attain the preset temperature on the powder particle surface and to produce a metallic film of a required thickness.

Ключевые слова: ионно-плазменная металлизация; концентрация ионов; время металлизации; керамические порошки; газотермические покрытия

Для получения современных композиционных материалов требуется создание широкой номенклатуры исходных порошков, зачастую небольшими партиями, что вызывает необходимость разработки гибких и универсальных процессов, обеспечивающих порошковым материалам требуемые свойства.

Одним из направлений решения данной задачи является использование технологий металлизации порошков способами вакуумной конденсации, которые позволяют осуществлять металлизацию практически всеми металлами и сплавами, легко изменять толщину покрытия, а также температуру в контактной зоне от 297 до 1000 К и выше.

В результате использования катодов из различных материалов и изменения состава среды в рабочем пространстве вакуумной установки можно создавать из простых компонентов многослойные, дискретные, градиентные и нанокристаллические покрытия [1].

В настоящее время для вакуумной металлизации порошков применяют способы электронно-лучевого, резистивного, магнетронного и ионно-плазменного нанесения покрытий [2–5]. Посредством электронно-лучевого осаждения в вакууме $2 \cdot 10^{-3}$ Па с целью повышения стойкости алмазного инструмента получают пленки металлов (молибдена, титана, ванадия и др.) на порошке из синтетических алмазов и кубического нитрида бора [2]. Способ резистивного испарения применяли в работе [3] для металлизации порошка графита медью.

Металлизация порошка указанными способами усложнена из-за характерного направления потока паров снизу верх от испарителя, при этом частицы порошка в процессе металлизации находятся в свободно падающем состоянии.

Более рациональная схема расположения испарителя (мишени) и обрабатываемой поверхности может быть реализована с применением магнетронной распылительной системы.

Способом магнетронного распыления получены пленки никеля и олова толщиной 5...10 мкм на частицах квазикристаллических порошков при получении массивных композиционных материалов с повышенными физико-механическими свойствами [5].

С точки зрения технологических и конструктивных возможностей наиболее эффективным для нанесения покрытий на порошки является способ ионно-плазменного напыления, позволяющий в широких пределах управлять параметрами процесса и свойствами конденсата за счет наличия высокоинициированной составляющей в продуктах эрозии катода и получать качественные покрытия из различных материалов с высокой адгезией покрытия с обрабатываемой поверхностью [6, 7].

Эффективность ионно-плазменного способа показана при нанесении металлических пленок алюминия и никеля на керамические порошки оксидов алюминия и циркония для газотермического напыления защитных покрытий [8]. Плазменные покрытия, полученные с использованием данных порошков, характеризовались высокой износостойкостью и прочностью сцепления с подложкой.

Порошки как объект металлизации, в отличие от массивных материалов, имеют ряд следующих технологических особенностей при нанесении покрытий:

во-первых, из-за сложности процесса теплопередачи в вакууме может происходить перегрев частиц порошка в результате выделения теплоты конденсации металла;

во-вторых, порошки, особенно мелкой фракции, склонны к слипанию, усиливающемуся в процессе осаждения парового потока, что требует применения специальных мер по устранению их агрегации;

в-третьих, развитая поверхность порошков является источником выделения адсорбируемой влаги

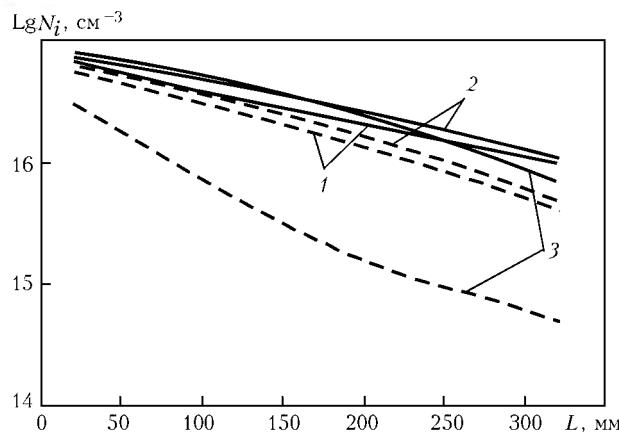


Рис. 1. Зависимость концентрации ионов титана (штриховая линия) и алюминия (сплошная линия) от дистанции напыления при различных значениях тока дуги, А: 1 – 60; 2 – 100; 3 – 140; L – расстояние от катода до подложки

и газов, что влияет на процесс откачки и получение глубокого вакуума.

В этой связи при металлизации порошков особенно важным является правильное установление технологических режимов, поскольку качество сформированных пленок на частицах порошка в первую очередь будет зависеть от параметров металлического плазменного потока, температуры в контактной зоне и времени металлизации.

Цель работы заключалась в установлении оптимальных режимов и условий ионно-плазменного нанесения функциональных пленок на керамические порошки посредством определения параметров металлического плазменного потока и временных зависимостей процесса металлизации.

Исследованию параметров плазмы и установлению их взаимосвязи со свойствами покрытий посвящено большое количество публикаций, анализ которых приведен в работе [9].

Выбор режимов нанесения ионно-плазменных покрытий (ток горения дуги, потенциал смещения, расстояние от катода до поверхности подложки, давление в вакуумной камере) зависит от природы наносимого материала. При этом каждый материал имеет свои предельные значения тока. Нижняя граница характеризует минимальное значение тока дуги, при котором дуговой разряд будет самоподдерживающимся (пороговый ток). Увеличение тока выше максимального значения приводит к росту количества паровой и капельной фаз в продуктах эрозии материала катода, что отрицательно влияет на качество и состав покрытия.

В качестве испаряемых материалов использовали титан, алюминий, медь, имеющие различные значения порогового тока и природу испарения. Покрытия из данных металлов наносили на частицы порошков Al_2O_3 , ZrO_2 , WC, применяемых при получении жаропрочных и износостойких покрытий путем газотермического напыления, наплавки, спекания и т.п.

Металлизацию порошков осуществляли на установке ионно-плазменного напыления АНГА-1, оснащенной специальным устройством барабанного типа для перемешивания порошка [10]. Техноло-

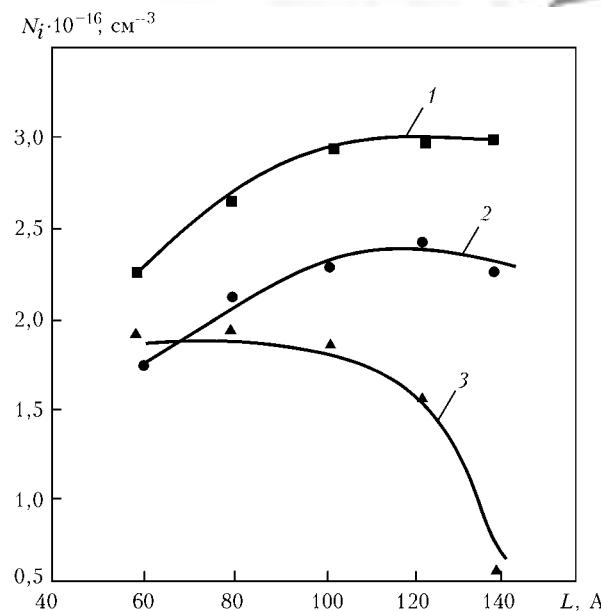


Рис. 2. Зависимость концентрации ионов титана (1), меди (2) и алюминия (3) в металлической плазме соответствующих металлов от тока вакуумной дуги

гия, оборудование и процессы, происходящие при пластировании порошка данным способом, рассмотрены в работе [11].

Для определения таких параметров, как температура электронов, концентрация и температура ионов испаряемых металлов, использовали подходы, базирующиеся на обработке вольт-амперных характеристик одиночного зонда [12].

Режимы ионно-плазменной металлизации устанавливали исходя из максимальной концентрации ионов в потоке металлической плазмы. Значения концентраций ионов испаряемых металлов рассчитывали на основании вольт-амперных зондовых характеристик по формуле Бома:

$$N_i = \frac{2,5 J_{io}}{q S \sqrt{2 k T_i / M_i}}, \quad (1)$$

где J_{io} – ионный ток на зонд при плавающем потенциале плазмы; q – заряд частицы; S – площадь поверхности зонда; k – постоянная Больцмана; T_i – температура частицы; M_i – масса иона.

Графические зависимости концентраций ионов титана, меди и алюминия по оси плазменного потока от дистанции напыления и тока вакуумной дуги, рассчитанных согласно формуле (1), представлены на рис. 1 и 2.

Приведенные на рис. 1 графики свидетельствуют, что концентрация ионов титана находится в диапазоне $8 \cdot 10^{16} \dots 7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, ионов алюминия – $7 \cdot 10^{16} \dots 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ в зависимости от дистанции напыления. Согласно рис. 2, концентрация ионов титана достигает максимума при токе дуги 120...140 А, а медь – начинает уменьшаться при увеличении тока дуги свыше 100...110 А, для алюминия такая тенденция зафиксирована уже при 80...90 А, отмечено также резкое падение содержания ионов при увеличении тока выше 120 А.

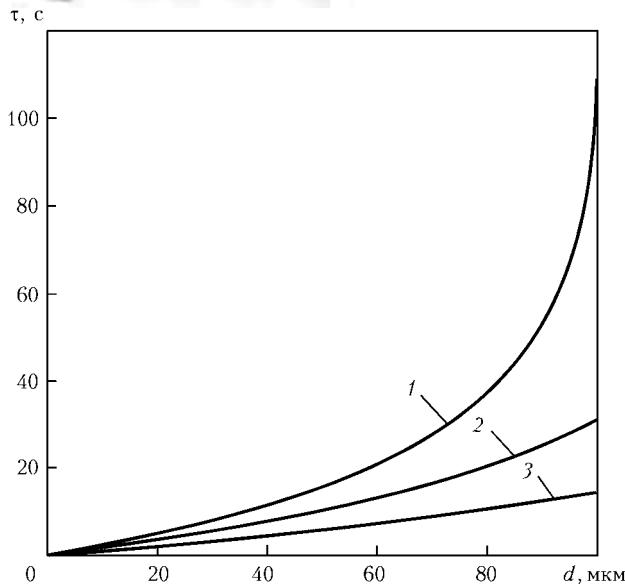


Рис. 3. Теоретические зависимости времени металлизации от диаметра частиц порошка оксида алюминия при достижении следующих значений температуры на поверхности частиц, °С: 1 – 300; 2 – 250; 3 – 200

Сложной и наиболее важной является оценка температуры частиц порошка в процессе металлизации. При нанесении покрытий в вакууме ионно-плазменным способом происходит существенно возрастающий разогрев поверхности подложки, что может вызывать нежелательные изменения в структуре и составе материала. При этом отмечено изменение температуры в широких пределах, что зависит от конструктивных элементов и режимов работы вакуумной установки.

В неподвижной вакуумированной массе порошков теплопередача осуществляется только посредством контактной теплопроводности частиц и излучения. При передаче тепла путем контактной теплопроводности все термическое сопротивление сосредоточено в месте контакта частиц. Теплопроводность определяется физическими характеристиками материала порошка, плотностью, геометрией засыпки и не зависит от размера частиц.

При теплообмене путем излучения слой порошка представляет собой систему тепловых экранов, количество которых зависит от радиуса и геометрии засыпки. Таким образом, вследствие низкой контактной теплопроводности и экранирующего действия при лучистом теплообмене, эффективная теплопроводность слоя оказывается на уровне $1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-3}$ Вт/(м·К).

Оценить в первом приближении температуру поверхности частиц порошка можно на основании уравнения теплового баланса, которое для сферической частицы порошка будет иметь следующий вид:

$$\frac{\pi d^2}{4} P_{\text{уд}} = cm \frac{dT_{\text{пов}}}{dT} + (T_{\text{пов}} - T_0)I(d), \quad (2)$$

где d , c , m – соответственно диаметр, теплоемкость и масса частицы порошка; $P_{\text{уд}}$ – удельная поглощаемая мощность; $T_{\text{пов}}$ – температура на поверхности частицы порошка.

$$\begin{aligned} I(d) &= \int_0^2 \frac{2\pi x dx}{\lambda_1 \sqrt{(\frac{d}{2})^2 - x^2}} - \frac{1}{\lambda_2} \left(\frac{d}{2} - \sqrt{(\frac{d}{2})^2 - x^2} \right) = \\ &= \frac{\pi \lambda_1 \lambda_2 d}{2\lambda_1 + \lambda_2} + \frac{\pi d \lambda_1^2 \lambda_2}{(2\lambda_1 + \lambda_2)^2} \ln\left(\frac{2\lambda_2}{\lambda_1}\right), \end{aligned}$$

где λ_1 , λ_2 – теплопроводность соответственно частицы порошка и окружающей среды; x – переменная интегрирования.

После соответствующих подстановок и преобразования уравнения (2) получим

$$\frac{dT_{\text{пов}}}{dt} = -\frac{6}{c\rho d^3} T_{\text{пов}} I(d) + \frac{6}{c\rho d^3} T_0 I(d) + \frac{3}{2c\rho d} P_{\text{уд}}. \quad (3)$$

Решение уравнения (3) с учетом начального условия $T(0) = T_0$ будет иметь вид

$$T(t) = \left(T_0 + \frac{b}{a} \right) e^{at} - \frac{b}{a}, \quad (4)$$

где

$$\begin{aligned} a &= -\frac{6\lambda_1 \lambda_2}{c\rho h^2 (2\lambda_2 + \lambda_1)} \left(1 + \frac{\lambda_1}{2\lambda_2 + \lambda_1} \ln \frac{2\lambda_2}{\lambda_1} \right); \\ b &= -aT_0 + \frac{3}{2c\rho d} P_{\text{уд}}. \end{aligned}$$

Таким образом, из уравнения (4) получаем время, необходимое для достижения заданной (допустимой) температуры частиц порошка выбранной фракции

$$t = \frac{1}{a} \ln \left(\frac{aT_{\text{пов}} + b}{aT_0 + b} \right). \quad (5)$$

Графические зависимости времени металлизации от диаметра частиц порошка оксида алюминия для заданных температур показаны на рис. 3.

На основании рис. 3 можно сделать вывод, что достижение уровня температуры, например 300 °С, на поверхности частиц порошка диаметром 60 мкм происходит за время примерно 20 с. В этом случае необходимо применение дополнительных мероприятий по стабилизации температуры порошка, заключающихся в его интенсивном перемешивании, периодическом выводе из зоны действия металлического плазменного потока или при циклическом проведении процесса металлизации.

Особенностью металлизации порошков является нанесение покрытия на значительную поверхность ($10 \dots 100$ м² и больше в зависимости от количества порошка и его удельной поверхности), для чего требуется увеличение длительности процесса металлизации из-за испарения большого количества металла. В связи с этим процесс металлизации порошка целесообразно характеризовать эффективной скоростью $v_{\text{эфф}}$ роста толщины оболочки на частицах. На основании данной скорости, определяемой экспериментально через скорость конденсации на плоских образцах-свидетелях, можно установить время,

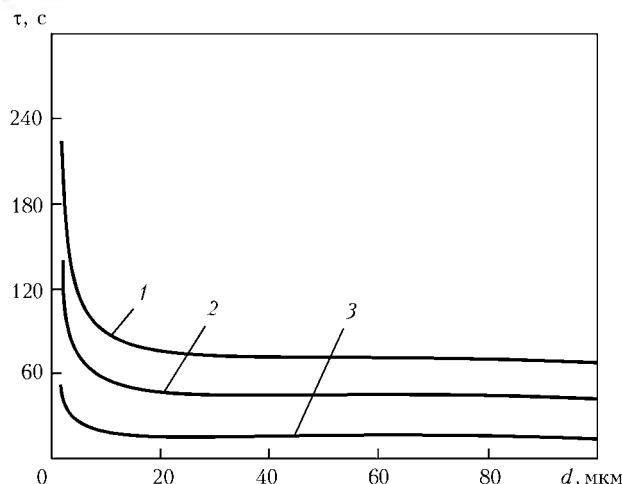


Рис. 4. Теоретические зависимости времени металлизации от диаметра частиц порошков оксидов алюминия (1) и циркония (2), а также карбида вольфрама (3)

необходимое для нанесения пленки требуемой толщины на частицах определенной фракции порошка:

$$\tau = \int_0^h \frac{dh}{v_{\text{эфф}}} = \int_0^h \frac{M_{\text{п}} S_{\text{q}}}{M_{\text{q}} S_{\text{п}} v_{\text{k}}} dh \quad (6)$$

где h — толщина пленки, наносимой на частицы порошка, мкм; v_{k} — скорость конденсации металла пленки на плоскую поверхность, мкм/мин; $S_{\text{п}}, S_{\text{q}}$ — площади соответственно слоя порошка и поверхности отдельной частицы, мм^2 ; $M_{\text{п}}, M_{\text{q}}$ — масса соответственно загружаемого порошка и отдельной частицы, г.

Принимая форму покрываемых частиц порошка сферической, после соответствующих подстановок и интегрирования уравнения (2) получим

$$\tau = \frac{M_{\text{п}}}{\rho S_{\text{п}} v_{\text{k}}} \left(\frac{R + h}{R} \right)^3, \quad (7)$$

где r, R — соответственно плотность и радиус частиц порошка.

Как видно из выражения (7), время металлизации для получения требуемой толщины пленки зависит как от массы загружаемого порошка и его фракции, так и от производительности испарителя и площади загрузочного (перемешивающего) устройства.

Графические зависимости времени металлизации от диаметра частиц порошка для различных материалов показаны на рис. 4.

Химический состав и толщина металлических пленок Н

№ спектра	O	Al	Ti	Zr	H, нм	
					Ti	Al
<i>Порошок оксида алюминия</i>						
1	41,72	47,04	11,23	—	162	177
2	37,52	48,31	14,17	—	197	165
3	23,85	55,61	20,54	—	266	577
4	22,23	58,54	19,23	—	251	633
<i>Порошок оксида циркония</i>						
1	37,12	16,77	3,25	42,86	41	289
2	44,10	0,14	4,86	50,90	70	30
3	29,95	2,33	5,99	61,74	72	51
4	34,82	3,21	2,20	59,76	29	69

П р и м е ч а н и е . Во всех спектрах суммарное количество элементов составляло 100 %.

Из анализа рис. 4 можно сделать вывод о значительном влиянии диаметра частиц порошка на время металлизации. При уменьшении диаметра менее 10 мкм резко возрастает время металлизации и падает скорость конденсации, а при уменьшении радиуса менее 1 мкм время металлизации увеличивается до технологически неприемлемого значения. Поэтому при расчете времени металлизации необходимо учитывать массу и размер частиц порошка. Например, время металлизации частиц диаметром 20...100 мкм для достижения толщины пленки 1 мкм не должно превышать 60...80 мин при массе 300 г. Полученные зависимости времени металлизации от толщины пленки H хорошо согласуются с экспериментальными данными, представленными в таблице.

Таким образом, максимальное количество порошка заданной дисперсности, загружаемого в устройство, связано с размерами перемешивающего устройства и мощностью испарителя. Для увеличения производительности установки целесообразно рационально повышать количество металла, испаряющегося в единицу времени. Однако это также имеет ограничения из-за возникновения капельной фазы в продуктах эрозии катода и повышения температуры частиц порошка.

Для оценки влияния технологических режимов ионно-плазменной металлизации на состав, равномерность и толщину нанесенных металлических

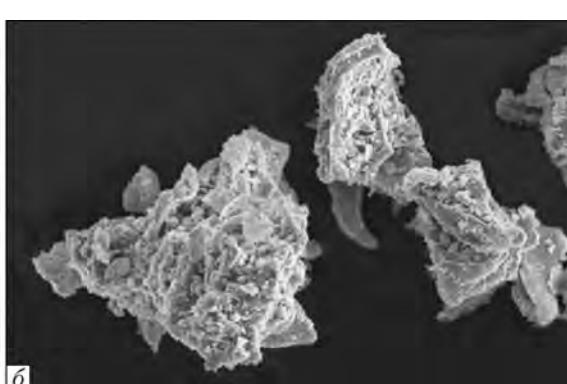
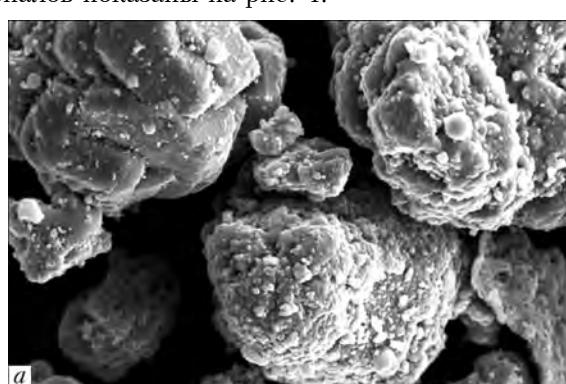


Рис. 5. Морфология частиц порошка Al_2O_3 (а), ZrO_2 (б), металлизированных титаном и алюминием, $\times 2500$

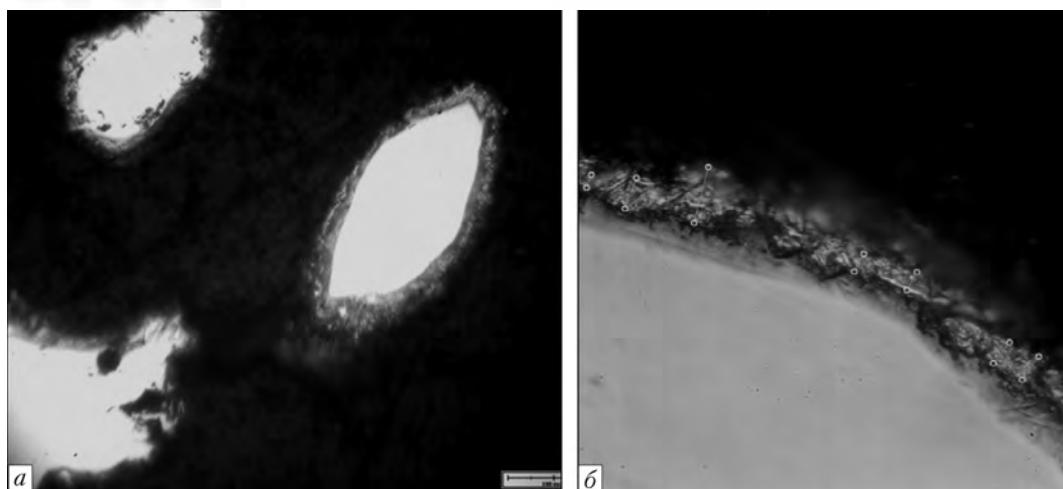


Рис. 6. Металлография металлизированных частиц карбида вольфрама (а) и медной оболочки на их поверхности (б): а — ×500; б — ×1000

пленок на керамические порошки проводили металлографический и электронно-растровый микронализы морфологии поверхности и структуры пленок, результаты которых представлены на рис. 5, 6.

Металлографический анализ металлизированных порошков показал, что осаждаемые пленки характеризуются целостностью, ступенчатым рельефом и равномерностью распределения на поверхности частиц порошка. Данные спектроскопии, приведенные в таблице, свидетельствуют о высокой чистоте металлических конденсатов.

Из рис. 6 следует, что получено достаточно равномерное осаждение медной пленки на поверхности частиц карбида вольфрама диаметром 150...200 мкм. Толщина пленки в данном случае составила 4...6 мкм за время металлизации 20 мин, что хорошо соглашается с расчетными данными.

Анализируя внешний вид металлизированных частиц и микроструктуру полученных пленок, необходимо отметить характер их развития. В первый момент формируются точечные образования в виде островков на зародышевых центрах, которыми служат приповерхностные дефекты частиц. Затем, увеличиваясь в диаметре, точечные образования сливаются и образуют в конечном итоге на поверхности частицы сплошную оболочку при общем содержании металла в порошковой массе на уровне 3...5 мас. %. Качество оболочки определяется режимными параметрами металлизации, степенью дисперсности, массой порошка и комплексом физико-химических свойств отдельных частиц.

Выходы

1. Определены концентрации ионов титана, алюминия и меди в металлическом плазменном потоке, варьированием которых можно регулировать процесс конденсации металлических пленок на керамических порошках. Предельные значения тока дугового разряда обеспечивают максимальную концентрацию ионов и формирование равномерной оболочки на частицах порошка.

2. Предложены математические модели, позволяющие определить время достижения на поверхности частиц порошка заданной температуры, а так-

же длительность металлизации для получения пленки требуемой толщины, что позволяет корректировать технологический режим ионно-плазменной металлизации в зависимости от массы загружаемого порошка, его фракции и производительности испарителя.

- О формировании микро-, нанослойных покрытий методом вакуумно-дугового осаждения // Ю. В. Кунченко, В. В. Кунченко, Г. Н. Карташов, И. М. Неклюдов // Физическая инженерия поверхности. — 2004. — 2, № 1. — С. 102–108.
- Найдич Ю. В., Колениченко Г. А., Костюк Б. Д. Металлизация порошков распылением металла с помощью электронно-лучевого нагрева // Порошок. — 1973. — № 9. — С. 91–94.
- Фришберг И. В., Пастухов В. П., Баранова Н. Л. Покрытия, нанесенные на порошки графита при термической металлизации // Там же. — 1981. — № 6. — С. 1–5.
- Металлизация порошков / С. С. Алимов, В. В. Бобков, Д. Л. Рябчиков, Р. И. Старовойтов // Материалы междунар. конф. «Физика плазмы и плазменные технологии» (Минск, 15–19 сент., 1997 г.). — Минск, 1997. — Т. 4. — С. 724–727.
- Безврехий Е. Д., Брязко А. М., Федотов А. А. Нанесение металлических покрытий на порошки методом магнетронного напыления // Научная сессия МИФИ-2010: Сб. науч. тр. — М.: МИФИ, 2010. — Т. 3: Фундаментальные проблемы науки. — С. 36–38.
- Мрочек Ж., Эйзнер Б. А., Марков Г. В. Основы технологии формирования многокомпонентных вакуумных электродуговых покрытий. — Минск: Навука і тэхніка, 1991. — 93 с.
- Шаронов Е. А., Ванновский В. В., Алексеев С. В. Вакуумно-дуговое напыление меди на порошок керамики $\text{SiO}_2\text{--FeO}_p$ // Тр. 6-й междунар. конф. «Пленки и покрытия-2001» (Санкт-Петербург, 3–5 апр. 2001 г.). — СПб: СПбГТУ, 2001. — С. 146–149.
- Применение композитных порошков типа керамика–алюминий–никель для получения покрытий / Н. Н. Новиков, С. Р. Пустотина, Б. М. Соловьев и др. // Порошок. металлургия. — 1979. — № 11. — С. 24–28.
- Хорошил В. М. Стационарная вакуумная дуга в технологических системах для обработки поверхностей // Физическая инженерия поверхности. — 2003. — 1, № 1. — С. 19–26.
- Пат. 41184 Україна, МПК B22F1/00. Пристрій для нанесення покрівель на порошок / В. І. Копілов, А. Н. Степанчук, І. В. Смирнов та ін. — Опубл. 12.05.2009; Бюл. № 9.
- Копілов В. І., Смирнов І. В., Селіверстов І. А. Процеси іонно-плазмового плакування порошків для газотермічних покрівель // Наукові вісті НТУУ «КПІ». — 2009. — № 3. — С. 11–20.
- Об измерении температуры ионов плазмы зондовым методом // В. Я. Черняк, Ю. А. Чабан, В. П. Платонов и др. — Кий, 1989. — 40 с.

РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ



РЕЦЕНЗИЯ

на научную монографию В. П. Малышева,
А. М. Турдуожаевой, Е. А. Оспанова, Б. Саркенова
«Испаряемость и кипение простых веществ»
(М.: Научный мир, 2010. — 304 с.)

Изданием рецензируемой монографии, как и вышедшей в 2004 г. книги В. П. Малышева, Б. Т. Абдрахманова, А. М. Нурмагамбетова «Плавкость и пластичность металлов» [М.: Научный мир, 2004. — 148 с.], пополнился банк научной литературы по фундаментальным научным разделам термодинамических свойств простых веществ — элементов Периодической системы Д. И. Менделеева.

Архитектоника монографии в полной мере соответствует принятой для большинства изданий научной литературы. В первой главе изложено теоретическое обоснование согласовательных процедур по температуре и теплоте кипения с температурной зависимостью давления пара. В главе 2 приведены обширные материалы относительно разработки согласованных данных по температуре кипения веществ T_b , энタルпии ΔH_b и $P = f(T)$ для 95 элементов в том числе s -, sp -, sd - металлов всех групп и f металлов (лантаноидов и актиноидов).

В главе 3 проанализирована общая характеристика неметаллов в аспекте их испаряемости, приведены результаты согласования данных по T_b , ΔH_b и $P = f(T)$ для инертных газов, воздуха, галогенов и неметаллов III и IV групп.

Итогом монографии являются выводы с указанием выявленных наиболее существенных результатов неопределенности и несогласованности данных по испаряемости для отдельных элементов Периодической системы Д. И. Менделеева. В заключении авторы изложили общую оценку разработанной ими модели испаряемости на основе нормированного распределения Больцмана.

Авторы обратили внимание на то, что разработанная модель является функциональной в своей теоретической основе и эмпирической в отношении реперных точек (абсолютный нуль и точка кипения). Таким образом, открывается перспектива согласования данных по испаряемости любых веществ и химических соединений.

Анализируя обобщенный в монографии обширный научный и экспериментальный материал, а также цели и задачи, следует подтвердить актуальность монографии в целом по «корректировке» данных о температурах кипения и испаряемости металлов, неметаллов и газов.

К настоящему времени наряду с теориями имеется большое количество экспериментального материала, «накопившегося» (или полученного) при определении свойств элементов Периодической системы элементов Д. И. Менделеева. Сопоставление теории с практикой приводит во многих случаях к противоречивым выводам.

Рецензируемая монография В. П. Малышева и его соавторов посвящена коррекции справочных термодинамических данных для строгого согласования температуры и теплоты кипения при стандартном давлении с температурной зависимостью равновесного давления пара простых веществ. В качестве инструмента согласования этих характеристик использовано нормированное по температуре и теплоте кипения распределение Больцмана.

Цель монографии крайне важна как в плане обобщения обширного экспериментального материала и оценки достоверности аналитических выражений кривых моновариантных равновесий конденсированная фаза-пар, так и в аспекте выявления фундаментальных закономерностей процессов сублимации и испарения. Актуальность проблемы обусловлена также постоянным потоком новых экспериментальных и теоретических исследований, а также сравнительно большим временным разрывом между изданиями, претендующими на широкое обобщение.

Даже признанные работы 10–15-летней давности не всегда отвечают современным требованиям исследователей в свете новых задач, которые все чаще сопряжены с точными расчетами в широких интервалах изменения параметров (Глазов В. М., Лазарев В. Б., Жаров В. В. Фазовые диаграммы простых веществ. — М.: Наука, 1981. — 276 с.).

В монографии в соответствии с поставленной целью «... рекомендованы слаживающие зависимости давления пара в полном диапазоне температур от нуля до критической точки на основе модели испарения, содержащей только температуру и теплоту кипения при стандартном давлении». Согла-





сование данных по теплоте и температуре кипения выполнены для 97 элементов Периодической системы Д. И. Менделеева. При этом уточнены 25 значений температуры кипения и 50 значений теплоты кипения; 7 значений температуры кипения и 15 значений теплоты кипения получены впервые, в том числе для крайне нестабильных изотопов берклия, калифорния, эйнштейния и астата.

Общим итогом рецензируемой научной монографии явилась разработанная авторами новая модель испаряемости «... на основе сопоставления распределения Больцмана. Распределение нормировано по доле «сверхбарьерных частиц» при температуре кипения с энергетическим барьером, равным теплоте кипения при атмосферном давлении. Наряду с этим нормирование производится по стандартному давлению температурной зависимостью равновесного давления пара в общем виде».

Предпочтительность выбора температуры кипения вещества при атмосферном давлении в качестве реперной точки, по заключению авторов монографии, «... обосновывается уникальной гармонией трех агрегатных состояний вещества именно при этом давлении, обеспечивающем исключительное разнообразие сложнейших физико-химических взаимодействий в земных условиях на фоне отсутствия таковых в обозримых планетарных системах».

Положительно оценивая содержание монографии, научно обоснованный подход к решению

важнейшей задачи, четко сформулированной во введении, и получившей совершенно конкретное решение и применение для «корректирования» имеющихся в научной литературе и справочных изданиях данных о свойствах элементов, считаем целесообразным обратиться в Комиссию по термодинамической терминологии и фундаментальным характеристикам индивидуальных веществ для придания полученным «откорректированным» данным по температуре кипения элементов статуса наиболее достоверных.

В заключение отметим, что рецензируемая монография по праву относится к научным изданиям с высоким уровнем фундаментальных теоретических разработок. Разработанный научный подход и методология решения задачи теоретически обоснованы, а полученные на их основе данные подвергнуты оценке достоверности по критерию Налимова и могут быть рекомендованы издательствам научной и учебной литературы как наиболее достоверные.

Поскольку тираж издания монографии ограничен (500 экз.), можно рекомендовать выпустить монографию вторым изданием, расширив банк экспериментальных данных для анализа с учетом опубликованных в различных журналах новых экспериментальных уточненных температур плавления и кипения элементов.

М. И. Гасик, О. И. Поляков

КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК НА 2011 г. (2-е полугодие)

Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организатор (контакты)
Сентябрь	Харьков	Машиностроение. Металлургия. Металлообработка-2011. 12-я Специализированная выставка. (Дата проведения уточняется)	К.И.-Kharkiv InfoExpo www.vmost.ru
05–07.09	Киев	Expo-Russia UKRAINE 2011. Ежегодная российско-украинская промышленная выставка. Промышленность. Машиностроение. Металлургия	Зарубеж-Экспо www.z-expo.ru + 7 (495) 721-3236
28–30.09	Санкт-Петербург	Энергетическое машиностроение 2011. 4-я специализированная выставка. Энергетика. Энергоресурсосбережение. Промышленность. Машиностроение. Металлургия	РЕСТЭК® www.vmost.ru
Октябрь	Киев	Металл-Форум Украина-2011. (Дата проведения уточняется)	Инфор-Металл www.vmost.ru
18–21.10	Москва	4-я Международная выставка «Промышленные технологии и оборудование (нанотехнологии) 2011»	Крокус Экспо, МВЦ www.vmost.ru
18–21.10	Днепропетровск	ЛитЭкс-2011. 6-я Международная выставка оборудования, технологий и материалов для производства литья	Метеор www.vmost.ru
15–18.11	Москва	Металл-Экспо-2011. 17-я Международная промышленная выставка	Металл-Экспо www.vmost.ru
15–18.11	Москва	МеталлургМаш-2011. Международная выставка оборудования и технологий для металлургии металлообработки	Металл-Экспо www.vmost.ru
22–25.11	Киев	X Международный Промышленный Форум-2011	МВЦ www.tech-expo.com.ua



РОССИЙСКАЯ ТИТАНОВАЯ МИССИЯ

28–29 марта 2011 г. Екатеринбург и Верхнюю Салду посетила делегация компаний «Boeing-Гражданские самолеты» и руководителей ключевых субпоставщиков компании «Boeing» с целью обсуждения перспектив создания особой экономической зоны «Титановая долина».

В мероприятии принимали участие губернатор Свердловской области Александр Мишарин, директор по управлению цепью поставок авиационными материалами и конструкциями «Boeing-Гражданские самолеты» Джон Берн (John Bурne), региональный президент компании «Боинг» по России и СНГ Сергей Кравченко, генеральный директор ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» Михаил Воеводин.

28 марта в Екатеринбурге в Hyatt Hotel прошли встречи участников делегации с губернатором Свердловской области и руководством ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА».

Губернатор Александр Мишарин представил участникам делегации проект создания особой экономической зоны «Титановая долина». «Одним из условий принятия решения было наличие в Верхней Салде совместного предприятия Ural Boeing Manufacturing, которое показало, что именно в этом регионе нужно создавать особую экономическую зону», — заявил Александр Мишарин в ходе своего выступления. Вице-президент и генеральный менеджер по управлению цепью поставок и операционной деятельностью компании «Boeing-Гражданские самолеты» Раймонд Коннер отметил: «Мы рады, что у нас установилось взаимовыгодное сотрудничество с ВСМПО. Кроме того, в Свердловской области сложился благоприятный бизнес-климат для деятельности нашего совместного предприятия, и мы надеемся на продолжение и дальнейшее развитие нашего сотрудничества с ВСМПО и руководством Екатеринбурга».

29 марта делегация посетила производственные площадки ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» — плавильно-литейный, кузнецкий комплекс, участок термообработки и цех механической обработки штамповок.



Генеральный директор корпорации Михаил Воеводин продемонстрировал участникам визита результаты инвестиционной программы развития предприятия и рассказал о дальнейших планах ее реализации. «Мы планируем в «Титановой долине» дальнейшее развитие производственной цепочки ВСМПО. Если сегодня она заканчивается черновой механообработкой, то в «долине» мы предполагаем развивать передел, то есть производить более прогрессивную продукцию с более высокой добавочной стоимостью. Возможно, это будет финишная механообработка, возможно подсборка комплектующих для наших заказчиков», — пояснил Михаил Воеводин.

Визит завершился посещением совместного предприятия компании «Boeing» и ВСМПО-АВИСМА — Ural Boeing Manufacturing.



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «Ti-2011 в СНГ»

25–28 апреля 2011 г. в г. Львов (Украина) состоялась организованная Межгосударственной ассоциацией «Титан» традиционная ежегодная международная конференция «Титан в СНГ». В конференции приняли участие более 200 участников из стран СНГ (Украина, Россия, Казахстан, Беларусь) и дальнего зарубежья (США, Япония, Германия, Италия, Китай, Люксембург, Польша, Швейцария, Румыния). На конференции с докладами выступили ученые и специалисты из ведущих научно-исследовательских организаций и промышленных предприятий Украины, России и других стран: Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Физико-механического института им. Г. В. Карпенко НАН Украины, Института геологических наук НАН Украины, Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича, Донецкого физико-технического института им. А. А. Галкина НАН Украины, Государственного научно-исследовательского и проектного Института титана, Запорожской государственной инженерной академии, ГП «Запорожский титаномагниевый комбинат», ГП «Антонов», ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов», ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», «МАТИ» — Российского государственного технологического университета им. К. Э. Циолковского, Уральского государственного технического университета «УПИ», Института физики прочности и материаловедения СО РАН, ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ОАО «Чепецкий механический завод», ОАО «Калужский турбинный завод», ОАО «Уралредмет» и др. Всего представлено более 95 докладов по пяти секциям:

«Сырье и металлургия»;
«Технологии плавки и обработки титановых сплавов»;
«Титановые сплавы и технологии для потребностей медицины»;
«Материаловедение и технологии титановых сплавов»;
«Экономика титана».

Особое внимание на конференции уделили вопросам применения титана в медицине. На специальной секции были представлены результаты работ специалистов Украины и России по созданию новых высокоэффективных титановых сплавов для изготовления имплантов и эндопротезов с уникальными физико-механическими свойствами, в частности сплавов на основе никелида титана с эффектом запоминания формы, а также технологические процессы их производства и обработки.

Делегация ИЭС им. Е. О. Патона во главе с академиком НАН Украины Г. М. Григоренко представила восемь докладов, в которых приведены новые результаты исследований в области создания новых титановых сплавов, в том числе системы Ti–Si с дисперсионным упрочнением, определением их структуры, механических характеристик и свариваемости; получения слитков алюминида и никелида титана с применением способов электронно-

лучевой и электрошлаковой плавки; разработки новых технологических процессов аргонодуговой и электронно-лучевой сварки титановых сплавов, а также износостойкой аргонодуговой наплавки титановой порошковой проволокой.

Согласно докладам специалистов геологических наук по развитию сырьевой базы титановой отрасли в странах СНГ, Украина имеет значительные запасы титановых руд, пригодных к промышленному освоению с максимальной экономической эффективностью. Несмотря на значительные усилия по развитию собственной минерально-сырьевой базы, предпринимаемые в России в течение последних 20 лет, к практическому освоению подготовлено только одно месторождение титановых руд на Дальнем Востоке.

Подробный анализ современного состояния рынка титана в своих докладах выполнили О. М. Иvasипин (ЗАО «Межгосударственная ассоциация «Титан»), А. Н. Стропков (ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА»), Нисино Мотоки (Advanced Material Japan Co., Япония), Кристиан Деколе (Tirus International SA, Швейцария) и другие докладчики. Он показал, что последствия мирового финансового кризиса 2008–2009 гг. в титановой отрасли успешно преодолены и ее предприятия практически восстановили свои максимальные объемы производства титана. Так, например, производство титанового проката в 2010 г. составило 115 против 106 тыс. т в 2007 г., 108 в 2008 г. и 92 в 2009 г., а в 2011 г. прогнозное потребление титанового проката достигло 127 тыс. т.

Основными отраслями потребления титановой продукции продолжают оставаться военное и гражданское самолетостроение (42 %), а также индустриальное применение (51 %), которое включает энергетическое и химическое машиностроение, судостроение и производство оборудования для цветной металлургии. Например, в гражданских самолетах нового поколения (Boing 787, AERBUS 350) доля титана в общей массе планера и двигателей увеличилась до 15 %, а при строительстве одного блока АЭС мощностью 1 ГВт требуется до 320 т титановых полуфабрикатов.

Следует отметить развивающиеся рынки титана. Это производство оборудования для опреснения морской воды, медицина, спорт, потребительские товары, нефтегазодобыча, транспортное машиностроение, которые в настоящее время занимают уже 7 % рынка титана. В частности, применение титановых ракизеров при глубоководной добыче нефти и газа позволяет уменьшить его массу более чем в два раза.

В заключение хотелось бы отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам в лице ЗАО «Межгосударственная организация «Титан» и ее председателя А. В. Александрова, а также сотрудникам Львовского физико-механического института им. Г. В. Карпенко НАН Украины.

С. В. Ахонин



УДК 669.187.2

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ТОЧНОСТИ МЕТОДОВ РФА И ЭСА-ИСП ПРИ АНАЛИЗЕ СОСТАВА ФЛЮСОВ

Л. Н. Чубов, Г. М. Григоренко, В. В. Лакомский

Установлено, что в сравнении с рентгенофлуоресцентным методом эмиссионный спектральный анализ с индуктивно-связанной плазмой обеспечивает лучшую точность определения состава флюсов.

It was found that the emission spectral analysis with inductively-bound plasma provides the better accuracy in determination of flux composition as compared with X-ray fluorescent method.

Ключевые слова: флюсы; рентгенофлуоресцентный анализ; эмиссионная спектроскопия с индуктивно-связанной плазмой

В анализе содержания элементов в металлах и шлаках заинтересованы не только исследователи, но и производители, а также потребители этих материалов. Если в металлах достаточно определить элементы основы и легирующие, то в случае шлаков необходимо иметь информацию не столько об элементном составе, сколько о фазовом, т. е. о соединениях элементов с кислородом и галогенидами. В середине прошлого столетия элементный состав определяли методами так называемой «мокрой» химии. С развитием приборостроения появились другие методы анализа.

Фазовый состав устанавливается с помощью рентгеноструктурных методов анализа, элементный — целиком набора методов, например рентгенофлуоресцентного и эмиссионно-спектрального. Каждый из них имеет свои недостатки и преимущества. Выбор метода анализа определяется не только точностью, но и экспрессностью (для производителей на первом месте стоит экспрессность анализа, для исследователей — точность). Поэтому каждый из методов анализа необходимо оценивать с точки зрения применимости в конкретной ситуации при исследовании элементного состава материалов, прежде всего всего флюсов и шлаков.

Рентгенофлуоресцентный анализ (РФА) давно используется в заводских лабораториях как надежный способ неразрушающего контроля качества металлургической продукции. Его отличительной особенностью является простота пробоподготовки монолитных образцов и незначительная продолжительность измерения.

Параллельно с ним химический состав металлов и сплавов анализируют с применением метода атомно-эмиссионного искрового либо дугового разряда. Обоим методам наряду с важным для производства

преимуществом кратковременности проведения анализа присущи и недостатки: первому, — плохая воспроизводимость измерений порошкообразных проб, второму, — реальное отсутствие возможности их количественного анализа.

Если в однотипном производстве влияние слабых сторон методов сведено к минимуму, то в научно-прикладных исследованиях материалов, которые, как правило, существенно различаются и по химическому составу, и по физическому состоянию, указанные особенности приобретают резко негативное значение.

РФА является относительным методом, опирающимся на стандартные образцы. В качестве последних применяют преимущественно образцы из того же производственного процесса, предварительно проанализированные химическими средствами измерения. В этом отношении метод уступает эмиссионному анализу ЭСА-ИСП, для которого выпускают многоэлементные стандартные растворы с целью решения широкого спектра задач.

С использованием РФА, как правило, невозможно количественно определять содержание элементов ниже $1 \cdot 10^{-4} \%$. По показателю чувствительности метод не составляет конкуренции эмиссионному и абсорбционному спектральному анализам жидких проб [1]. Точность рассматриваемых методов определяется тем, что интенсивность флуоресценции элемента в образце зависит не только от его концентрации, радиационно-физических свойств и используемого для возбуждения флуоресценции излучения, но также и от содержания и свойств других присутствующих элементов. Это взаимное влияние присутствующих элементов на характер излучения порождает так называемый «матричный эффект». Последний хоть и проявляется в ЭСА-ИСП, однако здесь его негативное влияние на результаты анализа оказывается при значительно большем соотношении элементов.



Сравнительная оценка содержания компонентов в стандартизированных образцах флюсов, мас. %

Компонент	ОСЦ-45			АН-20П			АНФ-6		
	Норма	ЭСА-ИСП	РФА	Норма	ЭСА-ИСП	РФА	Норма	ЭСА-ИСП	РФА
SiO ₂	41,7	41,1	40,6	23,0	24,0	20,5	2,06	2,21	1,38
Al ₂ O ₃	2,14	2,33	2,00	29,9	30,2	23,8	24,6	23,5	17,3
CaO (по общему содержанию кальция)	9,9	10,0	13,7	23,9	23,1	25,6	52,9	52,6	48,3
MnO	42,3	42,5	41,6	0,43	0,45	0,40	—	—	0,01
MgO	0,82	0,84	0,57	11,4	11,1	15,7	—	1,22	1,48
Fe ₂ O ₃	0,83	0,78	0,70	0,84	0,80	0,58	0,13	0,19	0,09
K ₂ O + Na ₂ O	—	0,40	0,33	2,36	2,30	1,71	—	0,44	0,07
S	0,009	0,01	—	0,030	0,027	0,041	0,020	0,015	0,016
P	0,085	0,09	0,10	0,012	0,014	—	0,013	0,016	0,013
F	—	—	2,7	—	—	11,6	—	—	31,2
CaF ₂ (по содержанию фтора)	—	—	5,53	—	—	23,8	—	—	64,1
CaF ₂ (расчетное)	7,02	6,92	—	28,1	28,3	—	68,7	70,0	—
CaO (из сырья, расчетное)	4,80	5,05	9,7	3,75	2,73	8,5	3,60	2,37	2,3
BaO	—	0,80	0,63	—	—	—	—	—	—
SrO	—	—	0,08	—	0,08	0,07	—	0,15	0,12

Слабой стороной РФА [2] являются затруднения при изготовлении образцов из порошкообразных материалов для количественного анализа. Изменяющийся в широких пределах гранулометрический состав сырьевых материалов, а также не всегда достаточная для выполнения РФА однородность контролируемых шихт оказывают негативное влияние на воспроизводимость результатов при определении элементного состава запрессованных в таблетки проб. Очевидно, что в данном случае минералогический состав и размеры зерен анализируемого и калибровочных образцов должны быть по возможности одинаковыми. Выполнить такое условие вне рамок массового анализа не представляется возможным.

В то же время следует подчеркнуть, что РФА отличается необходимой чувствительностью, обеспечивает в производственном цикле недорогой и (что особенно важно) оперативный неразрушающий контроль металлопродукции. Преимуществом анализа является возможность селективно определять состав тонкого поверхностного слоя сплава, подвергнутого упрочняющей физико-химической обработке. В этом отношении ЭСА-ИСП не сможет в ближайшей перспективе составить конкуренцию методу РФА даже при оснащении прибора блоком лазерной сублимации вещества пробы.

В работе [3] предлагают точность РФА порошкообразных материалов приблизить к уровню измерений монолитных образцов путем отказа от операции плавления измельченного образца в боросодержащем плавне с последующим размолом и прессованием аморфной массы. Вместо этого увеличивают количество исходных проб, предварительно подвергаемых в необходимой степени диспергированию. Как следует из публикации [3], оптимальных результатов достигают в случае пример-

но 10 параллельных измерений. В то же время отмечено, что анализ родственных материалов с использованием ЭСА-ИСП при двух пробах и двукратной повторяемости каждой обеспечивает как минимум в два раза лучшую точность результатов: анализ пробы FeMn установил $\pm 0,5\%$ при ЭСА-ИСП против $\pm(1\dots 2)\%$ у РФА.

Общее преимущество метода ЭСА-ИСП перед РФА в оценке состава оксидных и подобных систем подтвердили результаты количественного определения элементов в стандартах сварочных флюсов, выпускаемых в размолотом состоянии. Из приведенных данных (таблица) следует, что результаты РФА существенно отличаются как от нормативных показателей, так и от значений, полученных по методу ЭСА-ИСП. Это можно объяснить тем, что при калибровке РФ-спектрометра использовали стандарты с содержанием элементов, явно выходящим за границы предполагаемого состава исследуемых флюсов.

В то же время очевидно, что с использованием мультиэлементных стандартов в методе ЭСА-ИСП можно получить качественные результаты даже в условиях широкого варьирования содержания компонентов.

1. Рентгенофлуоресцентный анализ / В. П. Афонин, Н. И. Комяк, В. П. Николаев, Р. И. Плотников. — Новосибирск: Наука, Сиб. отд-ние, 1991. — 173 с.
2. Рентгенофлуоресцентный анализ. Применение в заводских лабораториях: Сб. науч. тр. / Под ред. Х. Эрхардта. — М.: Металлургия, 1985. — 255 с.
3. Карманов В. И., Загородний В. В. Оперативный рентгеноспектральный контроль состава шихт сварочных материалов // Завод. лаб. — 1989. — 55, № 6. — С. 31–36.



ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Жиро́в Д. М. «Особенности процесса плазменно-дугового жидкофазного восстановления железа газами». Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.02 «Металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов» — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2011 г. Дата защиты 23 февраля 2011 г.

Диссертация посвящена исследованиям закономерностей процесса плазменно-дугового жидкофазного восстановления железа газами и разработке элементов технологии для реализации такого процесса.

Проведены исследования электрических характеристик дуги переменного тока плазменно-дугового нагревателя прямого действия при использовании восстановительных газов в качестве плазмообразующих. Установлено, что градиент напряжения дуги при работе на природном газе и пропан-бутане составляет 15 В/см, а при работе на пропан-бутан-воздушной смеси — 12 В/см. При этом падение напряжения на дуге в случае использования природного газа, пропан-бутана и его смеси с воздухом возрастает, по сравнению с работой на аргоне, соответственно в 4,8; 5,0 и 4,4 раза.



Установлено влияние расхода восстановительного газа на степень извлечения железа. Показано, что в процессе восстановления необходимо повышать расход газообразного восстановителя. Экспериментально доказана большая эффективность пиролиза углеводородов в плазме дуги над железорудным расплавом с образованием сажи, по сравнению с воздушной конверсией, которая повышает окисленность восстановительного газа, а также удельный расход восстановителя (в 2 раза при условиях экспериментов).

Подтверждена эффективность повышения степени извлечения железа при плазменно-дуговом жидкофазном восстановлении путем увеличения основности шлакового расплава. Показано, что ее повышение от 0,1 до 1,2 при расходе пропан-бутана 35 л/мин и длительности восстановления 14 мин способствует повышению степени извлечения железа от 65 до 90 %.

Исследования полученного металла показали, что при регулировании основности шлакового расплава в пределах 0,8...1,2 можно получать продукт с содержанием кремния 0,12...0,03 мас. %. Массовая доля углерода составляет 0,02 %, т. е. науглероживания металла не происходит. Концентрация серы и фосфора благодаря использованию чистых, по сравнению с углем и коксом, восстановительных газов составляет около 0,007 мас. %, что удовлетворяет требованиям, предъявляемым к большинству сталей. Массовая доля кислорода в полученном по предложенной схеме продукте в 2...3 раза превышает его обычное содержание в кипящей стали.

Анализ отработанных в процессе плазменно-дугового жидкофазного восстановления газов свидетельствует о более высокой восстановительной способности водорода, по сравнению с монооксидом углерода при этих условиях. Из-за высокой концентрации восстановителей в отработанных газах их целесообразно использовать для предварительного твердофазного восстановления.

Проведен анализ восстановительной способности различных газов. Показано, что в связи с дефицитом углеводородов и наличием запасов угля в Украине представляет интерес разработка технологии газификации угольной пыли, в которой источником теплоты является электроэнергия, а не энергия от сжигания природных ресурсов. При плазменной пароводяной газификации полученный генераторный газ может использоваться в качестве восстановителя. Определены технологические особенности такого процесса. Установлено, что с увеличением содержания влаги в воздушно-пылеугольной смеси на каждый 1 мас. % напряжение повышается на 5...10 В. Показано, что при содержании влаги 10 мас. % концентрация $\text{CO}+\text{H}_2$ в полученном генераторном газе составляет не менее 34 об. %.

Предложена технологическая схема производства стали из железорудного сырья, предусматривающая предварительное твердофазное и окончательное жидкофазное восстановление железа газообразными восстановителями в печи с плазменно-дуговым нагревом и последующую переработку жидкого металла в агрегатах внепечной обработки стали, а также использование отработанных газов для генерации электроэнергии, что позволит существенно уменьшить ее внешнее потребление.

Результаты проведенных исследований являются научной основой для проектирования пилотного образца оборудования и разработки технологии плазменнодугового жидкофазного восстановления железа газами.



ПОДПИСКА – 2011 на журнал «Современная электрометаллургия»

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

*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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

Телефоны и факсы редакции журнала «Современная электрометаллургия»:
тел.: (044) 205-22-07, 200-82-77,
факс: (044) 200-54-84, 200-82-77.

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

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала

Срок подписки с

201 г. по

201 г. включительно

Фамилия И. О.

Компания

Должность

Тел., факс, E-mail



РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»

Полноцветная реклама **Обложка**

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

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

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

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

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

Страница (200×190 мм) – 400 \$

Внутренняя вклейка

Разворот А3 (400×290 мм) – 570 \$

Страница (200×290 мм) – 340 \$

1/2 страницы (200×145 мм) –

170 \$

Черно-белая реклама

1 полоса (170×250 мм) – 80 \$

1/2 полосы (170×125 мм) – 50 \$

1/6 полосы (80×80 мм) – 15 \$

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

- Статья на правах рекламы – 50 % стоимости рекламной площади

- Предусмотрена система скидок:

при размещении рекламы в 2 номерах – 10 %;

при размещении рекламы в 4 номерах – 20 %

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм

- В рекламных макетах для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате PC

- Corel Draw, версия до 10.0

- Adobe Photoshop, версия до 7.0

- QuarkXPress, версия до 5.0

- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Подписано к печати 07.06.2011. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

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

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