

**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,
В. К. Лебедев, Л. Б. Медовар,
Б. А. Мовчан, А. Н. Петрунько,
Н. П. Тригуб, А. А. Троянский

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

Адрес редакции:

Украина, 03680, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 528 34 84,
529 26 23
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редактор:

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

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Троянский А. А., Рябцев А. Д., Петренко В. Л., Медовар Л. Б., Дымнич А. Х.,
Мастепан В. Ю., Ратиев С. Н. О новом подходе к построению системы
автоматического управления ЭШП 3

Цыкуленко К. А. Некоторые аспекты формирования наплавленного слоя при
порционной электрошлаковой наплавке с применением жидкого присадочного
металла 7

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Ахонин С. В., Миленин А. С., Самофалов А. В. Моделирование процессов
испарения легирующих элементов из сплава Ti-6Al-4V при электронно-лучевой
плавке с промежуточной емкостью и порционном сливе 12

Яковчук К. Ю., Скрябинский В. В., Маринский А. Г., Дидикин Г. Г.
Твердые эрозионностойкие градиентные покрытия, осаждаемые в вакууме 17

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Куренкова В. В., Оноприенко Е. В., Малашенко И. С., Грабин В. В.,
Белявин А. Ф., Червякова Л. В. Механические свойства и структура паяных
соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ. Часть 2 23

Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Туник А. Ю., Мурашов А. П.
Физико-химические процессы в частицах композиционных порошков в условиях
плазменного напыления 35

Цыкуленко К. А. Титан. Проблемы производства. Перспективы.
Аналитический обзор. Часть 2 41

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Савьюк А. Н., Дервянченко И. В., Кучеренко О. Л., Стовпченко А. П.,
Пройдак Ю. С., Камкина Л. В., Грищенко Ю. Н. Освоение технологии
производства и исследование качества особонизкоуглеродистой катанки 51

ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ

Цыбулькин Г. А. К вопросу о зависимости электрических свойств углеродных
сыпучих материалов от давления и размера фракций 56

ИНФОРМАЦИЯ

Международная конференция «Ti – 2007 в СНГ» 59

Рефераты научно-исследовательских работ, выполненных в Институте
электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по бюджетной тематике
в период 2003–2006 гг. 61

Кафедре «Физико-химические основы технологии металлов» — 30 лет! 67

Анатолию Даниловичу Рябцеву — 50! 69

Книги, монографии, труды конференций 70

Памяти Алексея Лаврентьевича Тихоновского 73

Новая книга 11

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ



ОАО «Украинский графит»

Научно-производственный центр «ТИТАН»

КП «Запорожский титано-магний комбинат»

ТОВ ТД «ТЕХНОЛУЧ»

**SOVREMENNAYA
ELEKTROMETALLURGIYA**
(Electrometallurgy Today)

Nº 2 (87)

2007

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,
V. K. Lebedev, L. B. Medovar,
B. A. Movchan, A. N. Petrunko,
N. P. Trigub, A. A. Troyanskii

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

D. Ablitzer (France)
G. M. Grigorenko (Ukraine)
B. Koroushich (Slovenia)
S. F. Medina (Spain)
A. Mitchell (Canada)
B. E. Paton (Ukraine)
Ts. V. Rashev (Bulgaria)
J. Foct (France)
T. El Gammal (Germany)

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11, Bozhenko str., 03680,
Kyiv, Ukraine
Tel./fax.: (38044) 528 34 84,
529 26 23
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editor:

V. I. Kotlyar
Electron galley:
D. M. Dyachenko, L. N. Gerasimenko,
I. S. Batasheva

State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

**Troyansky A. A., Ryabtsev A. D., Petrenko V. L., Medovar L. B.,
Dymnich A. Ch., Mastepan V. Yu., Ratiev S. N.** About new
approach to the design of system of ESR automatic control 3

Tsykulenko K. A. Some aspects of formation of a clad layer in
portion electroslag cladding using a liquid filler metal 7

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S. V., Milenin A. S., Samofalov A. V. Modeling of
processes of evaporation of alloying elements of alloy Ti-6Al-4V in
electron beam cold hearth melting and portion pouring 12

**Yakovchuk K. Yu., Skryabinsky V. V., Marinsky A. G.,
Didikin G. G.** Hard erosion-resistant gradient coatings deposited in
vacuum 17

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

**Kurenkova V. V., Onoprienko E. V., Malashenko I. S., Grabin
V. B., Belyavin A. F., Chervyakova L. V.** Mechanical properties
and structure of brazed joints of cast nickel alloy ZhS26V1. Part 2 23

Borisov Yu. S., Borisova A. L., Tunik A. Yu., Murashov A. P.
Physical-chemical processes in particles of composite powders
under conditions of plasma spraying 35

Tsykulenko K. A. Titanium. Problems of production. Prospects.
Analytical review. Part 2 41

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

**Savjuk A. N., Derevyanchenko I.V., Kucherenko O. L.,
Stovpchenko A. P., Proidak Yu. S., Kamkina L. V.,
Grishchenko Yu. N.** Mastering of technology of production and
investigation of quality of ultra-low carbon rolled wire 51

ENERGY AND RESOURCES SAVING

Tsybulkin G. A. Towards the problem about dependence
of electric properties of carbon bulky materials on pressure and
size of fractions 56

INFORMATION

International Conference «Ti – 2007 in CIS» 59

Abstracts of research works made at the E. O. Paton Electric
Welding Institute of the NAS of Ukraine on budget subjects during
the period of 2003-2006 61

Chair «Physical-chemical fundamentals of technology of metals»
is 30 67

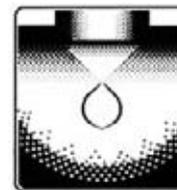
Ryabtsev A. D. is 50 69

Books, monography, proceedings of conferences 70

In memory of A. L.Tikhonovsky 73

New book 11

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



УДК 669.187.56.002

О НОВОМ ПОДХОДЕ К ПОСТРОЕНИЮ СИСТЕМЫ АВТОМАТИЧЕСКОГО УПРАВЛЕНИЯ ЭШП

**А. А. Троянский, А. Д. Рябцев, В. Л. Петренко,
Л. Б. Медовар, А. Х. Дымнич,
В. Ю. Мастепан, С. Н. Ратиев**

На основании анализа характера плавления расходоуемых электродов малого сечения под флюсами различной электропроводности показана возможность возникновения явлений «самовибрации» электродов при ЭШП.

The possibility of occurrence of phenomena of "self-vibration" of electrodes in ESR is shown on the basis of analysis of nature of melting of small-section consumable electrodes under fluxes of various electric conductivity

Ключевые слова: ЭШП; система управления; затвердевание; торец расходоуемого электрода; сопротивление шлака; вибрация; массообменные процессы

Электрошлаковый переплав (ЭШП) — хорошо изученный процесс производства сталей и сплавов самого высокого качества. В современном виде ЭШП существует уже около 50 лет, прежде всего благодаря работам ученых ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Однако и в этом процессе не все до конца изучено и понятно. Например, основные физико-химические реакции, обуславливающие протекание рафинирующих процессов (удаление вредных примесей, газов и неметаллических включений), протекают в местах контакта расплавленного металла со шлаком, т. е. на границе раздела двух фаз — металла и рафинирующего шлака [1]. Следовательно, существует три стадии (зоны протекания процессов рафинирования): на торце расходоуемого электрода, при движении капель расплавленного металла от электрода через расплавленный шлак к металлической ванне и на границе шлаковой и металлической ванн. При этом имеются данные, указывающие на то, что основное рафинирование металла может происходить не только на торце электрода, но и на третьей стадии (третьей зоне рафинирования) — границе раздела металл–шлак [2]. Интенсивность рафинирования зависит от многих параметров: химического состава и температуры шлака, времени реагирования расплавленного металла со шлаком, скорости доставки реагентов из объема металла к межфазной поверхности и отвода продуктов реакции в объем шлака и др. [3–6].

Современная практика ведения ЭШП нацелена на использование его возможностей прежде всего для рафинирования структуры металла, получения слитка с минимальным развитием процессов сегрегации, поскольку очистку металла от газов, вредных примесей и неметаллических включений можно весьма эффективно производить при изготовлении расходоуемого электрода для ЭШП. С этой точки зрения процесс ЭШП должен быть построен таким образом, чтобы переплав происходил в «квазистационарных» условиях с минимально возможным изменением основных параметров процесса, включая заглубливание расходоуемого электрода в шлак.

Попытки ряда отечественных и зарубежных исследователей интенсифицировать процессы рафинирования путем вибрации расходоуемого электрода, вращения и другими способами сегодня должны рассматриваться под иным углом зрения.

Эти способы дают неплохие результаты лишь для слитков малого диаметра на опытных, в крайнем случае, опытно-промышленных образцах. При переходе на промышленные слитки сталей и сплавов, склонных к сегрегации, с большой протяженностью двухфазной зоны (например высокоуглеродистые инструментальные стали и суперсплавы) указанные возмущения в процессе переплава неизбежно приводят к усилению сегрегации.

Поэтому современные системы управления ЭШП строят таким образом, чтобы исключить дополнительные возмущения, нарушения прежде всего гидродинамики шлаковой и металлической ванн при получении слитка ЭШП.

© А. А. ТРОЯНСКИЙ, А. Д. РЯБЦЕВ, В. Л. ПЕТРЕНКО, Л. Б. МЕДОВАР, А. Х. ДЫМНИЧ, В. Ю. МАСТЕПАН, С. Н. РАТИЕВ, 2007



Вместе с тем, во всех системах управления ЭШП одним из основных параметров, измеряемых косвенно, однако используемым для управления процессом, является сопротивление шлаковой ванны. Очевидно, что этот параметр колеблется в процессе переплава не только из-за изменения химического состава шлака (который различными технологическими приемами можно поддерживать более или менее стабильным довольно долго), но и из-за постоянного движения металлических капель от торца расходуемого электрода к границе раздела шлаковой и металлической ванн. В этой связи исследования, проводимые в последние годы в области ЭШП под шлаками, содержащими металлический кальций, позволяют по-новому подойти к построению систем управления ЭШП [7–9].

Данные исследования проводятся с целью повышения эффективности ЭШП именно как процесса очистки переплавляемого металла. Повысить эффективность ЭШП (с точки зрения рафинирования металла от вредных примесей) можно путем интенсификации протекания массообменных процессов между жидким металлом и шлаком посредством как увеличения поверхности жидкой пленки на торце электрода, так и сокращения цикла ее обновления. Эта поверхность зависит от технологических режимов плавки, определяющих форму и размер загнутого в шлак торца электрода.

В частности, при проведении экспериментов по ЭШП со стандартной системой управления, всегда реагирующей на изменение сопротивления шлаковой ванны перемещением расходуемого электрода, обнаружены некоторые интересные, по мнению авторов, факты. Например, при переплаве электродов небольших диаметров (до 100 мм) под шлаком $\text{CaF}_2\text{-Ca}$, характеризующимся большой электропроводностью [7–9], обнаружены небольшие загибания электрода. Он оплавляется вблизи поверхности шлаковой ванны, и его торец остается практически плоским.

При прочих равных параметрах переплава загибание электрода в шлак увеличивается с уменьшением электропроводности флюса в следующей последовательности для использованных в экспериментах шлаках ЭШП: $\text{CaF}_2\text{-Ca}$, CaF_2 , АНФ-1П,

АНФ-6. Наибольшее загибание характерно для флюса АНФ-6. В данном случае электрод имеет конусный торец с развитой поверхностью металлической пленки, что дает основание (при прочих равных условиях) предположить возможность глубокого рафинирования. Однако на практике это справедливо только при сравнении с переплавами под флюсами АНФ-1П и CaF_2 . Наилучшее рафинирование зафиксировано при переплаве под флюсом $\text{CaF}_2\text{-Ca}$ [7, 10]. Вероятно, в рафинирующих процессах, наряду с другими параметрами, немаловажную роль играет и скорость обновления поверхности реагирования, т. е. скорость формирования пленки и отрыва капель металла от торца электрода.

На толщину пленки и скорость обновления поверхности реагирования можно воздействовать внешними механическими способами, в частности вращением либо вибрацией расходуемого электрода [11–13]. Однако современная практика ЭШП не допускает применения указанных подходов из-за их отрицательного влияния на металлургическое качество слитков ЭШП.

Для определения возможностей более точного учета влияния указанных процессов на ЭШП как объект управления провели ряд экспериментов.

Рассмотрим механизм возникновения вибраций и факторы, влияющие на изменение скорости подачи электрода при ЭШП.

Периодические изменения скорости движения электрододержателя (верхней каретки печи ЭШП), а значит, и расходуемого электрода при ЭШП заготовок небольших сечений вызваны колебаниями значений тока переплава в результате периодического нарастания капли и понижения сопротивления шлаковой ванны из-за уменьшения в данном месте расстояния между торцом электрода и металлической ванной $h_{\text{шл}}$. Так, нарастающая на торце стального электрода капля металла уменьшает этот промежуток, вызывая кратковременное повышение тока. Например, при переплаве стального электрода диаметром 70 мм в шлаковой ванне из АНФ-6 высотой 50 мм превышение тока в момент отрыва капли составляет в среднем 20 % заданного значения тока переплава. При этом стандартная система автоматического управления ЭШП вызывает реверсное движение подающей расходуемый электрод каретки для приведения текущего значения тока к заданному. Это связано с тем, что система управления скоростью подачи электрода имеет обратную связь по току переплава — $I_{\text{пер}} = I_{\text{зад}}$. Ток переплава определяется подводимым напряжением $U_{\text{пер}}$ и сопротивлением шлаковой ванны R^0 ($I_{\text{пер}} = U_{\text{пер}} / R^0$). Напряжение переплава имеет относительно стабильное значение, которое практически не изменяется в процессе переплава (за исключением переключения ступеней напряжения и падения напряжения на электроде). Сопротивление шлаковой ванны может изменяться,

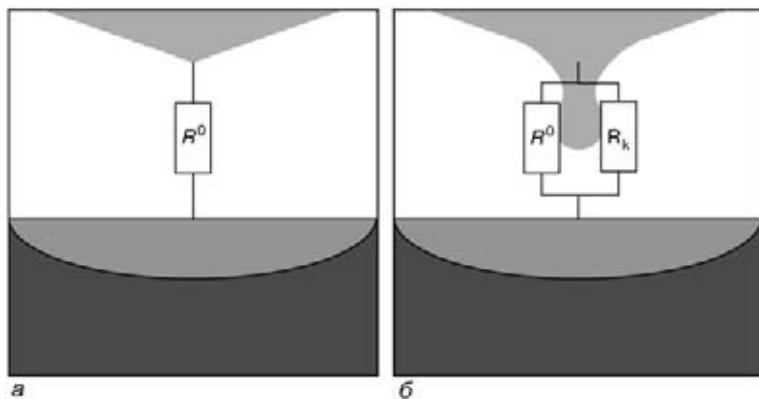


Рис. 1. Электрическая схема замещения процесса ЭШП: а — при отсутствии капли; б — с каплей



поскольку оно зависит как от физических свойств шлака ($T_{пер}$, химический состав), так и от значения $h_{шл}$. Принято, что при постоянной скорости плавления $h_{шл}$ остается неизменным и за счет этого достигается стабильность тока переплава. На самом же деле это справедливо лишь для усредненных данных.

Сопротивление шлака — это функция $h_{шл}$ и удельного сопротивления шлака $R^0 \approx f(h_{раз}, \rho_{шл})$. Тогда максимальное изменение сопротивления шлака при нарастании капли можно записать как $\Delta R \approx f(h_{кап}, \rho_{шл})$, где $h_{кап}$ — длина капли перед отрывом от торца электрода. Уровень рассогласования по току составит

$$\Delta I = \frac{U_{пер}}{R^0} - \frac{U_{пер}}{R^0 - \Delta R} \Rightarrow \Delta I = \frac{U(R^0 - \Delta R) - UR^0}{R^0(R^0 - \Delta R)} \Rightarrow$$

$$\Rightarrow \Delta I = \frac{-U\Delta R}{R^0(R^0 - \Delta R)} \Rightarrow \Delta I = \frac{U_{пер}}{R^0} \frac{\Delta R}{\Delta R - R^0}$$

Значение $K = \Delta R / (\Delta R - R^0)$ непосредственно определяет степень рассогласования. Этот коэффициент, характеризующий варьирование тока переплава, определяет изменение $h_{шл}$ в результате каплеобразования. В «квазистационарных» условиях он должен быть постоянным.

Со скоростью подачи расходуемого электрода рассогласование тока связано прямо пропорционально. Чем больше рассогласование по току ΔI , тем больше приращение скорости подачи Δv .

Делать выводы, анализируя коэффициент K , о причинах возникновения вибраций электрода при ЭШП сложно, поскольку ΔR является функцией R^0 .

Представим процесс ЭШП в виде известной схемы замещения с двумя параллельно соединенными сопротивлениями (рис. 1).

При этом левая ветвь представляет собой сопротивление шлаковой ванны в начальный момент (до образования капли), а правая соответствует моменту образования капли и зависит от ее геометрических размеров R_k .

Тогда можно записать

$$\frac{1}{R^0 - \Delta R} = \frac{1}{R^0} + \frac{1}{R_k}$$

Отсюда $\Delta R = R^0 / (R_k / R^0 + 1)$.

Примем, что при плавлении электрода у поверхности шлаковой ванны (маленькое заглубление) сопротивление в системе до образования капли равно R''^0 , а при большом заглублении — R'^0 . Поскольку можно допустить, что образующиеся капли имеют некий одинаковый размер, то $R_k = \text{const}$. В начальный момент плавления при отсутствии капли электрод находится в среднем положении и $R^0 > R''^0 > R'^0$. При увеличении разрядного промежутка R^0 повышается, стремясь к R''^0 . Тогда ΔR возрастает, что приводит к увеличению $|K|$. При

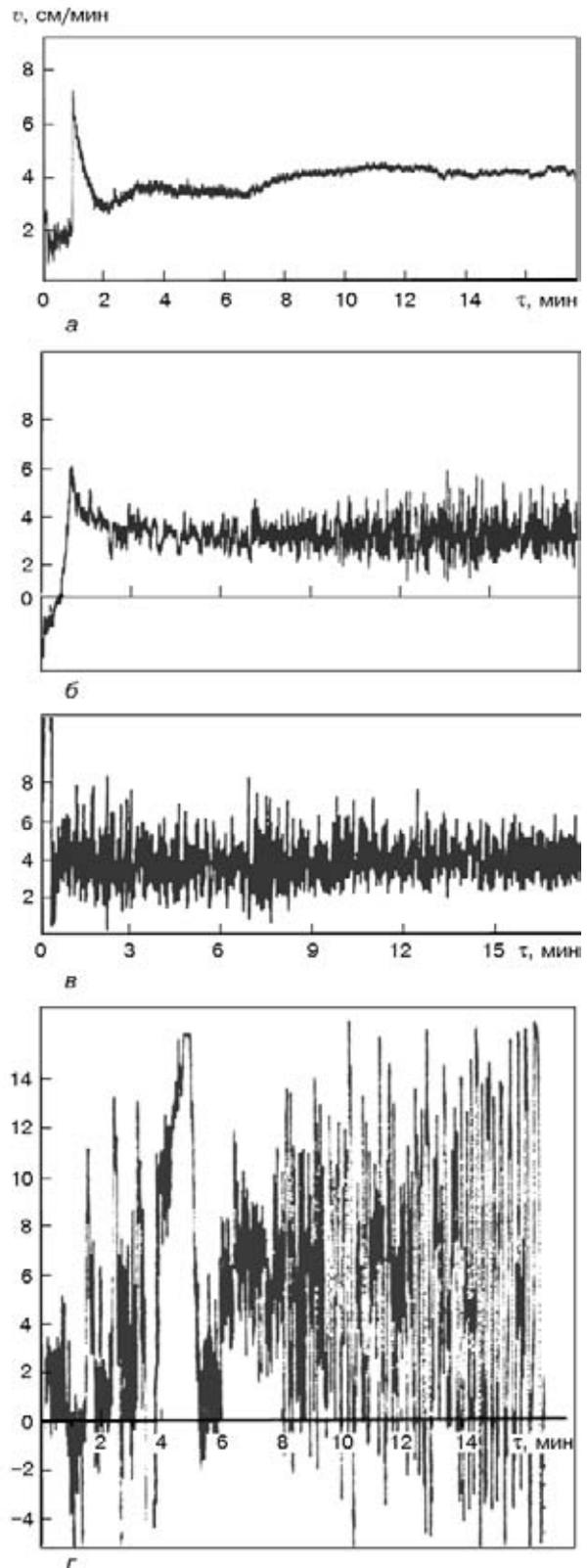


Рис. 2. Характер изменения скорости движения электрода при ЭШП под флюсами АНФ-6 (а), АНФ-1П (б) из чистого CaF_2 (г), CaF_2 -Ca (8 %) (з)

этом амплитуда движения расходуемого электрода увеличивается.

При уменьшении $h_{шл}$ R^0 снижается и стремится к R''^0 . Тогда ΔR также уменьшается и $|K|$ снижается, амплитуда движения электрода сокращается.



Таким образом, от заглупления электрода в шлак может зависеть возможность возникновения условий, при которых расходуемый электрод (каретка электрододержателя) двигаясь вниз, совершает возвратно-поступательные перемещения (вибрации). С учетом отмеченных колебаний по току возмущения, вызываемые такими колебаниями (вибрацией) электрода, могут быть весьма заметными и приводить к нежелательному усилению сегрегации в затвердевающем слитке. Контролировать возникновение указанных явлений можно путем постоянного отслеживания изменений скорости движения каретки во времени.

С этой целью разработали специальное устройство, представляющее собой блок из двух параллельно работающих систем измерения: аналогового датчика напряжения и цифрового импульсного датчика углового вращения. Использование подобного сочетания вызвано особенностями возможных технологических режимов переплава.

Так, например, при периодическом реверсном движении электрода использование цифрового датчика становится затруднительным из-за рассогласования частоты обновления информации о скорости и частоте вибрации электрода. В то же время использование аналогового датчика позволяет с достаточной степенью точности контролировать реверсивные скорости перемещения электрода и скорость его суммарного движения. При отсутствии вибрации применение цифрового датчика позволяет представить информацию в наглядном виде.

С помощью разработанной измерительной системы оценивали изменение скорости движения электрода в процессе ЭШП под различными флюсами (АНФ-6, АНФ-1П, из чистого CaF_2 и $\text{CaF}_2\text{-Ca}$) при соблюдении постоянными всех прочих технологических параметров (ток, напряжение переплава, высота шлаковой ванны, размер электродов и коэффициент заполнения кристаллизатора).

Установили, что характер изменения скорости при прочих равных условиях строго связан с химическим составом флюса. Так, при использовании флюса АНФ-6 электрод подается в шлак равномерно, без заметных колебаний (рис. 2, а).

При переплаве под флюсом АНФ-1П и чистым фтористым кальцием появляются пульсации скорости движения электрода, достигающие 30 (для АНФ-1П) и 40 % (для CaF_2) ее среднего значения (рис. 2, б, в).

Использование металлического кальция в качестве добавки к чистому CaF_2 приводит к существенному увеличению пульсаций скорости подачи электрода (рис. 2, г).

Электропроводность флюса АНФ-6 гораздо ниже, чем у флюса, содержащего металлический кальций [8, 9]. Поэтому при его использовании для ЭШП электрод заглупляется в шлак на довольно большое расстояние. При переплаве под шлаком системы $\text{CaF}_2\text{-Ca}$ электрод находится в поверхностных слоях шлаковой ванны, что приводит к его неизбежным колебаниям по ходу плавления — самовибрации.

Вместе с тем современные измерительные приборы и быстродействующая вычислительная техни-

ка позволяют нивелировать рассмотренные явления и отбрасывать их как нежелательный «шум», который не будет восприниматься системой управления в качестве управляющего сигнала и приводить к ненужным перемещениям расходуемого электрода в процессе переплава. В свою очередь, это позволяет улучшить качество металла ЭШП.

Полученные результаты подтвердили концепцию принципиально новой системы управления ЭШП, созданную в ИЭС им. Е. О. Патона в последние годы, которая основана и на подавлении самовибрации расходуемого электрода [14]. На промышленных печах ЭШП применение этой системы позволяет при переплаве под любыми типами флюсов достаточно точно фиксировать минимальное заглупление расходуемого электрода в шлак. Новая система управления успешно работает на 2,5-тонной печи ЭШП и проходит промышленную проверку на 10-тонных печах.

1. Ю. В. Латаш, Б. И. Медовар. Электрошлаковый переплав. — М.: Металлургия, 1969. — 240 с.
2. *Металлургия электрошлакового процесса* / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, В. Л. Шевцов и др. // — Киев: Наук. думка, 1986. — 248 с.
3. Григоренко Г. М., Лакомский В. В., Помарин Ю. М. О месте протекания физико-химических процессов при ЭШП // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1988. — № 2. — С. 70–75.
4. Клоев М. М., Каблуковский А. Ф. *Металлургия электрошлакового переплава* — М.: Металлургия, 1969. — 256 с.
5. Троянский А. А. К оценке лимитирующей стадии массопередачи в системе жидкий металл-шлак // Теория и практика металлургии. — 2005. — № 1–2. — С. 54–57.
6. Особенности процессов массообмена в пленочной стадии процесса ЭШП / А. Х. Дымнич, Л. Б. Медовар, А. А. Троянский, А. Д. Рябцев // Современ. электрометаллургия. — 2005 — № 4. — С. 6–9.
7. Рябцев А. Д. Электрошлаковый переплав металлов и сплавов под флюсами с активными добавками в печах камерного типа: Дис. ... д-ра техн. наук. — Киев, 2004. — 334 с. — Машинопись.
8. Об электропроводности флюсов системы $\text{CaF}_2\text{-Ca}$ / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, В. Ю. Мастепан, М. В. Самборский // Современ. электрометаллургия. — 2003 — № 1. — С. 3–4.
9. Атлас шлаков: Справ. изд. / Пер. с нем. — М.: Металлургия, 1985. — 208 с.
10. Рябцев А. Д., Троянский А. А., Зац Е. Л. Рафинирование, модифицирование и микролегирование нержавеющей стали ЭИ 847Б // *Металлург. и горноруд. пром-сть*. — 2004. — № 8. — С. 73–76.
11. Чуманов И. В. Повышение тепловой эффективности электрошлакового переплава и качества металла путем воздействия на процессы плавления, транспортировки и кристаллизации вращением расходуемого электрода: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Челябинск, 2002. — 40 с.
12. Чуманов В. И., Роцин В. Е., Чуманов И. В. Разработка технологии получения отливок переменного сечения методом ЭШП с вращением расходуемого электрода // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 1. — С. 5–11.
13. Дудко Д. А., Рублевский И. Н. Влияние вибрации электрода на капельный перенос электродного металла при электрошлаковом процессе // *Автомат. сварка*. — 1959. — № 1. — С. 35–38.
14. Ланцман И. А., Яковлев С. Г., Медовар Л. Б. Система автоматизации печи электрошлакового переплава // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 1. — С. 12–18.

Донец. нац. техн. ун-т

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

Поступила 16.01.07



УДК 669.117.56

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ ПРИ ПОРЦИОННОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЖИДКОГО ПРИСАДОЧНОГО МЕТАЛЛА

К. А. Цыкуленко

Рассмотрены особенности формирования наплавленного слоя при электрошлаковой наплавке жидким металлом в токоподводящем кристаллизаторе. Показано влияние режимов порционной заливки на качество зоны соединения и кристаллическую структуру наплавленного слоя (образование при определенных условиях волнообразной или прямой линейной зоны соединения: условия постоянного увеличения глубины провара или непровара вообще, образования капель в наплавленном слое и изменения кристаллической структуры, являющиеся следствием порционной заливки жидкого присадочного металла).

Peculiarities of formation of a clad layer in electroslag cladding using a liquid metal in a current-carrying mould are shown. The effect of conditions of a portion pouring on the quality of joining and crystalline structure of a clad layer is shown (formation at certain conditions of a wavy or straight-linear zone of joining: conditions of a constant increase in depth of penetration or lack of penetration as whole, formation of drops in a clad layer and changes in crystalline structure caused by a portion pouring of the liquid filler metal).

Ключевые слова: токоподводящий кристаллизатор; электрошлаковая наплавка; порционная заливка жидкого металла; особенности формирования наплавленного слоя

Электрошлаковый процесс с отдельным плавлением и кристаллизацией металла [1–3], созданный на основе применения токоподводящего кристаллизатора в качестве нерасходуемого электрода и жидкого присадочного металла, позволяет преодолеть жесткую зависимость между производительностью классического электрошлакового процесса и его температурными параметрами, успешно осуществлять как наплавку различных цилиндрических изделий, так и выплавку сплошных и полых слитков. В отличие от канонической схемы электрошлакового переплава или наплавки, характерной особенностью этого процесса на современном этапе его развития является порционная подача жидкого присадочного металла на зеркало шлаковой ванны. Непрерывной подаче жидкого присадочного металла препятствуют трудности, связанные с необходимостью разлива жидкого металла со сравнительно малыми скоростями (до 1000 кг/ч) и тонкой (диаметром до 5 мм) струей жидкого металла.

Примерные скорости разлива стали непрерывной струей жидкого металла через отверстия различного диаметра следующие [4]:

| | | | | | | |
|------------------------|-----|-----|-----|------|------|------|
| Диаметр отверстия, мм | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 |
| Скорость разлива, кг/ч | 190 | 394 | 706 | 1087 | 1590 | 2226 |

Порционная подача жидкого присадочного металла обуславливает ряд особенностей технологических процессов выплавки слитков и наплавки. Некоторые из них применительно к наплавке описаны в работе [5]. Следует отметить, что именно при наплавке эти особенности наиболее многообразны и могут приводить к нежелательным последствиям. Поэтому их изучению следует уделять особое внимание.

Одним из наиболее важных вопросов формирования наплавленного слоя металла является характер провара основного металла. При непрерывном поступлении жидкого металла в зону наплавки и равномерном перемещении источника тепловыделения относительно наплавливаемой поверхности провар основного металла имеет в основном прямолинейный характер, обнаруживаемый, например, на швах, выполненных электрошлаковой сваркой расходуемым электродом в стационарных условиях плавки. И в этом случае поступление металла с каплями в ванну носит дискретный характер, однако высокая частота падения капель и их небольшая масса позволяют рассматривать этот поток жидкого металла как непрерывную струю. При порционной подаче жидкого присадочного металла, когда масса порции измеряется в килограммах, а частота подачи порций составляет 1 мин^{-1} и менее, возникает другая проблема. При постоянной линейной скорости на-

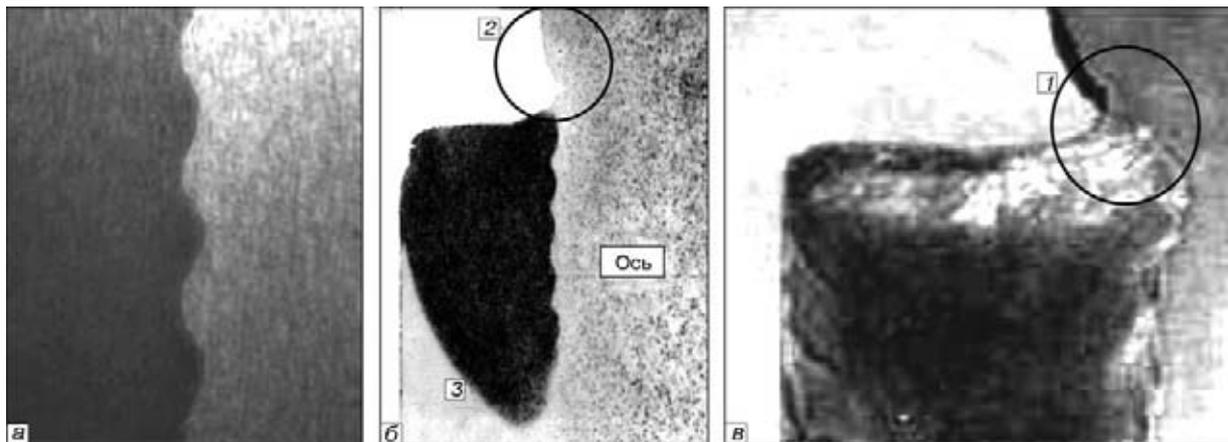


Рис. 1. Фрагмент зоны соединения — профиль провара — (а) и оплавление оси шлаком (б, в) при порционной подаче жидкого присадочного металла в процессе электрошлаковой наплавки (ЭШН ЖМ): 1 — участок контакта металлической ванны и наплавляемой заготовки; 2 — оплавление оси в шлаковой ванне; 3 — металлическая ванна

плавки происходит скачкообразное перемещение источника тепловыделения по высоте наплавляемой поверхности с частотой подачи порций металла. Это не может не сказываться на характере провара.

Кроме того, прерывистое поступление жидкого металла на фронт кристаллизации при постоянной линейной скорости кристаллизации обуславливает скачкообразное изменение основных параметров кристаллизации, что неизбежно влечет за собой периодическое изменение кристаллической структуры.

Обычно составы наплавляемого и основного металла отличаются друг от друга. Постоянный характер затвердевания металлической ванны и дискретный характер поступления в нее металла, отличающегося по составу, неизбежно приводят к повторяющейся неоднородности химического состава металла по высоте наплавки.

Еще одна особенность формирования наплавленного слоя при порционной подаче присадочного

металла проявляется в случае, когда температура плавления наплавляемого металла заметно меньше температуры плавления основного металла. Тогда в промежутке времени между заливками порций присадочного металла в металлическую ванну поступает металл, стекающий с оплавленной поверхности основного металла и имеющий более высокую температуру плавления, чем температура жидкого металла металлической ванны. При определенной ситуации это может привести к образованию так называемых капель, т. е. не успевших раствориться и закристаллизовавшихся в металлической ванне частиц более тугоплавкого металла [6].

Изучению этих особенностей посвящена настоящая работа.

Несмотря на накопленный опыт и объем проведенных исследований механизм формирования зоны соединения при порционной электрошлаковой наплавке жидким металлом в токоподводящем кристаллизаторе до конца не ясен. Имеющиеся сведения иногда носят неоднозначный и даже противоречивый характер. В частности, результаты физического [7] и математического [8] моделирования распределения в шлаковой ванне тока, напряжения и тепловой мощности в некоторых аспектах противоречат друг другу.

Натурные эксперименты по наплавке прокатных валков и изучение шлифов и серных отпечатков продольных темплетов, отобранных от этих валков, позволяют сделать следующие выводы:

профиль провара в большинстве случаев волнообразный (рис. 1, а);

идентичность профиля провара до и после заливки порции жидкого присадочного металла (рис. 1, б) свидетельствует о том, что он определяется характером оплавления оси в шлаковой ванне. Влияние подачи жидкого металла незначительно;

при толщине наплавки 25...85 мм и диаметре валков до 740 мм начало провара оси и его максимальная глубина в процессе наплавки располагаются в месте контакта металлической ванны с поверхностью заготовки (рис. 1, в);

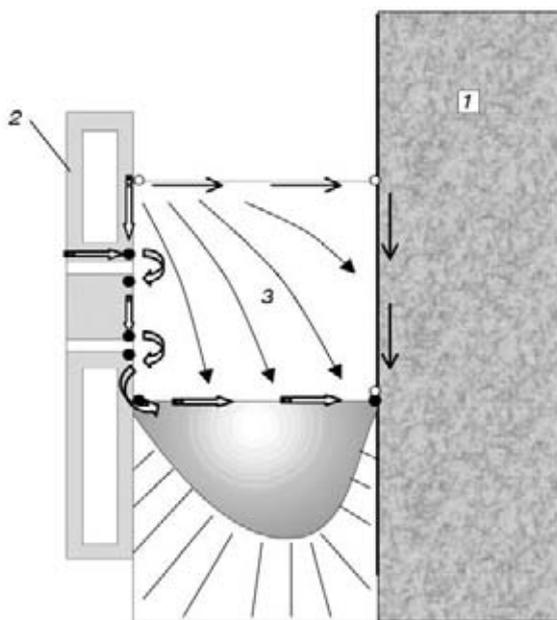


Рис. 2. Участки наибольшего тепловыделения в шлаковой ванне при ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе: 1 — ось; 2 — токоподводящая секция; 3 — шлаковая ванна

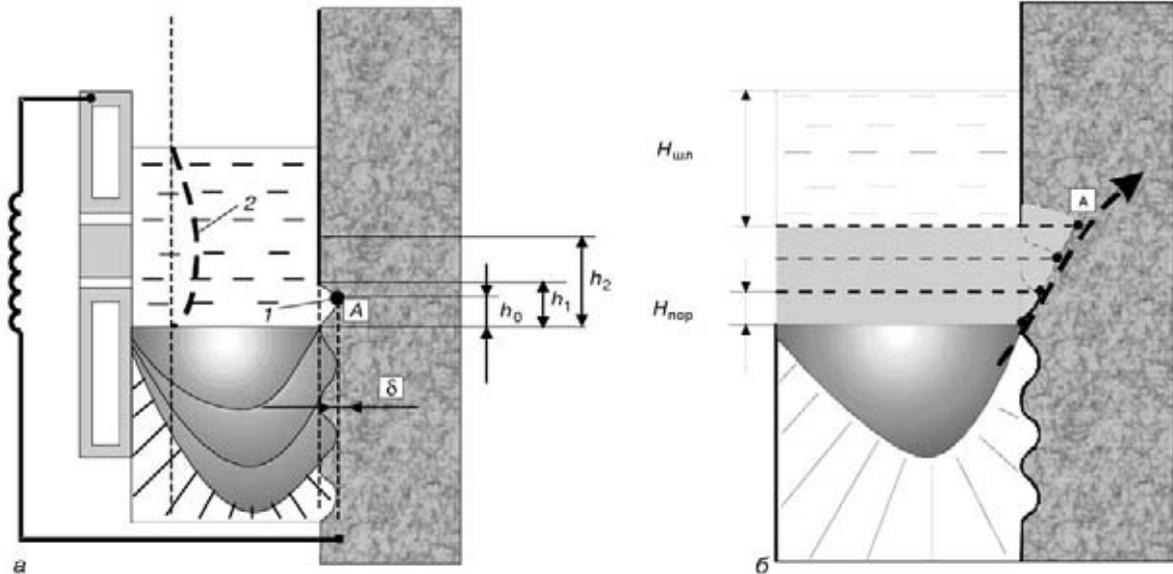


Рис. 3. Гипотетическая форма оплавления оси в шлаке при большом (1) и малом (2) зазорах между наплавляемой осью и кристаллизатором (а), а также схема увеличения провара оси (б)

высота провара (оплавление оси по высоте) существенно меньше глубины шлаковой ванны;

глубина шлаковой ванны практически не оказывает влияния на форму проплавления.

Для объяснения указанных феноменов рассмотрим гипотетическое распределение тока в шлаковой ванне при наплавке оси в токоподводящем кристаллизаторе. При электрошлаковой наплавке только часть шлаковой ванны располагается в токоподводящей секции кристаллизатора. Другая ее часть расположена в разделительной и формирующей секциях кристаллизатора. Ток протекает от стенки токоподводящей секции в двух направлениях: горизонтальная составляющая направлена к наплавляемой оси, вертикальная — к металлической ванне. Абсолютное значение этих составляющих определяется электрическим сопротивлением шлаковой ванны прохождения тока в том или ином направлении. Благодаря выделению тепла при прохождении тока через шлак шлаковая ванна поддерживается в расплавленном состоянии. Однако может существовать электрическая цепь, по-видимому, оказывающая существенное влияние на провар, проходящая от токоподводящей секции к наплавляемой оси через стенки всех секций кристаллизатора, зону раздела шлаковой и металлической ванн, которые практически не оказывают сопротивление протеканию тока, в отличие от мест перехода через шлак от одной секции к другой (рис. 2). Как показывают результаты физического и математического моделирования [7, 8], именно в этих местах обнаружены локальные участки значительного тепловыделения. Абсолютное значение этой части вертикальной составляющей тока может быть сравнительно небольшим, но сконцентрировано на небольшом участке поверхности оси, примыкающей к металлической ванне (или к металлической затравке в начале процесса). Поэтому плотность тока в этом месте может существенно превышать плотность горизонтальной составляющей тока остальной части оси, погруженной в шлак.

В результате оплавления ось принимает вид, показанный схематично на рис. 3, а. Сопротивление этой цепи не зависит от глубины шлаковой ванны, а определяется только уровнем переходных сопротивлений между секциями кристаллизатора, что и объясняет фиксируемую в экспериментах независимость характера оплавления оси от глубины шлаковой ванны при неизменном токе. Следует, по-видимому, ожидать изменения характера оплавления оси при существенном уменьшении зазора между кристаллизатором и осью. Тогда с уменьшением сопротивления шлака на этом участке и увеличением горизонтальной составляющей тока роль последней в оплавлении оси существенно увеличится.

Таким образом, в отличие от классического процесса электрошлаковой сварки, токораспределение в шлаковой ванне токоподводящего кристаллизатора способствует формированию на границе шлак–металл концентрированного источника нагрева. При этом определяющую роль в формировании линии сплавления играют размер и частота подачи порций жидкого присадочного металла. Если электрический режим и скорость наплавки определяют среднюю глубину провара, то частота и размер пор-



Рис. 4. Белые полосы в макроструктуре наплавки

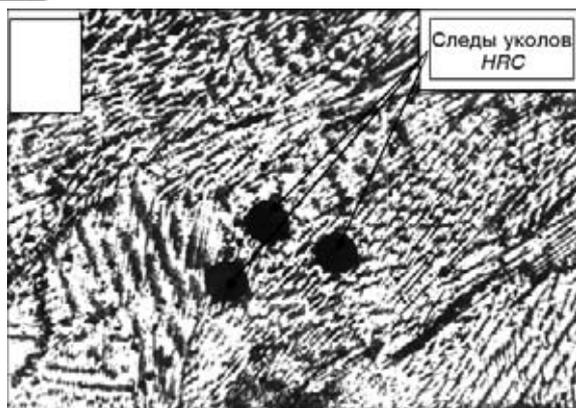


Рис. 5. Травление на дендритную микроструктуру участка белой полосы и прилегающих к ней участков

ций определяют амплитуду колебаний глубины провара. При неизменной скорости наплавки размер порций и частота их подачи жестко связаны. Чем больше порции, тем меньше частота их подачи и тем больше временной интервал между поступлениями присадочного металла в металлическую ванну. В результате локальная глубина провара увеличивается, а последующая большая порция металла резко переносит уровень металлической ванны в положение, где провар минимальный, и цикл снова повторяется. Таким образом, чем меньше порция и больше частота, тем меньше амплитуда колебаний глубины провара. Очевидно также, что абсолютное значение амплитуды колебаний провара снижается при уменьшении средней глубины провара. В случае, когда средняя глубина провара минимальна, а частота подачи порций достаточно велика, волнообразный провар может перейти в прямолинейный. Следует отметить, что при определенном соотношении средних глубин провара, частоты и размера порции прямолинейный провар возможен и при достаточно большой средней глубине провара. Из рис. 3 видно, что при порции h_1 будет формироваться волнообразный провар. С уменьшением размера порций и сохранением их частоты, т. е. при снижении производительности наплавки высота гребня волны будет уменьшаться, а абсолютная глубина провара δ увеличиваться, достигая своего максимального уровня за период между порциями в точке A , что соответствует $H_{\text{пор}} = h_0$ (рис. 3, б). Если уменьшить размер порций, например до h_0 , одновременно повысить частоту их заливки и сохранить ту же производительность, то нарастание средней

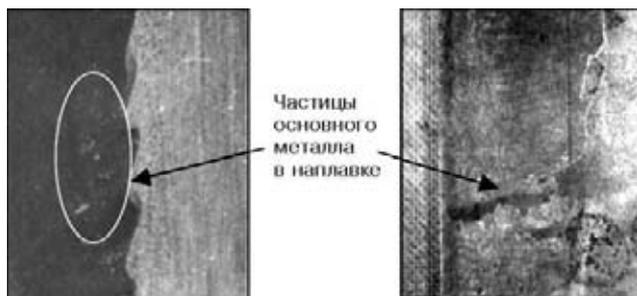


Рис. 6. «Капли» основного металла в наплавленном слое

глубины провара происходить не будет, точка A переместится вверх по волнообразной линии. Профиль такой волнообразной линии будет зависеть от размера порции (чем меньше порция, тем больше этот профиль соответствует прямой линии). С учетом инерционности электрошлакового процесса даже при порционной подаче присадочного металла можно получить прямую линию сплавления. При размере порции $h_2 > h_1$ и сохранении их частоты заливки, т. е. при повышении производительности, возможно образование непроваров.

Из изложенного следует, что путем изменения размера порций и частоты их подачи в строгом соответствии со средней глубиной провара, определяемой энергетическими параметрами плавки, можно управлять формой линии сплавления при порционной электрошлаковой наплавке в токоподводящем кристаллизаторе, получая как прямолинейную линию сплавления, так и волнообразную с различной высотой волны.

Однако даже получение прямолинейной линии сплавления не устраняет скачкообразное изменение параметров кристаллизации в момент заливки порции металла. Это может привести к образованию структурной неоднородности в наплавленном металле, проявляющейся в формировании белых полос в макроструктуре наплавки (рис. 4), наиболее отчетливо видных в периферийных областях. Характерно, что полосы не обнаруживаются на микрошлифах, а микроструктуры участков металла белых полос и вне их идентичны.

Следует полагать, что локальные изменения теплового режима приводят лишь к локальным изменениям направленности роста кристаллитов (рис. 5), что и вызывает изменение в этих местах интенсивности отражения света. Твердость участков бывших белых полос и $42; 44; 42; 45,5 HRC$ — на участке вне белых полос. Поэтому эти неоднородности вряд ли могут служить браковочным признаком. Вместе с тем данный вопрос требует дополнительных исследований.

Более серьезной является проблема химической неоднородности наплавленного металла вследствие дискретного характера поступления присадочного металла на фронт кристаллизации при непрерывном его продвижении. Проблема может усугубляться еще и тем, что в периоды между подачей порций присадочного металла в металлическую ванну продолжает поступать отличный по составу металл в результате оплавления основного металла.

Между тем исследования химического состава и микроструктуры быстрорежущей стали, наплавленной на ось из низколегированной стали при проплавлении до 10 мм, существенных отличий разных участков наплавки не выявили. Этот факт можно объяснить усреднением состава металлической ванны в результате ее интенсивного перемешивания при вращении. Однако бывают случаи, когда не весь металл, стекающий с оплавленной поверхности



в металлическую ванну, успевает в ней полностью раствориться. Он образует металлические включения основного металла в матрице из наплавленного металла (рис. 6). Подтверждением этому служат данные спектрального анализа участка капли на ванадий (3,2 %), дающие промежуточное значение между содержанием этого элемента в основном (40ХМ — нет) и присадочном (быстрорез — 7 %) металлах. Роль этих включений в работоспособности изделий до конца не ясна.

Можно было бы сделать априорное заключение, что такие включения могут снижать износостойкость изделий, например валков прокатных станов с наплавленным слоем из быстрорежущей стали, поскольку эти включения более мягкие, а также оказывать положительное влияние на стойкость против хрупкого разрушения, тормозя развивающиеся трещины. Однако промышленные испытания быстрорежущих валков не подтверждают этого. Вопрос требует дальнейших исследований. Приведенные данные о формировании наплавленного слоя при порционной электрошлаковой наплавке необходимо учитывать при разработке режимов наплавки.

1. *Электрошлаковая* наплавка жидким присадочным металлом / Б. И. Медовар, А. В. Чернец, Л. Б. Медовар и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1995. — № 1. — С. 6–11.
2. *Электрошлаковые* процессы без расходуемых электродов / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, Л. Б. Медовар и др. // Там же. — 1997. — № 2. — С. 12–16.
3. *Опыт* изготовления и применения быстрорежущих валков ЭШН ЖМ / Л. Б. Медовар, А. В. Чернец, Ц. Ф. Грабовский и др. // Там же. — 2000. — № 3. — С. 3–9.
4. *GE, Direct processing of electroslag refined metal* / Mark G. Benz, Burnt Hills, Thomas E. Sawyer. Pat. 5160532 USA. — Publ. 03.11.92.
5. *Чернец А. В.* Некоторые вопросы образования наплавленного слоя при ЭШН ЖМ // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1999. — № 1. — С. 8–12.
6. *О механизме* образования металлических включений («капель») в переходной зоне электрошлаковых композитных слитков из разнородных металлов / А. К. Цыкуленко, Б. И. Медовар, Л. В. Чеботило и др. // Спец. электрометаллургия. — 1972. — № 15 — С. 44–52.
7. *Исследование* параметров электрошлаковой плавки в токоподводящем кристаллизаторе / Ю. М. Кусков, В. И. Ус, С. В. Томиленко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1995. — № 3. — С. 24–28.
8. *Some thermal-physical peculiarities of electroslag cladding of rolls using a liquid metal* / N. I. Tarasevich, I. V. Korniets, L. B. Medovar et al. // Proc. of intern. Symp. on electroslag remelting technology and equipment (May 15–17, 2001, Kyiv, Ukraine). — Kyiv, 2001. — P. 83–86.

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

Поступила 26.02.2007

НОВАЯ КНИГА

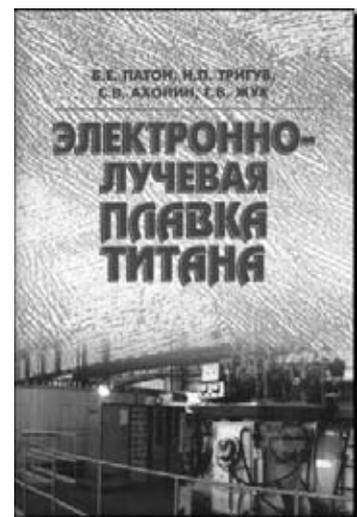
Электронно-лучевая плавка титана /

Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. —

Киев: Наук. думка, 2006. — 248 с.

В книге рассмотрены вопросы металлургии и металловедения титана и его сплавов. Приведены закономерности поведения примесей и легирующих элементов в процессе электронно-лучевой плавки, учет которых дает возможность получать слитки титановых сплавов заданного химического состава. Рассмотрены особенности кристаллизации титана в условиях регулируемого нагрева электронным лучом поверхности расплава, что позволяет задавать скорость кристаллизации, форму фронта кристаллизации и глубину ванны расплавленного металла. Приведены характеристики микро- и макроструктуры слитков титановых сплавов, механические характеристики титана электронно-лучевой плавки в литом и деформированном состояниях. Дано описание технологических схем плавки и оплавления поверхности слитков, а также конструкции электронно-лучевых установок.

Для научных и инженерно-технических работников, а также студентов металлургических факультетов вузов.





УДК 669.187.826

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИСПАРЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВА Ti-6Al-4V ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКЕ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ЕМКОСТЬЮ И ПОРЦИОННОМ СЛИВЕ

С. В. Ахонин, А. С. Миленин, А. В. Самофалов

Разработана математическая модель испарения легирующих элементов при электронно-лучевой плавке с промежуточной емкостью и порционном сливе металла для титанового сплава Ti-6Al-4V. В рамках предложенной модели получены зависимости химического состава выплаваемого слитка от технологических параметров процесса. Адекватность модели подтверждена экспериментальными данными, полученными в результате выплавки слитков сплава Ti-6Al-4V.

A mathematical model of evaporation of alloying elements in electron beam cold hearth melting and portion pouring of metal for titanium alloy Ti-6Al-4V has been developed. Within the scope of an offered model, the dependencies of chemical composition of ingot being melted on technological parameters of the process were obtained. Adequacy of the model was confirmed by experimental data obtained as a result of melting ingots of Ti-6Al-4V alloy.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; промежуточная емкость; порционный слив; химический состав; испарение

Введение. В настоящее время большое распространение при выплавке слитков титана и сплавов на его основе получила технологическая схема электронно-лучевой плавки (ЭЛП) с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ), позволяющая полностью разделить процессы плавления и рафинирования, протекающие в промежуточной емкости, а также затвердевания металла в кристаллизаторе [1, 2].

Для улучшения структуры слитка в ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология электронно-лучевой плавки с порционным сливом жидкого металла из промежуточной емкости в кристаллизатор [3, 4], имеющая ряд существенных преимуществ перед традиционными технологиями ЭЛП. Малый объем подаваемой порции жидкого металла из промежуточной емкости в кристаллизатор подавляет процессы конвекции в расплаве при его кристаллизации, что предотвращает развитие в слитке зональной ликвации, а также образование дефектов усадочного происхождения.

Поскольку процесс плавки происходит в вакууме, то различная упругость паров легирующих

компонентов сплавов может привести к изменению химического состава слитка. Таким образом, важным аспектом оптимизации процесса ЭЛПЕ является обеспечение соответствия состава слитка установленным стандартам.

Указанную задачу оптимизации решали методом математического моделирования на примере процесса ЭЛПЕ слитков титанового сплава Ti-6Al-4V. Предложенная модель позволяет получить зависимости химического состава слитка от различных технологических параметров процесса ЭЛПЕ.

Технология ЭЛПЕ с порционным сливом. Схема ЭЛПЕ представлена на рис. 1. Сплаваемая заготовка 1 подается с постоянной скоростью в зону воздействия электронно-лучевых пушек, где происходит ее плавление. Жидкий металл с оплавленного торца заготовки поступает в промежуточную емкость (ПЕ) 2, где осуществляется его гомогенизация и рафинирование от неметаллических включений. По мере наполнения ПЕ расплавом закристаллизовавшийся металл в носике 3 проплавляют, и сливают порцию жидкого металла в кристаллизатор 4. По мере наплавления слитка поддон кристаллизатора опускается вниз. В течение всей



плавки электронно-лучевым нагревом в ПЕ и кристаллизаторе поддерживается ванна жидкого металла.

Описание процессов испарения компонентов расплава в вакуум. Испарение легирующих элементов с поверхности расплава происходит в три основных этапа: массоперенос из объема металла к поверхности раздела фаз; изменение агрегатного состояния на поверхности раздела фаз; массоперенос элемента от поверхности раздела фаз в объем газовой фазы [4].

Суммарный поток i -го элемента сплава (алюминий, ванадий, титан), испаряющегося с межфазной поверхности, вычисляется из следующего соотношения [5]:

$$J_i = \beta_i S C_i,$$

где $\beta_i = \left(\frac{1}{\rho \beta_m^i} + \frac{1}{k_i^e} \right)^{-1}$ — суммарный коэффициент массопереноса, кг/(с·м²); ρ — плотность расплава, кг/м³; β_m^i — коэффициент массопереноса элемента расплава, м/с; k_i^e — константа скорости испарения элемента расплава, кг/(с·м²); S — площадь межфазной поверхности, м²; C_i — массовая доля элемента в объеме жидкого металла.

Константа скорости испарения k_i^e вычисляется согласно уравнению Ленгмюра [5, 6]:

$$k_i^e = \alpha_i \gamma_i p_i^0 \frac{M_{Ti}}{\sqrt{2\pi R T M_i}},$$

где M_{Ti} — молярная масса титана (основного элемента сплава), кг/моль; M_i — молярная масса соответствующего легирующего элемента, кг/моль; α_i — коэффициент конденсации; γ_i — коэффициент активности i -го элемента в расплаве; p_i^0 — равновесное давление паров элемента над поверхностью жидкого металла, Па; $R = 8,314 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$ — универсальная газовая постоянная; T — абсолютная температура расплава, К.

Зависимости коэффициента активности от температуры и состава сплава исследуемой системы могут быть вычислены в рамках модели Редлиха-Кистера [7].

Температурные зависимости равновесного давления паров элементов тройной системы Ti-Al-V выражаются следующими соотношениями [8]:

$$\begin{aligned} \log(p_{Ti}^0(T)) &= -\frac{22946}{T} + 10,581 - 0,373 \log(T); \\ \log(p_{Al}^0(T)) &= -\frac{16379}{T} + 9,979 - 0,335 \log(T); \\ \log(p_V^0(T)) &= -\frac{24378}{T} + 10,762 - 0,325 \log(T). \end{aligned}$$

Поскольку упругость пара ванадия намного меньше упругости пара алюминия (при температуре около 2000 К на несколько порядков), и, соответственно, градиент концентрации этого элемента в по-

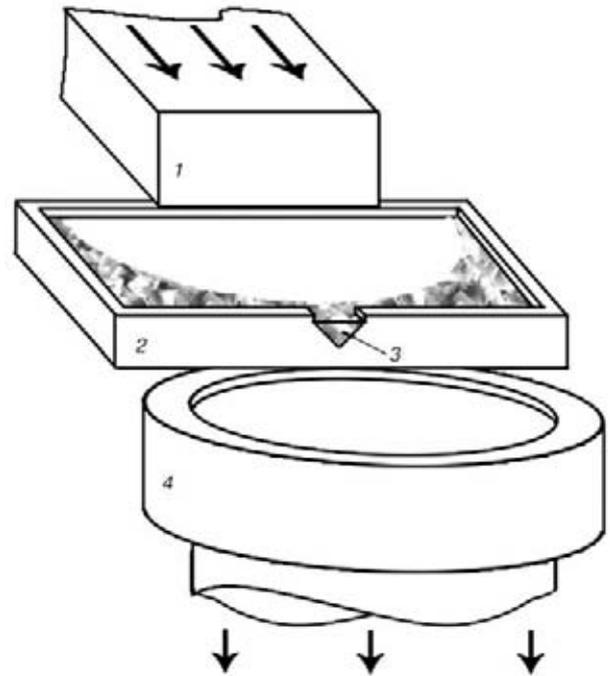


Рис. 1. Схема электронно-лучевой плавки с ПЕ

верхностном слое расплава незначителен, то можно считать, что ванадий распределен равномерно по всему объему расплава.

Коэффициент массопереноса алюминия в жидком титане приблизительно равен $1 \cdot 10^{-5}$ м/с [5].

Для титана как для основного элемента расплава коэффициент β_m^{Ti} можно считать бесконечно большим.

Моделирование процессов испарения легирующих элементов с торца сплавляемой заготовки. В процессе сплавления шихты в ПЕ на торце заготовки образуется пленка жидкого металла, с поверхности которой происходит испарение в вакуум. Плоскость плавления находится под углом около 90°, поэтому расплав удерживается на ней в основном силами поверхностного натяжения. Это означает небольшой перегрев металла, поскольку в результате повышения температуры коэффициент поверхностного натяжения снижается, и жидкий металл стекает в ПЕ. По этой причине температуру расплава в пленке на оплавленном торце заготовки можно считать постоянной и приблизительно равной температуре плавления сплава.

Для того, чтобы определить химический состав металла, попадающего в ПЕ с оплавленного торца заготовки, требуется анализ массообмена в области жидкого металла. Так, в жидкую ванну на торце с известной массовой скоростью w_0 поступает металл известного состава, массовая доля элементов (алюминий, ванадий, титан) $[Me]_0$ в котором определяется составом переплавляемой заготовки. С поверхности жидкого металла происходит испарение в вакуум, а также в ПЕ стекает металл неизвестного состава $[Me]_t$.



В предположении, что концентрация элементов сплава в основной части металла жидкой ванны на торце (за исключением тонкого приповерхностного слоя) одинакова и равна конечной $[Me]_t$, изменение массы каждого из элементов m_i в жидкой ванне от времени t вычисляется следующим образом:

$$\frac{dm_i^t}{dt} = w_0[Me]_0 - \beta_i S_t [Me]_t - w_t [Me]_t, \quad (1)$$

где S_t — площадь поверхности жидкого металла на торце сплавляемой заготовки, m^2 ; w_t — средняя массовая скорость поступления жидкого металла в ПЕ, $кг/с$.

Основную часть времени этот процесс проходит в стационарном режиме. Таким образом, производная массы по времени в выражении (1) тождественно равна нулю:

$$w_0[Me]_0 - \beta_i S_t [Me]_t - w_t [Me]_t = 0. \quad (2)$$

С учетом того, что $[Al]_t + [V]_t + [Ti]_t = 1$ из формулы (2) находят неизвестные $[Me]_t$ и w_t .

В качестве примера решения подобной системы уравнений на рис. 2 представлена зависимость массовых долей алюминия и ванадия от массовой скорости подачи шихты. Эти зависимости показывают, что при возрастании массовой скорости подачи заготовки массовая доля алюминия в металле, попадающем в ПЕ, плавно увеличивается, в то время как содержание ванадия в расплаве уменьшается.

Моделирование процессов испарения при выдержке расплава в ПЕ. По мере наполнения ПЕ металлом, стекающим с оплавленного торца заготовки, с поверхности расплава в ПЕ, обогреваемого электронными лучами, также происходит испарение легирующих элементов в вакуум. В отличие от ванны жидкого металла на торце заготовки, из ПЕ не происходит непрерывный отток металла, поэтому уравнения материального баланса для элементов расплава в ПЕ имеют следующий вид:

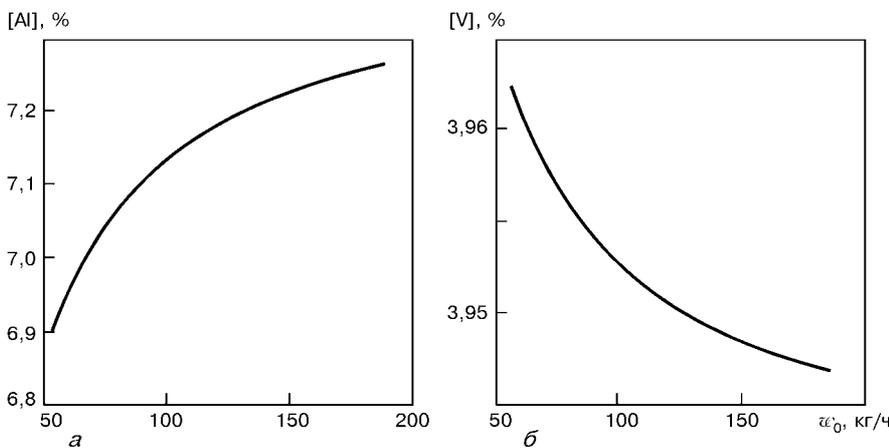


Рис. 2. Зависимость массовой доли алюминия (а) и ванадия (б) в металле, стекающем с оплавленного торца заготовки, от массовой скорости w_0 подачи шихты; $[Al]_0 = 7,4$, $[V]_0 = 4,0$ %

$$\frac{dm_i^e}{dt} = w_t [Me]_t - \beta_i S_e [Me]_e, \quad (3)$$

где S_e — площадь расплава в ПЕ, m^2 ; m_i^e — масса i -го элемента, находящегося в ПЕ в текущий момент времени, $кг$; $[Me]_e$ — массовая доля соответствующего элемента в расплаве ПЕ.

Время выдержки, т. е. время между двумя последовательными сливами металла в кристаллизатор, в свою очередь зависит от скорости подачи шихты (и, соответственно, от скорости поступления металла в ПЕ) и количества сливаемой порции. Приблизительно длительность этого промежутка времени вычисляется согласно следующему выражению:

$$t_k = \frac{m_p}{w_t},$$

где m_p — масса сливаемой из ПЕ порции, $кг$.

Перед началом плавки в ПЕ устанавливается гарнисаж известного химического состава, в котором наводится небольшая жидкая ванна. В этот расплав затем поступает металл с оплавленного торца заготовки. Кроме того, после слива порции в ПЕ остается некоторая часть жидкого металла, которая смешивается с расплавленным металлом заготовки. Исходя из этого строятся начальные условия, необходимые для решения дифференциального уравнения (3).

Соответственно, начальные условия для выражения (3) при первом сливе из ПЕ будут следующими:

$$m_i^e|_{t=0} = m_R [Me]_g, \quad (4)$$

где $[Me]_g$ — массовая доля элементов сплава в гарнисаже; m_R — масса жидкого металла в ПЕ перед поступлением металла с оплавленного торца заготовки, $кг$.

Решение системы уравнения (3) с учетом начальных условий (4) и того факта, что $[Al]_e + [V]_e + [Ti]_e = 1$, позволяет получить массу жидкого алюминия, ванадия и титана в жидкой ванне ПЕ в момент слива, т. е. в момент времени t_k . Исходя из

этих результатов вычисляют массовую долю этих элементов в сливаемой порции.

Математическое описание следующих сливов из ПЕ отличается только начальными условиями. Так, в выражении (4) вместо массовых долей элементов в исходном гарнисаже будут фигурировать массовые доли элементов к моменту последнего слива из ПЕ.

Зависимости массовых долей алюминия и ванадия в расплаве, находящемся в ПЕ, от порядкового номера слива представлены на рис. 3. Для данных зависи-



мостей характерно, что после нескольких сливов содержание этих элементов остается постоянным, процесс выходит на стационарный режим.

Определенный интерес представляют собой зависимости стационарного содержания легирующих элементов в расплаве, находящемся в ПЕ, от времени выдержки. Следует отметить, что это время является не контролируемым технологическим параметром, а функцией массы сливаемой порции и массовой скорости подачи заготовки. Расчеты показали, что изменение химического состава сливаемого металла при вариации массы порции незначительно. В то же время изменение скорости подачи шихты дает практически линейные зависимости стационарного содержания легирующих элементов в расплаве ПЕ от времени выдержки (рис. 4).

Моделирование процессов испарения с поверхности ванны жидкого металла в кристаллизаторе. В отличие от ПЕ, в кристаллизатор металл поступает только в момент слива порции из ПЕ, сразу после чего в жидкой ванне кристаллизатора происходят следующие процессы: перемешивание расплава слитой порции и металла, находящегося в кристаллизаторе; затвердевание части металла; испарение с поверхности ванны жидкого металла. Самым медленным из трех перечисленных процессов является испарение элементов расплава в вакуум, самым быстрым — перемешивание металла. И в сравнении с характерным временем испарения (1... 2 мин), длительностью кристаллизации и перемешивания можно пренебречь.

Поэтому система уравнений материального баланса для этого этапа ЭЛПЕ будет выглядеть следующим образом:

$$\frac{dm_i^c}{dt} = -\beta_i S_c [Me]_c, \quad (5)$$

где m_i^c — масса i -го элемента, находящегося в кристаллизаторе в текущий момент времени, кг; S_c — площадь кристаллизатора, м²; $[Me]_c$ — массовая доля соответствующего элемента в расплаве кристаллизатора в текущий момент времени.

Начальные условия для системы (3) получаются следующим образом. После первого слива часть металла, понав на охлаждаемый поддон, сразу закристаллизовывается. Оставшаяся часть поддерживается в жидком состоянии системой электронно-лучевых пушек, обогревающих кристаллизатор. Соответственно, в начальный момент времени масса элементов расплава определяется их массовой долей в сливаемой порции $[Me]_e^1$ и общей массой

жидкого металла в кристаллизаторе m_c . Таким образом, начальные условия для системы (3) для первого слива из ПЕ в кристаллизатор приобретают следующий вид:

$$m_i^c|_{t=0} = m_c [Me]_e^1. \quad (6)$$

Таким образом, решение системы дифференциальных уравнений (5) с начальными условиями (6) с учетом того, что $[Al]_c + [V]_c + [Ti]_c = 1$, позволяет получить массовую долю элементов в жидкой ванне кристаллизатора к моменту второго слива, т. е. через промежутки времени t_k .

Начальные условия для последующих сливов получаются следующим образом. После слива j -й порции металла из ПЕ с массовой долей соответствующих элементов в ней $[Me]_e^j$ часть жидкого металла в кристаллизаторе затвердевает, жидким остается металл массы m_c , которая является функцией технологических параметров плавки. Начальные условия для промежутка времени между сливами j - и $(j + 1)$ -й порции имеют следующий вид:

$$m_i^c|_{t=0} = \frac{m_c}{m_c + m_p} (m_c [Me]_c^{j-1} + m_p [Me]_e^j). \quad (7)$$

Таким образом, система (5) с начальными условиями (6), (7) позволяет рассчитать содержание элементов сплава в закристаллизовавшемся металле слитка по всей его высоте. Эти зависимости для

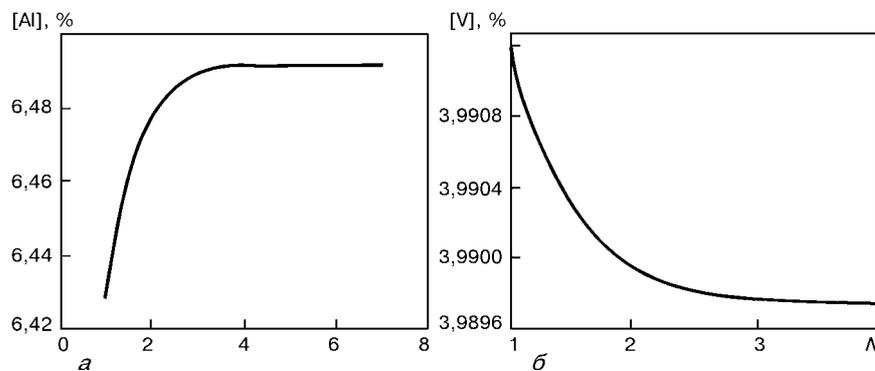


Рис. 3. Зависимости массовых долей алюминия (а) и ванадия (б) в гарнисаже ПЕ от порядкового номера слива N ; начальное содержание легирующих элементов в гарнисаже следующее: $[Al] = 6$; $[V] = 4$ %

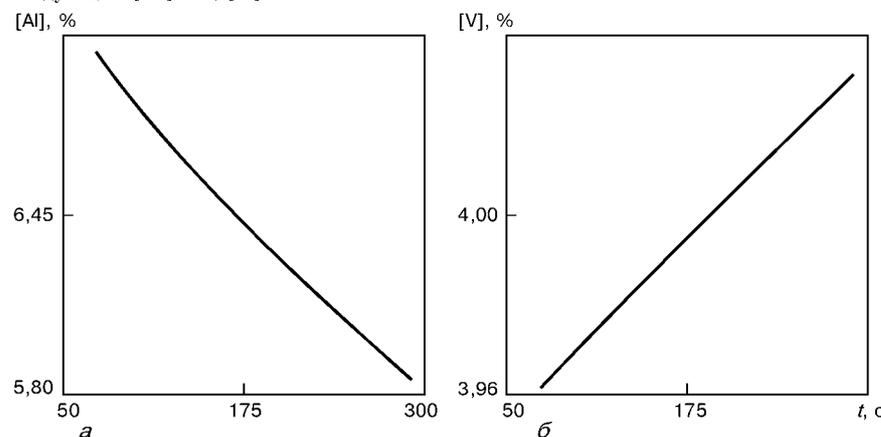


Рис. 4. Зависимости массовых долей алюминия (а) и ванадия (б) в гарнисаже ПЕ от времени выдержки

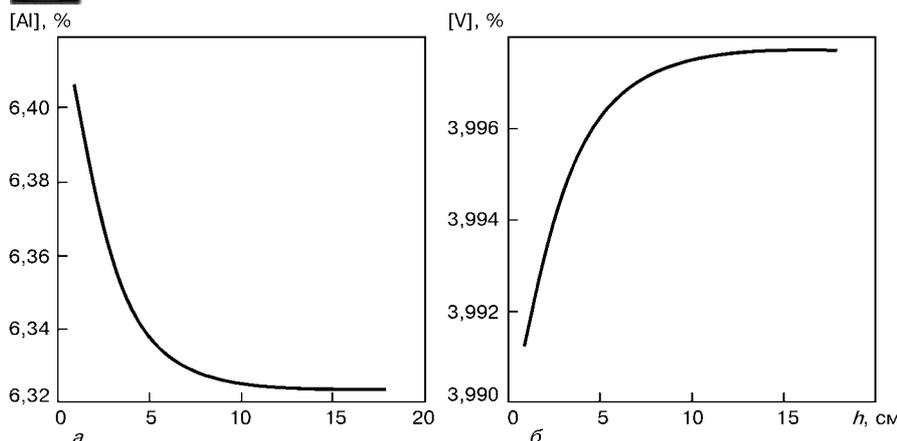


Рис. 5. Зависимость массовых долей алюминия (а) и ванадия (б) от высоты слитка h

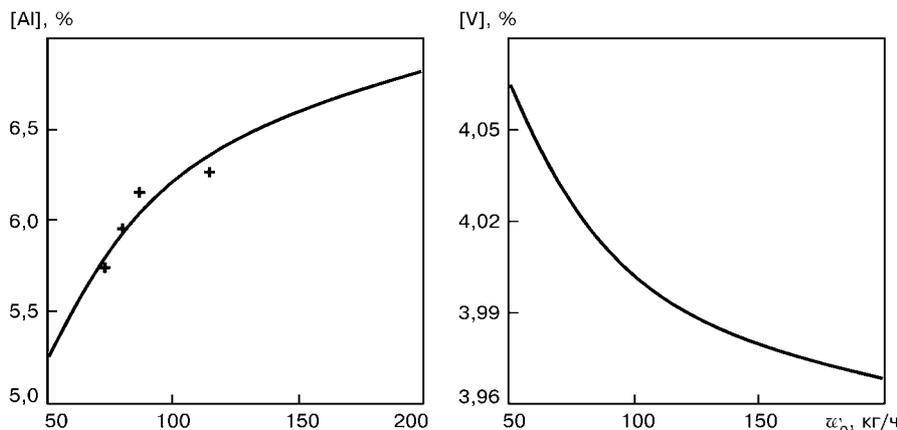


Рис. 6. Зависимости стационарных массовых долей алюминия (а) и ванадия (б) от массовой скорости w_0 подачи шихты

содержания алюминия и ванадия показаны на рис. 5. Поведение приведенных зависимостей сходно с выходом на стационарный режим химического состава в ПЕ, однако стационарное состояние в слитке наступает несколько позже (на 3–5 сливов металла из ПЕ).

На рис. 6 показаны зависимости стационарных значений массовых долей алюминия и ванадия в слитке от массовой скорости подачи заготовки. Поведение этих кривых существенно различается. Если значение стационарной массовой доли алюминия с увеличением скорости подачи заготовки возрастает, то содержание ванадия, наоборот, уменьшается.

Проверка адекватности предложенной математической модели. Для проверки полученных в рамках изложенной математической модели результатов проведена серия экспериментальных плавки цилиндрических слитков из титанового сплава Ti–6Al–4V диаметром 200 мм при следующих технологических параметрах [5]:

мощность электронно-лучевых пушек, обогревающих ПЕ, — 290 кВт;

мощность электронно-лучевых пушек, обогревающих кристаллизатор, — 24 кВт;

ширина ПЕ — 660 мм;
длина ПЕ — 330 мм;
массовая доля алюминия в сплавляемой заготовке — 7,41 %;
массовая доля ванадия в сплавляемой заготовке — 3,94 %.

Сравнение данных химического анализа проб, взятых из выплавленных слитков, с результатами расчета (рис. 6) показали достаточно высокую точность предложенной модели.

Выводы

1. Разработана математическая модель, позволяющая описать процессы испарения легирующих элементов при электронно-лучевой плавке слитков титанового сплава Ti–6Al–4V.

2. В рамках предложенной модели исследован характер влияния таких технологических параметров процесса плавки, как скорость подачи шихты, количество сливов металла в кристаллизатор, время выдержки расплава в ПЕ на химический состав металла на каждом этапе плавки.

3. Экспериментальные данные, полученные в результате

серии плавки, показали высокую точность разработанной модели.

1. *Poulsen E., Chinnis W., Mede M.* Status of titanium cold hearth melting // Proc. of the Ninth World Conf. on Titanium (Saint Petersburg, Russia, 7–11 June, 1999). — Saint-Petersburg: CRISN «Prometeу», 1999. — P. 1541–1544.
2. *Некоторые тенденции развития металлургического передела титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин и др. // Пробл. спецэлектрометаллургии. — 1996. — № 1. — С. 25–31.
3. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
4. *Электронно-лучевая плавка титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 246 с.
5. *Mathematical modeling of aluminum evaporation during electron-beam cold-hearth melting of Ti–6Al–4V ingots* / S. V. Akhonin, N. P. Trigub, V. N. Zamkov, S. L. Semiatin // Metallurgical and Materials Transaction. — 2003. — V. 34b. — P. 447–454.
6. *А. А. Жуховицкий, Л. А. Шварцман.* Физическая химия. — М.: Металлургия, 1976. — 543 с.
7. *Иванченко Н. В., Устинов А. И., Мохорт В. А.* Термодинамический анализ испарения в вакууме титана и никеля из расплава Ti–Ni // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 15–18.
8. *Свойства неорганических соединений.* Справочник / А. И. Ефимов, Л. П. Белорукова, И. В. Василькова, В. П. Чечев. — Л.: Химия, 1983. — 392 с.

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

Поступила 05.03.2007



ТВЕРДЫЕ ЭРОЗИОННОСТОЙКИЕ ГРАДИЕНТНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ОСАЖДАЕМЫЕ В ВАКУУМЕ

К. Ю. Яковчук, В. В. Скрябинский,
А. Г. Маринский, Г. Г. Дидикин

Показаны возможности применения электронно-лучевой технологии и оборудования для нанесения твердых эрозионностойких градиентных покрытий на детали современной техники. Приведены результаты исследований химического состава, структуры и функциональных свойств твердых эрозионностойких градиентных покрытий на основе TiN, TiC и B_4C , осаждаемых из паровой фазы на поверхность стальных и титановых сплавов по одностадийной технологии.

Feasibilities of application of electron beam technology and equipment are shown for deposition of hard erosion-resistant gradient coatings on parts of the modern equipment. Results of investigations of chemical composition, structure and functional properties of hard erosion gradient coatings on the base of TiN, TiC and B_4C , deposited from the vapor phase on the surface of steel and titanium alloys by a single-stage technology, are given.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и осаждение; твердые эрозионностойкие градиентные покрытия; лопатки газовых турбин

Современные технологии высокоскоростного электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме нашли широкое применение для осаждения металлических жаро- и коррозионностойких защитных, а также термобарьерных покрытий с внешним керамическим слоем на детали газотурбинных двигателей [1–3]. Наряду с этим разработаны технологии и электронно-лучевое оборудование для нанесения функционально-градиентных, в том числе твердых эрозионно- и износостойких покрытий [4, 5]. Представлены результаты исследований, выполненных в «Международном центре электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ» направленных на разработку и совершенствование технологических процессов по нанесению твердых эрозионностойких покрытий на защищаемые подложки. Интерес к этим покрытиям обусловлен возможностью их использования в качестве как эрозионностойких покрытий, так и внешнего эрозионностойкого слоя в демпфирующих покрытиях [4, 6, 7] на деталях газотурбинных двигателей.

Компрессорные лопатки (из сплавов на основе титана и железа) современных турбин эксплуатируются в условиях воздействия ряда внешних агрессивных факторов (циклических механических, газоабразивных и коррозионных). В качестве износо- и эрозионностойких покрытий для их защиты применяют покрытия на основе нитридных соединений, наносимых, как правило, способом плазмо-

химического синтеза с использованием вакуумно-дуговой технологии [8–10]. Электронно-лучевая технология осаждения твердых эрозионностойких покрытий привлекательна с точки зрения как высоких скоростей осаждения покрытий (до 1 мкм/мин), так и совершенствования структуры и свойств синтезируемых покрытий.

Прямой электронно-лучевой нагрев и испарение тугоплавких соединений (оксидов, карбидов, боридов, нитридов) сопровождается их частичной диссоциацией. При конденсации парового потока на подогретой до необходимой температуры подложке происходит обратный процесс рекомбинации и восстановления кристаллической структуры и стехиометрии при условии, что химический состав парового потока остается тождественным составу исходного вещества.

Ряд соединений, например WC, TiN, ZrN, не могут быть осаждены путем прямого испарения, поскольку при нагреве они разлагаются с образованием продуктов с резко отличной летучестью. Указанные соединения в виде конденсатов можно получать в результате испарения компонентов из двух независимых источников или так называемого реактивного испарения с введением в рабочую камеру соответствующего газа и ионизации парового потока [11]. При этом большое значение имеет обеспечение высокого уровня адгезии покрытия со стальной или титановой подложкой, температура нагрева которой не должна превышать 500 °C для сохранения соответствующих физико-механических свойств материала подложки.

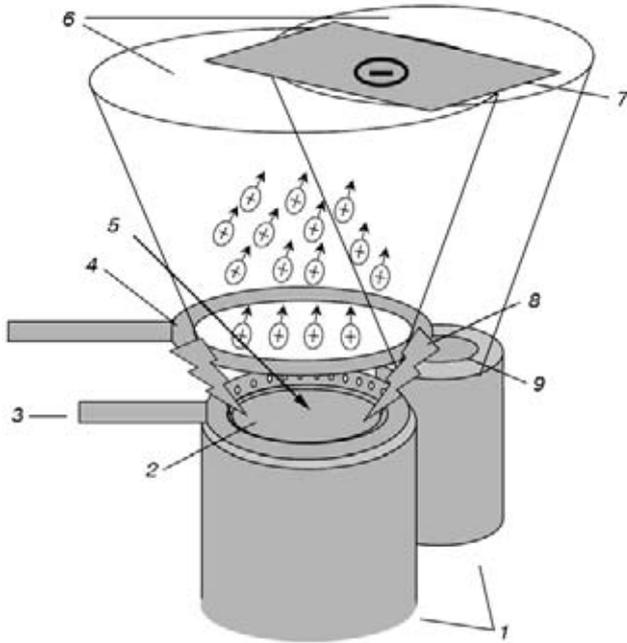


Рис. 1. Схема ионно-активированного электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме: 1 — водоохлаждаемые тигли с испаряемыми слитками; 2 — слиток основного материала; 3 — подача реакционного газа; 4 — кольцевой электрод-ионизатор; 5 — электронный луч для испарения; 6 — паровые потоки испаряемых материалов; 7 — подложка, находящаяся под потенциалом смещения; 8 — дуговой разряд; 9 — слиток с материалом добавки

На рис. 1 приведена схема процесса ионно-активированного электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме, применяемого для получения эрозионностойких покрытий. Одновременно с испарением электронным лучом веществ из жидкой ванны с помощью кольцевого электрода возбуждается дуговой разряд (напряжение около 50 В, ток до 100 А) в паровом потоке между электродом и поверхностью ванны, а на подложку подается отрицательный электрический потенциал (смещение) до 500 В. Положительные ионы испаряемого вещества, образовавшиеся в частично ионизированном паровом потоке, устремляясь к подложке, приобретают дополнительную энергию и увеличивают энергию импульса при столкновении (адсорбции) с подложкой.

Для получения ряда функционально-градиентных покрытий, например на основе нитрида титана, и синтеза покрытий в ионизированный паровой поток вводится реакционный газ (азот). Дополнительный водоохлаждаемый тигель, расположенный рядом с основным тиглем, обеспечивает при необходимости возможность испарения какой-либо добавки независимым электронным лучом и ее введение в основной паровой поток.

В качестве подложек использовали прямоугольные образцы размером 22,0×8,0×2,4 и 20×15×4 мм, изготовленные из титанового сплава ВТ1-0 и стали следующего химического состава (мас. %): 24 Ni, 14,9 Cr, 2,4 Ti, 1,0 Mo, Fe — остальное. Параметр шероховатости поверхности образцов соответствовал $R_a = 1,8...2,2$ мкм. Образцы (от 30 до 60 шт.) закрепляли в 1...2 ряда в неподвижной оснастке,

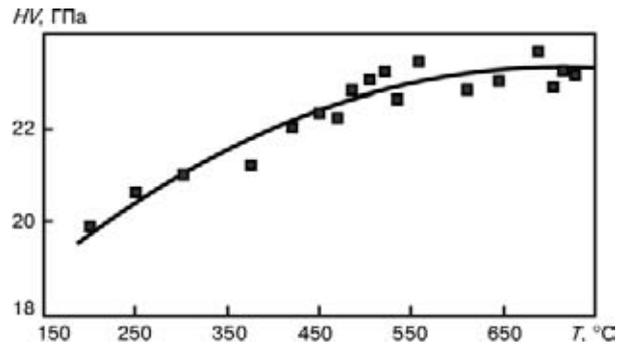


Рис. 2. Зависимость микротвердости осажденного нитрида титана от температуры стационарно закрепленной подложки

устанавливаемой над испарителем. При этом расстояние между образцами и поверхностью жидкой ванны в тиглях составляло 270 мм. Вдоль стационарно расположенных в оснастке образцов прямым электронно-лучевым нагревом создавался градиент температуры в интервале от 250 до 850 °С, благодаря чему в одном эксперименте удалось получить для исследования набор образцов с покрытиями, осажденными при различных значениях температуры подложки.

В экспериментах при постоянной температуре подложки, в которых моделировали условия осаждения покрытий на реальные лопатки, образцы закрепляли в оснастке, установленной на вращающемся горизонтальном валу. Каждый образец совершал индивидуальное вращение в паровом потоке вокруг собственной оси.

Непосредственно перед осаждением покрытия в вакуумной камере поверхность нагретых образцов очищали путем бомбардировки ионами Ag^+ с энергией примерно 2...3 кэВ. Плотность ионного потока, генерируемая установленным внутри вакуумной камеры на расстоянии 200 мм от подложки газомagnetронным ионным источником, достигала приблизительно 1 мА/см², при этом скорость распыления (травления) поверхности образцов составляла около 10 нм/мин.

Диаметр медных водоохлаждаемых тиглей для испарения основного материала равнялся 50 и 25 мм — для испарения добавок. В качестве материала использовали слитки титана электронно-лучевого переплава диаметром 49,5 и 24,5 мм, штабики (малые слитки) TiC или В₄C диаметром 48 мм, полученные способом холодного и горячего прессования. Реакция синтеза TiN на подложке осуществлялась путем одновременного осаждения титана и введения в рабочую камеру азота при давлении на уровне $2 \cdot 10^2$ Па. В начальный момент испарения слитка титана возбуждали дуговой разряд и осаждали на подложку связующий слой титана толщиной 2...4 мкм. Затем, не прерывая процесс испарения титана, в рабочую камеру вводили азот и осуществляли синтез покрытия TiN толщиной от 10 до 20 мкм со скоростью конденсации около 1 мкм/мин.

Исследование структуры и определение химического состава покрытий выполняли с помощью растрового сканирующего электронного микроскопа

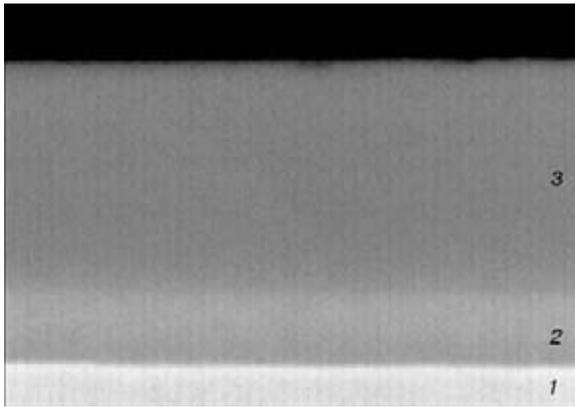


Рис. 3. Микроструктура (X3000) поперечного сечения эрозионно-стойкого покрытия на основе нитрида титана: 1 — подложка; 2 — связующий слой титана; 3 — слой TiN

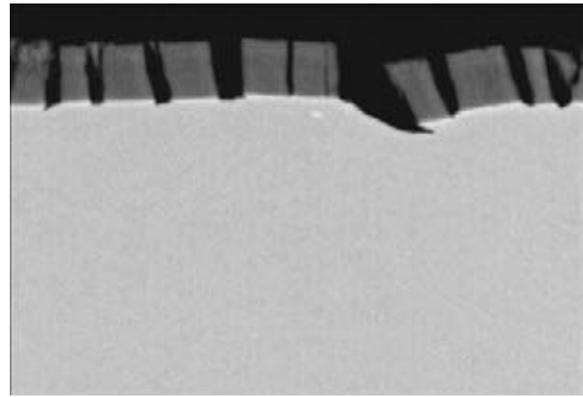


Рис. 4. Фрагментация эрозионно-стойкого покрытия на основе нитрида титана после адгезионных испытаний при угле загиба образца 90°, микроструктура (X1200) поперечного сечения

на CamScan 4D в режиме вторичных и упруго-отраженных электронов, а также энергодисперсионной системой рентгеноспектрального микроанализатора INCA-200 Energy.

На этом микроскопе анализировали также микроструктуру покрытий в поперечном сечении образцов.

Параметры кристаллической решетки покрытий определяли с помощью рентгеновского дифрактометра Дрон-4 в излучении $\text{CuK}\alpha$ ($l_{\text{cp}} = 0,154051$ нм).

Микротвердость покрытий в поперечном сечении и на поверхности измеряли с помощью приставки-микротвердомера к оптическому микроскопу Polyvar Met при нагрузке 20 и 50 г на основании результатов 5...7 измерений с оценкой среднеквадратичной ошибки для вероятности 0,76.

Адгезионные испытания проводили путем изгиба образцов с использованием трехточечной схемы нагружения на базе 12 мм. Длина образцов равнялась 22 мм, ширина — 6 мм, толщина — 2,4 мм. Скорость нагружения составляла 1 мм/мин. Критерием уровня адгезии был принят минимальный угол загиба образца, при котором появляются первые признаки разрушения и отслоения покрытия. Состояние покрытия после изгиба образца исследовали на оптическом микроскопе при увеличении 400. Несмотря на то, что подобные испытания не дают количественной оценки уровня адгезии покрытия с подложкой, полученные результаты позволяют сопоставить и качественно оценить свойства различных вариантов покрытий.

Эрозионную стойкость покрытий оценивали при испытаниях на абразивное изнашивание в потоке твердых частиц с использованием установки ЦУК-3М по методике, приведенной в работе [12], путем сравнения износа (убыли массы) их и эталонных образцов.

Абразивным материалом служил кварцевый песок с размером частиц 200 мкм. Расход абразива составлял 125 г/мин. Осматривали и взвешивали образцы после расходования 2 кг абразива. Для предотвращения влияния изменения формы частиц кварцевого песка в процессе испытаний абразив повторно не использовали. Количество израсходованного в одном цикле испытаний абразива составляло от 8 до 26 кг. Испытания производили при

углах встречи потока абразива с поверхностью образцов 30 и 90°, скорость вращения ротора составляла 2350 об/мин. Относительную эрозионную стойкость покрытий вычисляли по формуле

$$\varepsilon = g_{\text{п}}\rho_{\text{ст}}/g_{\text{ст}}\rho_{\text{п}},$$

где $g_{\text{п}}$, $g_{\text{ст}}$ — средняя потеря массы соответственно образцов с покрытием и эталонных образцов; $\rho_{\text{п}}$, $\rho_{\text{ст}}$ — плотность соответственно покрытия и эталонного материала.

На рис. 2 представлена зависимость микротвердости осажденного нитрида титана от температуры стационарно закрепленной подложки. Обнаружен монотонный рост микротвердости конденсата TiN от 19,0 до 23,6 ГПа в интервале температуры конденсации от 200 до 500 °С. Дальнейшее повышение температуры не вызывало увеличения микротвердости конденсируемого слоя TiN.

На рис. 3 приведена типичная микроструктура эрозионно-стойкого покрытия толщиной 12 мкм на основе нитрида титана, осажденного на вращающуюся стальную подложку при температуре 460...490 °С и давлении в камере на уровне $2 \cdot 10^2$ Па. Следует отметить идентичность микроструктур покрытий на основе нитрида титана толщиной 15...20 мкм, осажденных как на стационарные, так и на вращающиеся подложки.

Химический состав покрытия TiN (его стехиометричность) определяется количеством вводимого в вакуумную камеру азота. При оптимальных технологических параметрах процесса и температуре подложки в интервале 460...490 °С содержание азота в покрытии TiN составляет 20...23 мас. %, а микротвердость достигает 23,5 ГПа, параметр решетки осажденного нитрида титана $a = 0,4230$ нм, что соответствует таковому для покрытий TiN, полученных традиционными плазмохимическими способами [13, 14]. Исследование тонкой структуры осажденных покрытий не являлось целью настоящего исследования, однако следует отметить такую характерную особенность микроструктуры конденсированного нитрида титана, как его нанокристаллическое строение с размером зерна менее 30 нм.

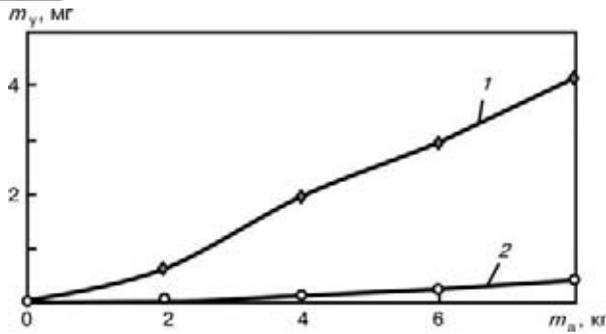


Рис. 5. Изменение массы стальных образцов без покрытия (эталонных) и с покрытием TiN толщиной 15 мкм в процессе исследования эрозионной стойкости при угле атаки 90°: 1 — сталь; 2 — TiN; m_a — масса абразива; m_y — убыль массы

Испытания на адгезию показали, что покрытие TiN, полученное в интервале температур конденсации 450... 600 °С, при загибе образцов на угол 90° не отслаивалось, обнаружено лишь его растрескивание и фрагментация (рис. 4). Первые трещины в покрытии зафиксированы визуально при углах загиба 7... 12°.

Относительное увеличение эрозионной стойкости образцов с покрытием TiN, осажденным на вращающиеся подложки, в сравнении с основным материалом, составляет от 25 до 8 (при углах испытаний соответственно 30 и 90°) — рис. 5.

Дальнейшее совершенствование и развитие электронно-лучевой парофазной технологии осаждения покрытий на основе нитридов возможно путем создания как простых (TiN, ZrN, CrN и т. п.), так и сложных (TiAlN, TiCN, ZrCN) покрытий, которые могут быть градиентными, микрослойными либо наноструктурными. Их получают путем изменения давления реакционного газа, легирования основного испаряемого слитка, применения композиционного слитка либо введения добавки в паровой поток посредством испарения из дополнительного тигля. Например, в результате введения оксида алюминия, а также алюминия (3... 5 мас. %) в паровой поток при ионно-активированном электронно-лучевом испарении титана микротвердость осаждаемых покрытий на основе TiN увеличивается до 26... 28 ГПа в интервале значений температуры подложки 450... 850 °С (рис. 6).

На рис. 7 приведена структура микрослойного покрытия TiN, содержащего прослойки титана.

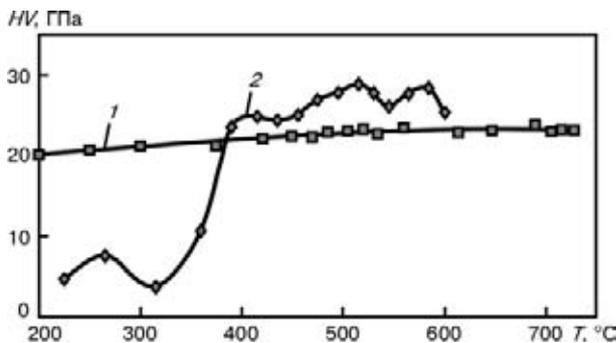


Рис. 6. Микротвердость покрытий TiN (1) и TiN с добавкой 3... 5 мас. % Al_2O_3 (2) в зависимости от температуры подложки

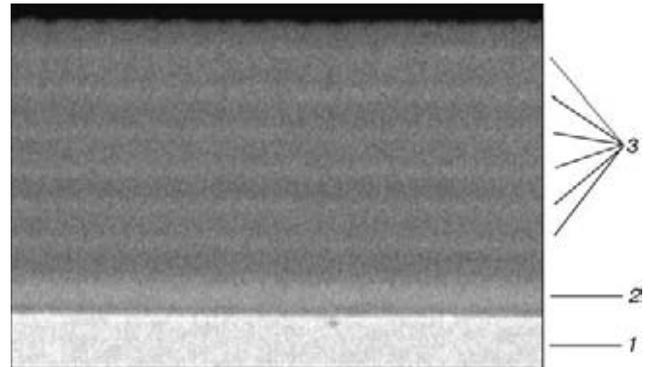


Рис. 7. Микроструктура (X3000) поперечного сечения микрослойного эрозионностойкого покрытия на основе нитрида титана, содержащего прослойки, обогащенные титаном: 1 — подложка; 2 — связующий слой; 3 — прослойки титана

Покрытие получено путем периодического изменения количества подаваемого азота в процессе непрерывного испарения титана. Эрозионная стойкость данного покрытия увеличилась в 1,7 раза несмотря на снижение его микротвердости до 20 ГПа.

Покрытия на основе TiC являются наиболее распространенными среди карбидных. Способом прямого электронно-лучевого испарения карбидов можно получать твердые покрытия на основе TiC при температуре подложки выше 700 °С [15]. При температуре конденсации 700 °С твердость таких покрытий равна примерно 20 ГПа и возрастает до 24... 25 ГПа при увеличении температуры подложки до 1300 °С. Ниже температуры конденсации 700 °С в покрытиях TiC обнаруживают также титан и углерод в свободном состоянии.

Для лучшей адгезии покрытий на основе TiC с подложкой первоначально на ее поверхность осаждали связующий слой титана толщиной 3... 4 мкм. Для этого из второго тигля диаметром 25 мм испаряли титан, частично ионизируя дуговым разрядом паровой поток, и осаждали на подложке, находящейся под потенциалом смещения около 130 В. Затем прекращали испарение титана из малого тигля и практически без перерыва осуществляли испарение штатика TiC из тигля диаметром 50 мм.

Выполнены два варианта испарения штатика TiC из тигля диаметром 50 мм:

прямое;

ионно-активированное с одновременной ионизацией парового потока дуговым разрядом (ток дуги

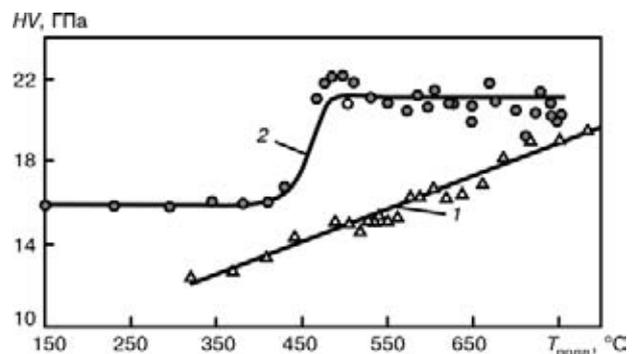


Рис. 8. Микротвердость покрытий TiC, полученных прямым (1) и ионно-активированным (2) электронно-лучевым испарением



25 А, напряжение 45 В) и смещением на подложке (напряжение смещения 130 В).

Скорость осаждения составляла 1,2... 1,5 мкм/мин, толщина покрытия достигала 19... 23 мкм. Химический состав покрытий TiC соответствовал средним значениям концентраций углерода и титана в испаряемом штабике, отмечено наличие в покрытии небольшого количества кислорода.

На рис. 8 сопоставлены зависимости микротвердости с поверхности покрытий, полученных прямым и ионно-активированным электронно-лучевым испарением TiC. Ионизация парового потока нестехиометрического состава и ускорение положительных ионов активировали процесс синтеза TiC на поверхности конденсации в интервале температур осаждения 150... 750 °С. При этом микротвердость покрытий, полученных при температуре 450... 700 °С, оставалась постоянной и равнялась (21±1) ГПа. При адгезионных испытаниях стальных и титановых (сплав ВТ1) образцов с покрытием TiC отслоение покрытия не зафиксировано вплоть до углов загиба 90°.

На рис. 9 показаны микроструктура и распределение основных химических элементов одного из вариантов градиентного демпфирующего покрытия MgO–TiC толщиной 26 мкм, полученного испарением штабиков MgO и TiC из отдельных тиглей при температуре подложки 500 °С. Микротвердость внешнего эрозионностойкого слоя составляет 18 ГПа.

К наиболее перспективным материалам, используемым в качестве эрозионностойких покрытий, следует отнести карбид бора благодаря его высокой микротвердости (более 40 ГПа) и низкому удельному весу (2,52 г/см³) [16]. Для осаждения карбида бора в качестве покрытий различного назначения толщиной до 5 мкм используют ионно-плазменную технологию, химическое осаждение из газовой среды, дуговое и магнетронное распыление [17–20].

Основными недостатками технологий нанесения покрытий из карбида бора по-прежнему являются низкие скорости осаждения и возникновение значительных внутренних напряжений по мере роста толщины покрытий. Плазменное напыление обеспечивает получение покрытий толщиной более 10 мкм с повышенными скоростями, однако внутренняя пористость существенно ограничивает их применение в качестве эрозионностойких [19]. Характер механизмов повреждений и разрушения покрытий из карбида бора в процессе эрозионных испытаний свидетельствует о необходимости повышения их вязкости разрушения [21].

Мелкокристаллические двухфазные металлические, металлокерамические и керамические материалы на основе твердых и хрупких фаз А, содержащие 20... 30 об. % фазы В с более низким модулем упругости и модулем сдвига, по сравнению с фазой А, имеют характерные максимумы механических свойств прочности, пластичности и вязкости разрушения K_{1c} [22].

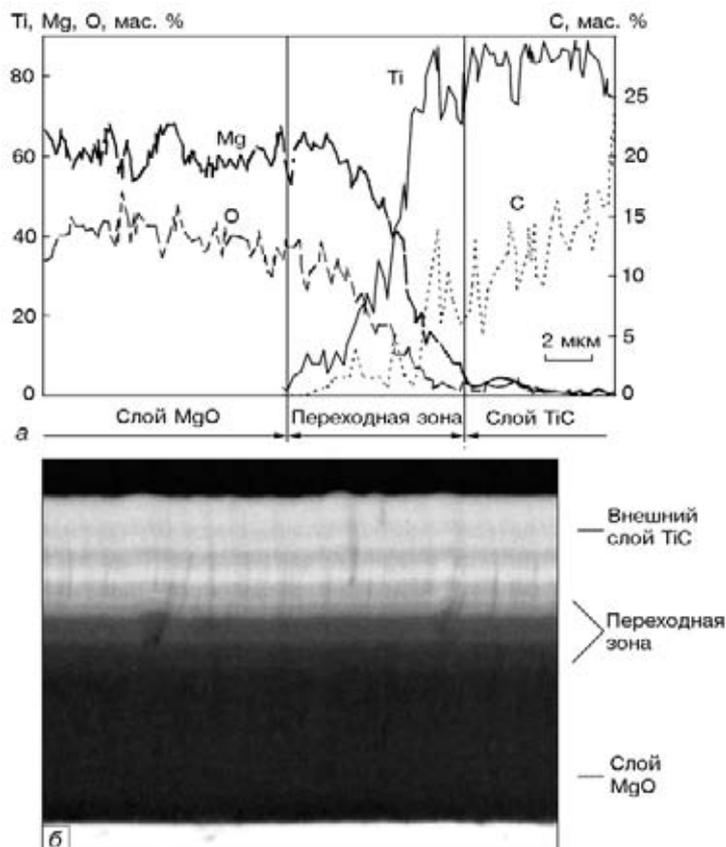


Рис. 9. Распределение химических элементов (а) и микроструктура (×2500) поперечного сечения (б) градиентного покрытия MgO–TiC

В «Международном центре электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ» разработана технология электронно-лучевого испарения композиционного слитка из карбида бора и таблетки титана, расположенной в верхней части слитка, для осаждения многофазных покрытий, в которых реализован приведенный выше механизм улучшения механических свойств.

На рис. 10, а представлена микроструктура многофазного градиентного покрытия на основе карбида бора толщиной 15 мкм, осажденного на образцы из нержавеющей стали. Температура образцов в процессе конденсации не превышала 500 °С, скорость конденсации составляла около 1 мкм/мин. Микротвердость полученного покрытия равнялась 30 ГПа. Исследования тонкой структуры покрытия (рис. 10, б) позволили установить, что слой на основе карбида бора благодаря особенностям разработанной технологии испарения и осаждения представляет собой многофазный наноструктурный материал с включениями наночастиц размером около 10 нм. При адгезионных испытаниях покрытий на основе карбида бора толщиной 10... 15 мкм установлено, что первые трещины в покрытии обнаружены визуально при углах загиба около 7°; отслоение покрытия не зафиксировано во всем диапазоне углов загиба до 90°.

Эрозионная стойкость указанных покрытий толщиной 10... 15 мкм на образцах более чем в 20... 50 раз превосходит стойкость таковых без покрытия при углах испытаний образцов соответственно 90 и 30° (рис. 11).

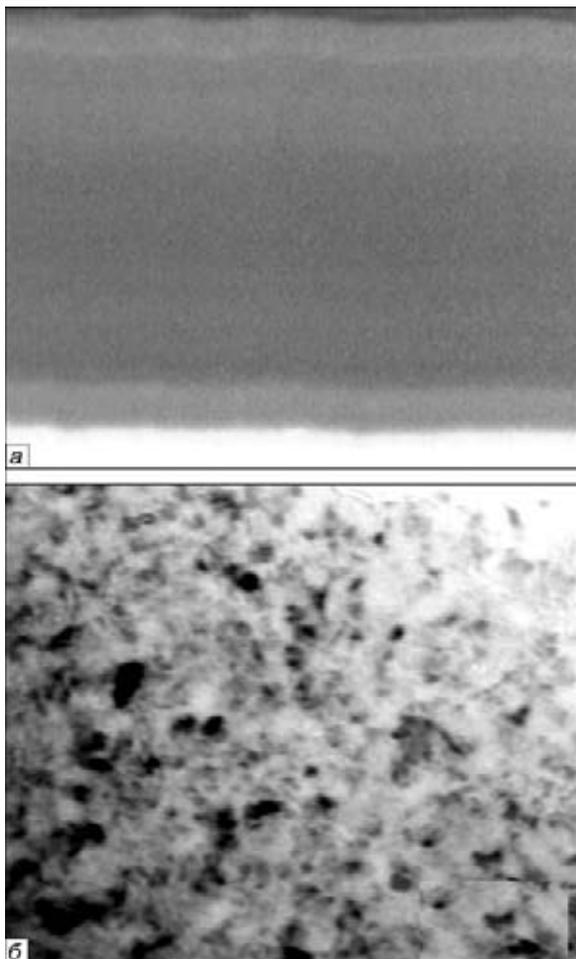


Рис. 10. Микроструктура градиентного покрытия на основе карбида бора: *a* — поперечное сечение, $\times 3000$; *b* — электронномикроскопическое изображение тонкой структуры, $\times 200000$

Представленные первичные результаты разработок и исследований свидетельствуют о возможности существенного расширения областей применения электронно-лучевого оборудования и технологии испарения, являются основой для создания градиентных эрозионностойких покрытий (или эрозионностойких слоев градиентных покрытий) с высокими параметрами функциональных характеристик.

В настоящее время МЦ ЭЛТ «ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» предлагает потенциальным заказчикам свои производственные мощности по электронно-лучевому осаждению твердых эрозионно-

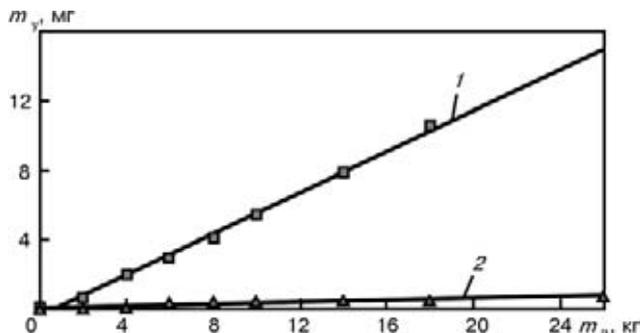


Рис. 11. Изменение массы стальных образцов без покрытия (эталонных) и с градиентным покрытием на основе V_4C толщиной 15 мкм в процессе исследования эрозионной стойкости при угле атаки 90° : 1 — сталь; 2 — V_4C

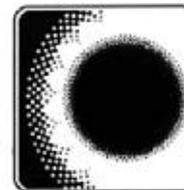
стойких градиентных покрытий, а также предоставление лицензий на использование разработанных ноу-хау в этой области.

1. Патон Б. Е., Мовчан Б. А. Электронно-лучевая технология: покрытия и новые материалы // Проблемы сварки: Сб. ст. — Киев: Ин-т электросварки АН УССР, 1990. — С. 269–275.
2. Movchan B. A. EB-PVD technology in gas turbine industry: present and future // J. of Metals. — 1996. — № 11. — P. 40–45.
3. Reinhold E., Botzler P., Deus C. EB-PVD process management for highly productive zirconia thermal barrier coating of turbine blades // Surface and Coating Technology. — 1999. — V. 120–121. — P. 77–83.
4. Movchan B. A. Functionally graded EB PVD coatings // Ibid. — 2002. — V. 149. — P. 252–262.
5. Пат. 6669989B2 США. Method for producing by evaporation a functionally graded coating with an outer ceramic layer on a metal substrate / B. A. Movchan, L. M. Neroenko, Ju. E. Rudoy. — Publ. 30.12.2003.
6. Мовчан Б. А., Устинов А. И. Твердые высокодемпфирующие металлокерамические покрытия // Проблемы динамики и прочности в газотурбостроении: Тез. докл. второй междунар. науч.-техн. конф. (Киев, 25–27 мая 2004). — Киев, 2004. — С. 129–130.
7. Movchan B. A., Ustinov A. I. Highly damping hard coatings for protection of titanium blades // Evaluation, control and preventing of high cycle fatigue in gas turbine engines for land, sea and air vehicles: Paper presented at RTO-AVT-121 symp. (Seville, Spain, 3–5 Oct. 2005). — Seville, 2005 — P. 11–1–11.15.
8. Paldey S., Deevi S. C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of Ti(Al,N): a review // Materials Sci. and Eng. — 2003. — A342 — P. 58–79.
9. Васильев М. А., Папарин В. Е., Ткачук А. А. Покрытия из нитрида титана, осажденные методом вакуумного дугового разряда (обзор) // Металлофизика и новейшие технологии. — 2000. — 22, № 11 — С. 58–71.
10. Буров И. В., Лусенков А. А. Современное состояние и перспективы развития технологии вакуумного дугового нанесения износостойких покрытий // Вакуумная техника и технология — 2002. — 12, № 1. — С. 55–60.
11. Bunshah R. F. Handbook of hard coatings. — Noyes: William Andrew Publishing, 2001. — 550 p.
12. ГОСТ 23.201–78. Метод испытания материалов и покрытий на газообразное изнашивание с помощью центробежного ускорителя — М.: Изд-во стандартов, 1978. — 10 с.
13. Sundgren J.-E., Hentzell T. G. A review of the present state of art in hard coatings grown from the vapor phase // J. Vac. Sci. and Technol. A. — 1968. — 4, N5. — P. 2259–2279.
14. Hultman L. Thermal stability of nitride films // Vacuum. — 2000 — V. 57. — P. 1–30.
15. Structure and Properties of Refractory Compounds Deposited by Electron Beam Evaporation / R. F. Bunshah, R. Nimmagadda, W. Dunford et al. // Thin Solid Films. — 1978. — V. 54. — P. 85–106.
16. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И., Неронов В. А. Бориды. — М.: Атомиздат, 1975. — 376 с.
17. Марьянко А. Рубашка для клинка // Прорез. — 2002. — № 2. — С. 50–52.
18. Bose K., Wood R. J. K. High velocity solid particle erosion behaviour of CVD boron carbide on tungsten carbide // Wear. — 2005. — 258, iss. 1–4. — P. 366–376.
19. Vacuum arc deposited boron carbide films for fusion plasma facing components / C. C. Klepper, J. Niemel, R. C. Hazleton et al // Fusion technology. — 2001. — 39, № 2. — P. 910–915.
20. Monteiro O. R., Delplanche-Ogletree M. P., Klepper C. C. Boron carbide coatings prepared by cathodic arc deposition // J. of Materials Sci. — 2003. — 38, № 14. — P. 3117–3120.
21. Bose K., Wood R. J. K., Wheeler D. W. High energy solid particle erosion mechanisms of superhard CVD coatings // Wear. — 2005. — 259, iss. 1–6. — P. 135–144.
22. Movchan B. A., F. D. Lemkey. Strength, ductility and superplasticity of microcrystalline two-phase materials. // Mater & Design. — 1996. — 17, iss. 3 — P. 141–149.

ГП «Международ. центр электронно-лучевых технологий

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ», Киев

Поступила 22.01.2007



УДК 621.791.3: 669: 620.17

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИТЕЙНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖС26ВИ. Часть 2*

**В. В. Куренкова, Е. В. Оноприенко, И. С. Малашенко,
В. В. Грабин, А. Ф. Белявин, Л. В. Червякова**

Рассмотрена взаимосвязь физико-механических свойств металла шва с микроструктурой паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ, полученных с использованием комплексных припоев, содержащих в качестве депрессантов бор и кремний. Последний добавляли в виде порошка промышленного припоя НС12 (Ni-12 мас. % Si). Наилучшие результаты получены в случае введения в комплексный припой 20 мас. % НС12. В этом случае паяные соединения характеризуются прочностью на уровне 670...760 МПа, а их относительное удлинение достигает 13 % при комнатной температуре.

The interrelation between the physical-mechanical properties of weld metal and microstructure of brazed joints of cast nickel alloy ZhS26VI, produced using complex brazing alloys, containing boron and silicon as depressants, is considered. Silicon was added in the form of powder of industrial brazing alloy NS12 (NiDD12 wt.% Si). The best results were obtained in case of adding of 20 wt.% Si. In this case the brazed joints are characterized by the strength at the level of 670...760 MPa, and their elongation reaches 13 % at room temperature.

Ключевые слова: пайка в вакууме; литейный сплав ЖС26ВИ; комплексный кремний- и борсодержащий припой; паяное соединение; прочность; удлинение; структура; разрушение

Литейные жаропрочные сплавы, применяемые в промышленных турбинах и ГТД подвергают довольно сложной термической обработке с целью повышения однородности структуры, упрочнения и улучшения пластичности металла. Для лопаток применяют трех- или четырехступенчатую термическую обработку как для гомогенизации литой структуры, так и для улучшения технологических характеристик.

В случае ремонтной пайки деталей из литейных никелевых жаропрочных сплавов (ЖС) те же приемы обработки переносятся на восстанавливаемые паяные изделия и включают в себя высокотемпературный отжиг для выравнивания химических градиентов, обеспечения полного диффузионного взаимодействия между затвердевшим расплавом припоя и стенками паяемого изделия, а также дости-

жения нужных механических характеристик металла шва и паяемого соединения (ПС) в процессе эксплуатации [13]. Эти проблемы находятся в тесной взаимосвязи с особенностями микроструктуры ПС.

Металлография. Оптимизированные условия пайки сплава ЖС26ВИ (1220 °С, 15... 20 мин) обеспечили формирование паяных швов удовлетворительного качества. Сплав отличается высокой термостабильностью и, следовательно, ограниченной диффузией компонентов. Поэтому все паяные швы на образцах имели четко очерченный вид с незначительно развитыми зонами взаимной диффузии (рис. 6). Большинство ПС, полученных припоем #1 + 60 % Rene-142 с добавками различных наполнителей и припоя НС12, имели плотную структуру с минимальным количеством дефектов. Ширина швов, выполненных способом контактной пайки, составляла 150... 200 мкм.

На первом этапе основная задача работы заключалась в выборе оптимального состава комплексно-

* Часть 1 см. в № 1, 2007 г.

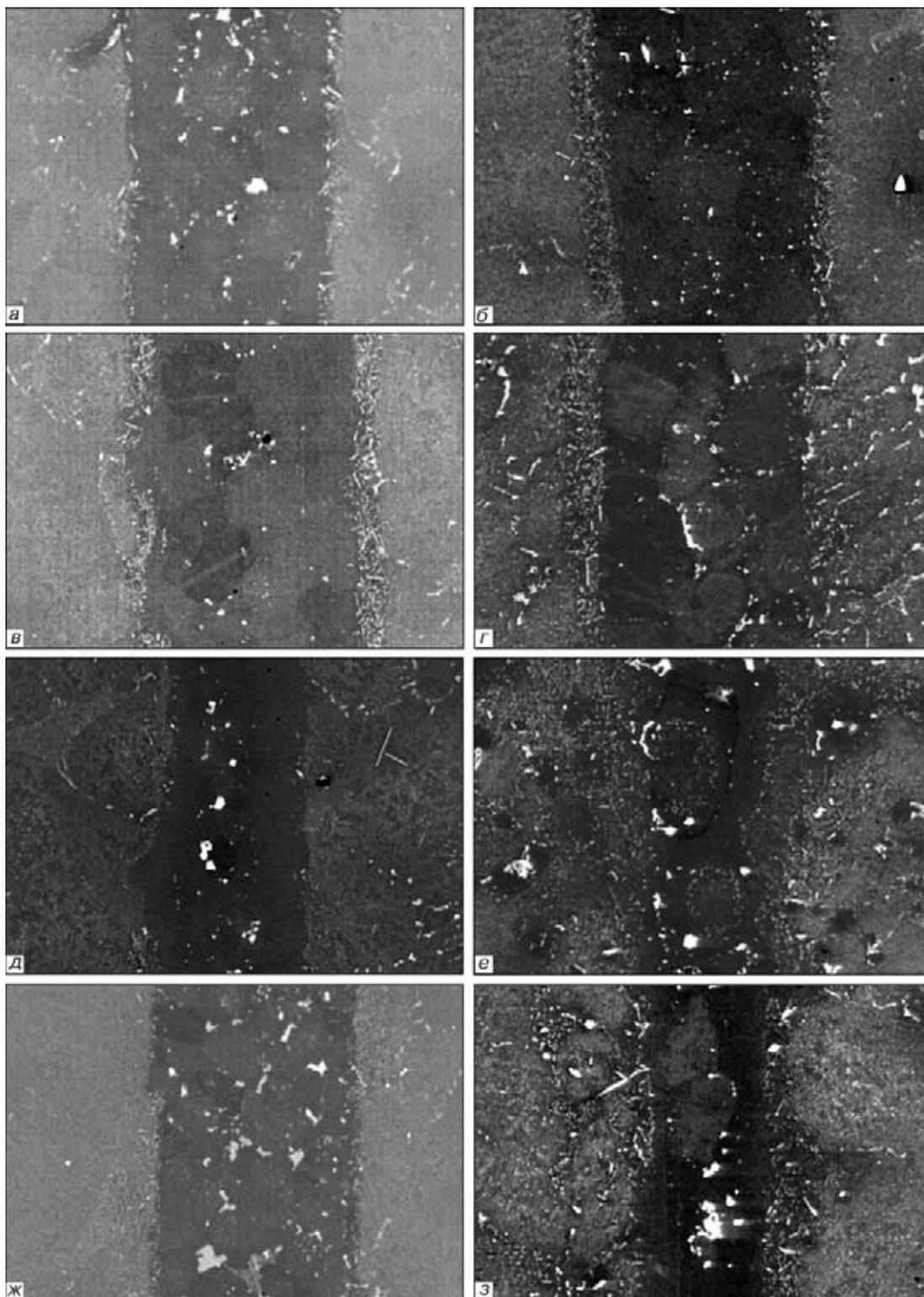


Рис. 6. Микроструктура ($\times 200$) паяных швов, сформированных на сплаве ЖС26ВИ при 1220°C , 15 мин с применением разных вариантов композиционных припоев: *a* – 25 % # + 15 % НС12 + 60 % Rene-142; *б-г* – 20 % #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142; *д, е, з* – 40 % #1 + 60 % Rene-142; *ж* – 40 % #1 + 30 % Rene-142 + 30 % ЖС6У, $\times 270$

го припоя. При этом варьировали как массовую долю кремнийсодержащей составляющей припоя НС12 15...20 % (рис. 6 *a, в*), так и соотношение компонентов в наполнителе, применяя при этом либо полностью порошок сплава Rene-142, либо замещающая часть его порошком сплава ЖС6У (рис. 6, *ж*). Выбор оптимального варианта комплексного при-

поя производили по результатам механических испытаний образцов ПС.

Результаты микроструктурных исследований позволили обосновать рациональную систему припоя. Основным критерием оценки качества шва служила степень его гомогенности при наличии минимального количества грубых карбидных фаз и лег-

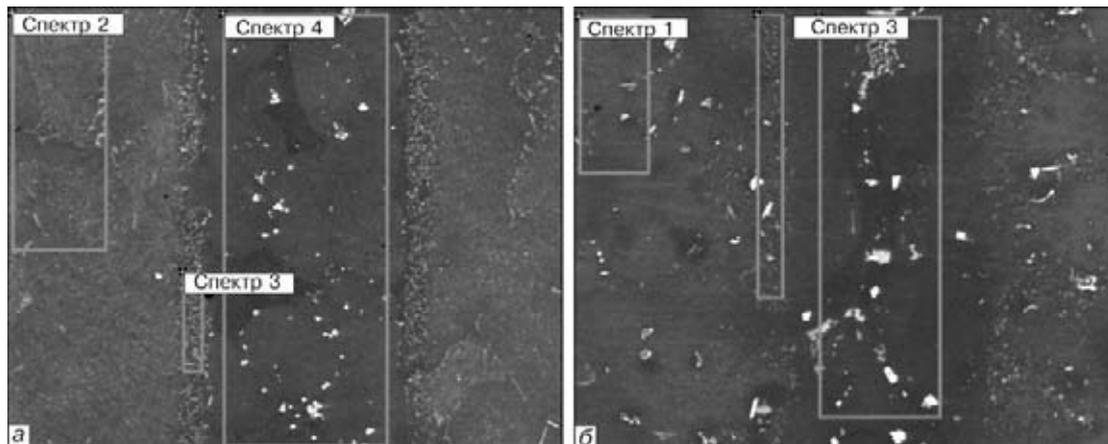


Рис. 7. Участки рентгеноспектрального микроанализа ПС, сформированных при 1220 °С, 15 мин и отожженных при 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч с применением двух систем припоев (табл. 3): а — #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142, X180; б — #1 + 60 % Rene-142, X220

коплавких эвтектик. Выбранные варианты припоев #1 + Rene-142 и #1 + 20 % HC12 + Rene-142 обеспечили высокий уровень механических свойств и соответствующую структуру ПС.

Термическая стабильность сплава при температуре пайки 1220 °С обуславливает ограниченное взаимодействие расплава припоя и паяемой основы. Только благодаря двухстадийной термообработке обнаружено минимальное перераспределение легирующих компонентов, в основном вольфрама, рения, ванадия и углерода, на межфазной границе (рис. 7, табл. 3).

На втором этапе корректировали режимы термообработки ПС для их соответствия режимам термообработки базового сплава.

Выравнивание микроструктуры ПС возможно лишь при довольно высокой температуре отжига (1160 °С), «вступающей в противоречие» со структурой металла шва и линии сплавления, поскольку при отжиге происходит коагуляция частиц упрочняющей γ'-фазы (диаметр частиц достигает 2,0... 2,5 мкм), а временное сопротивление ПС су-

Таблица 3. Содержание компонентов в ПС ЖС26/#1 + 60 % Rene-142/ЖС26 с 20 % HC12 и без него после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч (рис. 7)

| Исследуемые зоны ПС | № спектра анализа | Массовая доля компонентов, % | | | | | | | | | | | | | | |
|---|-------------------------|------------------------------|--------------------------------------|--|---------------------|--|----------------------------|----------------------------|---------------------|------------------------------|------------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|
| | | Ni | Al | Co | Ti | Cr | W | Mo | Nb | C | V | Ta | B | Re | Hf | |
| ЖС26/#1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142/ЖС26 | | | | | | | | | | | | | | | | |
| ЖС 26 | Состав сплава (штатный) | Осно-ва | 5,5... ...6,2 | 8,0... ...10,0 | 0,8... ...1,2 | 4,3... ...5,6 | 10,9... ...12,5 | 0,8... ...1,4 | 1,4... ...1,8 | 0,13... ...0,18 | 0,8... ...1,2 | - | - | - | - | |
| Металл основы | 2 | 60,65 | 5,16 | 9,1 | 1,44 | 5,04 | 14,16 | 0,88 | 2,48 | - | 1,09 | - | - | - | - | |
| Металл спая | 3 | 63,64 | 5,31 | 8,93 | 0,47 | 5,48 | 15,42 | - | - | - | 0,74 | - | - | - | - | |
| #1 + Rene-142 + HC12 | Состав припоя (штатный) | Осно-ва | 3,2... ...3,8 5,9... ...6,3 | 8,8... ...9,5 11,5... ...12,0 | - - 0,02 - | 13,0... ...14,0 6,6... ...7,0 | - - 4,7... ...5,1 | - - 4,7... ...5,1 | - - 0,1 - | - - 0,10... ...0,14 | - - - | - - 6,5 | - - 2,5 | - - 2,3 | - - 4,5 | - - 1,5 |
| Металл шва | 4 | 68,24 | 4,31 | 8,82 | - | 6,74 | 3,91 | 0,88 | 2,93 | - | - | 2,9 | 2,78%Si | 0,82 | 0,56 | |
| ЖС26/#1 + 60 % Rene-142/ЖС26 | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Металл основы | 1 | 63,54 | 5,56 | 9,05 | 0,91 | 5,06 | 13,47 | 0,59 | 0,90 | - | 0,93 | - | - | - | - | |
| Металл спая | 2 | 62,92 | 5,44 | 9,81 | 0,41 | 6,47 | 12,09 | 1,03 | 0,62 | - | 0,43 | - | - | 0,79 | - | |
| #1 + Rene-142+ | Состав припоя (штатный) | Осно-ва | 3,2... ...3,8 5,9... ...6,3 | 8,8... ...9,5 11,5... ...12,0 | - - 0,02 - | 13,0... ...14,0 6,6... ...7,0 | - - 4,7... ...5,1 | - - 4,7... ...5,1 | - - 0,10 - | - - 0,10... ...0,14 | - - - | - - 6,5 | - - 2,5 | - - 2,3 | - - 4,5 | - - 1,5 |
| Металл шва | 3 | 62,63 | 5,43 | 10,1 | 0,34 | 9,25 | 5,83 | 1,0 | 0,68 | - | - | 3,5 | - | 1,23 | - | |

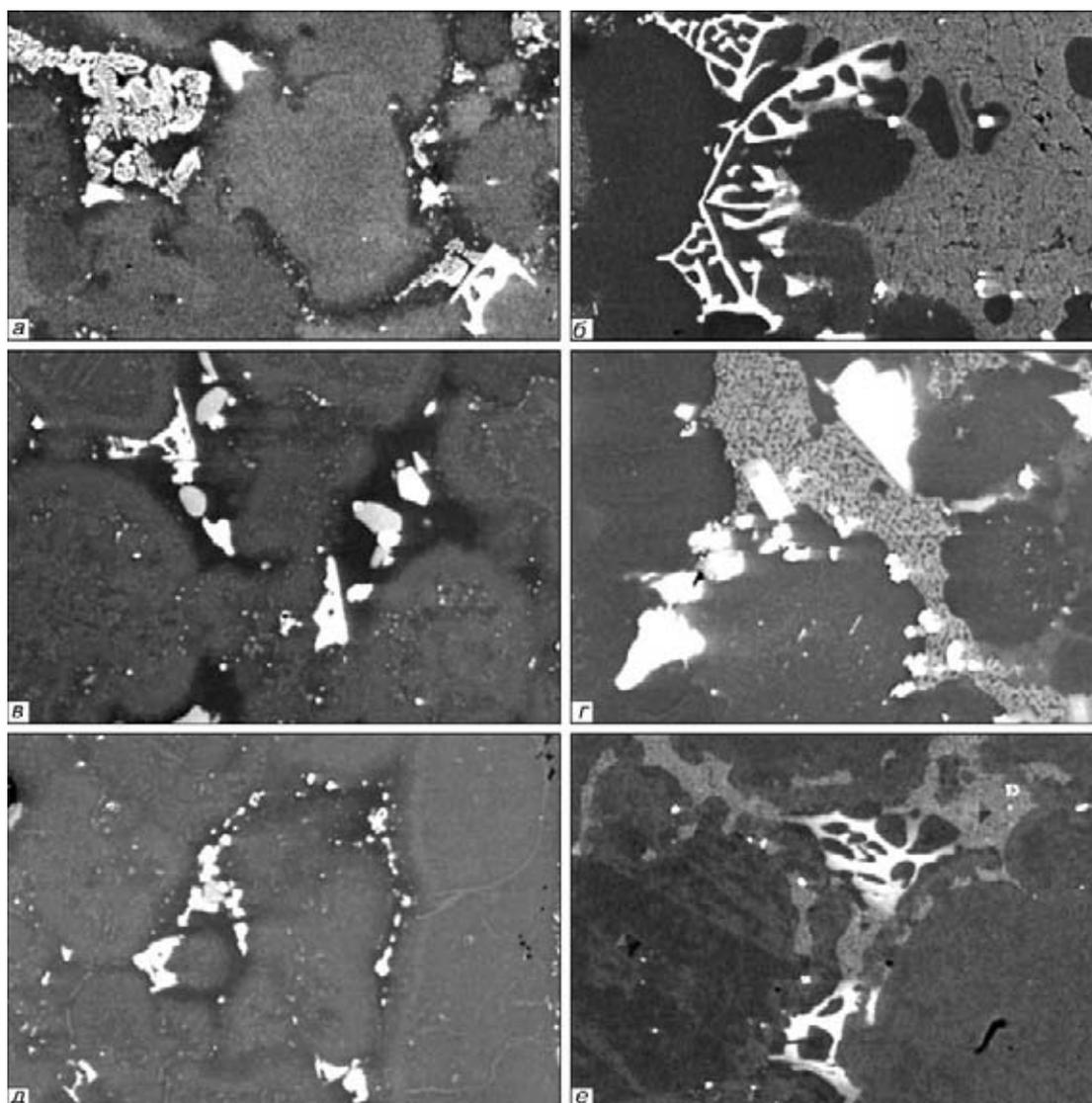


Рис. 8. Картина структурных изменений в закристаллизовавшемся металле швов, сформированных с применением припоев #1 + 60 % Rene-142 с добавкой кремния (а, в, д) и без него (б, з, е) на разных этапах термообработки после пайки: а, б — после пайки 1220 °С, 20 мин; в, з — после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; д, е — после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч, $\times 500$

щественно снижается при температуре испытаний 900... 1000 °С.

Поэтому после гомогенизации, позволяющей вызывать встречную диффузию компонентов из припоя в основу и наоборот, необходимо вводить технологическую операцию старения для выделения вторичной упрочняющей γ' -фазы. Рассматривали два варианта старения (1050 °С, 2 ч и 900 °С, 3 ч) для обоих припоев — #1+60 % Rene-142 и #1 + 20 % NiC12 + 60 % Rene-142 (рис. 6, б, з, е, з). Температура старения влияла на структуру закристаллизовавшегося металла шва и на развитие диффузионной зоны ПС.

Полная картина структурных изменений в результате поэтапной термической обработки после пайки представлена на рис. 8, 9 и в табл. 4.

В состоянии после пайки при максимально возможной скорости охлаждения 15... 17 °С/мин металл припоя представляет собой многофазную систему (рис. 8, 9). Входящие в состав припоев депрессанты в виде бора и кремния снижают темпера-

туру плавления расплава, а также температуру полного растворения упрочняющей γ' -фазы, приводящей к изменению морфологии карбидных реакций в расплаве. При температуре полного растворения $t_{п.р}$ γ' -фазы в металле припоя происходит перераспределение легирующих компонентов между γ - и γ' -фазами и, как следствие, интенсифицируются процессы карбидообразования.

Поэтому при охлаждении с печью паяных заготовок в интервале температуры 1220... 1050 °С при относительно невысокой скорости кристаллизации в расплаве происходит распад первичных штриховых карбидов MeC с выделением карбидов эвтектического типа Me₆C на основе вольфрама, хрома, молибдена. Эти карбиды преобладают в структуре закристаллизовавшегося металла швов после пайки наряду с дисперсными равноосными карбидами (Ta, Hf, Nb)C (рис. 9, табл. 4). Перераспределение легирующих компонентов и реакции карбидообразования протекают в ЖС в основном при температуре $T \geq 1245$ °С, но в случае ведения

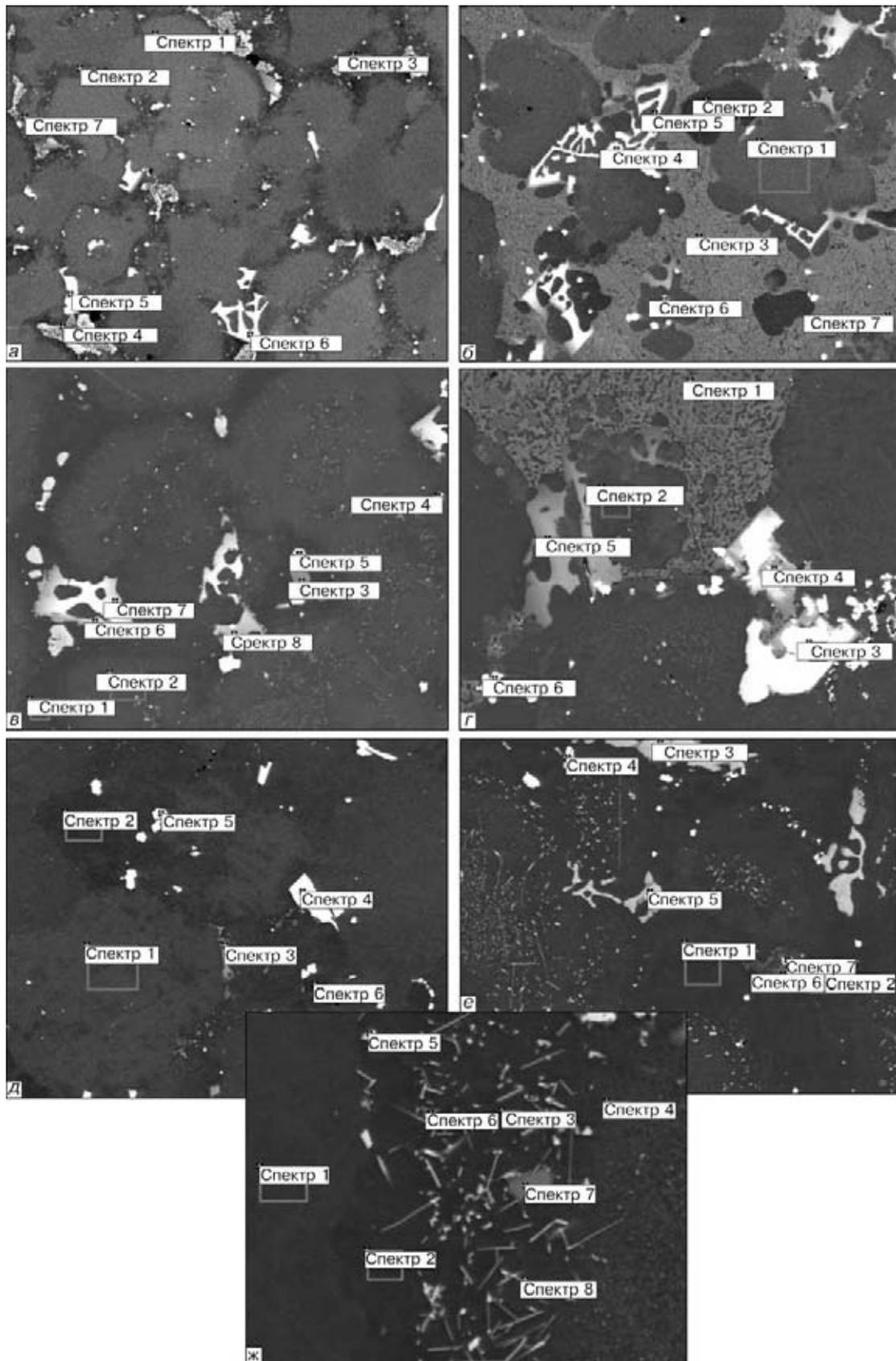


Рис. 9. Участки рентгеноспектрального микроанализа отдельных фаз, составляющих металла шва ПС #1 + 20 % Ni12 + 60 % Rene-142 (а, в, д) и #1 + 60 % Rene-142 (б, з, е) (табл. 4), X600: а, б — после пайки; в, з — после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; д, е — после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч; ж — диффузионная зона ПС с 20 % Ni12

процесса пайки при температуре 1220... 1225 °С кремний и бор, используемые в качестве депрессан-

тов, снижают характеристические температуры расплава припоя и активизируют ликвационные про-



Таблица 4. Содержание компонентов в структурных составляющих шва ПС ЖС26/20 % #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142/ЖС26 (рис. 9, а, в, д)

| Режим пайки и отжига | № спектра анализа | Массовая доля компонентов, % | | | | | | | | | | | | |
|---|-------------------|------------------------------|------|------|------|-------|-------|-------|------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | | C | Al | Si | Ti | Cr | Co | Ni | Nb | Mo | Hf | Ta | W | Re |
| 1220 °С, 15 мин | 1 | 3,14 | 5,45 | 1,83 | – | 4,79 | 7,43 | 66,51 | – | 0,57 | – | 4,39 | 4,66 | 1,23 |
| | 2 | 3,20 | 3,59 | 5,59 | – | 6,07 | 9,54 | 72,00 | – | – | – | – | – | – |
| | 3 | 2,54 | 2,98 | 5,17 | – | 4,81 | 8,59 | 70,64 | – | – | – | 3,71 | – | 1,56 |
| | 4 | 1,95 | 0,72 | 2,38 | 0,12 | 4,79 | 10,4 | 65,55 | 0,64 | – | 8,55 | 4,89 | – | – |
| | 5 | 4,77 | – | – | – | 24,81 | 3,76 | 9,11 | – | 13,68 | – | 3,27 | 26,39 | 14,21 |
| | 6 | 4,68 | – | – | – | 28,84 | 3,41 | 7,18 | – | 13,52 | – | 3,20 | 23,58 | 15,59 |
| | 7 | 3,36 | 4,85 | 2,69 | – | 4,79 | 7,21 | 68,02 | – | – | – | 4,08 | 3,75 | 1,24 |
| 1220 °С, 15 мин + 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч | 1 | 2,16 | 2,64 | 3,12 | – | 7,78 | 11,17 | 69,09 | – | 0,46 | – | 1,43 | 1,13 | 1,04 |
| | 2 | 1,41 | 4,42 | 3,27 | – | 5,40 | 7,99 | 68,15 | – | 0,81 | – | 3,53 | 2,69 | 2,34 |
| | 3 | 3,44 | 0,64 | – | 0,26 | 3,10 | 10,13 | 61,50 | 0,83 | – | 12,53 | 6,82 | 0,74 | – |
| | 4 | 11,89 | 0,23 | – | 0,52 | 1,02 | 0,57 | 4,84 | 3,15 | 1,43 | 40,75 | 33,51 | 0,36 | 1,71 |
| | 5 | 3,75 | 0,20 | 9,84 | 0,29 | 1,73 | 3,96 | 40,00 | 2,10 | 1,81 | 22,85 | 13,47 | – | – |
| | 6 | 5,16 | 0,18 | – | – | 34,81 | 5,52 | 9,43 | – | 12,94 | – | 3,7 | 14,79 | 13,48 |
| | 7 | 4,35 | – | – | – | 29,05 | 3,83 | 6,69 | – | 14,09 | – | 3,47 | 22,08 | 16,43 |
| | 8 | 5,29 | – | – | – | 36,99 | 5,34 | 8,25 | – | 11,42 | – | 2,84 | 13,38 | 16,49 |
| 1220 °С, 15 мин + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч | 1 | 1,03 | 4,15 | 2,53 | – | 6,87 | 8,57 | 68,00 | – | 0,85 | – | 1,81 | 4,24 | 1,96 |
| | 2 | 1,40 | 4,37 | 2,49 | – | 7,06 | 8,74 | 68,25 | – | 0,72 | – | 2,24 | 3,08 | 1,65 |
| | 3 | 2,27 | – | – | – | 34,43 | 4,88 | 12,40 | – | 13,06 | – | 2,23 | 15,63 | 15,10 |
| | 4 | 2,81 | – | – | – | 2,96 | 5,21 | 13,68 | – | 14,63 | – | 9,21 | 45,68 | 5,81 |
| | 5 | 8,39 | – | – | 0,47 | 0,71 | 0,71 | 6,07 | 1,76 | 0,71 | 24,81 | 55,51 | – | 1,06 |
| | 6 | 1,92 | 3,91 | 3,09 | – | 6,85 | 9,62 | 69,27 | – | 0,48 | – | 2,31 | 2,55 | – |

цессы в расплаве припоя при более низком значении температуры.

Старение завершает перераспределение компонентов в металле шва на межфазной границе, способствует более полному растворению сложнoleгированных эвтектик в нем (табл. 5). В динамике структура ПС совершенствуется при более низкой температуре отжига и увеличении времени старения. Наименее развитая диффузионная зона формировалась после старения 900 °С, 3 ч в случае кремнийсодержащего припоя (рис. 10).

Низкотемпературное старение при 900 °С вызывает дополнительное выделение вторичной γ -фазы в матрице шва, что обуславливает удовлетворительный уровень прочности ПС сплава ЖС26ВИ.

На рис. 8 и 9 зафиксировано влияние кремния на структуру металла шва. Его небольшое количество (около 2 мас. %), введенное в матрицу шва (в виде 20 мас. % припоя НС12), способствует измельчению зерна, более полному распаду грубых карбидных фаз, исключает при этом выделение сложнoleгированных эвтектик в межосевых объемах дендритов. Кремний диспергирует выделяющиеся

Таблица 5. Содержание компонентов в структурных составляющих зоны сплавления ПС ЖС26/20 % НС12 + 20 % #1 + 60 % Rene-142/ЖС26 после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч (рис. 9, ж)

| № спектра анализа | Массовая доля компонентов, % | | | | | | | | | | | | |
|-------------------|------------------------------|------|------|-------|------|------|-------|-------|-------|------|------|-------|------|
| | C | Al | Si | Ti | V | Cr | Co | Ni | Nb | Mo | Ta | W | Re |
| 1 | 1,60 | 3,80 | 1,57 | – | – | 6,95 | 9,39 | 67,21 | – | 0,52 | 2,21 | 5,08 | 1,66 |
| 2 | 0,74 | 4,11 | 1,46 | – | – | 6,89 | 9,88 | 67,47 | – | 0,57 | 1,74 | 5,44 | 1,70 |
| 3 | 2,28 | 4,07 | – | – | 0,70 | 6,51 | 10,32 | 65,79 | – | – | 2,52 | 7,91 | – |
| 4 | – | 5,13 | – | 0,60 | 1,19 | 5,50 | 9,43 | 65,09 | 1,02 | 1,45 | – | 10,58 | – |
| 5 | 2,38 | 0,52 | – | – | – | 3,73 | 5,96 | 19,14 | – | 9,60 | 4,61 | 48,33 | 5,73 |
| 6 | 2,85 | 2,90 | – | 0,36 | 0,67 | 4,43 | 6,21 | 44,49 | 0,77 | 3,08 | 1,74 | 31,06 | 1,44 |
| 7 | 15,58 | – | – | 11,16 | 1,65 | 0,70 | 0,72 | 5,70 | 42,59 | 3,29 | – | 16,93 | 1,66 |
| 8 | 1,16 | 4,73 | – | 0,94 | 0,98 | 2,71 | 6,69 | 52,37 | 1,39 | 2,20 | – | 26,83 | – |



Таблица 6. Содержание компонентов в структурных составляющих шва ПС ЖС26/40 % #1 + 60 % Rene-142/ЖС26 (рис. 9, б, з, е)

| Режим пайки и отжига | № спектра анализа | Массовая доля компонентов, % | | | | | | | | | | | |
|---|-------------------|------------------------------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | | C | Al | Ti | Cr | Co | Ni | Nb | Mo | Hf | Ta | W | Re |
| 1220 °С, 15 мин | 1 | 2,64 | 5,60 | – | 8,37 | 11,00 | 63,32 | – | 0,55 | – | 2,24 | 4,00 | 2,29 |
| | 2 | 2,63 | 6,51 | – | 6,45 | 9,59 | 65,08 | – | 0,73 | – | 4,53 | 3,10 | 1,39 |
| | 3 | 2,31 | 2,00 | – | 8,24 | 13,45 | 62,10 | – | – | 4,41 | 5,54 | 1,22 | 0,72 |
| | 4 | 4,90 | – | – | 28,01 | 3,81 | 6,98 | – | 9,38 | – | 5,38 | 29,79 | 11,75 |
| | 5 | 4,56 | 4,37 | – | 10,75 | 10,92 | 56,73 | – | 1,61 | – | 2,67 | 4,95 | 3,43 |
| | 6 | 9,72 | – | 1,56 | 1,16 | 0,90 | 3,80 | 2,58 | 0,96 | 13,06 | 63,85 | 2,40 | – |
| | 7 | 8,36 | – | 1,60 | 1,16 | 1,23 | 4,13 | 2,81 | 1,03 | 14,85 | 62,04 | 1,03 | 1,77 |
| 1220 °С, 15 мин + 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч | 1 | – | 1,55 | – | 8,43 | 13,87 | 63,11 | 0,50 | – | 5,40 | 5,71 | 1,32 | – |
| | 2 | 1,23 | 4,56 | – | 8,28 | 12,12 | 67,58 | – | 0,38 | – | 3,26 | 1,82 | 0,79 |
| | 3 | 3,06 | 0,25 | – | 26,13 | 3,62 | 6,24 | – | 10,94 | 1,09 | 3,72 | 35,95 | 9,01 |
| | 4 | 2,82 | 0,12 | – | 41,21 | 6,19 | 9,16 | – | 8,53 | – | 2,22 | 20,40 | 9,35 |
| | 5 | 2,59 | – | – | 46,85 | 4,85 | 4,74 | – | 5,09 | 0,69 | 1,11 | 12,89 | 21,20 |
| | 6 | 9,12 | – | 1,30 | 0,58 | 1,16 | 3,93 | 2,34 | – | 22,72 | 58,85 | – | – |
| 1220 °С, 15 мин + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч | 1 | 1,73 | 5,01 | 0,38 | 8,34 | 12,05 | 65,63 | 0,42 | 0,29 | – | 2,13 | 2,92 | 1,07 |
| | 2 | 3,26 | 4,64 | 0,36 | 8,71 | 12,40 | 65,76 | – | 0,37 | – | 1,72 | 2,78 | – |
| | 3 | 5,49 | 0,28 | – | 25,57 | 3,79 | 6,66 | – | 10,61 | 1,03 | 3,03 | 35,02 | 8,48 |
| | 4 | 12,01 | – | 3,40 | 0,66 | 1,34 | 4,66 | 10,18 | – | 18,26 | 49,48 | – | – |
| | 5 | 4,01 | 0,14 | 0,36 | 24,03 | 3,84 | 8,56 | 0,65 | 12,61 | – | 1,23 | 37,57 | 7,00 |
| | 6 | 3,95 | 0,98 | 0,36 | 4,47 | 12,13 | 59,26 | 0,71 | – | 13,27 | 3,78 | – | 1,09 |
| | 7 | 11,09 | – | 2,98 | 0,77 | 1,31 | 4,66 | 13,91 | – | 21,64 | 42,65 | 0,98 | – |
| | 8 | 5,09 | 0,23 | – | 24,44 | 4,37 | 9,76 | – | 10,77 | – | 3,32 | 34,56 | 7,45 |

карбидные эвтектики, а гомогенизирующий двухстадийный отжиг способствует в дальнейшем практически полному растворению карбидной фазы. Поэтому после низкотемпературного старения основную часть металла паяного шва составляет высоко-

легированный раствор и дисперсная упрочняющая γ -фаза.

Если изначально кремний распределяется преимущественно по границам зерен (до 5 %), то после термообработки его содержание выравнивается и

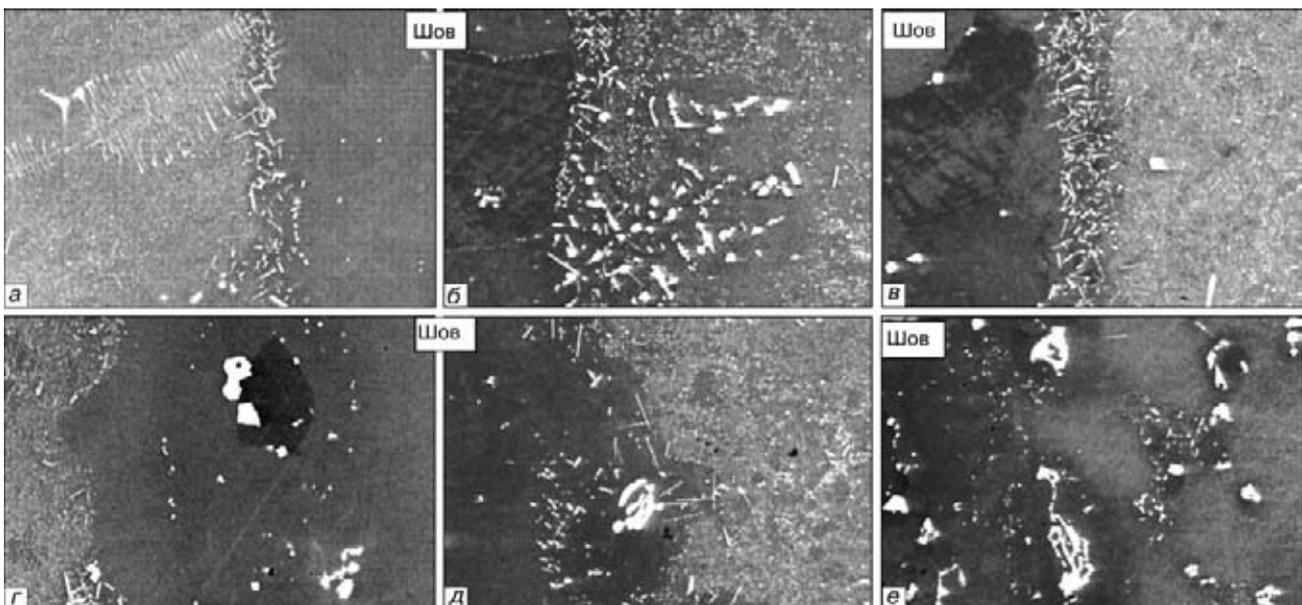


Рис. 10. Структурные изменения на границе шов–основа в ПС, полученных с применением композиционного припоя типа #1 + 60 % Rene-142 с добавкой кремния (а–в) и без него (г–е) на сплаве ЖС26 с различным содержанием углерода (табл. 5), $\times 500$, а, г – с минимальным количеством углерода; после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; б, д – с максимальным количеством углерода; после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; в, е – после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч



составляет 2,3...3,0 % в матрице шва. При наличии в припое другого депрессанта (бора) кремний располагается в основном в центральной части шва, не диффундирует на межфазную границу с основой и не образует хрупких силицидов вдоль линии сплавления [14].

В присутствии кремния в матрице почти полностью растворяется (γ - γ')-эвтектика, исчезает первичная штриховая карбидная фаза. Изолированные карбиды выделяются в более благоприятной равноосной форме.

Иная картина структурных превращений обнаружена в случае базовой композиции припоя #1 + Rene-142 без Ni12. Данная паяльная смесь имеет повышенное содержание хрома, кобальта и бора (в качестве депрессанта). Наличие большого количества легирующих, включая компоненты, привносимые наполнителем Rene-142, способствует повышению температуры плавления припоя, а при кристаллизации — значительной многофазности структуры металла шва (рис. 9 б, табл. 6).

В результате кристаллизации после пайки формируется структура металла шва, состоящая из высоколегированного матричного раствора по осям дендритов, пограничных развитых карбидных фаз эвтектического типа и сложнолегированных эвтектик в межфазных областях. После затвердевания эвтектики занимают большие объемы в металле шва. Их образование связано с выдержкой сплава при температуре выше $t_{п.р}$ γ' -фазы и охлаждением со скоростью более 10 °C/мин [15]. При наличии в припое 40 % #1 + 60 % Rene-142 депрессанта в виде бора температура $t_{п.р}$ γ' -фазы снижается (от 1245 °C) до температуры, соответствующей температуре пайки 1220 °C. В процессе кристаллизации со скоростью охлаждения 15...17 °C/мин после пайки при наличии в расплаве гафния наряду с крупными карбидными частицами Me₆C и MeC образуются сложные эвтектики.

Химический состав образующихся эвтектик следующей, мас. %: (13,5...13,9)Co-(1,6...2,0)Al-(8,2...8,4)Cr-(4,4...5,4)Hf-(5,5...5,7)Ta-(1,2...1,3)W (табл. 6, рис. 9). Состав междендритных эвтектических фаз в паяных швах типичен для различных базовых сплавов (ЖС26, ВЖЛ12У, ЖС6У и др.) [9, 10]. В спектре химического состава сложнолегированных эвтектик зафиксирована линия бора. Это указывает на то, что в результате применения припоя #1 + 60 % Rene-142 бор, выступающий как депрессант, в небольших количествах до (~1,0 %) не образует самостоятельных боридов хрома или никеля, а входит в состав эвтектик.

В процессе термической обработки (гомогенизация+старение) состав металла паяного шва выравнивается, в результате чего сложнолегированные неравновесные эвтектики расслаиваются (рис. 8, табл. 6).

В случае применения композиционного припоя #1 + 60 % Rene-142 (без кремния) линия сплавления основы с припоем имеет размытый нечеткий харак-

тер, а диффузионная зона по границе, кроме дисперсных карбидных фаз, содержит еще и равноосные карбиды типа Me₆C (рис. 10 з-е). Более размытый контур границы ПС объясняется наличием в припое бора с высоким коэффициентом диффузии, который вследствие малого атомного радиуса легко проникает по границам зерен в термостабильную основу.

Основной металл. В ходе настоящей работы по формированию ПС, термообработке и изучению механических свойств возникали расхождения как в структуре ПС, так и в значениях их кратковременной прочности и пластичности. Основная закономерность получаемых результатов сохранялась и заключалась в стабильном повышении кратковременной прочности и пластичности ПС при введении в базовый припой (#1 + 60 % Rene-142) 20 % порошка Ni12 (Ni-12 % Si). Кремний оказывал благоприятное воздействие на структуру формирующегося паяного шва: измельчал зерно, ускорял протекание карбидных превращений в системе шва, предотвращая образование сложнолегированных пограничных эвтектик. В работе использовали литые заготовки сплава ЖС26ВИ различных заводских поставок.

При одинаковых условиях получения ПС (пайка 1220 °C, 20 мин) и стандартной термообработке (отжиг 1160 °C, 2 ч + 1050 °C, 2 ч) на втором этапе исследований зафиксировали снижение прочности и пластичности ПС. Исследование микроструктуры соединений показало различия по ширине и в развитии зоны сплавления (диффузионной зоны) в основном металле (рис. 11).

В другом случае на границе шов-основа в процессе последующей термообработки происходило выделение большого количества игольчатой карбидной фазы, при этом ширина зоны диффузии возросла до 30...50 мкм и более.

Металлографический анализ структуры швов ПС объясняет это явление следующим образом. Механические свойства соединений напрямую зависели от свойств основного металла. Структура основного металла различалась, что определяло различие механических свойств ПС. При высоком уровне содержания углерода (0,15...0,16 %) в основе в процессе формирования ПС на границе шва образуется развитая диффузионная зона, содержащая большое количество карбидных фаз (рис. 6, б, з, е, з).

Перед пайкой заготовки отжигали в вакууме при 1210...1220 °C в течение 1 ч. Такая термообработка минимально влияла на исходную структуру основы. В то же время детальный анализ сплава ЖС26ВИ показал наличие различных структур металла в двух случаях. На первом этапе исследований структура сплава имела четко выраженный дендритный характер с неоднородностью γ' -фазы по осям и междендритным областям (где имели место пограничные (γ - γ')-эвтектики) и наличием первичных скелетообразных карбидов (Ti, Nb)C и изолированных

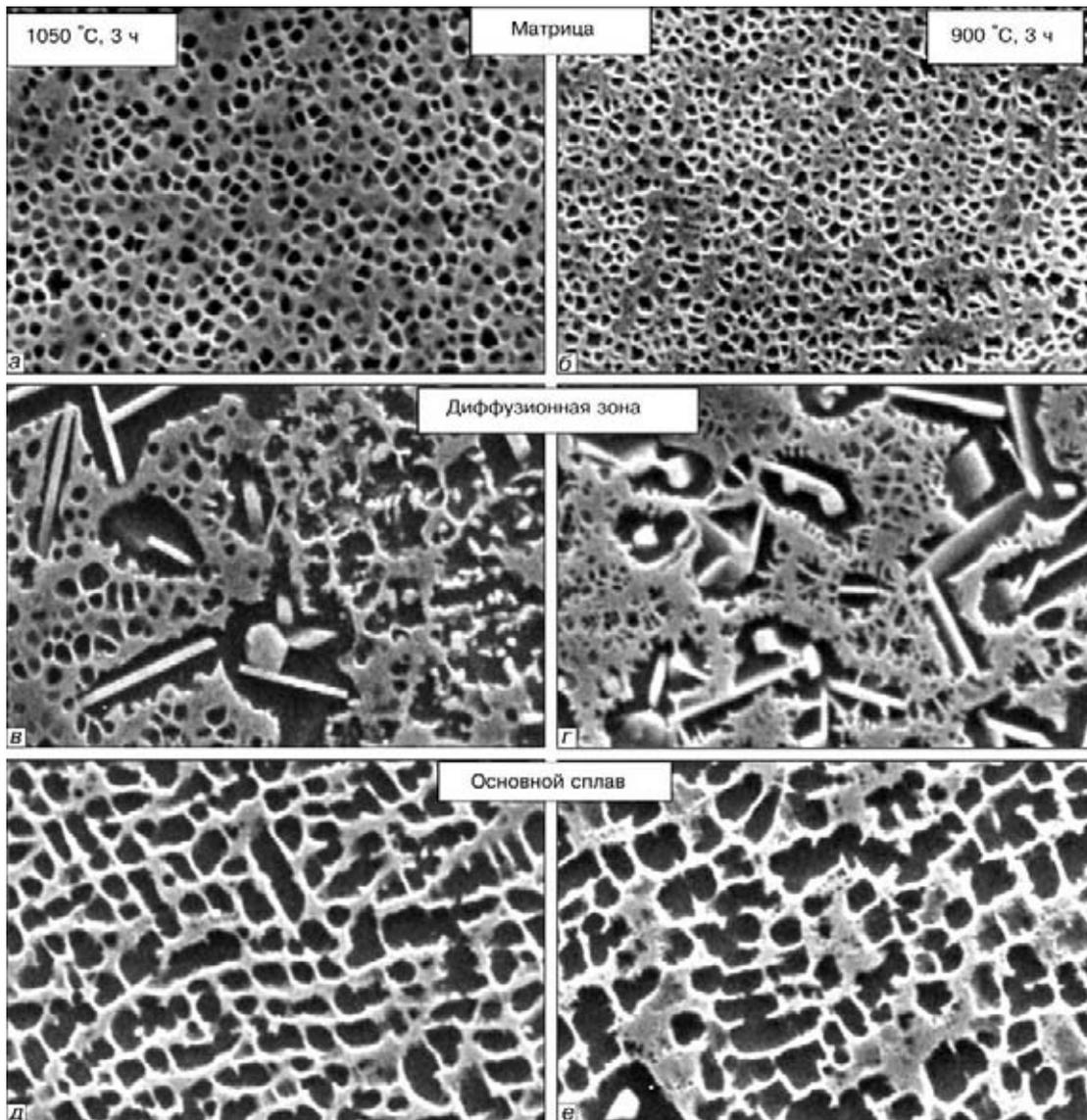


Рис. 11. Различия в $(\gamma-\gamma')$ -микроструктуре металла шва (а, б), диффузионной зоны (в, з) и основного сплава (д, е) в ПС 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142/ЖС26 после различных видов термообработки, $\times 5000$; а, в, д — после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; б, з, е — после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч

равноосных карбидов замещения (Ti, Nb, W)C. Такое состояние соответствовало сплаву ЖС26ВИ после кристаллизации.

Во втором случае в сплаве обнаружена измененная структура с большей объемной долей карбидных фаз различного типа. Здесь почти полностью отсутствовали пограничные $(\gamma-\gamma')$ -эвтектики, что характерно для сплава ЖС26 с массовой долей углерода на максимально допустимом уровне ($C = 0,16\%$). Карбидные фазы представлены тремя модификациями: равноосной (Ti, Nb, W)C, игольчатыми карбидами Me_6C на основе вольфрама и карбидами $Me_{23}C_6$. Последние образуются внутри карбидов MeC и являются результатом протекания низкотемпературного превращения при длительном старении.

Таким образом, сравнительный фазовый анализ структуры сплава ЖС26 различных поставок подтвердил, что в первом случае сплав имел уменьшенное количество углерода (0,10... 0,14 %) и находил-

ся в состоянии после закалки, во втором — максимально возможное содержание углерода и подвергался полному циклу термообработки (гомогенизации и ступенчатому старению). У сплава с минимальным содержанием углерода показатели свойств ПС были выше, чем у сплава с максимально допустимым содержанием углерода. Образование (во втором случае) игольчатых карбидов Me_6C на границе основа-шов оказывает эффект надреза при испытаниях и влечет за собой снижение пластичности ПС.

Гомогенизирующий отжиг ПС при 1160 °С с последующим старением при 1050 и 900 °С позволил получить равномерно распределенную в матрице шва упрочняющую γ' -фазу размером 0,3... 0,5 мкм, являющуюся эффективным структурным фактором, повышающим сопротивление ползучести.

Старение при температуре 900 °С способствует более полному выделению из раствора упрочняющей γ' -фазы [16], т. е. увеличению ее объемной доли

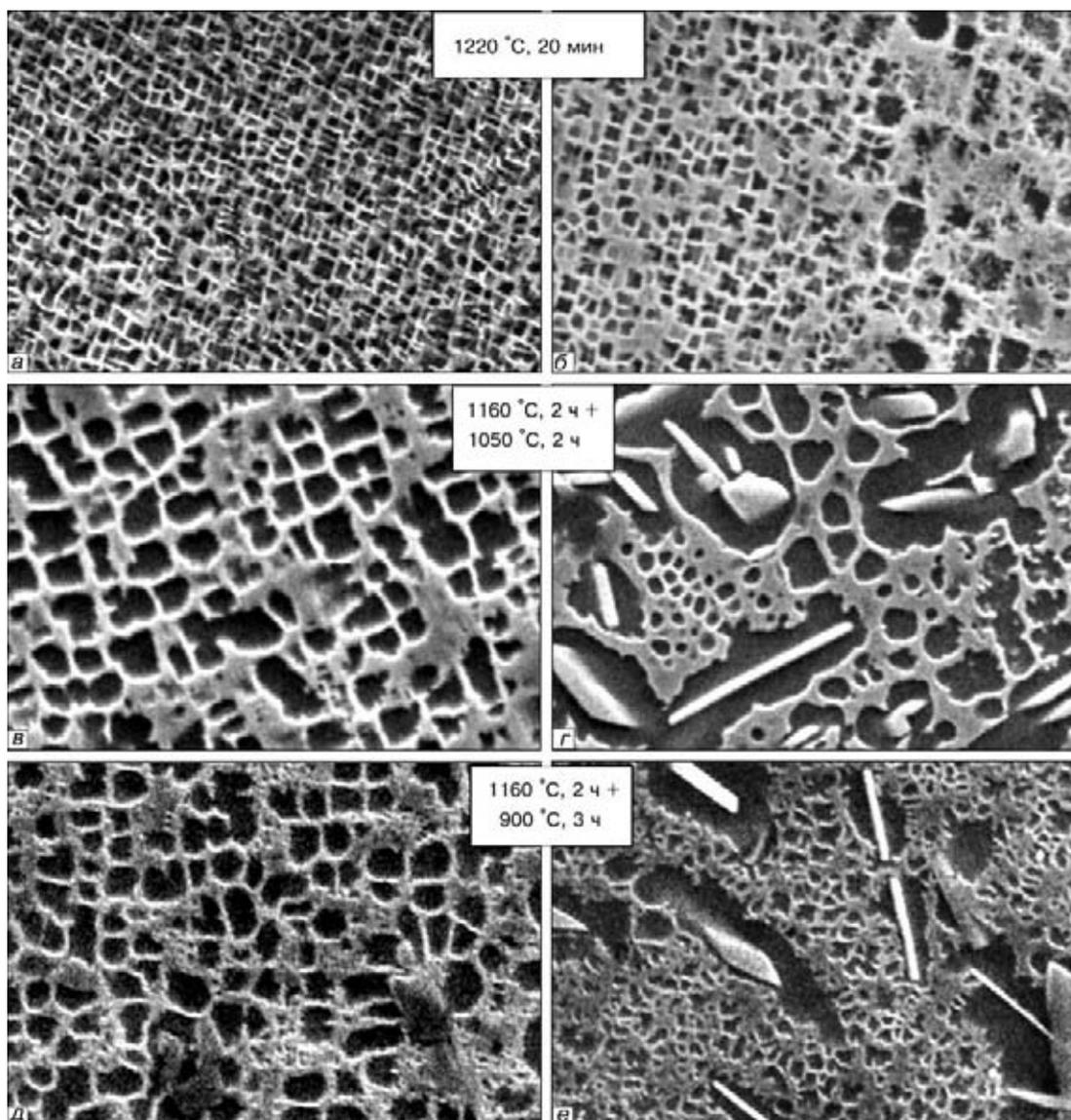


Рис. 12. Изменение морфологии упрочняющей γ -фазы в сплаве равноосной кристаллизации ЖС26 (а, в, д) и на границе с паяным швом (б, з, е) после различных стадий термообработки; $\times 500$: а, б — закалка (пайка); в, з — гомогенизация + старение; д, е — старение

(рис. 11). При низкотемпературном старении сохраняется ширина диффузионной зоны ПС, при этом карбидные фазы имеют меньший размер и частично глобуляризируются.

В состоянии после пайки (квазизакалка) основной металл имеет структуру с большой объемной долей (до 70 %) кубической γ -фазы со средним размером 0,5 мкм. Однако условия перевода ПС в равновесное состояние требуют проведения термической обработки, вызывающей частичное растворение и значительный рост γ -фазы (рис. 12, в, д). Последующий этап старения обеспечивает выделение вторичной дисперсной фазы из пересыщенного твердого раствора, определяющее сочетание высоких значений прочностных и пластических характеристик, что подтвердили результаты механических испытаний.

Старение при 900 °С, 3...4 ч способствует формированию структуры с распределением частиц различной дисперсности (крупных — 0,9...1,5 и мел-

ких — 0,12...0,18 мкм). После такого старения сплав имеет максимальное значение σ_B , и чувствительность к надрезу ослабевает, поскольку изменяется морфология как карбидных фаз, так и γ -фазы, следовательно, повышается остаточная пластичность ПС.

В табл. 7 обобщены результаты измерения микротвердости, характеризующей структурные изменения, происходившие в двух выбранных системах припоев на различных этапах термообработки ПС. Микротвердость возрастала при низкотемпературном старении вследствие выделения дисперсной вторичной γ -фазы как в диффузионной зоне матрицы металла шва, так и в основе. С уменьшением температуры старения и увеличением длительности выдержки при 900 °С происходили частичное растворение и коагуляция игольчатых фаз в диффузионной зоне, приводившие к снижению микротвердости на межфазной границе.



Таблица 7. Микротвердость отдельных структурных составляющих ПС, полученных с использованием двух основных систем припоев в состоянии после пайки и различных стадий термической обработки

| Структурные составляющие ПС | 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 | | | 40 % #1 + 60 % Rene-142 | | |
|--|-------------------------------------|--------------------------------|-------------------------------|-------------------------|--------------------------------|-------------------------------|
| | Исходный | 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч | 1050 °С, 2 ч + 900 °С, 2 ч | Исходный | 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч | 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч |
| Основной сплав | 3660 | 4200 | 4240 | 3950 | 4260 | 4240 |
| Диффузионная зона | 4130 | 4885 | 4655 | 4155 | 5190 | 4980 |
| Матрица шва | 4540 | 4320 | 4265 | 3800 | 4440 | 4255 |
| Высокотемпературные эвтектики | 7380 | – | Розсыпи | 8250 | 8230 | 8730 |
| Интерметаллиды на основе Ni _x Hf _y | – | 6585 | 6250 | – | – | – |
| Двойные карбиды Me ₆ C | Эвтектика типа 21730 | Более диспер- сные 21885 | 21265 | Эвтектика типа 20645 | Грубые 20985 | 21925 |
| Хромовые карбиды типа Cr ₂₃ C ₆ | – | 13180 | Очень мелкие | – | 12985 | 13150 |

Увеличение времени старения до 16 ч при сниженной температуре (870 °С) дает возможность более полного выделения из раствора вторичной γ -фазы, распада и сфероидизации карбидных фаз и, в результате, повышения длительной прочности ПС при высокой температуре.

Разработанную технологию пайки пластин использовали для ремонта модельных рабочих лопаток авиационного ГТД, изготовленных из сплава ЖС26. Отсутствие поперечных границ кристаллитов и наличие выраженного направления роста дендритов в структуре металла вдоль оси лопатки позволило предполагать, что они были изготовлены направленной кристаллизацией (НК). В деталях способом электроэрозионной резки были выполнены зазоры шириной 350, 530, 950 мкм и длиной до 10 мм. После соответствующей подготовки лопаток под пайку, включая обдувку трастовой поверхности порошком SiC и вакуумный отжиг, на зазоры со стороны корыта наносили базовую паяльную смесь (40 % #1 + 60 % Rene-142) и смесь, дополнительно содержащую 15... 20 мас. % HC12. Пайку проводили при 1220 °С а в течение 20 мин.

Припой, нанесенный со стороны корыта, расплавлялся, затекал в зазор, протекал на тыльную поверхность (спинку) и смачивал ее. Валики припоя над зазором, как и сами паяные швы, имели плотную гомогенную микроструктуру. Получено полное заполнение каналов на глубину до 4 мм. В случае использования кремнийсодержащих припоев зафиксировано заметное растекание расплава припоя по спинке лопаток.

Для выравнивания структуры металла швов после пайки лопатки отжигали при 1160 °С, 2 ч с последующим старением при 1050 °С, 2 ч. Термообработка обеспечила полное растворение пограничных карбидов типа грубых штриховых фаз и сложнoleгированных эвтектик. При объемном содержании 32... 28 % размер частиц γ -фазы в металле шва и зоне диффузионного взаимодействия составлял 0,2... 0,6, а в основном металле лопатки — 0,5... 1,5 мкм.

Перераспределение легирующих элементов в матрице шва и диспергирование (полное растворение грубых карбидных частиц в объеме матрицы) оказывают положительное влияние как на прочность, так и на пластические свойства металла ПС.

Условия пайки и рациональные составы припоев позволили сформировать в зазорах бездефектные паяные швы, микроструктура металла которых в продольном и поперечном направлениях приведены на рис. 13.

Нами обнаружена незначительная рекристаллизация металла приповерхностных слоев елочного замка рабочей лопатки из сплава ЖС26НК, что могло быть связано с условиями нарезки хвостовика [17], и зафиксированы незначительные изменения в химии поверхности, более выраженной в окрестности вершины зуба, а не во впадине. Общая толщина слоя с измененной химией составила 5... 6 мкм.

Поверхностный слой металла елочного замка обеднен по алюминию в пределах 1,0... 1,2 мас. % и по хрому — до 2 мас. %. В приповерхностной, обедненной алюминием зоне, выявлены дискретные частицы вторичной, выделившейся при старении и в процессе охлаждения упрочняющей γ -фазы (Ni₃Al). Согласно данным послыого измерения микротвердости в результате изотермической пайки при 1220... 1230 °С в течение 20 мин разупрочнение металла хвостовика лопатки из сплава ЖС26НК не происходило.

Выводы

1. Разработана опытно-промышленная технология ремонтной пайки деталей, выполненных из литого никелевого сплава ЖС26ВИ равноосной кристаллизации. При 20 °С получен стабильный уровень прочности ($\sigma_b = 700... 730$ МПа) и пластичности ($\epsilon = 6,5... 13$ %) ПС данного сплава, выполненных способом изотермической пайки при 1220 °С в течение 15... 20 мин в вакууме $(5... 8) \cdot 10^{-3}$ Па после двухстадийной термообработки.

2. Представлена статистическая обработка результатов испытаний ПС, полученных различными припоями по двум режимам пайки при 1220 и 1230 °С на растяжение.

3. Установлено, что верхней пороговой температурой пайки сплава ЖС26ВИ базовым припоем Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В (#1) и комплексным бор- и кремнийсодержащим припоем с добавкой 20 %

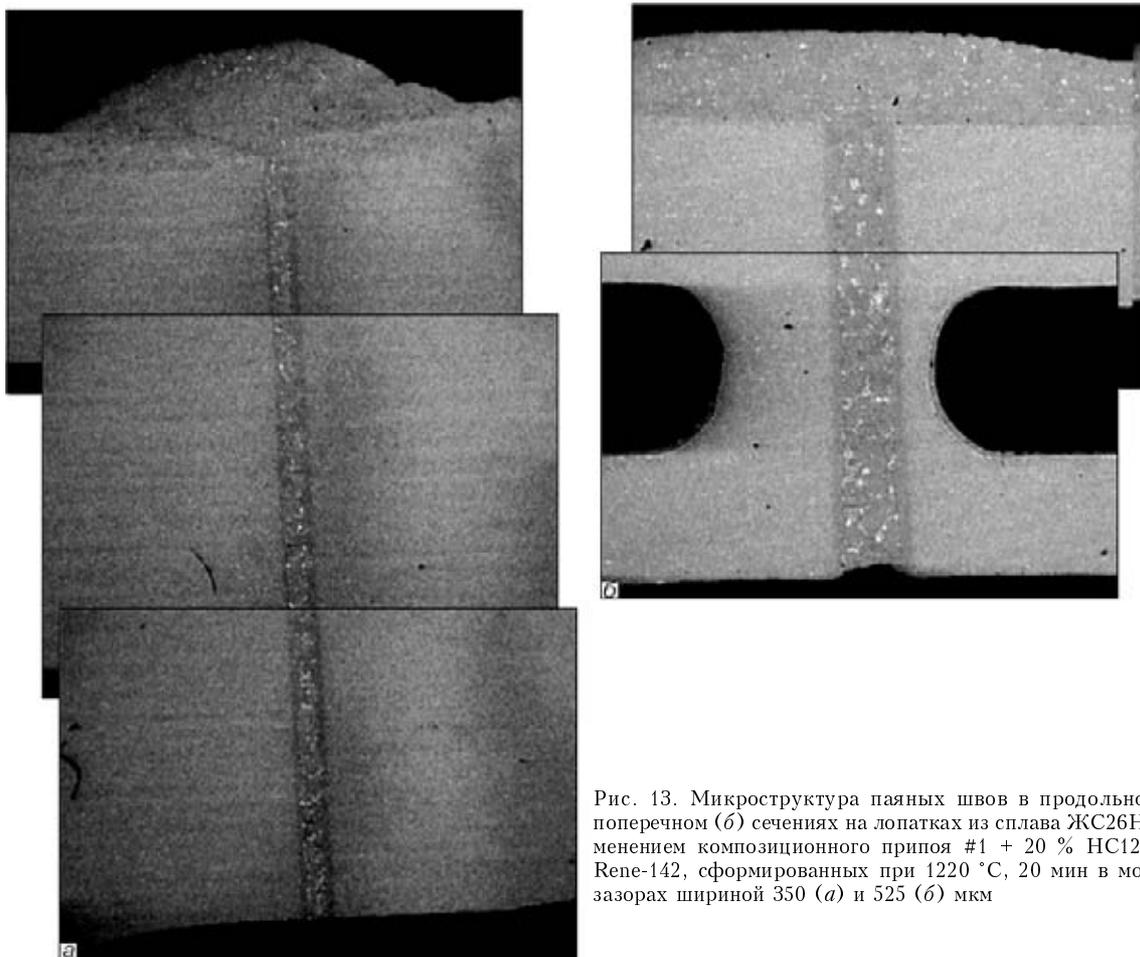


Рис. 13. Микроструктура паяных швов в продольном (а) и поперечном (б) сечениях на лопатках из сплава ЖС26НК с применением композиционного припоя #1 + 20 % Ni12 + 60 % Rene-142, сформированных при 1220 °С, 20 мин в модельных зазорах шириной 350 (а) и 525 (б) мкм

Ni12, является 1230 °С, при которой ПС разрушаются хрупко по достижении предела текучести.

4. Показано, что реальная прочность металла швов ПС сплава ЖС26ВИ выше таковой основного металла на 150... 180 МПа. Это подтверждается результатами испытаний ПС никелевых сплавов ВЖЛ12У и ЖС6У, выполненных такими же припоями и прошедших аналогичную термообработку. Разброс значений механических свойств ПС сплава ЖС26 связан со структурным состоянием литого металла, содержанием в нем углерода и различной кристаллографической ориентацией дендритов роста в сопрягаемых пластинах соединения.

5. Определено, что кремний, вводимый в борсодержащий припой (#1) в виде порошка припоя Ni-12 % Si, повышает технологическую пластичность ПС сплава ЖС26 при 20 °С в результате измельчения выделяющихся карбидных фаз, но снижает кратковременную и длительную прочность при значениях температуры 900... 1000 °С. ПС, полученные с использованием комплексного припоя с кремнием, менее долговечны при высокой температуре, по сравнению с ПС, сформированными только припоем Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В (#1).

6. Установлено, что удовлетворительный уровень высокотемпературной прочности ПС сплава ЖС26ВИ достигается благодаря применению оптимальных режимов термообработки. Старение при 900 °С, 3... 4 ч после гомогенизирующего отжига при 1160 °С обеспечивает двукратное увеличение

кратковременной и длительной прочности ПС при 900 °С.

7. Разработана опытно-промышленная технология ремонтной пайки лопаток из сплава ЖС26ВИ с применением кремний- и борсодержащего припоя с наполнителем из сплава Rene-142. В лопатках использовали модельные зазоры шириной 350, 525 и 950 мкм. Ширина зазора не оказывала заметного влияния на качество паяемого шва, сформированного при 1220 °С в течение 20 мин. Существенного обеднения поверхности металла слочного замка при вакуумной пайке и окончательной термообработке отреставрированных в вакууме лопаток не происходит.

13. Лашко С. В., Лашко Н. Ф. Пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1988. — 373 с.
14. Induction brazing of Inconel 718 to Inconel X-750 using Ni-Cr-Si-B amorphous foil / X. Wu, R. S. Chandel, H. Li et al. // J. Mater. Proc. Technol. — 2000. — 104, is. 1-2. — P. 34-43.
15. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
16. Росс И. В., Симс Ч. Т. Сплавы на основе никеля. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. В 2 кн. / Под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Металлургия, 1995. — Кн. 1. — С. 128-174.
17. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.

ИЦ «Пратт и Уитни Патон», Киев

Поступила 29.01.2007



УДК 621.793.7

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В ЧАСТИЦАХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, А. Ю. Туник, А. П. Мурашов

Представлены результаты исследования композиционных порошков, полученных способом СВС и содержащих в своем составе металлический компонент (Ni, NiAl, NiCrBSi), а также включения тугоплавких соединений (карбидов титана, хрома, силицида титана, оксида алюминия). Исследованы физико-химические процессы, происходящие в частицах этих композиционных порошков в ходе их нагревания и движения в высокотемпературном газовом потоке.

Results of investigation of composite powders produced by the CVC method and containing a metallic component (Ni, NiAl, NiCrBSi), as well as inclusions of refractory compounds (titanium carbides, chromium, titanium silicide, aluminium oxide) in their composition, are presented. Physical-chemical processes proceeding in particles of these composite powders during heating and movement in high-temperature gas flow have been investigated.

Ключевые слова: композиционные порошки; самораспространяющийся высокотемпературный синтез; плазменное напыление; морфология; структура; фазовый состав

Защита конструкционных материалов от износа при высоких температурах является одной из важных проблем современного материаловедения. Наиболее полно удовлетворить комплекс требований к защитному покрытию можно путем создания композиционных покрытий, состоящих из нескольких компонентов. Возможностями получения композиционных порошков (КП) с широким диапазоном составов характеризуется способ самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) — процесс перемещения волны химической реакции по смеси реагентов с образованием твердых конечных продуктов. Процесс СВС представляет собой режим протекания мощной экзотермической реакции (реакции горения), в которой тепловыделение локализовано в слое и передается от пласта к пласту в результате теплопередачи [1–5]. Химическое превращение при процессе СВС сосредоточено в высокотемпературной зоне, возникающей вследствие саморазогревания за счет высокой экзотермичности процесса синтеза и перемещающейся в объеме со значительной линейной скоростью благодаря теплопередаче от горячих слоев к холодным. Диапазон физических параметров, характеризующих процесс, чрезвычайно велик (температура 300... 4000 °С, линейная скорость 0,1... 30 см/с, скорость нагревания вещества $1 \cdot 10^2 \dots 1 \cdot 10^6$ град/с) [4].

Процесс СВС, характеризующийся незначительными энергозатратами, простотой оборудова-

ния, высокой скоростью, чистотой продукта, привлекает к себе внимание специалистов. В первую очередь это связано с возможностью получения высококачественных порошков тугоплавких соединений (боридов, карбидов, нитридов, силицидов и др.), служащих основой для производства жаростойких, сверхтвердых, сверхпроводящих, полупроводниковых, изоляционных и других видов современных материалов. По мере развития теоретического и экспериментального изучения СВС открывались все новые возможности этого процесса, и сейчас он приобрел черты самостоятельной научно-технической области.

К областям техники, где процесс СВС нашел практическое применение, относится технология нанесения покрытий способами напыления и наплавки в таких случаях [6–10]:

использование разных исходных порошков, в том числе композиционных, полученных с помощью СВС и имеющих определенные преимущества в сравнении с изготовленными другими способами (состав, структура, стоимость и прочее);

совмещение процессов нанесения покрытий и синтеза материала покрытия способом СВС, использование теплоты реакции для повышения качества формируемого слоя.

Для газотермического напыления (ГТН) представляют интерес многие порошки, изготавливаемые способом СВС: нитриды титана, тантала, циркония, гафния и др.; карбиды титана, вольфрама, титана-хрома и др.; бориды титана, титана-хрома; силициды и сульфиды молибдена, разнообразные оксиды. Кроме того, специфика СВС обеспечивает воз-



возможность получения ряда композиционных порошков, среди которых следует отметить такие композиции как карбид хрома–оксид алюминия, карбид титана–феррохром, карбид хрома–нихром. Покрытия из этих порошков отличаются высокой износостойкостью и жаро- и термостойкостью [7, 11, 12].

Тонкое смешивание компонентов в исходных частицах обеспечивает однородность их распределения в объеме покрытия. Примерами таких композиций могут служить Ti_5Si_3-TiN , $Cr_5Si_3-Cr_3C_2$, $Al-TiC$, $TiC-TiSi_2$, $MoSi_2-SiC$ [7, 10–13]. Большие возможности управления составом матрицы и включений при СВС позволяют создавать новые материалы для ГТН с заданным комплексом свойств.

Другой аспект использования способа СВС в технологии ГТН заключается в объединении процессов напыления и синтеза напыляемого материала. Впервые эта идея реализована фирмой «Метко» при использовании композиции никель–алюминий в виде частиц алюминия с никелевой оболочкой [7]. Возникновение в результате экзотермической реакции внутреннего источника тепла позволило повысить термическую активность напыляемых частиц, увеличить прочность связи покрытия с основой.

К композициям, где взаимодействие компонентов протекает с экзотермическим эффектом и может проходить в режиме СВС, относится сочетание металлов (*d*-элементов IV, V и VI групп) с неметаллическими тугоплавкими соединениями (SiC , Si_3N_4 , B_4C , BN). Продукты взаимодействия (смеси карбидов и боридов, карбидов и силицидов, силицидов и нитридов, боридов и нитридов) отличаются комплексом полезных служебных свойств, прежде всего стойкостью против износа и коррозии.

Данные об использовании порошков СВС в технологии ГТН покрытий и получения покрытий путем объединения процессов напыления и синтеза напыляемого материала представлены в работах [7, 14–22]. Применение порошков СВС для ГТН создает возможность формирования покрытий из композиций тугоплавкое соединение–металлическая связка без использования механических смесей и плакированных порошков. При этом обеспечивается равномерное распределение компонентов в объеме покрытия, в сравнении с механической смесью, из-за наличия обоих компонентов в объеме каждой частицы.

Физико-химические процессы, протекающие в объеме частиц КП в период его нагрева и движения в высокотемпературном газовом потоке, имеют важное значение для формирования покрытия. В условиях напыления гомогенных материалов межфазной границей является поверхность частицы. Газовая среда и физико-химические процессы ограничиваются в основном взаимодействием материала частицы с окружающей средой (окислением, азотированием, восстановлением и т. п.). В КП гетеро-

генность состава материала частиц обуславливает возникновение новых межфазных поверхностей раздела в объеме частицы, вследствие чего возникает возможность протекания дополнительных физико-химических процессов.

При этом можно предположить прохождение следующих процессов [23]:

в случае появления расплава одного из компонентов — смачивание им поверхности других компонентов и в зависимости от угла смачивания — растекание или сворачивание в капли массы образовавшегося расплава;

взаимодействие расплавов компонентов частицы с образованием новых фаз;

реакционное взаимодействие компонентов с синтезом новых соединений, сопровождаемое соответствующим тепловым эффектом протекания реакции. Кроме того, сохраняется возможность взаимодействия с внешней средой — компонентами газового потока и окружающей атмосферой.

В настоящей работе исследованы структура, фазовый состав и технологические свойства КП, полученных способом СВС и содержащих в своем составе металлическую матрицу (Ni , $NiAl$, $NiCrBSi$), а также включения тугоплавких соединений: карбидов (титана, хрома), силицида титана, оксида алюминия*. При получении порошков способом СВС горение шихты смеси исходных компонентов проходило в реакторах вместимостью 30 л в инертном газе. Продукт СВС представлял собой спекшуюся бесформенную массу, подвергаемую механическому измельчению и классификации на виброситах для выделения частиц нужного размера (40... 100 мкм). Кроме того, изучены физико-химические процессы, происходящие в частицах КП в период их нагрева и движения в высокотемпературном газовом потоке.

В качестве объектов исследования выбраны композиции на основе $TiSi_2-Al_2O_3$. В композиции дицид титана–оксид алюминия соотношение твердости компонентов составляет 0,35... 0,36, что соответствует требованиям к эрозионно-стойким материалам [24]. Высокая стойкость компонентов против окисления при 800... 1000 °С позволяет применять такой материал в качестве жаростойкого.

С целью получения покрытий с заданными свойствами использовали введение в состав КП на основе $TiSi_2-Al_2O_3$ следующих дополнительных компонентов: никеля для улучшения пластичности покрытия; $NiAl$ для повышения жаростойкости; $NiCrBSi$ и TiC для усиления стойкости против изнашивания при значениях температуры 600 °С; Cr_3C_2 для повышения стойкости против износа при значениях температуры до 800... 900 °С.

В табл. 1 приведен состав композиционных порошков, в табл. 2 — основные физические характеристики КП и их компонентов. Содержание ме-

* Порошки изготовлены в государственном научно-техническом центре «Дельта», г. Тбилиси (Грузия) под руководством д-ра техн. наук О. Окросцваридзе.



Таблица 1. Состав КП

| Тип композиции | Массовая/объемная доля компонентов, % | | | | | | |
|---|---------------------------------------|--------------------------------|---------|--------------------------------|--------|---------|---------|
| | TiSi ₂ | Al ₂ O ₃ | NiCrBSi | Cr ₃ C ₂ | Ni | TiC | NiAl |
| TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -NiCrBSi | 35/43 | 20/28,2 | 45/28,8 | - | - | - | - |
| TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -Cr ₃ C ₂ -Ni | 37/39,4 | 40/49 | - | 3/1,9 | 20/9,7 | - | - |
| TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -TiC-Cr ₃ C ₂ -NiAl | 25/26,9 | 34/42 | - | 10/6,5 | - | 15/13,1 | 16/11,5 |

таллической связки в большинстве случаев составляет 10... 11, а в композиции с NiCrBSi — 28 об. %.

Компоненты КП значительно различаются по уровню температуры плавления (600... 1000 °С), а также имеют разную плотность. Усредненное по массе значение плотности исследуемых порошков составляет 4,3... 4,9 г/см³, что в 1,22... 1,42 раза превышает плотность основного тугоплавкого компонента Al₂O₃. В связи с этим можно предположить, что плавление Al₂O₃ в составе частиц КП при плазменном напылении может происходить при меньших значениях энергии высокотемпературного газового потока, чем обычно, из-за снижения скорости движения частиц в струе и продолжительности процесса нагрева [25].

В ходе исследований применили комплексную методику, включающую металлографию (оптический микроскоп «Неофот-32» с пристройкой для цифрового фотографирования); микродюрометрию (микротвердомер М-400 «ЛЕСО» с автоматической системой нагружения); растровую электронную микроскопию (сканирующий электронный микроскоп JSM-840). Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) проводили на дифрактометре ДРОН-УМ1 в монохроматизированном излучении CuK_α и CoK_α.

Технологические свойства порошков (текучести и насыпной плотности) определяли согласно ГОСТ 20899-75 и ГОСТ 19440-74.

Исследование морфологии и структуры частиц исходных порошков, полученных способом СВС, показало (рис. 1), что они имеют неправильную

Таблица 2. Основные физические характеристики КП и их компонентов

| Материал | T _{пл} , °С | Плотность, г/см ³ |
|--|----------------------|------------------------------|
| TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ ** - NiCrBSi* | 1000... 2050 | ~4,935*** |
| TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ ** - Cr ₃ C ₂ -Ni* | 1455... 2050 | 4,286*** |
| TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -TiC** - Cr ₃ C ₂ -NiAl* | 1638... 2780 | 4,32*** |
| Al ₂ O ₃ | 2050 | 3,50 |
| TiSi ₂ | 1500 | 4,02 |
| Cr ₃ C ₂ | 1830 | 6,68 |
| TiC | 2780 | 4,92 |
| Ni | 1455 | 8,90 |
| NiAl | 1638 | 6,02 |
| NiCrBSi | ~1000 | ~7,70 |

* Наиболее легкоплавкий компонент. ** Наиболее тугоплавкий компонент. *** Средняя плотность частицы КП.

осколочную форму и гетерогенную внутреннюю структуру, представляющую собой конгломерат отдельных фазовых составляющих. Фазовый состав порошков СВС незначительно отличается от расчетного, в них обнаружены следы оксидов и/или непрореагировавших остатков исходной шихты (табл.3). Все порошки отличаются текучестью на уровне 25... 45 с/50 г.

Для анализа характера физико-химических процессов, происходящих в условиях ГТН КП, производили отбор в водяную ванну проб порошков, про-

Таблица 3. Характеристика КП

| Состав порошка | Расчетный фазовый состав, мас. % | Насыпная плотность, г/см ³ | Результаты РСФА* | |
|---|--|---------------------------------------|---|---|
| | | | исходных порошков | порошков, уловленных после плазменного напыления |
| TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -NiCrBSi | ~35 TiSi ₂ ~20 Al ₂ O ₃ ~45 NiCrBSi | 2,61 | Ni ₁₆ Cr ₆ Si, Ni, TiSi ₂ , α-Al ₂ O ₃ , следы В ₂ O ₃ | Ni, Ni ₁₆ Ti ₆ Si ₇ , γ-Al ₂ O ₃ , α-Al ₂ O ₃ , Ti ₅ Si ₃ , TiSi ₂ , NiCr ₂ O ₄ |
| TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -Cr ₃ C ₂ -Ni | ~43 TiSi ₂ ~36 Al ₂ O ₃ ~5 Cr ₃ C ₂ ~16 Ni | 3,09 | TiSi ₂ , α-Al ₂ O ₃ , Ni, Cr ₃ C ₂ , следы Si | γ-Al ₂ O ₃ , α-Al ₂ O ₃ , TiSi, Ni, Cr ₃ C ₂ , Cr ₇ C ₃ , Ni ₃ Ti ₂ Si, следы NiO |
| TiSi ₂ -Al ₂ O ₃ -TiC-Cr ₃ C ₂ -NiAl | ~17 TiSi ₂ ~25 Al ₂ O ₃ ~28 Cr ₃ C ₂ ~10 TiC ~20 NiAl | 2,42 | α-Al ₂ O ₃ , Cr ₃ C ₂ , TiSi ₂ , TiC, NiAl, Ni ₃ Al, следы Cr ₇ C ₃ | γ-Al ₂ O ₃ , α-Al ₂ O ₃ , NiAl, Cr ₇ C ₃ , TiSi, TiC, следы Ni ₂ Al ₁₈ O ₂₉ , Ti ₂ Cr ₂ O ₇ |

* Фазы расположены в порядке убывания интенсивности рентгеновских пиков.



шедших зону нагрева и ускорения. Поверхность воды находилась на расстоянии 200 мм от среза сопла. Напыление осуществляли на плазменной установке УПУ-8М. Технологические режимы напыления соответствовали таковым формирования плазменных покрытий: $I = 450...500$ А; $U = 40...55$ В; расход плазмообразующего газа: аргона — 27, азота — 3,5 л/мин, дистанция напыления $L = 120...200$ мм, размер частиц 80...40 мкм.

Порошок $TiSi_2-Al_2O_3-NiCrBSi$ (рис. 2, а-в), уловленный после плазменного напыления, состоит из частиц двух типов — неправильной 1 и сферической 2, 3 формы. Поверхность частиц неправильной формы покрыта мелкими каплями расплава, образующимися в результате частичного сворачивания пленки расплава на поверхности частицы (рис. 2, б) и гладкими участками. Это является

следствием межфазного взаимодействия в объеме частицы таких компонентов, как $TiSi_2$ и Al_2O_3 , на стадии плавления $TiSi_2$ при сохранении Al_2O_3 в твердом состоянии.

Сферические 2 и округлые частицы в форме двух спаянных полусфер 3, согласно данным анализа, представляют собой наиболее легкоплавкий (~ 1000 °С) компонент — сплав $NiCrBSi$, выделяющийся из объема композиционной частицы. В случае частичного легирования его при взаимодействии с $TiSi_2$ происходит превращение сферы в фигуру, состоящую из двух сферических образований, соединенных между собой («матрешка»), с разделением объемов, содержащих разное количество титана.

Таким образом, в процессе нагрева частиц в плазменном потоке в основном происходит разделение компонентов исходных композиций на две

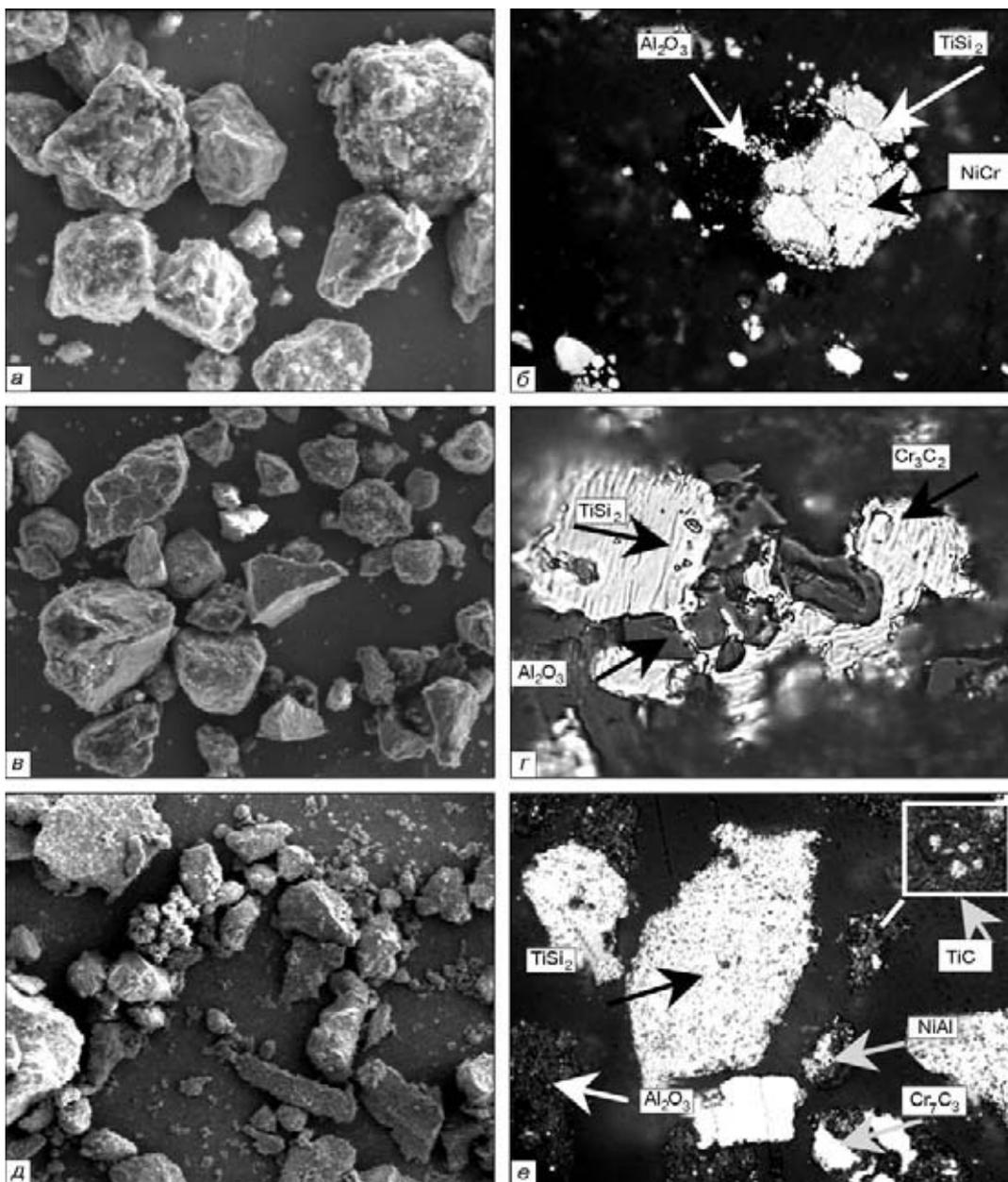


Рис. 1. Внешний вид (а, в, д) и микроструктура (б, з, е) исходных частиц КП: а, в — $TiSi_2-Al_2O_3-NiCrBSi$; в, з — $TiSi_2-Al_2O_3-Cr_3C_2-Ni$; д, е — $TiSi_2-Al_2O_3-TiC-Cr_3C_2-NiAl$; а, в, д — $\times 400$; б, з — $\times 1000$; е — $\times 800$

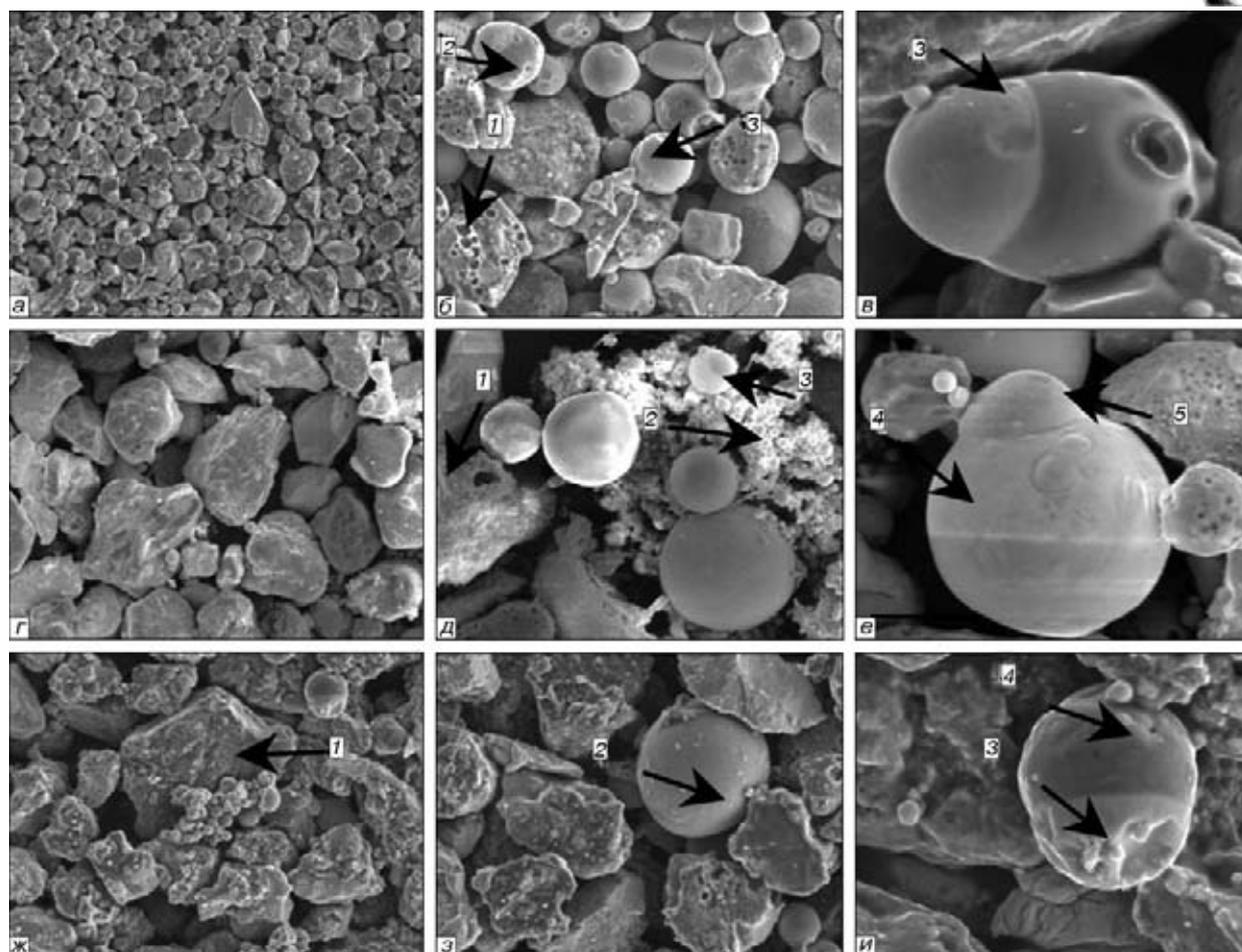


Рис. 2. Внешний вид частиц композиционных порошков, уловленных из плазменного потока: *a-в* — $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-NiCrBSi}$; *г-е* — $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$; *ж-и* — $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-TiC-Cr}_3\text{C}_2\text{-NiAl}$; *a* — $\times 200$; *б* — $\times 800$; *в, е* — $\times 2000$; *г, ж* — $\times 400$; *д, з* — $\times 950$; *и* — $\times 1800$

группы: $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ с локальным плавлением TiSi_2 и NiCrBSi , достигшим полного плавления и сфероидизации.

При исследовании частиц порошка $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ (рис. 2, *г-е*) обнаружено, что наряду с частицами, имеющими признаки локального оплавления поверхности 1, в уловленном порошке присутствует значительное количество сфероидизированных частичек, прошедших фазу полного плавления. Они имеют форму как правильных сфер, так и «матрешек» 3. В этом случае происходит межфазное взаимодействие в двух парах компонентов $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$. Наличие титана способствует улучшению смачиваемости поверхности Al_2O_3 , а растекание никеля по поверхности Cr_3C_2 происходит еще сильнее. Краевой угол смачивания Cr_3C_2 расплавом никеля равняется нулю и взаимодействие никеля и Cr_3C_2 протекает очень быстро с образованием эвтектики. «Матрешки» содержат продукт обоих типов взаимодействия. В соответствии с данными анализа, «матрешка» состоит из $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 4 и $\text{Ni-Cr}_3\text{C}_2$ 5.

Сферические проплавленные частицы представляют собой результат взаимодействия никеля и Cr_3C_2 , частицы с признаками локального плавления в основном состоят из TiSi_2 и Al_2O_3 .

Исследуемый порошок $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-TiC-Cr}_3\text{C}_2\text{-NiAl}$ содержит наибольшее количество тугоплавких компонентов (42 об. % Al_2O_3 , 13 об. % TiC) в сочетании с низкой плотностью — $4,32 \text{ г/см}^3$ (табл. 1, 2). Это затрудняет обеспечение достаточного прогрета частиц в условиях плазменного напыления.

Большинство уловленных из плазменного потока частиц (рис. 2, *ж-з*) имеют неправильную форму с различной степенью локального оплавления поверхности 1. Сферические частицы 2, согласно результатам анализа, являются в основном продуктом взаимодействия NiAl и Cr_3C_2 . «Матрешки» совмещают в своём объеме продукты взаимодействия $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 3 и $\text{NiAl-Cr}_3\text{C}_2\text{-TiC}$ 4.

Анализ изменения формы и состава частиц КП в результате его прохождения через высокотемпературный плазменный поток позволяет сделать вывод о том, что основным видом протекающих при этом физико-химических процессов является межфазное взаимодействие расплавов их компонентов с твердой поверхностью (или расплавом) другого компонента. Причина этих изменений заключается в протекании процессов межфазного взаимодействия между компонентами частиц, значительно отличающихся по температуре плавления ($600 \dots 1000 \text{ }^\circ\text{C}$) и плотности.



Процессы, приводящие к изменению фазового состава порошков в результате их нагрева в потоке плазменной струи и закалки в водяной ванне, сводятся к следующему:

во всех исследуемых порошках происходит аллотропическое превращение $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, приводящее к появлению новой γ -фазы;

в порошках, содержащих $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ и более легкоплавкие составляющие (никель, NiAl или NiCrBSi), происходит разделение компонентов исходных композиций на две группы: $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ с локальным плавлением TiSi_2 и сплав никеля, достигший полного плавления и сфероидизации;

дисилицид титана в результате частичной потери кремния превращается в нижние силициды TiSi и Ti_5Si_3 ;

в порошках, содержащих NiAl или сплав NiCrBSi , в результате окисления образуются комплексные оксиды NiCr_2O_4 и $\text{Ni}_2\text{Al}_{18}\text{O}_{29}$;

при окислении карбида хрома Cr_3C_2 из-за выгорания углерода в покрытиях увеличивается количество низшего карбида хрома Cr_7C_3 ;

протекают процессы межфазного взаимодействия между компонентами покрытия с образованием новых фаз и их последующим окислением с образованием $\text{Ti}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$, $\text{Ni}_3\text{Ti}_2\text{Si}$, $\text{Ni}_{16}\text{Ti}_6\text{Si}_7$ и др.

Результаты исследования физико-химических процессов, протекающих в частицах КП в условиях плазменного напыления, использовались для оптимизации технологических параметров получения покрытий.

Коллектив авторов выражает благодарность Научно-техническому центру в Украине за финансовую поддержку проекта G046, в рамках которого выполнена настоящая работа.

- Итин И. И., Найбороденко Ю. С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. — Томск, 1989. — 214 с.
- Мержанов А. Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: двадцать лет поисков и находок. — Черноголовка: ОИХФ АН СССР, 1989. — 93 с.
- Боровинская И. П. Химические основы технологии СВС — продуктов // Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: Сб. ст. — Томск, 1991. — С. 33–55.
- Смирнов И. И., Бендерская Л. А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез. — Красноярск, 1990. — 80 с.
- Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко, Е. Н. Ардаговская // Справочник. — Киев: Наук. думка, — 1987. — 544 с.
- Шаривкер С. Ю., Мержанов А. Г. СВС порошки и их технологическая переработка. — Черноголовка: ОИХФ АН СССР, 2000. — 123 с.
- Borisov Yu., Borisova A. Application of self — propagating high temperature synthesis in thermal spraying technology // Proc. of NTSC'93 (Anaheim, USA, June 7–11, 1993). — Anaheim, 1993. — P. 139–144.
- Юхвид В. И. СВС-металлургия: литье и наплавка // Технология. Сер. Оборудование, материалы, процессы. — М.: Металлургия, 1988. — С. 57–64.
- Borisov Yu., Borisova A., Shvedova L. Transition metal — nonmetallic refractory compound composite powders for thermal spraying // Proc. of ITSC'86 (Montreal, Canada, Sept. 8–12, 1986). — Montreal, 1986. — P. 323–330.
- Self propagating high temperature synthesis (SHS) of thermal spray powders / R. W. Smith, M. Mohanty, E. Shtessel, A. Verstak // Proc. of ITSC'95 (Kobe, Japan, May 22–26, 1995). — Kobe, 1995. — P. 1121–1126.
- $\text{NiCr-Cr}_7\text{C}_3$ and NiCr-TiC -high wear resistant coatings for protective applications in steam turbines / E. Lugscheider, P. Remer, Yu. Borisov et al. // Ibid. — Kobe, 1995. — P. 235–240.
- Titanium carbide in wear resistant coatings / P. Vitiaz, A. Verstak, T. Azarova et al. // Proc. of NTSC'96 (Cincinnati, USA, Oct. 7–11, 1996). — Cincinnati, 1996. — P. 1969–176.
- Low pressure plasma sprayed SHS $\text{MoSi}_2\text{-SiC}$ composite coatings / P. Knight, R. Smith, M. Mohanty, E. Shtessel // Proc. of NTSC'95 (Houston, USA, Sept. 11–15, 1995). — Houston, 1995. — P. 743–748.
- Веприк Б. А., Курьлев М. В., Коренков В. А. Структура покрытий из СВС композита $\text{Cr-Al}_2\text{O}_3$ // Сверхтвердые и композиционные материалы и покрытия, их применение. — 1991. — С. 57–59.
- Туник А. Ю. Газотермические покрытия на основе композиционных материалов для работы в условиях сухого трения и повышенных температур // Автомат. сварка. — 2002. — № 10. — С. 21–24.
- СВС дисперсных материалов Ti-Al и защитные покрытия на их основе / Б. М. Вольпе, В. В. Евстигнеев, И. В. Милюкова и др. // Физика и химия обработки материалов. — 1996. — № 2. — С. 73–79.
- Структура и свойства газотермических покрытий на основе карбида титана, оксидов титана и хрома, содержащих твердые смазки / А. Л. Борисова, Л. И. Адеева, А. Ю. Туник и др. // Автомат. сварка. — 1999. — № 1. — С. 22–27.
- СВС-порошки для газотермических покрытий, работающих в условиях комплексного воздействия коррозии и износа / А. Ф. Ильюченко, А. В. Беляев, Т. Л. Талако и др. // Порошк. металлургия. — 2000. — Вып. 23. — С. 54–57.
- Coherences between structure and properties of TiC containing thermal spraying coatings / T. Azarova, P. Vitiaz, B. Wielage et al. // Proc. of the ITSC. — 2002. — P. 96–101.
- Исследование плазменных покрытий на основе никеля и железа, содержащих добавки термореагирующих композиционных порошков Ti/SiC / А. Л. Борисова, М. Л. Князь, А. Ю. Туник и др. // Пробл. спец. электротехнологии. — 1999. — № 1. — С. 45–63.
- Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Адеева Л. И. Композиционные плазменные покрытия системы Ti-SiC // Там же. — 1995. — № 3. — С. 62–70.
- Газотермические покрытия из композиционных порошков Ti-BN / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, Л. С. Шведова и др. // Труды 11 Всесоюз. совещания по жаростойким покрытиям (Тула, 31 мая – 2 июня 1983 г.). — Л.: Наука, 1985. — С. 36–41.
- Газотермическое напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик, Ю. С. Борисов, А. С. Мунухин, М. Д. Никитин. — Л.: Машиностроение, 1985. — 197 с.
- Федорченко И. М., Пугина М. И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. — Киев: Наук. думка, 1980. — 404 с.
- Борисов Ю. С., Борисова А. Л. Плазменные порошковые покрытия. — Киев: Техника, 1986. — 221 с.

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

Поступила 16.01.2007



УДК.669.187.2

ТИТАН. ПРОБЛЕМЫ ПРОИЗВОДСТВА. ПЕРСПЕКТИВЫ. Аналитический обзор. Часть 2*

К. А. Цыкуленко

Рассмотрены способы производства титановых слитков с применением как расходующихся, так и нерасходующихся электродов. Показаны основные проблемы, возникающие при получении титановых слитков. Отмечены преимущества и недостатки различных способов.

Methods of production of titanium alloys with application of both consumable and also non-consumable electrodes are considered. Main problems are shown, occurring in producing of titanium alloys. Advantages and disadvantages of different methods are outlined.

Ключевые слова: титан; способы плавки; расходующий электрод; нерасходующий электрод; скрап; проблемы производства

Многочисленные способы получения слитков титана и его сплавов можно условно разделить на две большие группы — с использованием расходующего титанового электрода и с непосредственным переплавом губки и скрапа. Различные варианты таких технологий (вакуумно-дуговой, электронно-лучевой, электрошлаковой, плазменно-дуговой, индукционный переплав) подробно описаны в литературе [1–4], поэтому отметим лишь основные моменты и трудности плавки титана, связанные с его свойствами, а также требования, предъявляемые к качеству слитков.

Титан относится к химически активным металлам, поэтому его переплав, плавку и разливку производят в вакууме или защитной среде. При высоких температурах, тем более в жидком состоянии, титан интенсивно реагирует со всеми огнеупорными материалами, в том числе и с оксидами, обычно входящими в состав огнеупоров, в результате чего загрязняется кислородом. Плавка титана в графитовых тиглях приводит к загрязнению его углеродом. Содержание примесей в титане существенно влияет на его механические свойства. Различают примеси внедрения (кислород, азот, углерод, водород) и замещения (железо и кремний). Примеси повышают прочность титана, но одновременно резко снижают пластичность, причем более отрицательное влияние оказывают примеси внедрения, особенно газы. При введении всего лишь 0,003 %

водорода; 0,02 % азота или 0,7 % кислорода титан полностью теряет способность к пластическому деформированию и хрупко разрушается [5]. Особенно вреден водород, снижающий ударную вязкость и вызывающий водородную хрупкость титановых сплавов. Поэтому содержание примесей, прежде всего газов, в титане и его сплавах (табл. 1, а также табл. 11 в части 1 обзора) строго ограничивают.

Наиболее активно удаление из слитков газов (особенно водорода) и влаги, а также остатков магния и солей происходит в вакууме. Поэтому для производства титановых слитков наибольшее распространение получила технология вакуумно-дугового переплава (ВДП). В настоящее время по указанной технологии на Верхне-Салдинском металлургическом производственном объединении (ВСМПО) выплавляют слитки диаметром от 450 до 1150 мм, массой до 9,5 т, возможна выплавка слитков массой до 18 т, как правило, путем двух- или трехкратного переплава расходующего электрода. Задача первого переплава заключается в удалении металла-восстановителя, его хлористой соли, водорода и сравнительно равномерном распределении легирующих добавок. Качество поверхности слитка первого переплава особого значения не имеет [1]. Цель последующих переплавов заключается в повышении равномерности распределения легирующих добавок, формировании слитков с однородной структурой и хорошей поверхностью. В качестве расходующего электрода для первого переплава используют заготовку, пресованную из губки, титановых отходов и требуемого количества легирую-

* Часть 1 см. в № 1, 2007 г.



Таблица 1 [5]. Марки деформируемых титановых сплавов (ГОСТ 19807–91) и их химический состав, мас. %

| Марка сплава | Al | V | Mo | Zr | Mn | Cr | Si | Fe | O | H | N | C |
|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------------|-----------|------|-------|------|------|
| BT1-00 | – | – | – | – | – | – | 0,08 | 0,15 | 0,10 | 0,008 | 0,04 | 0,05 |
| BT1-0 | – | – | – | – | – | – | 0,10 | 0,25 | 0,20 | 0,010 | 0,04 | 0,07 |
| BT1-2 | – | – | – | – | – | – | 0,15 | 1,50 | 0,30 | 0,010 | 0,15 | 0,10 |
| OT4-0 | 0,4...1,4 | – | – | 0,30 | 0,5...1,3 | – | 0,12 | 0,30 | 0,15 | 0,012 | 0,05 | 0,10 |
| OT4-1 | 1,5...2,5 | – | – | 0,30 | 0,7...2,0 | – | 0,12 | 0,30 | 0,15 | 0,012 | 0,05 | 0,10 |
| OT4 | 3,5...5,0 | – | – | 0,30 | 0,8...2,0 | – | 0,12 | 0,30 | 0,15 | 0,012 | 0,05 | 0,10 |
| BT5 | 4,5...6,2 | 1,2 | 0,8 | 0,30 | – | – | 0,12 | 0,30 | 0,20 | 0,015 | 0,05 | 0,10 |
| BT5-1 | 4,3...6,0 | 1,0 | – | 0,30 | – | – | 0,12 | 0,30 | 0,15 | 0,015 | 0,05 | 0,10 |
| BT6 | 5,3...6,8 | 3,5...5,3 | – | 0,30 | – | – | 0,10 | 0,60 | 0,20 | 0,015 | 0,05 | 0,10 |
| BT6с | 5,3...6,5 | 3,5...4,5 | – | 0,30 | – | – | 0,15 | 0,25 | 0,15 | 0,015 | 0,04 | 0,10 |
| BT3-1 | 5,5...7,0 | – | 2,0...3,0 | 0,50 | – | 0,8...2,0 | 0,15...0,40 | 0,2...0,7 | 0,15 | 0,015 | 0,05 | 0,10 |
| BT8 | 5,8...7,0 | – | 2,8...3,8 | 0,50 | – | – | 0,20...0,40 | 0,30 | 0,15 | 0,015 | 0,05 | 0,10 |
| BT9 | 5,8...7,0 | – | 2,8...3,8 | 1,0...2,0 | – | – | 0,20...0,35 | 0,25 | 0,15 | 0,015 | 0,05 | 0,10 |
| BT14 | 3,5...6,3 | 0,9...1,9 | 2,5...3,8 | 0,30 | – | – | 0,15 | 0,25 | 0,15 | 0,015 | 0,05 | 0,10 |
| BT20 | 5,5...7,0 | 0,8...2,5 | 0,5...2,0 | 1,5...2,5 | – | – | 0,15 | 0,25 | 0,15 | 0,015 | 0,05 | 0,10 |
| BT22 | 4,4...5,7 | 4,0...5,5 | 4,0...5,5 | 0,30 | – | 0,5...1,5 | 0,15 | 0,5...1,5 | 0,18 | 0,015 | 0,05 | 0,10 |
| ПТ-7М | 1,8...2,5 | – | – | 2,0...3,0 | – | – | 0,12 | 0,25 | 0,15 | 0,006 | 0,04 | 0,10 |
| ПТ-3В | 3,5...5,0 | 1,2...2,5 | – | 0,30 | – | – | 0,12 | 0,25 | 0,15 | 0,006 | 0,04 | 0,10 |
| АТЗ | 2,0...3,5 | – | – | – | – | 0,2...0,5 | 0,20...0,40 | 0,2...0,5 | 0,15 | 0,008 | 0,05 | 0,10 |

Примечания: 1. Основа — титан; сплав BT5-1 включает 2...3 мас. % Sn. 2. Сумма прочих примесей во всех сплавах составляет 0,30, в сплаве BT1-00 — 0,10 мас. %.

щих компонентов. Заготовку диаметром 350...650 мм, длиной до 5500 мм получают на специализированных гидравлических прессах усилием до 10000 тс [6].

Необходимость применения дорогостоящего оборудования для изготовления электродов является одним из основных недостатков указанной технологии. Кроме того, из-за ограниченной возможности ввода титановых отходов в шихтовую заготовку–электрод для данной технологии характерны значительный расход первичной титановой губки и высокая стоимость изделия. Вовлечение в шихту более 30...35 % отходов снижает прочность расходных электродов и создает опасность их разрушения при транспортировке и плавке [2]. Для повышения прочности электродов в шихту вводят 0,3...0,6 % алюминия. Требования, предъявляемые к качеству титановой губки прежде всего по содержанию хлора, связаны с таким явлением, как ионизация разряда, которая при ВДП может привести к возникновению дугового разряда между расходным электродом и стенкой кристаллизатора, а при определенных условиях — к аварии [7].

При использовании технологии ВДП расходного титанового электрода в водоохлаждаемом кристаллизаторе одним из недостатков является относительно небольшая ванна жидкого металла, что затрудняет получение слитков, однородных по химическому составу и структуре. Отметим двойственный подход к оценке размеров металлической ванны с точки зрения качества металла. С одной стороны, для получения однородного состава при пе-

реплаве расходного электрода, пресованного из титановой губки, из-за неоднородности последней, а также с учетом наличия в таком электроде отходов и легирующих компонентов предпочтительнее глубокая ванна, а следовательно, большая степень усреднения состава. С другой стороны, для формирования мелкой кристаллической структуры целесообразнее мелкая ванна. Поэтому при первом ВДП обеспечивают большую глубину ванны для достижения максимально возможной химической однородности, а при втором — уменьшают глубину ванны для получения более мелкой структуры слитка. К сожалению, при ВДП существует жесткая связь между скоростями плавления электрода и кристаллизации слитка, поэтому возможность воздействия на процесс кристаллизации очень ограничена. В процессе переплава регулируют только ток дуги, а глубина металлической ванны при ВДП прямо пропорциональна значению тока дуги.

При ВДП применяют источники постоянного тока, поскольку дуга постоянного тока в вакууме стабильна, а использование слитка в качестве анода позволяет увеличить глубину металлической ванны за счет эффективного использования выделяемой дугой энергии (на аноде примерно 75 %). Наиболее существенным недостатком применения источников постоянного тока при ВДП является взаимодействие электромагнитного поля дуги постоянного тока с полями токов, индуцируемых в массах металла, расположенных вблизи плавильной зоны. В результате такого взаимодействия возможен переброс дуги



на стенку кристаллизатора и его прожог. Для стабилизации дуги на нее воздействуют продольным магнитным полем, создаваемым различными соленоидными (как подвижными, так и стационарными, намотанными на кристаллизатор).

Устранить несбалансированные магнитные поля в зоне плавки и исключить опасность прожога кристаллизатора возможно при работе на трехфазном переменном токе. Однако наличие сразу трех электродов снижает коэффициент заполнения кристаллизатора, а использование секторных электродов заметно усложняет процесс их изготовления и повышает стоимость. Кроме того, существуют определенные трудности с поддержанием стабильной скорости плавления электродов [4].

В работе [8] показана принципиальная возможность поддержания устойчивого горения дуги переменного тока в вакууме при переплаве одного электрода из титана без применения стабилизаторов дуги (осцилляторов и легкоионизируемых солей) путем использования управляемых параметрических источников питания.

Параметрические источники для ВДП установлены и пущены в эксплуатацию еще в 1964 г. Однако работа на переменном токе требует более высокого напряжения, чем на постоянном, что увеличивает опасность возникновения боковых дуг. Слитки, выплавленные на переменном токе, имеют значительно худшую поверхность. Как отмечалось в монографии [9], и с таким источником не удалось достичь достаточной устойчивости дуги, поэтому работы не получили дальнейшего развития.

Взаимодействие магнитных полей при ВДП приводит к интенсивному вращению металлической ванны. Из-за ее вращения, а также разбрызгивания жидкого металла дугой, испарения компонентов расплава на стенке кристаллизатора, выше уровня расплава, образуется корка-гарнисаж. Внешний по отношению к слитку слой представляет собой конденсат, в состав которого входят все испаряющиеся из переплавленного металла элементы. Причем их концентрация здесь существенно выше, чем в самом слитке. Из-за характерного вида гарнисаж на головной части слитка получил название «корона». При подъеме уровня металла гарнисаж частично растворяется в нем и сплавляется со слитком. Рыхлый конгломерат конденсата и брызг металла значительно ухудшает качество поверхности слитка ВДП. Повышенная загрязненность поверхностного слоя металла неметаллическими включениями, чрезмерное обогащение легирующими элементами, примесями, газами, а также наличие подкорковых дефектов обуславливают необходимость обдирки слитков ВДП на глубину до 25 мм [4].

Технология ВДП не исключает возможности образования в слитке включений за счет не полностью расплавившихся тугоплавких легирующих компонентов. Кроме того, у легированных титановых сплавов, по-видимому, существует определенная предельная масса слитка ВДП, выше которой уве-

личение степени сегрегации легирующих компонентов и примесей, а также более грубая структура металла большого слитка будет отрицательно влиять на качество изделий [2].

С целью преодоления технологических недостатков, присущих вакуумно-дуговому способу получения титановых слитков в Институте электросварки им. Е. О. Патона почти 50 лет назад предложили использовать электрошлаковый процесс [10, 11]. Исследования этого процесса применительно к плавке титана показали, что при использовании открытых печей ЭШП одной лишь шлаковой защиты недостаточно. При открытой поверхности шлаковой ванны в случае контакта жидкого шлака с воздухом происходит поглощение газов (кислорода, азота, водорода) шлаком и насыщение ими переплавляемого металла. Увеличение глубины шлаковой ванны не дало положительных результатов. Потребовалась изоляция шлаковой ванны от воздуха.

Защита шлаковой ванны инертными газами (аргон, гелий) позволяет снизить степень загрязнения титана газами, но не обеспечивает требуемого низкого уровня их содержания. Поэтому сначала титан выплавляли не в открытых кристаллизаторах с вдуванием защитного газа в зону плавки, а в герметичных электропечах с застойной инертной атмосферой, для создания которой камера печи предварительно вакуумируется, а затем заполняется аргоном. Этот процесс называли камерным ЭШП. Давление аргона в печи должно быть не ниже 50...80 мм рт. ст., поскольку при указанном давлении и температуре электрошлакового процесса переплава титана шлак вскипает. Оптимальное давление аргона в печи составляет 300...600 мм рт. ст. Конструкция камерных печей ЭШП мало отличается от таковой печей ВДП [12, 13]. Из-за сложности оборудования и ряда других причин развитие печей ЭШП камерного типа было приостановлено [14, 15]. Только в последнее время стали появляться новые камерные печи ЭШП [16] и процессы ЭШП с использованием печей камерного типа, например магнитоуправляемая электрошлаковая плавка титана [17, 18].

Несмотря на некоторое возможное насыщение титана газами наряду с камерным ЭШП развивали ЭШП в печах открытого типа. В работах [13, 19] показана принципиальная возможность получения титановых слитков способом ЭШП в открытом кристаллизаторе с защитой зоны плавления аргоном. Однако с увеличением развеса слитков чрезмерно возрастает расход аргона, появляются затруднения с устранением подсоса газов из окружающей атмосферы [15].

Для исключения этого явления использовали бескамерные печи ЭШП с флюсовым затвором, конструкция которого позволяет в процессе плавки создавать в плавильном пространстве небольшое избыточное давление газов, что дополнительно препятствует поступлению азота и кислорода из атмосферы воздуха в полость кристаллизатора. Флюсовой затвор, герметизируя плавильное пространство, за-



щищает шлаковую ванну, а также нагретую до высоких температур поверхность расходуемого электрода над ней от насыщения газами. Следует отметить, что при переплаве в печах открытого типа в некоторых случаях для предотвращения насыщения газами поверхность расходуемого электрода покрывают специальными обмазками, флюсами. При использовании флюсового затвора необходимость в такой операции отпадает. Оценка эффективности применения флюсового затвора при ЭШП титана, проведенная в работе [20], показала возможность получения титановых слитков высокого качества в обычных бескамерных печах.

Одним из основных элементов электрошлаковой технологии, играющим энергопреобразующую и теплопередающую роль, является шлак. В работе [11] пришли к выводу, что шлак для электрошлаковой выплавки титановых слитков, как и для сварки титана, должен быть бескислородным. Поскольку при температурах электрошлакового процесса титан не должен заметно реагировать с фторидами (кальция, стронция, бария), предложено использовать чистый фтористый кальций, получивший наименование АНТ-2. В дальнейшем состав шлака (в основном с целью снижения электропроводности) корректировали, вводили различные добавки, например CaCl_2 , BaCl_2 [21], SrCl_2 и MgTiF_6 [17, 21], однако основа CaF_2 была постоянной. Как отмечено в работах [1, 22], электропроводность шлака с 87,3 % CaF_2 при 1700 °С равна $5,5 \text{ Ом}^{-1}\cdot\text{см}^{-1}$. С увеличением количества CaF_2 в шлаке его электропроводность повышается, а следовательно, увеличиваются энергетические затраты на плавку.

Особенность электрошлакового переплава заключается в отсутствии вакуума, необходимости применения расходуемых электродов с низким содержанием водорода, поскольку его массовая доля в результате ЭШП, в отличие от ВДП, практически не уменьшается. Содержание водорода в губке сразу после вакуумной сепарации обычно не превышает тысячных долей процента [11, 23]. Однако в процессе ее дробления, сортировки, хранения, изготовления расходуемых электродов возможно насыщение губки влагой, а кроме того, — поглощение влаги из воздуха готовыми, прессованными из губки, электродами. Отсутствие дегазации титана в ходе переплава является главным недостатком электрошлакового процесса. Поэтому ЭШП расходуемых электродов применяют, как правило, для получения слитков второго переплава в сочетании с одним из способов первого переплава в вакууме, обеспечивающих достаточно полное удаление газов и прежде всего водорода [1, 2].

Преимущества ЭШП расходуемого электрода, по сравнению с ВДП, состоят в следующем:

возможности не использовать источники постоянного тока;

отсутствии дуги в процессе, что позволяет избежать разбрызгивания металла и возникновения «короны» слитка, насыщенной примесями;

возможности вести процесс при более глубокой ванне жидкого металла и, таким образом, улучшить химическую однородность слитка, а вследствие более равномерного прогрева по сечению получать слитки прямоугольного сечения, что удобно для их дальнейшей прокатки;

возможности в ряде случаев избежать обдирки поверхности слитка перед последующей обработкой.

Кроме того, последние исследования процесса ЭШП расходуемого титанового электрода показали, что существует возможность растворения и/или даже измельчения и равномерного распределения высокоазотистых включений по объему слитка [24–26]. Скорость растворения высокоазотистых включений при ЭШП при определенных условиях может быть почти вдвое выше, чем при ВДП.

Своеобразный способ переплава расходуемого электрода (дугошлаковый — ДШП), являющийся комбинацией дугового и шлакового процессов переплава, предложен в работе [27]. Его предшественником, по-видимому, следует считать способ, в соответствии с которым проведены опытные плавки титана электрической дугой под слоем шлака [1, 28]. Поскольку плавку вели при напряжении 60...70 В в аргоне при давлении 360...500 мм рт. ст., следует полагать, что это были плавки в камерной печи ЭШП. Отмечены заметное увеличение скорости плавления при повышении мощности дуги, формирование слитка с довольно ровной поверхностью, без «короны», а также загрязнение всех узлов печи, в том числе вакуумных, пылевидным флюсом.

В предложенном способе ДШП дуга горит между торцом расходуемого электрода и поверхностью шлаковой ванны, пленка и капли жидкого металла, образующиеся на торце электрода, взаимодействуют с газовой атмосферой. В этом случае требования к герметизации плавильного пространства конструкции флюсового затвора (впервые такие затворы появились с разработкой способа ДШП) существенно выше, чем при ЭШП. Оценка применимости способа ДШП для переплава титана и его сплавов проведена в работах [29–31]. Важнейшие достоинства этого процесса заключаются в более высоком, чем при каноническом ЭШП, качестве переплавляемого металла, в 2–3 раза более низком удельном расходе шлака, в 1,5 раза меньших затратах электроэнергии [31].

Избежать проблем, связанных с изготовлением и переплавом расходуемого электрода, вовлечь в переработку большее количество титановых отходов позволяют различные способы плавки титана с нерасходуемым электродом. Это могут быть вакуумно-дуговая, плазменно-дуговая и электрошлаковые технологии.

В качестве нерасходуемых электродов при переплаве титана применяют вольфрам и графит, а также медные водоохлаждаемые электроды. Однако и здесь возникают проблемы. Так называемый нерасходуемый электрод все же подвергается



эрозии, в результате чего происходит загрязнение титанового слитка включениями материала электрода. Вольфрамовый электрод растрескивается, размывается брызгами переплавляемого металла, в результате чего в полученном слитке можно обнаружить микрочастицы вольфрама. Для надежной работы материал, из которого изготовлен нерасходуемый электрод, должен отличаться хорошими эмиссионными свойствами и высокой термостойкостью.

Для улучшения условий работы в вольфрамовый электрод вводят торий, лантан или иттрий. Такие добавки не только снижают работу выхода электронов и обеспечивают более высокую допустимую плотность тока дуги, но и повышают температуру рекристаллизации вольфрама, т.е. предотвращают охрупчивание и повышают его стойкость.

В случае применения графитовых нерасходуемых электродов обнаружено науглероживание титана, для уменьшения которого графитовый электрод пропитывают титаном.

Наиболее чистыми с точки зрения загрязнения переплавляемого металла являются медные электроды. Медь как более легкоплавкий металл в случае попадания в переплавляемый титан полностью в нем растворяется, образуя с ним твердые растворы замещения. Она не так опасна, как вольфрам. Главная задача при использовании медных нерасходуемых электродов заключается в необходимости свести их эрозию к минимально допустимой, обеспечив при этом требуемые производительность процесса и ресурс работы электрода (плазмотрона).

При ВДП и ПДП с медным нерасходуемым электродом предусматриваются меры, способствующие распределению теплового потока дуги, поступающего на электрод, по максимально возможной площади его рабочей поверхности и/или снижающие плотность тока в пятне привязки дуги на электроде [32]. Так, в установках фирмы «Шлингер» медный нерасходуемый электрод типа «рототрод», установленный под углом к зеркалу металлической ванны, вращают вокруг собственной оси и, таким образом, перемещают пятно привязки дуги по рабочей поверхности электрода.

В установках фирмы «Вестингхаус электрик Ко», использующих электрод типа «дюорак», вращение дуги по кольцевой поверхности наконечника электрода осуществляют с помощью магнитного поля. При рабочих токах до 2 кА ресурс работы указанных электродов не превышает 40... 50 ч.

В дуговых источниках нагрева с плазменным катодом [33, 34] равномерного рассредоточения активных пятен по рабочей поверхности нерасходуемого электрода и уменьшения выделяемой на нем энергии достигают за счет вспомогательной низкоамперной дуги, обеспечивающей требуемое количество заряженных частиц в приэлектродной области для работы основной дуги. При токах до 10 кА ресурс работы такого электрода достигал уже 20 ч.

Дальнейшее совершенствование конструкций нерасходуемых электродов привело к созданию

фирмой «Вестингхаус Плазма Ко» плазменного электрода (плазмотрона), в котором перемещение пятна привязки дуги осуществляется в двух направлениях. Интенсивное вращение по внутренней поверхности водоохлаждаемого трубчатого электрода обеспечивается магнитным полем, а перемещение вдоль рабочей поверхности электрода — мощным газовым потоком. При этом дуга периодически обрывается и вновь образуется в узком зазоре между двумя трубчатыми электродами. Процесс динамично повторяется, позволяя избегать локализации пятна на поверхности электрода. Ресурс работы плазменного нерасходуемого электрода такой конструкции мощностью до 4 МВт достигает нескольких тысяч часов.

Для снижения плотности тока в пятне привязки дуги следует обеспечивать максимально возможный диаметр активного пятна, а лучше всего — диффузную привязку, или разбить пятно на несколько пятен, равномерно рассредоточенных по рабочей поверхности электрода. Рассредоточение пятна по рабочей поверхности электрода способствовало созданию многостержневого или секционного электрода, состоящего из множества электродов малого диаметра, собранных в пакет [35]. Прикатодная область разряда такого электрода формируется из отдельных разрядов (на каждом из электродов малого диаметра), объединенных на определенном расстоянии от поверхности секционного электрода. Ресурс работы данного секционного электрода, по сравнению с обычным массивным, при том же токе заметно выше.

Что касается технологий выплавки титановых слитков с применением нерасходуемых электродов, то отметим следующее. Дуговой переплав в аргоне или гелии и ВДП титана нерасходуемым электродом в медном охлаждаемом кристаллизаторе применяли на ранних этапах развития технологии получения титановых слитков. Из-за загрязнения слитка включениями материала электрода, мелкой металлической ванны и сложности подачи легирующих компонентов в нужном соотношении, образования неоднородности как по сечению, так и по высоте слитка, плохого проплавления, а следовательно, и плохой поверхности слитка (при обдирке в стружку уходило до 25 % металла [1]); неэффективного использования выделяемой дугой энергии (примерно треть ее уходит на нагрев нерасходуемого электрода, а по мере снижения остаточного давления это количество увеличивается), медленного плавления шихты, применяли такие способы недолго.

В результате совершенствования технологии дуговой плавки начали применять способ ВДП расходуемого электрода, описанный ранее, а также вакуумно-дуговую гарнисажную плавку. При ВДП в гарнисаже можно обеспечить большую ванну жидкого металла, что дает возможность использовать этот способ для производства не только слитков, но и фасонных отливок. Особенности теплофизических процессов при плавке в гарнисаже таковы, что накопление необходимого количества жидкого ме-



тала нужно получить без заметного перехода его в твердую фазу (гарнисаж), т. е. с минимальными потерями. Для этого требуется вести процесс с большей скоростью плавки при высокой удельной мощности дуги. Гарнисажные вакуумно-дуговые печи могут работать как с нерасходуемым, так и с расходуемым электродами и их комбинацией. Плотность тока в гарнисажных печах в 1,5... 2,0 раза выше таковой в печах для выплавки слитков. Объем жидкого металла в тигле непрерывно увеличивается, поэтому температурное поле ванны при плавке расходуемого электрода всегда нестационарно, а площадь поверхности раздела фаз также непрерывно увеличивается. Лишь при плавке с нерасходуемым электродом можно достичь стационарного теплового состояния [9].

В гарнисажных печах для плавки титана применяют, как правило, медные или графитовые тигли, установленные в водоохлаждаемом корпусе. При плавке в металлическом тигле толщина гарнисажа может быть довольно малой. При полном проплавлении гарнисажа на хорошо охлаждаемой стенке мгновенно образуется новый слой гарнисажа. Однако в таком тигле тепловые потери больше, чем в графитовом.

При плавке в графитовом тигле толщина гарнисажа должна быть достаточно большой для предотвращения науглероживания расплава путем диффузии углерода через гарнисаж. На практике толщина гарнисажа при плавке в графитовом тигле должна составлять не менее 12... 15 мм. Расплавление нового металла обычно производят в уже имеющемся гарнисаже, который в процессе плавки непрерывно прогревается. В начале плавки толщина гарнисажа может несколько увеличиваться, а затем (по мере прогрева) уменьшаться. Плавку ведут таким образом, чтобы толщина гарнисажа от плавки к плавке не изменялась.

Условия охлаждения гарнисажа на дне и боковых стенках тигля неодинаковы. На донной поверхности гарнисаж обычно хорошо сплавлен с тиглем, на боковой поверхности — хуже. В местах контакта гарнисажа и тигля образуется большое количество мелких пор. Из-за наличия пор, плохого охлаждения гарнисаж может проплавиться, и расплав вступит в контакт с тиглем. С учетом толщины гарнисажа на дне и боковых стенках тигля, а также мощности установки определяют размеры тигля. Для печей малой и средней емкости (до 250 кг) отношение диаметра тигля к его высоте выбирают равным трем, а для печей большей емкости — двум. При правильном выборе соотношения между размерами тигля и мощностью печи жидкий металл может составлять 80 % и более его общего количества в печи. В тигле обычно перемешивают расплав для усреднения химического состава и температуры. Даже при отсутствии соленоида в гарнисажной печи зафиксировано заметное движение расплава. Расплав интенсивно перемешивается и в горизонтальной, и в вертикальной плоскостях.

Гарнисажная плавка — один из способов, где процессы плавления и кристаллизации металла разделены во времени. Поэтому многие дефекты структуры слитка, связанные одновременно с плавлением и кристаллизацией металла в одном устройстве, не обнаружены. Для слитков, полученных этим способом, характерны обычные литейные дефекты, усугубленные трудностями контроля количества и температуры металла.

В результате совершенствования гарнисажной плавки появились печи с промежуточной емкостью или подовые гарнисажные печи. В них плавку ведут в отдельной, довольно широкой емкости, металл из которой сливается в неохлаждаемую изложницу. Плавка в подовой гарнисажной печи названа процессом ГРЭ.

Получение титановых слитков с помощью процесса ГРЭ — одна из технологических схем плавильно-литейного производства ВСМПО. По такой схеме изготавливают слитки для последующего переплава способом ВДП наряду с традиционным переплавом расходуемого электрода, прессованного из титановой губки [36]. Использование печей ГРЭ позволило ВСМПО вовлечь в оборот большое количество отходов собственного производства, образующихся при изготовлении изделий из титана.

Плазменно-дуговая технология производства титановых слитков, в отличие от ВДП, характеризуется заметным преимуществом — наличием независимого источника теплоты, т. е. плазмотрона, позволяющего регулировать продолжительность пребывания металла в жидком состоянии, глубину и форму металлической ванны и, таким образом, целенаправленно воздействовать на ход металлургических процессов, затвердевание металла.

Подобно процессу ВДП, при ПДП, как правило, применяют источники питания постоянного тока. Это связано с тем, что наибольшую стойкость нерасходуемого электрода (плазмотрона) и стабильность параметров плазменной дуги отмечают при питании плазмотронов постоянным током при прямой полярности. Использование постоянного тока для питания нерасходуемых электродов нецелесообразно при создании крупных плазменных печей для выплавки слитков из-за негативного влияния ферромагнитных масс, расположенных вблизи короткой сети печи, а также взаимодействия магнитных полей нескольких, одновременно горящих, плазменных дуг [4]. С учетом стойкости нерасходуемого электрода мощность плавильных печей повышают не за счет возрастания единичной мощности плазмотрона, а путем увеличения количества плазмотронов. Применение нескольких плазмотронов, возможность отдельного изменения их мощности, а следовательно, и скорости плавления металла придает процессу ПДП большую технологическую гибкость. Однако наличие нескольких одновременно горящих плазменных дуг постоянного тока из-за взаимодействия их магнитных полей приводит к резкому ухудшению стабильности парамет-



ров процесса, к изменению заданного положения дуг в плавильном пространстве, интенсивному вращению металлической ванны. Поэтому в плазменных комплексах мощностью в несколько мегаватт применяют источники переменного тока с трехфазной схемой питания [37]. При использовании источников переменного тока основные затруднения вызывает изменение условий горения дуги при регулярной смене ее полярности, а также увеличение тепловой нагрузки нерасходуемого электрода в те полупериоды, когда на него подается анодный потенциал. Обеспечить устойчивость плазменной дуги переменного тока удастся за счет применения источников питания со значительным запасом напряжения холостого хода по отношению к рабочему напряжению дуги.

Технологические схемы ПДП предусматривают переплав как расходуемой заготовки, так и некомпактной шихты. Собственно ПДП расходуемой заготовки — это использование наряду с нерасходуемыми электродами (плазмотронами) расходуемого электрода, при подготовке к плавке которого возникают изложенные выше проблемы. Кроме того, при ПДП необходимо использовать (особенно в одноплазмотронных печах с горизонтальной подачей заготовки) сравнительно тонкие и поэтому более трудоемкие в изготовлении и дорогостоящие расходуемые заготовки. Как отмечалось в работе [4], способу ПДП при переплаве расходуемой заготовки, трудно составить конкуренцию способам ВДП и ЭШП. Энергетическая эффективность ПДП ниже, оборудование для него сложнее, требуется применение инертных дорогостоящих газов. Экономически целесообразнее использовать способ ПДП для выплавки слитков из шихтовых материалов. Применительно к выплавке слитков из титана такая технология была реализована еще 30 лет назад [38–40]. Созданы оборудование и технологический процесс ПДП шихты, на 100 % состоящей из кондиционных отходов. Как показали многочисленные исследования [38, 39, 41, 42], титановая губка мелких фракций, литейные отходы титана, а также отходы в виде стружки и обрезки могут быть переплавлены способом ПДП в слитки первичного и вторичного титана и его сплавов.

Как и в любом процессе ПДП, остаются нерешенными проблемы, связанные с применением плазмообразующих газов, использование которых не только усложняет оборудование ПДП, но и увеличивает расходы на переплав. А ведь важным экономическим аспектом производства и применения титана является снижение стоимости его переделов.

В плазменно-дуговых печах небольшой мощности расход газа невелик и его обычно не утилизируют после выхода из камеры. С увеличением мощности и количества плазмотронов в печи расход газа возрастает, а сбрасывать его в атмосферу невыгодно. Для многократного использования газа плазменно-дуговые печи оборудуют системами рециркуляции,

предусматривающими очистку газа от твердых и газообразных примесей, загрязняющих его в процессе переплава металла. Чем меньше в плазмообразующем газе нежелательных примесей, тем выше может быть чистота переплавленного металла.

При переплаве титана в качестве плазмообразующего газа, как правило, используют аргон, исходная степень загрязненности которого может превышать допустимые пределы [23]. Особенно это касается содержания в нем водяных паров. Кроме того, при подготовке к плавке (откачка воздуха из камеры печи форвакуумным насосом и двукратная «промывка» его аргоном) в плавильном пространстве остается около 0,1 % кислорода и 0,5 % азота.

В процессе переплава титана, особенно губки, атмосфера печи насыщается удаляемыми из него газообразными примесями и солями. Для поддержания инертной атмосферы в камере печи создаются условия так называемого динамического химического вакуума. «Грязный» аргон удаляется в систему регенерации, а на его место поступает новый, очищенный. Чаще всего ПДП проводят при атмосферном давлении или немного выше для предотвращения подсоса воздуха в печь. С точки зрения взаимодействия нежелательных газообразных примесей, присутствующих в камере печи с расплавом титана, целесообразно поддерживать не атмосферное или избыточное давление в камере печи, а некоторое разрежение (около 300...400 мм рт. ст.). Однако создать такое разрежение можно только в плазменно-дуговых печах небольшой емкости, работающих со сбросом отработанных газов в атмосферу. На крупных печах ПДП для работы систем рециркуляции плазмообразующего газа требуется поддержание избыточного давления в камере печи. Если сравнивать чистоту металла, то переплавленный в аргоне металл больше загрязнен азотом и неметаллическими включениями, чем в случае ВДП [4].

ЭШП с использованием нерасходуемого электрода применяется, как правило, для переплава шихтовых материалов, утилизации стружки, мелкой обрезки. Применяют такой процесс и для подпитки, обогрева и выплавки слитков, а также рафинирования металла [43, 44].

Еще 50 лет назад в процессе изучения применимости электрошлакового процесса для получения титановых слитков сравнивали эффективность ЭШП титана с расходуемым и неплавящимся (нерасходуемым) электродом [11]. Результаты такого сравнения представлены в табл. 2.

При выплавке небольших (диаметром 90 мм) слитков титана с использованием металлического водоохлаждаемого нерасходуемого электрода диаметром 30 мм затраты электроэнергии оказались непомерно большими, а производительность недостаточной. Также отмечена недостаточная стойкость нерасходуемого электрода. К сожалению, авторы не указали материал, из которого изготовлен нерасходуемый электрод, но, по-видимому, это был медный водоохлаждаемый электрод. Из табл. 2 видно,



Таблица 2 [11]. Техничко-экономические показатели ЭШП слитков титана диаметром 90 мм расходуемым и неплавящимся электродами

| Режим плавки | Расходуемый электрод | Неплавящийся электрод |
|--|----------------------|-----------------------|
| Ток, А | 2500... 2700 | 1600 |
| Напряжение, В | 23... 25 | 24... 26 |
| Диаметр электрода, мм | 60 | 30 |
| Глубина шлаковой ванны, мм | 25... 30 | 25... 30 |
| Скорость, кг/ч | 40,5 | 3,6 |
| Удельный расход электроэнергии, (кВт·ч)/кг | 1,62 | 11,2 |

что ток плавки примерно в 1,6 раз ниже при использовании нерасходуемого электрода, чем расходуемого титанового большего (60 мм) диаметра.

Применение нерасходуемого электрода меньшего диаметра, по всей вероятности, связано с удобством подачи в зазор между электродом и стенкой кристаллизатора шихтовых материалов, однако такое сравнение не совсем корректно. Уменьшение диаметра нерасходуемого электрода привело к существенному увеличению плотности тока в нем. Процессы электрокоррозии и электроэрозии такого электрода в расплавленном шлаке, по-видимому, были настолько интенсивными, что увеличение тока выше указанного уровня сочли нецелесообразным. Более низкое значение тока, а также наличие водоохлаждаемого электрода в центре шлаковой ванны, приводящее к дополнительным тепловым потерям, обусловили снижение скорости плавления переплавляемого металла, а следовательно, повышение удельного расхода электроэнергии. Использование нерасходуемых электродов при классической схеме ЭШП вообще и ЭШП титана, в частности, сочли тогда нерациональным [1].

Однако разработка новых конструкций нерасходуемых электродов [45] и более поздний опыт использования металлических водоохлаждаемых электродов в электрошлаковых процессах [46–48] показали, что этот способ, не уступая обычному ЭШП с применением расходуемого электрода по качеству полученного металла, превосходит его по технологическим возможностям [47]. Наиболее рациональной конструкцией водоохлаждаемого нерасходуемого электрода считают конструкцию со сменными наконечниками. Такие наконечники, к медному корпусу которых по торцевой и боковой поверхностям припаявают молибденовые и вольфрамовые прутки (конструкция, по всей видимости, была заимствована из опыта ПДП), обеспечивают ресурс работы при максимальных нагрузках до 300 ч. Электроды просты в обслуживании, надежны в эксплуатации и обеспечивают стабильное ведение электрошлакового процесса.

Необходимо отметить, что электрошлаковый процесс с использованием металлических нерасходуемых электродов ведут таким образом, чтобы постоянно поддерживать слой шлакового гарнисажа,

«намороженного» на наконечнике водоохлаждаемого электрода. При несоблюдении энергетических режимов шлаковый гарнисаж расплавляется, наконечник работает в контакте с жидким шлаком, в результате чего его ресурс сокращается и появляется вероятность загрязнения расплава материалом наконечника. Применение таких нерасходуемых электродов при выплавке ферротитана описано в работе [49]. Как отмечается в этой статье, содержание титана по диаметру слитка во многом зависит от схемы подвода тока к шлаковой ванне. В данном случае более равномерного его распределения достигали при монофилярной схеме подвода с расщепленным электродом, при которой обеспечивали равномерное выделение теплоты в шлаковой ванне, лучшие условия для плавления металла и передачи теплоты к металлической ванне. Замеры глубины последней показали, что при монофилярной схеме она в 1,2... 1,5 раза больше, чем при бифилярной и к тому же увеличивается у стенок кристаллизатора, что способствует усреднению состава ферротитана в этой зоне.

Отмечена необходимость использования шлаков с большим электрическим сопротивлением, когда достигаются более высокие значения температуры шлака, производительность переплава и меньший расход электроэнергии. Промышленная реализация процесса электрошлакового переплава с применением нерасходуемых водоохлаждаемых электродов для производства ферротитана осуществлена на ВСМПО. В настоящее время ферротитан на ВСМПО получают электрошлаковым способом [36].

К способам ЭШП с использованием нерасходуемого электрода следует, вероятно, отнести и переплав в токоподводящем кристаллизаторе [50, 51]. Верхняя токоподводящая секция такого кристаллизатора является нерасходуемым электродом, эрозия которого с учетом значительно большей площади рабочей поверхности существенно ниже, чем у обычного медного электрода относительно малого диаметра, расположенного по центру шлаковой ванны. Но и в этом случае для защиты от электроэрозии и электрокоррозии иногда применяют защитные покрытия токоподводящей поверхности [52].

Авторы одной из первых конструкций токоподводящего кристаллизатора [51] в качестве защит-



ного покрытия предложили применять вольфрам, молибден или графит. Разработка различных технологических процессов в кристаллизаторе, особенно процессов с заливкой жидкого металла [53], привела к появлению биметаллических конструкций с защитой медной токоподводящей поверхности относительно тонким слоем углеродистой стали [52, 54]. В случае плавки титана и его сплавов в качестве защитного покрытия может быть использован титан.

Применение токоподводящего кристаллизатора для плавки титановой губки описано в работах [55, 56]. Плавку проводят в камерной печи в аргоне. Необходимо отметить, что при переплаве губки в токоподводящем кристаллизаторе целесообразно использовать шлак с более высокими значениями температуры плавления и электросопротивления, чем у обычно применяемого для этих целей фтористого кальция. С увеличением диаметра кристаллизатора из-за недостаточной температуры шлаковой ванны могут возникать проблемы с плавлением губки, нерасплавившиеся части которой скапливаются в формирующей части кристаллизатора. Для интенсификации процесса плавления губки можно использовать двухконтурную схему переплава [57, 58], один из вариантов которой представляет собой комбинацию процессов переплава в токоподводящем кристаллизаторе и переплава с использованием нерасходуемого электрода, расположенного по центру шлаковой ванны. Возможность использования такой схемы для переплава титановой губки указана в работе [56]. Наличие дополнительного медного водоохлаждаемого электрода возвращает нас к проблемам, связанным с его стойкостью, тепловой эффективностью процесса и прочим проблемам, описанным ранее. При двухконтурной схеме переплава целесообразнее использовать расходуемый электрод.

Вообще отказаться от применения как расходных, так и нерасходуемых электродов позволяют различные способы индукционного и электроннолучевого переплава. Эти способы, а также перспективы развития титановой промышленности будут рассмотрены в третьей части.

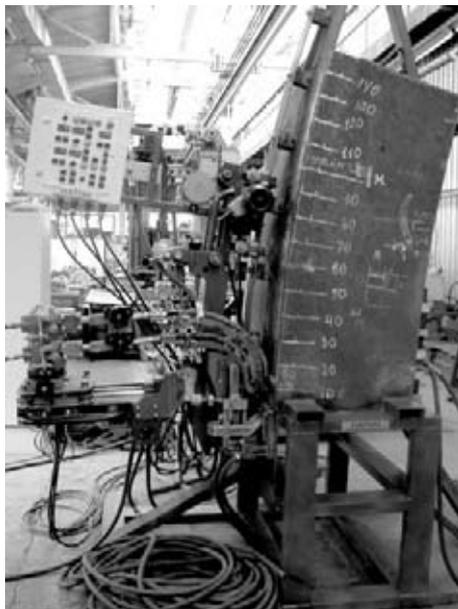
1. *Металлургия титана* / В. А. Гармата, Б. С. Гуляницкий, В. Ю. Крамник и др. — М.: Металлургия, 1967. — 643 с.
2. *Титан* / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Н. В. Галицкий и др. — М.: Металлургия, — 1983. — 559 с.
3. *Получение* слитков титана и его сплавов путем переплава непосредственно титановой губки и скрапа / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, В. И. Кумыш // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1995. — № 3. — С. 14–23.
4. *Латаш Ю. В., Матях В. Н.* Современные способы производства слитков особо высокого качества. — Киев: Наук. думка, 1987. — 336 с.
5. *Металлы и сплавы.* Справочник / Под ред. Ю. П. Солнцева. — СПб: НПО «Профессионал», 2003. — 163 с.
6. *Плавка и литье титановых сплавов* / Н. Ф. Аношкин, С. Г. Глазунов, Е. И. Морозов и др. — М.: Металлургия, 1978. — 383 с.
7. *К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей. Сообщение 1* / М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, И. В. Шейко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 1. — С. 55–60.
8. *Величко Т. Л., Гуттерман К. Д., Волохонский Л. А.* Вакуумная дуговая плавка металлов и сплавов на переменном токе // Электроотермия. — 1968. — Вып. 4. — С. 17–19.
9. *Волохонский Л. А.* Вакуумные дуговые печи. — М.: Энергоатомиздат, 1985. — 232 с.
10. *Гуревич С. М., Дидковский В. П.* Вопросы электрошлаковой выплавки слитков титана // Техн. бюллетень. — 1958. — № 1. — С. 3–6.
11. *Гуревич С. М., Дидковский В. П., Новиков Ю. К.* Электрошлаковая выплавка слитков титановых сплавов // Автомат. сварка. — 1963. — № 10. — С. 37–42.
12. *Электрошлаковые печи* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1976. — 414 с.
13. *Электрошлаковая выплавка титановых слитков в бескамерной печи ЭШП* / Б. И. Медовар, В. Г. Попов, Л. В. Чекотило, Е. Ш.-М. Гисер // Спец. электрометаллургия. — 1978. — № 8. — С. 41–45.
14. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Медовар Л. Б.* ЭШП: каким ему быть в ближайшее десятилетие // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 3. — С. 9–10.
15. *Электрошлаковая выплавка плоских слитков титана и его сплавов* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Г. Попов, Л. В. Чекотило // Там же. — 1975. — Вып. 28. — С. 36.
16. *О новом подходе к конструкции камерных печей ЭШП* / Л. Б. Медовар, А. А. Троянский, В. Я. Саенко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 2. — С. 15–17.
17. *Протокилов И. В.* Магнитоуправляемая электрошлаковая плавка многокомпонентных титановых сплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 2006. — 20 с.
18. *Котлан Я. Ю., Щербинин Э. В.* Электрошлаковые сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.
19. *Павлючук Г. А., Майоренко В. М., Стулак Л. М.* Электрошлаковая выплавка слитков титана // Спец. электрометаллургия. — Киев: Наук. думка, 1972. — Ч. 1. — С. 148.
20. *Оценка эффективности применения флюсового затвора при выплавке слитков из высокопрочных титановых сплавов в бескамерных печах ЭШП* / В. Я. Саенко, А. Г. Богаченко, Л. Б. Медовар и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1994. — № 3–4. — С. 3–6.
21. *Нафziger Р. Х.* Шлаки для электрошлаковой выплавки титана и режимы плавки // Электрошлаковый переплав. — Киев: Наук. думка, 1971. — С. 202–218.
22. *Евсеев П. П., Филиппов А. Ф.* Электропроводность шлаков // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1965. — № 3. — С. 74.
23. *Электрошлаковый металл* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.
24. *ESR as fast technique to dissolve nitrogen rich inclusions in titanium* / M. G. Benz, P. J. Meschter, J. P. Nic et al. // Innovations in materials conf. (Washington, July, 20–22, 1998). — Washington, 1998. — P. 212–218.
25. *Dissolution of nitrogen-rich inclusions in titanium alloys by active slag ESR refining* / M. G. Benz, P. J. Meschter, J. P. Nic et al. // Proc. XITC-98 (Xian, China, Sept. 15–18, 1998). — Xian, 1998. — P. 327–332.
26. *Медовар Л. Б., Бенц М. Дж.* Токоведущий кристаллизатор для электрошлакового рафинирования титановых сплавов с независимым управлением температурой шлака, скоростью вращения шлака и скоростью расплавления электрода // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 4. — С. 13–15.
27. *А. с. 520784 СССР, МПК В22d 23/06 НВЗФ.* Способ переплава расходуемого электрода / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. И. Лакомский и др. — Опубл. 05.07.82; Бюл. № 20.
28. *Тетюхин В. В.* Плавление титана электрической дугой под слоем расплавленного флюса // Титан в промышленности: Сб. ст. — М.: Оборонгиз, 1961. — 328 с.
29. *Переплав губчатых расходных электродов методами ЭШП и ДШП* / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, В. И. Кумыш и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1994. — № 3–4. — С. 7–11.
30. *Оценка эффективности применения флюсового затвора при выплавке слитков из высокопрочных титановых сплавов в бескамерных печах ЭШП* / В. Я. Саенко, А. Г. Богаченко, Л. Б. Медовар и др. // Там же. — 1994. — № 3–4. — С. 3–6.
31. *Дугошлаковый переплав титана и титановых сплавов* / Б. И. Медовар, В. В. Шепелев, В. Я. Саенко, Ю. М. Погарин // Там же. — 1992. — № 2. — С. 13–15.



32. *Дуговые источники нагрева с нерасходуемыми электродами* / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник и др. // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 4. — С. 29–33.
33. *Pat. 2014412* Англия, H05B 7/18. Generating plasma in arc torch / В. Е. Патон, G. A. Melnik, J. V. Latash et al. — Publ. 17.04.1982.
34. *Трехфазные плазменные нагревательные комплексы и перспективы их применения* / Б. Е. Патон, Ю. В. Латаш, О. С. Забарыло и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1985. — № 2. — С. 53–57.
35. *Коротев А. С.* Электродуговые плазмотроны. — М.: Машиностроение, 1980. — 174 с.
36. *www.vsmpro.ru.*
37. *Трехфазные плазменные нагревательные комплексы и перспективы их применения* / Б. Е. Патон, Ю. В. Латаш, О. С. Забарыло и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1985. — № 1. — С. 50–55.
38. *Получение вторичного титана методом плазменно-дугового переплава* / В. И. Лакомский, О. С. Забарыло, А. В. Жердев и др. // Там же. — 1976. — Вып. 4. — С. 94–96.
39. *Некоторые исследования выплавки слитков вторичного титана на установке У-599* / В. В. Должиков, Ю. В. Латаш, С. Я. Шехтер и др. // Там же. — 1983. — Вып. 18. — С. 85–88.
40. *Опробование технологии плазменной выплавки и прокатки листовых слитков из отходов губчатого титана* / Ю. В. Латаш, В. С. Константинов, В. П. Макаренко и др. // РЖ Металлургия. — 1994. — № 12. — С. 212.
41. *Лакомский В. И.* Плазменно-дуговой переплав. — Киев: Техніка, 1974. — 336 с.
42. *Исследование качества вторичного титанового сплава ТВ-4К, полученного способом плазменно-дугового переплава* / В. В. Должиков, Ю. В. Латаш, О. С. Забарыло и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1981. — Вып. 14. — С. 92–94.
43. *Биктагиров Ф. К.* Применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для плавки, рафинирования и обработки металлов. Сообщение 1 // Там же. — 2002. — № 4. — С. 11–17.
44. *Биктагиров Ф. К.* Применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для плавки, рафинирования и обработки металлов. Сообщение 2 // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 1. — С. 5–9.
45. *Разработка и исследование нерасходуемых металлических охлаждаемых электродов для электрошлакового процесса* / В. А. Яковенко, Е. В. Буцкий, В. Н. Ярулин, С. В. Богданов // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 2. — С. 16–21.
46. *Электролитическое рафинирование электролитического марганца на установке УО-105* / Ю. В. Латаш, В. А. Яковенко, И. Ю. Лютый и др. // Там же. — 1989. — № 2. — С. 14–21.
47. *Электрошлаковый переплав отходов жаропрочных сплавов с применением охлаждаемых нерасходуемых электродов* / Ю. В. Латаш, В. А. Яковенко, Е. В. Буцкий и др. // Там же. — 1990. — № 2. — С. 10–15.
48. *Лютый И. Ю., Латаш Ю. В.* Электрошлаковая выплавка и рафинирование металлов. — Киев: Наук. думка, 1982. — 198 с.
49. *Получение ферротитана путем электрошлакового переплава титановой и стальной стружки* / Ю. В. Латаш, В. А. Яковенко, С. В. Кравцов и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1991. — № 3. — С. 50–53.
50. *Ксендзык Г. В.* Электрошлаковый переплав стружки высоколегированной стали в токоподводящем кристаллизаторе // Повышение качества и эффективности процессов сварки и наплавки: Сб. ст. — Киев: Наук. думка, 1984. — С. 67–68.
51. *Pat. 4,185,682 USA*, МПК В22, В 27/02. Electroslag remelting & surfacing apparatus / G. V. Ksendzyk, I. I. Frumin, V. S. Shirin. — Publ. 29.01.80.
52. *Цыкуленко К. А., Федоровский Б. Б., Цыкуленко А. К.* Применение биметаллических и огнеупорных материалов в конструкциях кристаллизаторов ЭШП // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 1. — С. 17–20.
53. *Electroslag processes without consumable electrodes* / V. I. Medovar, L. B. Medovar, A. K. Tsykulenko et al. // Proc. of the Intern. symp. on liquid metal processing & casting (Santa Fe, New Mexico, February 16–19, 1997). — Santa Fe, 1997. — P. 114–121.
54. *Рекламные материалы НКМЗ* // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 2. — 2-я стр. обл.
55. *Medovar V. I., Medovar L. B.* Electroslag melting of titanium sponge in a current-conductive mould // Proc. of the 1997 Intern. symp. on liquid metal processing & casting (Santa Fe, New Mexico, February 16–19, 1997). — Santa Fe, 1997. — P. 270–274.
56. *ЭШП титана: вчера, сегодня, завтра* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, М. Г. Бенц и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1999. — № 2. — С. 3–8.
57. *К вопросу об электрошлаковой выплавке крупнотоннажных заготовок из высоколегированных сталей и сплавов* / Б. И. Медовар, Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко и др. // Там же. — 1999. — № 2. — С. 26–30.
58. *Двухконтурная схема электрошлакового переплава расходоуемого электрода* / А. К. Цыкуленко, И. А. Ланцман, Л. Б. Медовар и др. // Там же. — 2000. — № 3. — С. 16–20.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 10.01.2007

Техническая характеристика аппарата АШ 115 М



| | |
|---|--|
| Толщина свариваемых кромок, мм | 40... 200 |
| Количество электродов, шт. | 2 |
| Диаметр электродной проволоки, мм | 3; 4 |
| Значение сварочного тока на один электрод при ПВ = 100 %, А | до 800 |
| Скорость подачи электродов, м/ч | 80... 450 |
| Схема подачи электродов | автономная |
| Скорость вертикального перемещения, м/ч | 0,6... 12,0 |
| Разворот электродов при ЭШС наклонных стыков, град | С25 |
| Корректировка положения электродов: | |
| вдоль разделки | С60 |
| поперек разделки | С20 |
| Тяговое усилие ходового механизма, кг | У800 |
| Амплитуда колебаний, мм | 100 |
| Направляющий рельс | гибкая полоса с эвольвентной зубчатой рейкой |



УДК 660.187.58

ОСВОЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА И ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ОСОБОНИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ КАТАНКИ

А. Н. Савьюк, И. В. Деревянченко, О. Л. Кучеренко,
А. П. Стовпченко, Ю. С. Пройдак,
Л. В. Камкина, Ю. Н. Грищенко

Освоена технология производства особонизкоуглеродистой стали в ДСП. Экспериментально обоснованы параметры электропечного полупродукта, вакуумирование которого позволяет получать особонизкоуглеродистую сталь. Определяющим является получение оптимальной окисленности металла на выпуске для удаления углерода. Комплексом исследований макро- и микроструктуры, степени неоднородности и загрязненности неметаллическими включениями, а также механическими испытаниями катанки показано, что структура и уровень свойств создают возможность ее волочения без промежуточных отжигов.

Technology of production of ultra-low carbon steel in EAF has been mastered. Parameters of electric furnace semi-product, whose degassing allows producing the ultra-low carbon steel are grounded. Determining factor is the obtaining of optimal metal oxidation at the metal tapping for carbon removal. It is shown by a complex of investigations of macro- and microstructure, degree of non-homogeneity and contamination with non-metallic inclusions, as well as mechanical tests of rolled wire, that structure and level of properties create feasibility of its drawing without intermediate annealings.

Ключевые слова: особонизкоуглеродистая сталь; вакуумирование; внепечная обработка; неметаллические включения; механические свойства

Введение. Молдавский металлургический завод (далее СЗАО «ММЗ») — одно из наиболее передовых предприятий СНГ — постоянно расширяет сортамент выпускаемого проката. Благодаря значительным технологическим возможностям производства, высокой квалификации специалистов предприятия, а также привлечению научных разработок в последнее время решена задача получения из электропечного полупродукта особонизкоуглеродистой стали для изготовления высокопластичной катанки.

Технологию производства особонизкоуглеродистой стали разрабатывали с привлечением термодинамических расчетов на основе активного эксперимента, включавшего получение низкоуглеродистого полупродукта в дуговой сталеплавильной печи (ДСП), его внепечную обработку на установке ковш-печь (УКП) и вакууматоре камерного типа (VD), а также комплекса исследований качества металла (механические свойства, количество и морфология неметаллических включений).

Основными технологическими сложностями производства такого металла являются получение малой массовой доли (менее 0,03 %) углерода на выпуске стали из ДСП и при внепечной обработке в ковше с периклазоуглеродистой футеровкой, а также получение плотной структуры заготовки из металла с небольшими количествами кремния и марганца (соответственно менее 0,02 и 0,12 %) и ограниченным расходом алюминия.

Разработанный технологический процесс производства особонизкоуглеродистой стали включал выплавку полупродукта в ДСП из металлолома с добавлением части передельного чугуна (либо другого первородного сырья) для обеспечения минимального содержания цветных металлов (хрома, никеля, меди); выпуск в ковш полупродукта и его частичное раскисление; обезуглероживание металла на установке вакуумирования камерного типа; доводку металла до заданного химического состава на установке ковш-печь; разливку стали на МНЛЗ с полной защитой струи от вторичного окисления и использованием системы электромагнитного перемешивания металла в кристаллизаторе.

© А. Н. САВЬЮК, И. В. ДЕРЕВЯНЧЕНКО, О. Л. КУЧЕРЕНКО, А. П. СТОВПЧЕНКО, Ю. С. ПРОЙДАК,
Л. В. КАМКИНА, Ю. Н. ГРИЩЕНКО, 2007

Таблица 1. Расход кислорода и топлива в ДСП и некоторые параметры плавки опытной серии на выпуске

| Расход кислорода и топлива | | | | | | Параметры на выпуске | | |
|----------------------------|---------------|----------------------------------|------------------|------------------------------------|-----------------------------|----------------------|---------|------|
| Общий O_2 , M^3/t | Кокса, kg/t | O_2 на сжигание кокса, M^3/t | CH_4 , M^3/t | O_2 на сжигание CH_4 , M^3/t | O_2 на окисление, M^3/t | C, % | aO, ppm | T °C |
| 51,0 | 8,21 | 7,66 | 7,3 | 15,64 | 27,69 | 0,029/0,025 | 1799 | 1741 |
| 50,6 | 8,70 | 8,15 | 7,3 | 15,64 | 26,81 | 0,043/0,029 | 1470 | 1694 |
| 53,6 | 13,57 | 12,67 | 7,3 | 15,64 | 24,39 | 0,051/0,025 | 1741 | 1707 |
| 36,0 | 10,22 | 9,54 | 7,6 | 16,29 | 10,18 | 0,055/0,035 | 1145 | 1653 |
| 43,7 | 6,50 | 6,07 | 7,8 | 16,71 | 20,92 | 0,096/0,032 | 1299 | 1701 |
| 44,1 | 5,79 | 5,40 | 8,0 | 17,14 | 21,55 | 0,076/0,038 | 1118 | 1719 |
| 56,9 | 24,51 | 22,88 | 7,2 | 15,43 | 18,60 | 0,074/0,033 | 1213 | 1644 |
| 52,9 | 29,76 | 27,78 | 6,3 | 13,50 | 11,62 | 0,054/0,026 | 1445 | 1703 |
| 54,9 | 17,42 | 16,26 | 6,2 | 13,29 | 25,36 | 0,038/0,030 | 1316 | 1660 |

Примечание. В числителе приведены данные по химическому анализу, в знаменателе — датчику окисленности CELOX.

Выплавка полупродукта в дуговой сталеплавильной печи. Дуговая сталеплавильная печь СЗАО «ММЗ» является современным высокопроизводительным агрегатом, работающий с интенсификацией процесса плавки путем вдувания кислорода и подачи в печь углеродсодержащих материалов (кокса, природного газа) при помощи нескольких видов горелок и фурм. Кислород, вдуваемый в ДСП, позволяет производить контролируемое обезуглероживание расплава, дожигать CO до CO_2 в рабочем пространстве печи, производить нагрев и разрезание металлошихты за счет различных топливных горелок, а также улучшать вспенивание шлака в результате генерирования пузырьков CO. После расплавления металлошихты, когда содержание углерода в расплаве велико, практически весь кислород идет на обезуглероживание ванны, а на последних стадиях окислительного рафинирования (<0,1 % C) происходит преимущественное окисление железа. При получении особо низкого содержания углерода (0,02... 0,03 %) до 90 % кислорода расходуется на образование оксида железа, высокое содержание которого в шлаке приводит к снижению стойкости футеровки.

При получении в ДСП полупродукта, пригодного для производства особонизкоуглеродистой стали, необходимо исследовать возможность получения минимально возможного количества и обосновать максимально допустимое содержание углерода в металле на выпуске. С этой целью проведена серия плавки низкоуглеродистых сталей (табл. 1)

aO, ppm

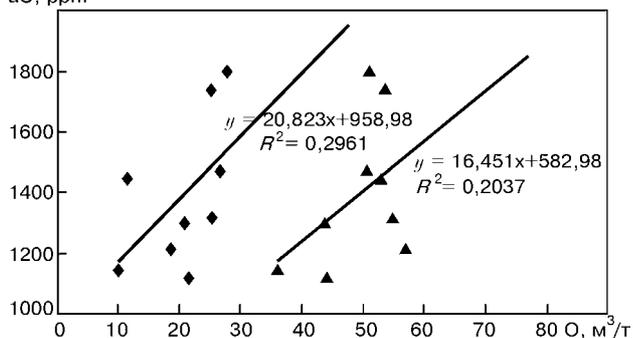


Рис. 1. Зависимость окисленности aO металла на выпуске от общего (◆) расхода кислорода и от его расчетного (▲) количества, идущего на окисление примесей

На всех плавках несмотря на большое количество углеродсодержащих материалов, вдуваемых в печь для нагрева металла, получено довольно низкое конечное содержание углерода (0,03... 0,096 % по химическому анализу и 0,025... 0,038 % по датчику измерения окисленности жидкой стали «CELOX»), высокие значения окисленности и температуры (соответственно 1118... 1799 ppm и 1653... 1741 °C).

Для исследованных плавки рассчитали долю кислорода, идущего на окисление примесей (разница между общим количеством вдуваемого в печь кислорода и затрачиваемого на горение кокса (C = 95 %) и метана — по стехиометрии). Показано, что между расходом кислорода сверх стехиометрии реакций горения топлива и получаемой на выпуске окисленностью металла (рис. 1) зафиксирована довольно тесная связь.

Полученные данные показывают возможность управления окисленностью (содержанием углерода) металла на выпуске из ДСП. Достижение значительной степени окисленности нежелательно с точки зрения уменьшения выхода годного (угар железа), а также ввиду снижения стойкости футеровки. Однако следует учитывать как исходное содержание углерода в полупродукте, так и дальнейшее его поступление в металл после выпуска из печи. Следовательно, для получения особонизкоуглеродистой стали окисленность полупродукта должна обеспечивать удаление углерода металла при вакуумной обработке до такого уровня, при котором дальнейшее поступление его (из ферросплавов при раскислении стали, из электродов при нагреве стали в ковше-печи, а также из периклазоуглеродистой футеровки стальной ванны) не приведет к превышению целевых значений содержания углерода в металле.

Выполнили расчет минимально необходимого содержания в металле активного кислорода для получения 0,005 % углерода в стали при различных его исходных массовых долях в полупродукте (рис. 2).

Сравнение значений необходимой окисленности по расчету (80... 1000 ppm) с ее фактическим диапазоном в полупродукте при выпуске из ДСП (458... 1997, средняя 1015 ppm, согласно данным статистического анализа 200 плавки текущего производства, а также результатам опытного опробования

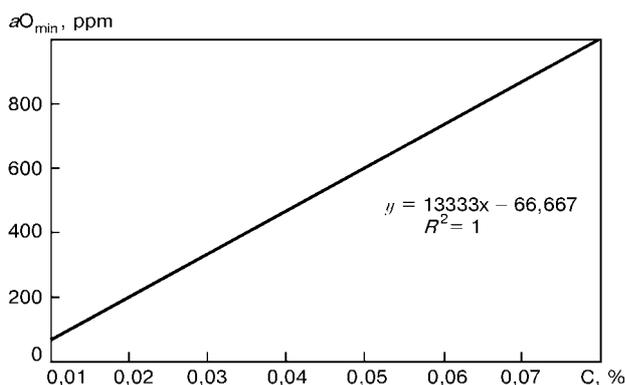


Рис. 2. Необходимый уровень окисленности для обезуглероживания стали до 0,005 % С при различном содержании углерода в полупродукте

вания) показывает, что реальная окисленность металла на выпуске является достаточной, иногда — даже избыточной с точки зрения удаления углерода исходного полупродукта при дальнейшей вакуумной обработке металла. Произвели расчет содержания кислорода в стали, необходимого для удаления углерода, поступающего с ферросплавами (ферромарганцем — 7, силикомарганцем — 2%), для обеспечения требуемых концентраций марганца и кремния в стали с учетом степени усвоения ведущих элементов. Установлено, что при использовании как силико-, так и ферромарганца содержащийся в металле на выпуске из ДСП активный кислород способен окислить углерод, вносимый в металл с ферросплавами и футеровкой сталковша.

При внепечной обработке полученного полупродукта (вакуумирование и доводка на УСП) достигается конечное содержание углерода в металле менее 0,01 % даже при его исходной массовой доле (по данным химического анализа) до 0,06 % и окисленности металла на выпуске из печи выше 1100 ppm. Особенности процессов внепечной обработки (вакуумирования, десульфурации и раскисления) для получения особонизкоуглеродистой стали исследовали на плавках № 1–3. Внепечную обработку полупродукта производили по обратной схеме — ДСП–VD–УСП–МНЛЗ.

Вакуумирование полупродукта для производства особонизкоуглеродистой стали. Выполнили расчетное обоснование снижения содержания углерода при вакуумировании. Проведены эксперименты по получению особонизкоуглеродистой стали вакуум-

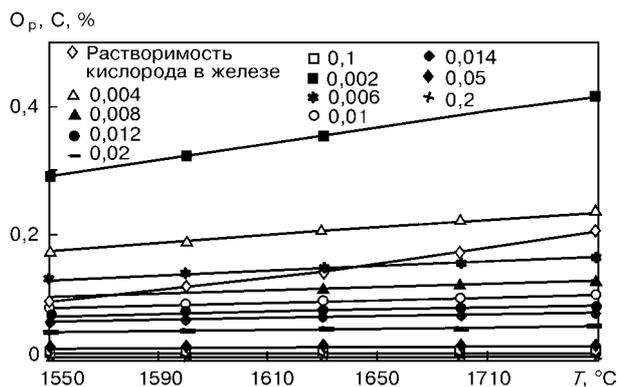


Рис. 3. Равновесное содержание кислорода O_p при различных значениях температуры и массовой доле углерода в металле

но-кислородным обезуглероживанием исходного полупродукта (без вдувания кислорода). Учитывали, что температура металла на выпуске из ДСП существенно выше 1600 °С, для которой рассчитаны основные термодинамические параметры реакции обезуглероживания стали, приводимые в большинстве литературных источников. Установлены равновесные значения содержания кислорода в металле при 0,002... 0,0016 % углерода для интервала температур 1550... 1750 °С. Графическое представление полученных результатов приведено на рис. 3.

В условиях нормального давления раскислительная способность углерода при концентрации выше 0,08 % превышает таковую марганца, но ниже, чем кремния (в тех же концентрациях). Понижение давления усиливает раскислительную способность углерода, причем существенное влияние оказывает температура, повышение которой сдвигает равновесие реакции вакуумно-кислородного обезуглероживания. В результате при одинаковых концентрациях раскислительная способность углерода становится выше таковой марганца и кремния уже при температурах более 1600 °С и давлении ниже 100 мбар.

Для стали целевого химического состава 0,01 % С, 0,12 % Mn, 0,02 % Si на основе расчета равновесных концентраций кислорода в диапазоне температур технологического процесса СЗАО «ММЗ» установлено, что понижения давления в вакуумной камере до 100 мбар достаточно для превалирующего окисления углерода, в сравнении с марганцем и кремнием во всем рассмотренном диапазоне температур технологического процесса.

Таблица 2. Основные параметры внепечной обработки на установке вакуумирования (VD)

| № плавки | Параметры металла | | | | | | Длительность стадий вакуумирования, мин | | | Расход аргона на стадиях, м ³ /ч | | Скорость снижения температуры при вакуумировании, °С/мин |
|----------|---------------------------|--------------|---------|-----------------------|-------|-------|---|----|----|---|-------|--|
| | Массовая доля углерода, % | | aO, ppm | | T, °C | | | | | | | |
| | До | После, менее | До | После (факт./расчет.) | До | После | Всего | 1 | 2 | 1 | 2 | |
| 1 | 0,0293 | 0,010 | 884 | 573/627 | 1721 | 1648 | 23 | 12 | 11 | 4...6 | 4...6 | 2,4 |
| 2 | 0,0327 | 0,010 | 644 | 472/341 | 1645 | 1576 | 25 | 10 | 15 | 2...3 | 4...6 | 2,3 |
| 3 | 0,0564 | 0,010 | 784 | 186/165 | 1676 | 1592 | 22 | 8 | 14 | Не определяли | 5...6 | 2,1 |
| Среднее | 0,0395 | 0,010 | 771 | 410/378 | 1681 | 1605 | 23 | 10 | 13 | 3...4 | 4...6 | 2,3 |

Примечание. На стадии вакуумной обработки 1 происходит набор вакуума, на стадии 2 — глубокий вакуум.

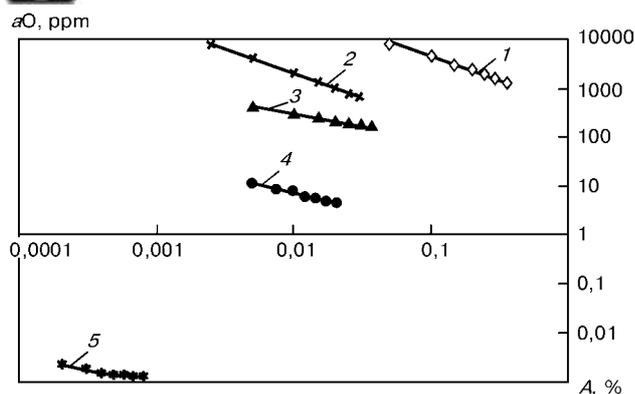


Рис. 4. Результаты расчета равновесных концентраций кислорода при характерной для особонизкоуглеродистой стали концентрации раскислителей А: 1 — марганец; 2 — углерод; 3 — кремний; 4 — алюминий; 5 — кальций

Вакуумированию подвергали металл, частично раскисленный алюминием на выпуске из ДСП. После установки ковша в вакуум-камеру осуществляли усреднительную продувку металла аргоном. Одновременно отбирали пробы, измеряли температуру и окисленность металла (табл. 2).

В ходе вакуумирования плавки каких-либо присадок в ковш не вводили. В процессе набора вакуума и в течение всего периода обработки зафиксировано интенсивное «кипение» расплава, объясняемое протеканием реакции вакуумно-кислородного обезуглероживания металла. Разрежение в режиме глубокого вакуума составляло 2,0... 2,5 мбар. При длительнейшей выдержке металла под вакуумом процесс обезуглероживания постепенно замедлялся или прекращался вообще, что свидетельствует об отсутствии одного из элементов, участвующих в реакции $C + 1/2 O_2 = CO$. Поскольку лимитирующим звеном данной реакции в наших условиях является содержание углерода, а точное определение его при низких концентрациях (менее 0,01 %) затруднено, оценивали изменение массовой доли активного кислорода. Получено довольно точное соответствие фактического и расчетного изменения окисленности (табл. 2) и содержания углерода в металле в результате вакуумирования на всех плавках. Расчетное количество CO, выделившегося при вакуумной обработке, составило на опытных плавках от 36 до 86 м³, что существенно превышает объем аргона, вдуваемого для перемешивания металла. Таким образом, поверхность взаимодействия газ-металл значительно более развита при вакуумировании частично раскисленного металла, что является предпосылкой удаления из него примесных газов (азота и водорода).

Технологические особенности ковшевой обработки особонизкоуглеродистой стали. При получении особонизкоуглеродистых сталей основной задачей обработки в ковше-печи наряду с удалением углерода является уменьшение содержания серы в металле до необходимого уровня. Успешное протекание процесса десульфурации обеспечивается в результате быстрого формирования рафинирующего шлака оптимального химического состава. Для повышения коэффициента распределения серы между шлаком и металлом (серопоглотительной способ-

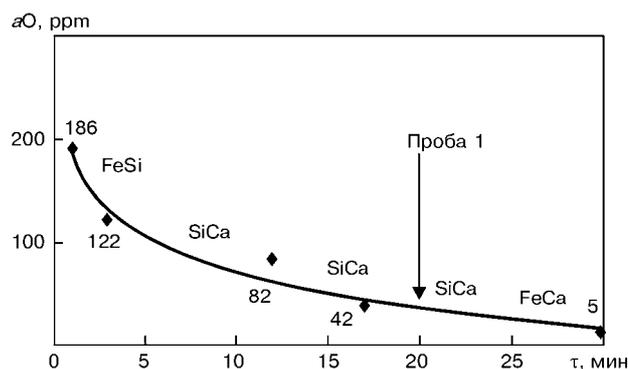


Рис. 5. Изменение окисленности металла по ходу обработки плавки № 3 на УКП

ности шлака) необходимо прежде всего обеспечить высокую основность шлака и низкое содержание оксида железа (низкую окисленность металла). Эффективная десульфурация металла при обработке под основными шлаками достигается при содержании кислорода в металле не более 100 ppm и оксида железа в шлаке менее 0,5 %. Поэтому с целью определения условий, обеспечивающих интенсивную десульфурацию металла, на опытных плавках определяли содержание в нем активного кислорода по ходу внепечной обработки.

Отличительной особенностью выплавляемой особонизкоуглеродистой пластичной стали является ограничение в металле не только содержания углерода (менее 0,01 %), но и кремния (менее 0,02 %). Низкая концентрация основных раскислителей требует повышенного внимания к окисленности металла. Для окончательного раскисления металла на опытных плавках использовали ферросплавы кальция (силикокальций и феррокальций), отличающегося высоким сродством как к кислороду, так и к сере. Следовательно, минимизация его расхода возможна только при низких содержаниях активного кислорода и серы в стали.

При разработке схемы раскисления особонизкоуглеродистой стали учитывали, что раскисляющая способность кремния при его массовой доле в металле менее 0,01 % реализуется только при окисленности металла более 295 ppm (рис. 4).

При начальной концентрации менее 295 ppm кислород практически не реагирует с кремнием, поэтому необходимы более сильные раскислители (алюминий, кальций). Использование 0,005 % алюминия обеспечивает в растворенном виде окисленность на уровне 11 ppm. Кроме того, следует учитывать, что значительные остаточные массовые доли алюминия в стали могут быть причиной затягивания стакана при разливке стали на МНЛЗ. Наименьшее равновесное содержание кислорода (менее 1 ppm) может быть обеспечено в случае применения кальция при растворении его в металле в интервале 0,0002... 0,0010 %.

Пример баланса по кислороду с учетом хронологии присадки материалов в ковш, приведен на рис. 5.

Показано, что все предпосылки для успешного протекания десульфурации металла появляются уже к 10-й мин обработки. Наведенный шлак отличался высокой рафинирующей способностью, обес-



Таблица 3. Неметаллические включения в металле плавки особонизкоуглеродистой стали по ASTM E45

| Тип включений | Неметаллические включения по ASTM E45 на плавках (№), баллы | | |
|-----------------------------|---|------------------|--------------------|
| | 1 | 2 | 3 |
| Тип А узкий (2... 4 мкм) | 0,5... 1,0 | 0... 0,5 | 0... 0,5 |
| | 0,625 | 0,42 | 0,17 |
| широкий (> 4... 12 мкм) | 0 | 0 | 0 |
| Тип В узкий (2... 9 мкм) | 0,5... 1,0 | 1,0... 1,0 | 1,0... 1,0 |
| | 0,375 | 1,0 | 1,0 |
| широкий (> 9... 15 мкм) | 0 | 0... 2,5 0,83 | 0,5... 5,0 1,75 |
| Тип С узкий (2... 5 мкм) | 1,0... 2,0 | 1,0... 2,0 | 0... 1,5 |
| | 1,375 | 1,25 | 0,92 |
| широкий (> 5... 12 мкм) | 0... 3,0 1,75 | 0... 2,0 0,33 | 0 |
| Тип D узкий (2... 8 мкм) | 0,5... 0,5 | 0,5... 1,0 | 0,5... 1,0 |
| | 0,5 | 0,75 | 0,83 |
| широкий (> 8... 13 мкм) | 0 | 0... 0,5 0,33 | 0... 0,5 0,25 |

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

печивающей степень десульфурации более 70 %. Массовая доля серы при этом составляет менее 0,010 %.

Опытным опробованием подтверждено отрицательное влияние большого содержания активного кислорода в металле на десульфурацию металла и нерациональность повышения основности шлака выше 3,5 ед. Поэтому в целях одновременного снижения этих параметров рекомендовано перед присадкой шлакообразующих компонентов производить предварительное раскисление металла нормируемыми присадками ферросилиция и алюминия и контролировать соблюдение баланса по кислороду и кремнию.

Разливку плавки осуществляли на МНЛЗ через промежуточный ковш с магниезальной футеровкой (диаметр каналов дозирующих узлов — 16,5 мм) с полной защитой струй металла от вторичного окисления с применением системы электромагнитного перемешивания в кристаллизаторах. Из всех заготовок получили катанку диаметром 5,5 мм.

Результаты исследования качества особонизкоуглеродистой катанки. Выполнены комплекс металлографических исследований заготовки и катанки, а также механические испытания металла катанки плавки опытно-промышленного опробования.

Микроструктура металла в поперечном сечении катанки из особонизкоуглеродистой стали состоит из феррита и третичного цементита, распределенного относительно равномерно в виде фрагментов сетки по границам зерен. Осевая ликвация во всех исследуемых сечениях катанки опытных плавки соответствовала первому классу эталонного ряда по EN 10016-1-1994. Размер действительного зерна (в катанке диаметром 5,5 мм по ГОСТ 5639-82 при

Таблица 4. Средние значения механических свойств металла катанки диаметром 5,5 мм из особонизкоуглеродистой стали

| № плавки | $\sigma_{\text{в}}$, МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | ψ , % | δ_5 , % | δ_{10} , % |
|----------|---------------------------|----------------------|------------|----------------|-------------------|
| 1 | 354 | 239 | 85 | 43 | 34 |
| 2 | 321 | 198 | 84 | 44 | 36 |
| 3 | 362 | 245 | 84 | 42 | 33 |

увеличении 400) в металле всех исследованных бунтов плавки № 1–3 соответствовал баллу 10–11. Средняя расчетная масса окалина на особонизкоуглеродистом металле опытных плавки составила 13,8 кг/т.

Определена степень загрязненности неметаллическими включениями по ГОСТ 1778–70 (метод Ш) и ASTM E45 (метод А). Результаты оценки по ASTM E45 приведены в табл. 3.

Показано, что особонизкоуглеродистая сталь по содержанию неметаллических включений удовлетворяет требованиям стандартов к стали типа С4Д.

Микротвердость (средняя HV_{500}) на опытных плавках № 1–3 составила соответственно 101,87; 93,22 и 108,89. Микротвердость хорошо коррелирует с результатами механических испытаний — временным сопротивлением и текучестью, средние значения которых приведены в табл. 4.

Полученная катанка имеет низкие значения временного сопротивления, соответствующие уровню, IF-сталей, и высокие значения пластических свойств, что дает возможность осуществлять волочение без промежуточных отжигов. Применение такой высокопластичной катанки на метизных предприятиях позволяет существенно снизить уровень обрывности и дает возможность значительно уменьшить затраты на промежуточные отжиги.

Выводы

1. Экспериментально обоснованы параметры электропечного полупродукта, пригодного для производства особонизкоуглеродистой стали при его последующем вакуумировании.

2. Установлено, что наиболее важным является получение оптимального диапазона активности кислорода в металле на выпуске, что обеспечивает удаление углерода до заданных пределов с учетом его дополнительных поступлений в технологическом цикле.

3. За счет использования реакции вакуумно-кислородного обезуглероживания (без дополнительного ввода кислорода в газообразном виде или в виде оксидов) достигнуто содержание углерода в готовом металле 0,01 %, что при массовой доле марганца до 0,12 и кремния до 0,02 % обеспечивает благоприятную микроструктуру и высокий уровень пластических свойств катанки.

СЗАО «Молдавский металлургический завод», Рыбница
Нац. металлург. акад. Украины, Днепропетровск

Поступила 26.12.2006



УДК 669.187

К ВОПРОСУ О ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДНЫХ СЫПУЧИХ МАТЕРИАЛОВ ОТ ДАВЛЕНИЯ И РАЗМЕРА ФРАКЦИЙ

Г. А. Цыбулькин

Получена аналитическая модель, описывающая зависимость удельного электрического сопротивления электропроводного сыпучего материала от давления. Показано, что электропроводность сыпучего материала инвариантна относительно размеров его фракций.

Analytical model has been obtained, describing the dependence of specific electric resistance of electrically-conductive bulky material on pressure. It is shown the electric conductivity of bulky material is invariant as regards to sizes of its fractions.

Ключевые слова: сыпучий материал; контактные пятна; давление; удельное электрическое сопротивление

$$\rho_c = \rho_0 \ln \frac{2r}{a}, \quad (1)$$

Изучением электрических свойств сыпучих углеродных материалов интенсивно занимаются у нас и за рубежом в течение ряда десятилетий. Судя по публикациям [1–12], за последние годы выполнено большое количество исследований в данном направлении и накоплен обширный экспериментальный материал. Однако эффективно использовать результаты экспериментальных исследований не представляется возможным из-за отсутствия подходящих математических моделей, описывающих в аналитическом виде взаимосвязи между электрическими, механическими и теплофизическими свойствами сыпучих материалов. В частности, при решении практических задач часто возникает необходимость в выяснении вопроса о том, как зависит электропроводность углеродистых материалов от степени их дробления и от внешнего давления на дробленый материал. Приводимые в литературе [1, 2, 6, 7] данные относительно указанной зависимости весьма противоречивы.

В работах [8, 11] сделана попытка построения математической модели, отражающей функциональную зависимость удельного электрического сопротивления термоантрацита ρ_c от размера его фракций. В работе [11] выведена простая формула

где ρ_0 — удельное электрическое сопротивление самого материала; r — радиус зерен дробленого термоантрацита; a — приведенный радиус так называемых контактных пятен (пятен Хольма [13]).

Недостатком формулы (1) при ее практическом использовании является то, что радиус контактных пятен a , фигурирующий в ней, заранее не известен. Радиус a , как будет показано ниже, непосредственно зависит от радиуса зерен r и от силы F_c , с которой сдвигаются между собой зерна, а поэтому соотношение (1) фактически не дает нам ответа на вопрос о реальной зависимости удельного электрического сопротивления сыпучего материала от размера его зерен.

В настоящей работе ставится задача найти аналитические соотношения, позволившие бы получить более четкое представление о том, в какой степени удельное электрическое сопротивление сыпучего материала зависит от внешнего давления и размеров его фракций.

Оценим прежде всего радиус контактных пятен a . Контактные пятна зерен любого сыпучего электропроводного материала образуются в результате соприкосновения зерен друг с другом под действием тех или иных сил, приложенных к этим зернам. Как следует из математической теории упругости [14],



если два равные по размеру шарообразные тела из одинакового материала прижать друг к другу силой F_c , то в них возникает упругая деформация, и зерна будут соприкасаться друг с другом уже не в одной точке, а по некоторому малому, но конечному участку их поверхности. В работах [14, 15] показано, что вокруг точки касания образуется область контакта, ограниченная окружностью (задача Г. Герца). Радиус этой окружности a , сила сжатия F_c и радиус шарообразных тел r связаны между собой зависимостью

$$a = \left[\frac{3F_c r (1 - \nu^2)}{4E} \right]^{1/3}, \quad (2)$$

где ν — коэффициент Пуассона; E — модуль Юнга.

Используем этот результат в рассматриваемой задаче. Отметим, что сила сжатия F_c , входящая в выражение (2), нам заранее неизвестна и не может быть непосредственно измерена. Однако F_c можно выразить через известную нам внешнюю нагрузку F на сыпучий материал, уложенный в некоторую емкость с вполне определенной площадью поперечного сечения S . Если $S = l^2$, где $l = 2rn$, а n — количество зерен, плотно укладываемых вдоль отрезка линии длиной l , то очевидно, что

$$F_c = \frac{F}{n^2} = \frac{F}{l^2} 4r^2 = 4r^2 P.$$

Здесь $P = F/l^2$ — давление, обусловленное внешней нагрузкой F на единицу площади $S = l^2$.

Подставим в формулу (2) вместо F_c равную ей величину $4r^2 P$, и запишем выражение для радиуса контактных пятен в виде

$$a = r \left[\frac{3P(1 - \nu^2)}{E} \right]^{1/3}. \quad (3)$$

Из формулы (3) видно, что радиус контактных пятен a прямо пропорционален радиусу зерен r . Это важный момент.

Подставим полученное выражение (4) в формулу (1). В результате приходим к искомому соотношению

$$\rho_c = \frac{\rho_0}{3} \ln \frac{D}{P}, \quad (4)$$

где $D = 8E/3(1 - \nu^2)$ — постоянный коэффициент, характеризующий упругие свойства материала. Нетрудно заметить, что все величины, входящие в формулу (4), в отличие от выражения (1), заранее известны или довольно легко могут быть измерены.

Итак, из формулы (4) следует, что удельное электрическое сопротивление ρ_c не зависит от радиуса r , т. е. электрические свойства сыпучего материала инвариантны относительно размера фракций.

Установленный здесь факт физически можно объяснить следующим образом. Зернам сыпучего материала с меньшим радиусом r соответствует большее их количество n (поскольку $n = l/2r$, а $l = \text{const}$). С увеличением количества зерен n , силы сжатия между зернами F_c (при $F = \text{const}$) уменьшаются в соответствии с соотношением $F_c = F/n^2$, а значит, уменьшается и радиус контактных пятен a . Это приводит к тому, что при любых значениях r отношение r/a , согласно выражению (3), является постоянной величиной, т. е. удельное электрическое сопротивление сыпучего материала ρ_c не зависит от радиуса зерен r .

Этот теоретический вывод вполне согласуется с экспериментальными данными, представленными в работе [1]. Результаты экспериментов, приведенные там, показывают, что при изменении размеров зерен антрацита в достаточно широком диапазоне (от 0,015 до 20 мм) значения удельного электрического сопротивления ρ_c при малом внешнем давлении $P = 14,7$ кПа изменялись лишь в интервале $(9,3 \dots 8,7) \cdot 10^{-3}$ Ом·м, т. е. практически оставались постоянными.

Из выражения (4) видно, что удельное сопротивление ρ_c зависит от внешнего давления P , но сама зависимость имеет логарифмический характер. При построении математических зависимостей (1) и (4) приняли упрощающие предположения относительно формы зерен, их укладки и контактных поверхностей. В связи с этим возникает вопрос о том, в какой степени полученное выражение (4) отражает реальную зависимость $\rho_c = \rho_c(P)$. Для ответа на этот вопрос проведена экспериментальная проверка формулы (4).

В качестве сыпучего материала, как и в работе [11], использовали дробленый термоантрацит, полученный на предприятии «Украинский графит». Средние значения радиусов зерен двух фракционных групп, отобранных для эксперимента, равнялись

| Результаты эксперимента | | | | | |
|-------------------------|----------|------------|------------|----------------------------------|----------------------------------|
| F , Н | P , Па | R_1 , Ом | R_2 , Ом | $\rho_{c1} \cdot 10^{-3}$, Ом·м | $\rho_{c2} \cdot 10^{-3}$, Ом·м |
| 3,92 | 1265 | 2,15 | 2,04 | 78,5 | 74,4 |
| 9,80 | 3161 | 1,91 | 1,83 | 69,7 | 68,8 |
| 19,60 | 6322 | 1,63 | 1,71 | 59,5 | 62,4 |
| 29,40 | 9484 | 1,47 | 1,57 | 53,7 | 57,3 |
| 39,20 | 12645 | 1,39 | 1,45 | 50,7 | 52,9 |
| 45,08 | 14542 | 1,30 | 1,41 | 47,4 | 50,4 |

$r_1 = 2,3$; $r_2 = 9,0$ мм. В процессе эксперимента изменяли внешнюю нагрузку F на дробленый термоантрацит, засыпанный в специальный контейнер, площадь поперечного сечения внутри которого и высота имели следующие значения: $S = 3,1 \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$, $l = 85 \cdot 10^{-3} \text{ м}$. Интервал изменения нагрузки F выбрали равным 3,9... 45,1 Н с тем, чтобы возникающие при этом деформации зерен были значительно ниже предела упругости термоантрацита.

В качестве измеряемой величины выбрали электрическое сопротивление дробленого термоантрацита R . Удельное сопротивление ρ_c и давление P вычисляли по формулам $\rho_c = R \cdot S / l$, $\rho = F / S$. Результаты эксперимента приведены в таблице.

Из таблицы видно, что значения удельных сопротивлений ρ_{c1} и ρ_{c2} практически не отличаются друг от друга, в то время как соответствующие им радиусы зерен $r_1 = 2,3$ и $r_2 = 9,0$ мм при этом отличаются существенно (почти в 4 раза). Этот факт, как и экспериментальные данные работы [1], находится в полном согласии с утверждением об инвариантности электрических свойств сыпучего материала относительно размера его фракций.

По данным таблицы на рисунке нанесены точки (обозначены кружками), характеризующие экспериментально полученную зависимость $\rho_{c1} = \rho_{c1}(P)$, а сплошной линией изображен график зависимости, построенной по формуле (4) при $\rho_0 = 42,8 \cdot 10^{-3} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ и $D = 0,38 \text{ МПа}$. Указанные значения параметров ρ_0 и D определены на основе прямого метода параметрической идентификации, т. е. путем подстановки в формулу (4) последовательности значений ρ_{c1} и P , взятых из таблицы, с последующим решением получающихся систем уравнений.

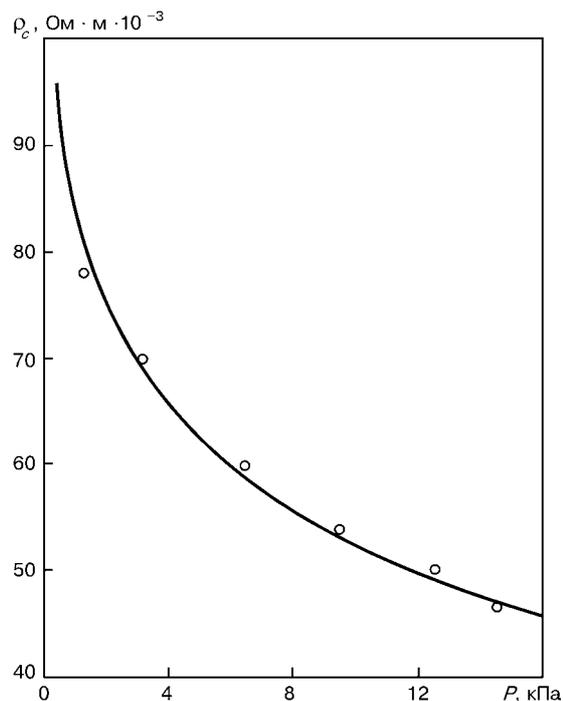
Как видно из рисунка, все экспериментально полученные точки расположены довольно близко от кривой, построенной по формуле (4). Это свидетельствует о том, что математическая модель (4) позволяет получить довольно точное представление о характере действительной зависимости удельного электрического сопротивления ρ_c от давления P . Следует заметить, что аналитическое выражение (4) в силу своей простоты весьма удобно для математического описания и компьютерного моделирования электрических процессов, протекающих в сыпучих средах.

Выводы

1. Установлено, что удельное электрическое сопротивление сыпучего материала практически инвариантно относительно размера зерен, но существенно зависит от внешнего давления.

2. Показано, что само по себе понятие удельного электрического сопротивления сыпучего материала без уточняющей оговорки относительно уровня приложенного внешнего давления на сыпучий материал теряет какой-либо смысл.

3. Определено, что во всех случаях, когда имеются в виду конкретные числовые значения удельного электрического сопротивления сыпучего материала, необходимо обязательно указывать внешнее давление, при котором эти значения получены.



Зависимость удельного электрического сопротивления ρ_c от давления P

1. *Агроскин А. А.* Тепловые и электрические свойства углей. — М.: Металлургиздат, 1959. — 265 с.
2. *Сисоян Г. А.* Электрическая дуга в электрической печи. — М.: Металлургия, 1974. — 303 с.
3. *Посыльный В. Я.* О физических свойствах и структуре антрацитов // Химия твердого топлива. — 1977. — № 3. — С. 23–28.
4. *Термоантрациты* как сырье для производства электродных и углеграфитовых материалов / Г. Б. Скринченко, И. В. Еремин, В. И. Иванов, А. Б. Симкин // Там же. — 1977. — № 3. — С. 35–41.
5. *Computer Simulation of the Anthracite Calcination Furnace* / R. T. Rui, R. Hachette, G. Simard et al. // Light Metals. — 1999. — P. 609–619.
6. *Гасик М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И.* Теория и технология производства ферросплавов. Учебник для вузов. — М.: Металлургия, 1988. — 784 с.
7. *Безуглов А. М.* Математическое моделирование основных процессов получения термоантрацита в шахтных печах // Химия твердого топлива. — 2002. — № 6. — С. 79–93.
8. *Лакомский В. И.* Математическая модель расчета удельного электрического сопротивления зернистого термоантрацита в зависимости от его фракционного состава // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 49–51.
9. *Быковец И. И., Лакомский В. И., Кириленко В. П.* Удельное электрическое сопротивление кускового термоантрацита // Там же. — 2003. — № 3. — С. 48–51.
10. *Лакомский В. И.* Контактная теплопроводность дробленого термоантрацита // Доповіді НАНУ. — 2004. — № 9. — С. 94–98.
11. *Лакомский В. И., Цыбулькин Г. А.* Аналитическая модель дисперсной системы электропроводного материала // Там же. — 2004. — № 10. — С. 48–51.
12. *Чернобровин В. П., Михайлов Г. Г.* Электропроводность составляющей шихты самоспекающихся электродов // Черн. металлургия. — 2005. — № 5. — С. 23–27.
13. *Хольм Р.* Электрические контакты. — М.: ГИС, 1954. — 444 с.
14. *Лейбензон Л. С.* Краткий курс теории упругости. — М.: Л.: Гостехтеоретиздат, 1942. — 304 с.
15. *Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М.* Механика сплошных сред. — М.: Гостехтеоретиздат, 1953. — 788 с.



Международная конференция «Ti – 2007 в СНГ»



15–18 апреля 2007 г. в Ялте (Крым, Украина) состоялась организованная межгосударственной ассоциацией «Титан» традиционная ежегодная международная конференция «Титан в СНГ». В конференции приняли участие более 250 специалистов из Украины, России, Таджикистана, США, Германии, Италии, Японии, Китая, Люксембурга, Южной Кореи и других стран. На конференции выступили с докладами ученые и специалисты в области титана из ведущих научно-исследовательских организаций и промышленных предприятий Украины, России и других стран: Государственного научно-исследовательского и проектного института титана, Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Института проблем материаловедения им. И. М. Францевича НАН Украины, Физико-механического института им. Г. В. Карпенко НАН Украины, Института геологических наук НАН Украины, Донецкого национального технического университета, Запорожской государственной инженерной академии, КП «Запорожский ти-

таномagneвий комбинат», АНТК им. О.К. Антонова, ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов», ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Московского авиационного института «МАТИ» – РГТУ им. К. Э. Циолковского, Уральского государственного технического университета «УПИ», Института металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, ОАО «РИТМ», ФГУП «Гиредмет», МИСиС – Технологический университет, ФГУП ВНИИНМ им. А. А. Бочвара, ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ОАО «ОКБ Сухого», РКК «Энергия», ОАО «Чепецкий механический завод» и др. Всего представлено более 90 докладов.

Представители КП «Запорожский титаномagneвий комбинат» подробно осветили основные направления по совершенствованию технологии производства губчатого титана в Украине и дальнейшему развитию завода. Следует отметить, что в 2007 г. на КП «ЗТМК» приступили к строительству металлургического цеха по выпуску слитков и слэбов способом электронно-лучевой плавки с промежуточной



емкостью и изучается возможность создания прокатного цеха для получения титанового листа.

Вопросам совершенствования технологии производства и повышения качества губчатого титана и титановых слитков на конференции уделено большое внимание. Кроме КП «ЗТМК», этой теме посвятили свои доклады специалисты ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ГНИиПИ титана, ИЭС им. Е. О. Патона, ОАО «ВИЛС» и др. Согласно результатам дискуссии участников конференции, основным процессом получения титана на ближайшие десятилетия останется процесс магнийтермического восстановления хлорида титана, а в производстве титановых слитков, наряду с технологией вакуумно-дугового переплава, все большую роль будет играть технология электронно-лучевой плавки. Следует также отметить, что продолжаются активные исследования по применению в металлургии титана технологий электрошлакового и плазменно-дугового переплава.

От ИЭС им. Е. О. Патона представлены доклады, посвященные исследованию качества металла электронно-лучевого и дугошлакового переплава титана, компактированию титановой стружки, сопротивлению динамическим нагрузкам нового отечественного титанового сплава Т110, а также усовершенствованию технологий сварки титана и сплавов на его основе за счет применения активирующих флюсов и наложения на дугу поперечного магнитного поля. Представленные сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона доклады вызвали большой интерес участников конференции.

Значительное внимание на конференции уделяли вопросам применения титана в авиа- и судостроении, энергетическом машиностроении, производстве изделий медицинского назначения (эндопротезы, импланты, инструмент и др.), а также производству титановых полуфабрикатов (лист, поковки, прутки, трубы).

Проблему изготовления полуфабрикатов из титановых сплавов с улучшенными физико-механическими свойствами в настоящее время решают как за счет создания новых титановых сплавов, в частности на основе системы Ti-Si, так и в результате разработки эффективных способов и режимов термомеханической деформации для уже существующих сплавов.

Большое количество докладов посвящено вопросам повышения эксплуатационных характеристик изделий из титановых сплавов благодаря различным видам поверхностной обработки (нанесение покрытий, азотирование, оксидирование и др.).

Рынок титана в последние годы характеризовался значительным ростом объемов производства губчатого титана и изделий из него. Если в 2005 г. в мире произвели 112,9 тыс. т, в 2006 г. — 136,4 тыс. т, то в 2007 г. ожидаемый объем производства составляет 155,0 тыс. т губчатого титана. При этом наиболее резкое увеличение объемов производства губчатого титана зафиксировано в Китае: 5,0 тыс. т в 2004 г., 9,5 тыс. т в 2005 г., 18,0 тыс. т в 2006 г. и 28,0 тыс. т в 2007 г. Доля Китая в общемировом производстве губчатого титана увеличилась с 6,0 % в 2004 г. до 13,2 % в 2006 г. и, как ожидается, до 18 % в 2007 г. Согласно собственным производственным планам, китайские предприятия планируют произвести 85,0 тыс. т в 2010 г. и 105,0 тыс. т губчатого титана в 2012 г.

Объемы потребления титана в промышленности Китая также увеличиваются, но не такими значительными темпами, как производство губчатого титана и слитков титановых сплавов. Так, например, потребление проката в Китае в 2005–2007 гг. увеличилось с 10 до 15 тыс. т. Таким образом, китайская промышленность практически полностью обеспечила собственные потребности в титане и уже начиная со второй половины 2006 г. начала активно выходить на мировой рынок с предложениями поставок больших партий титана. В связи со значительным ростом предложения цены на губчатый титан остановили свой рост и начали снижаться. По прогнозам некоторых участников конференции, они могут упасть до своего экономически обусловленного уровня — 6...7 долларов США за 1 кг, что открывает хорошие перспективы по увеличению объемов использования титана в различных гражданских отраслях промышленности.

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.

С. В. Ахонин



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

КАФЕДРЕ «ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ» — 30 лет!

Кафедра «Физико-химические основы технологии металлов» (ФХОТМ) основана 30 лет назад на инженерно-физическом факультете (ИФФ) Киевского политехнического института 21 мая 1977 г.

Инициатором организации кафедры был декан ИФФ проф. Д. Ф. Чернега, которого поддержали доцент В. К. Ларин и старший преподаватель М. И. Прилуцкий. К ним присоединились ректор института, чл.-кор. АН УССР Г. И. Денисенко и проректор, проф. М. С. Ильченко. Был издан приказ «О педагогической нагрузке, штатах профессорско-преподавательского и учебно-вспомогательного состава и помещениях кафедры ФХОТМ».

На кафедре было создано четыре учебных и три научных лаборатории, в которых проводили исследования процессов массопереноса газов в металлах, разрабатывали способы рафинирования, микролегирования и экспрессного контроля содержания водорода в металлах, создавали новые сплавы с эффектом памяти формы и принципиально новые термостойкие приборы.

Основу кафедры составляли сотрудники кафедры «Литейное производство черных и цветных металлов» ИФФ; семь аспирантов, научно-исследовательская группа. Кафедру по праву можно считать правопреемницей первоначальных кафедр металлургического факультета (металлургии чугуна и теории металлургических процессов; металлургии стали и промышленных печей, основанных в 1944 г. и отмененных в 1958 г. в связи с приостановкой подготовки инженеров по профессии «Металлургия черных металлов»).

Несколько позже на кафедре ФХОТМ и в деканате ИФФ родилась идея подготовки специалистов по специальной электрометаллургии, получившая активную поддержку президента АН УССР, директора ИЭС им. Е. О. Патона академика Б. Е. Патона и министра высшего и среднего специального образования УССР, чл.-кор. АН УССР Г. Г. Ефименко.

В 1980 г. в соответствии с приказом министра высшего и среднего образования СССР В. П. Елютина в КПИ началась подготовка инженеров по «Специальной электрометаллургии» в порядке специализации при специальности «Литейное производство черных и цветных металлов».

Открытие этой специализации на базе КПИ не было спонтанным, поскольку потребовалось удовлетворять запросы промышленности и научно-исследовательских организаций в профессионалах новой ориентации.

Организация подготовки инженеров по специальной электрометаллургии в Киеве имеет надежное обоснование. Именно Киев, где размещены многие академические институты Украины материаловедческого профиля, особенно Институт электросварки, проводивший научно-исследовательские и прикладные работы по сварке и спецэлектрометаллургии, были наиболее подходящим учебно-научным центром для подготовки таких специалистов. Достижения сотрудников Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в области специальной электрометаллургии являются гордостью украинской науки и инженерной мысли.



Декан ИФФ проф. Д. Ф. Чернега

Выбор кафедры ФХОТМ для подготовки специалистов по специальной электрометаллургии обусловлен несколькими основными обстоятельствами. Эта кафедра по своей учебной и научной направленности была наиболее «металлургической», а сотрудники кафедры имели научную и технологическую подготовку, наиболее близко отвечающую поставленным задачам. До этого, в начале 1950-х гг., в КПИ на кафедре «Металлургия стали» под руководством заведующего кафедрой проф. В. И. Явойского проводили исследования в промышленных условиях с целью дегазации сплавов на основе кремния и жидкой стали в ковшах вместимостью от 1 до 140 т, а также обогрева и подпитки прибыльной части прокатных слитков разного химического состава путем пропускания постоянного электрического тока (киевский завод «Большевик», Донецкий металлургический завод).

В 1960- и 1970-х гг. на кафедре «Литейное производство черных и цветных металлов» при содействии заведующего кафедрой профессора К. И. Ващенко продолжались исследования процессов дегазации различных алюминиевых сплавов с использованием постоянного электрического тока. Таким образом, приобретен значительный опыт, близкий по направленности к процессам специальной электрометаллургии.

С 1980 г. началась подготовка инженеров по новой специализации. Часть студентов заочной и вечерней форм обучения разных специальностей, а также студенты, ранее отчисленные и восстановленные, были переориентированы (по их желанию) на обучение по измененным программам.

В 1981 г. с разрешения Минвуза УССР и в соответствии с планом приема зачислили 25 студентов на первый курс. Специализация сперва называлась «Спецэлектрометаллургия», потом — «Технология спецэлектрометаллургии литейных сплавов», позднее — «Специальная металлургия в машиностроении». В 1997 г. открыта самостоятельная специальность «Специальная металлургия» при активной поддержке ректора НТУУ «КПИ» академика М. З. Згуровского.

Начиная с 1986 г. ежегодно на первый курс принимали по 50 студентов за счет госбюджета, а с 2003 г. —



несколько студентов на стационарную и заочную форму обучения по контракту.

С 1985 по 2007 г. подготовлено 564 инженеров (специалистов) и 60 магистров, из них 82 получили дипломы с отличием. Из общего количества выпускников 410 студентов после окончания четвертого курса получили дипломы бакалавров. По неполным данным, более 20 выпускников кафедры защитили докторские и кандидатские диссертации.

В данное время на кафедре работают 11 штатных преподавателей и семь совместителей, среди которых шесть профессоров и восемь доцентов. Кафедра обеспечена в достаточной мере помещениями для проведения учебной и научной работы.

Кафедра принимает активное участие в учебном процессе всех специальностей ИФФ по литейному производству черных и цветных металлов, металлосведению и термической обработке, порошковой металлургии, композиционным материалам, физике металлов, физическому материаловедению. Читаются лекционные курсы, проводятся лабораторные работы и практические занятия по таким учебным дисциплинам, как теория металлургических процессов, общая металлургия, металлургическая теплотехника, физико-химический анализ, коррозия, защита металлов и др.

Студенты, обучающиеся по специальности «Специальная металлургия», параллельно с фундаментальными знаниями в области теории и практики металлургии и других учебных дисциплин в объеме подготовки бакалавров, получают основательную подготовку по теории и следующим технологиям:

электрошлаковые процессы (переплавы, рафинирование сплавов, кокильное и центробежное литье, подогрев, подпитка стальных слитков и больших литейных отливок и др.);

плазменные процессы (плазменно-дуговой перепад, высокотемпературная азотация сплавов, плазменно-индукционная плавка, плавка в вагранках с плазменным нагревом, улучшение свойств металлов плазменно-теплым разрядом);

вакуумная плавка и внепечная обработка металлов в вакууме;

электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорективных металлов и сплавов;

магнитная гидродинамика в литейном производстве и металлургии.

В соответствии с этим на кафедре разработаны программы учебных дисциплин с методическим обеспечением. Студенты изучают специальные предметы по СЭМ, теорию и технологию спецэлектрометаллургии, теплофизику, оборудование цехов и участков, спецвиды литья, выполняют научно-исследовательские работы, курсовые и дипломные проекты, магистерские работы по СЭМ. Методические разработки кафедры использованы в других вузах Украины, России, Польши.

В учебном процессе принимают активное участие ученые академических институтов Украины. Для проведения лабораторных занятий, производственных и преддипломных практик, курсовых, дипломных и магистерских работ широко используются лабораторные и производственные помещения этих институтов.

Несмотря на немногочисленный коллектив кафедры, научно-исследовательские работы проводятся по следующим направлениям:

газы в сплавах на основе железа и цветных металлов, включая исследования массопереноса, диффузии, растворимости и содержания водорода и азота, разработку методик и установок для определения содержания газов в металлах современными способами;

рафинирование, модифицирование и микролегирование сплавов традиционными способами и модификаторами, а также разработка прогрессивных способов их ведения и использования материалов, получаемых способами плазмохимического синтеза (ультрадисперсные частицы нитридов алюминия и кремния, карбонитридов титана, химические соединения, содержащие скандий и цирконий);

электрошлаковая технология, включая электрошлаковый перепад, обогрев и подпитку слитков (отливки), электрошлаковое литье;

получение литых композиционных материалов;

разработка сплавов на основе меди, с эффектом памяти формы, а также технологии их получения; разработка технологии перепада стружки и мелких отходов цветного литья;

автоматизация металлургических процессов.

Научно-практические разработки внедрены более чем на 120 предприятиях Украины, России и Белоруссии. За годы, прошедшие со дня организации кафедры, сотрудниками кафедры защищено шесть докторских, в том числе гражданином Польши, а также 19 кандидатских диссертаций. Изданы учебник «Физическая химия металлургических систем и процессов» (В. Я. Шурхал, В. К. Ларин, Д. Ф. Чернега, В. Г. Могилатенко, Г. Г. Грищенко); учебные пособия «Физико-химические и металлургические основы производства металлов» (Ю. Я. Готвянский) и «АСУ ТП плавильных установок специальной электрометаллургии» (В. С. Богушевский, Д. Ф. Чернега, Г. Г. Грабовский); учебник «Основы металлургического производства металлов и сплавов» (Д. Ф. Чернега, В. С. Богушевский, Ю. Я. Готвянский, С. Г. Грищенко, В. М. Шифрин, В. Я. Шурхал).

Издано три атласа: часть 1. Электрошлаковые, дуговые и индукционные вакуумные печи; часть 2. Плавильные агрегаты специальной металлургии; часть 3. Электронно-лучевые печи, магнитодинамические насосы. Сост. доцент Г. О. Ремизов; под ред. академика Б. Е. Патона, чл.-кор. НАН Украины Д. Ф. Чернеги.

Эти атласы рекомендованы Министерством образования и науки Украины в качестве учебных пособий для студентов в высших учебных заведениях. Ими могут пользоваться инженерно-технические работники проектно-конструкторских организаций, специализирующиеся в области специальной металлургии.

Имеются все условия для организации на базе кафедры международного учебного центра по современным специальным металлургическим технологиям с привлечением для подготовки и переподготовки отечественных и иностранных граждан из дальнего и ближнего зарубежья.

Монография «Газы в цветных металлах и сплавах» (Д. Ф. Чернега, О. М. Бялик, Д. Ф. Иванчук, Г. О. Ремизов) в 1985 г. была отмечена премией Министерства высшего и среднего специального образования УССР.

Лауреатами конкурса НТУУ «КПИ» стали в 1997 г. справочник «Цветное литье» (М. М. Галдин, Д. Ф. Чернега, Д. Ф. Иванчук, Ю. В. Мойсеев, В. В. Чистяков), в 1999 г. учебное пособие «Физико-химические и металлургические основы производства металлов» (Ю. Я. Готвянский); в 2002 г. учебник «Физико-химия металлургических систем и процессов» (В. Я. Шурхал, В. К. Ларин, Д. Ф. Чернега, В. Г. Могилатенко, С. Г. Грищенко).

Студенты принимают активное участие во Всеукраинских студенческих научных олимпиадах.

Кафедра успешно сотрудничает с такими металлургическими институтами НАН Украины, как Институт электросварки им. Е. О. Патона, Физико-технологический институт металлов и сплавов, Институт проблем материаловедения, Институт физики металлов, Институт газа, и ряд отраслевых институтов.



На протяжении многих лет поддерживаются международные связи в области профессионального образования и научной деятельности с учебными заведениями и научными институтами России, Китая, Германии, Польши, Франции, Болгарии, Румынии, Австрии, Словакии, Швейцарии, Чехии, со всеми металлургическими вузами Украины. Кафедра — член Ассоциации вузов металлургического образования Украины.

Следует особо отметить, что на протяжении десятилетий сохраняются и улучшаются доверительные дружес-

кие связи с руководством и коллективами Московского государственного университета металлов и сплавов и Национальной металлургической академии Украины (г. Днепрпетровск).

*В. А. Шаповалов
М. И. Прилуцкий*

Анатолию Даниловичу Рябцеву — 50!

14 апреля 2007 года исполнилось 50 лет Анатолию Даниловичу Рябцеву — доктору технических наук, профессору кафедры электрометаллургии Донецкого национального технического университета, известному специалисту в области специальной электрометаллургии.

А. Д. Рябцев родился 14 апреля 1957 года в г. Макеевке Донецкой области (Украина). В 1979 году окончил Донецкий политехнический институт по специальности «Металлургия черных металлов». После окончания института работал в качестве инженера, младшего научного сотрудника (1979–1986 гг.), научного и старшего научного сотрудника (1986–1996 гг.), доцента (1996–2004 г.), а с 2004 года по настоящее время — профессора кафедры электрометаллургии Донецкого национального технического университета.

В 1988 году А. Д. Рябцев защитил кандидатскую диссертацию на тему «Разработка технологии глубокого рафинирования хрома и сплавов на его основе способом ЭШП под активными флюсами» в специализированном ученом совете Донецкого политехнического института. В это время он активно сотрудничает с НИИМ (г. Челябинск), заводом «Электросталь», Ключевским ферросплавным заводом, НПО «Тулачермет» (Россия), УзКТЖМ (Узбекистан), где успешно внедряет ряд электрошлаковых технологий по выплавке и глубокому рафинированию хрома и его сплавов способом ЭШП. При его непосредственном участии в НПО «Тулачермет» создан промышленный участок камерных печей ЭШП.

В 2004 году Анатолий Данилович защитил докторскую диссертацию по теме «Электрошлаковый переплав металлов и сплавов под флюсами с активными добавками в печах камерного типа», посвященную разработке теоретических основ камерного электрошлакового переплава (КЭШП), исследованию его основных закономерностей, созданию и реализации технологий получения слитков высокого качества из различных металлов и сплавов (титан, хром, сплавы и интерметаллиды). Новый технологический процесс получения металлов и сплавов на базе КЭШП стал основой инновационного проекта, включенного в «Программу научно-технического развития Донецкой области на период до 2020 года». Совместно с учеными из исследовательского центра компании «Дженерал электрик» (США) А. Д. Рябцевым разработана техноло-

гия рафинирования титана и его сплавов от нитридных включений титана.

За время работы в ДонНТУ (ДПИ) А. Д. Рябцев сформировался как высококвалифицированный научный сотрудник. Он — руководитель и исполнитель 22 государственных, хоздоговорных научно-исследовательских работ

и международных грантов. А. Д. Рябцев является автором более 150 научных публикаций, в том числе более 60 авторских свидетельств на изобретения и патентов. Принимал участие более чем в 35 международных симпозиумах, конгрессах, научно-технических конференциях и семинарах.

Работая доцентом, а с 2004 года — профессором кафедры электрометаллургии, А. Д. Рябцев на высоком методическом и научном уровне читает лекционные курсы по базовым металлургическим направлениям. Руководит научно-исследовательской работой студентов, дипломным проектированием и магистерскими работами. Научные работы учеников А. Д. Рябцева неоднократно награждались дипломами победителей на всеукраинских и международных конкурсах. Анатолий Данилович постоянно руководит подготовкой аспирантов. В области образования и науки А. Д. Рябцев активно сотрудничает с коллегами из зарубежных университетов — Аахенского технического (Германия) и Клемсонского университетов (США).

А. Д. Рябцев — опытный специалист и руководитель, ему присуща активная жизненная позиция во всех сферах своей деятельности. Сердечно поздравляем Анатолия Даниловича Рябцева, желаем ему крепкого здоровья и творческих успехов.

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

Редколлегия журнала

«Современная электрометаллургия»

