

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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

Выходит 4 раза в год

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Г. М. Григоренко (Украина)
В. И. Кашин (Россия)
Б. Короушич (Словения)
С. Ф. Медина (Испания)
А. Митчелл (Канада)
Б. Е. Патон (Украина)
В. Рамакришна Рао (Индия)
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.: (38044) 268 34 84,
261 53 90, 269 26 23
Факс: (38044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редактор:

Л. Д. Конникова

Электронная верстка:

Д. М. Дяченко, А. И. Сулима,
И. В. Петушков.

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.
Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Рябцев А. Д., Троянский А. А., Мастепан В. Ю.,
Самборский М. В.** Об электропроводности флюсов
системы $\text{CaF}_2\text{--Ca}$ 3

Биктагиров Ф. К. Применение электрошлакового процесса
с нерасходуемыми электродами для плавки, рафинирования
и обработки металлов. Сообщение 2 5

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Антонюк С. Л., Моляр А. Г., Калинюк А. Н., Замков В. Н.
Титановые сплавы для авиационной промышленности
Украины 10

**Мовчан Б. А., Устинов А. И., Полищук С. С.,
Мельниченко Т. В.** Образование квазикристаллических
структур при отжиге микрослойных покрытий (Ti, Cr)–Si 15

Жук Г. В. Взаимодействие стальных волокон с алюминиевой
матрицей при получении композиционного материала
методом электронно-лучевого диспергирования расплава 19

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Шاپовалов В. А., Якуша В. В., Гниздыло А. Н. Тепловое
поле монокристалла при комбинированном нагреве 22

**Кисилевский Ф. Н., Шاپовалов В. А., Долиненко В. В.,
Щербаков П. А., Якуша В. В., Гниздыло А. Н.**
Микрокомпьютерный пульт оператора-технолога АСУ ТП
выращивания монокристаллов 25

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

**Григоренко Г. М., Борисова А. Л., Борисов Ю. С.,
Адеева Л. И., Дорошенко Л. К., Рупчев В. Л.** Исследование
межфазного взаимодействия ферротитана с карбидом бора
в порошковых смесях для нанесения газотермических
покрытий 28

Лилиус К. Р., Гасик М. М. Функциональные градиентные
материалы: новые материаловедческие решения 32

РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ

Ефименко Г. Г. Рецензия на монографию Зубова В. Л.
и Гасика М. И. «Электрометаллургия ферросилиция» 38

ИНФОРМАЦИЯ

Сидорук В. С. Об интеллектуальной собственности 40

Чекотило Л. В. Международный семинар «Современные
технологии сварки и новые конструкционные материалы
в химическом машиностроении и промышленности» 45

К 75-летию Бориса Алексеевича Мовчана 49

Календарь конференций и выставок в 2003 г. 50

Реклама 52

*Журнал «Современная электрометаллургия»
издается на английском языке в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ под названием
«Advances in Electrometallurgy»*

Electrometallurgy Today

№ 1 (70)
2003

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

G. M. Grigorenko (Ukraine)
V. I. Kashin (Russia)
B. Koroushich (Slovenia)
S. F. Medina (Spain)
A. Mitchell (Canada)
B. E. Paton (Ukraine)
V. Ramakrishna Rao (India)
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.: (38044) 268 34 84,
261 53 90, 269 26 23
Fax: (38044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editor:

L. D. Konnikova
Electron galley:
D. M. Dyachenko, A. I. Sulima,
I. V. Petushkov.

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

Ryabtsev A. D., Troyansky A. A., Mastepan V. Yu., Samborsky M. V. About electric conductivity of fluxes of CaF₂-Ca system 3

Biktagirov F. K. Application of electros slag process with non-consumable electrodes for melting, refining and treatment of metals. Report 2 5

ELECTRON BEAM PROCESSES

Antonyuk S. L., Molyar A. G., Kalinyuk A. N., Zamkov V. N. Titanium alloys for aircraft industry of Ukraine 10

Movchan B. A., Ustinov A. I., Polishchuk S. S., Melnichenko T. V. Formation of quasi-crystalline structures in annealing of microlayer coatings (Ti, Cr)-Si 15

Zhuk G. V. Interaction of steel fibres with aluminium matrix in producing composite material by the method of electron beam dispersion of melt 19

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Shapovalov V. A., Yakusha V. V., Gnizdylo A. N. Thermal field of single crystal in combined heating 22

Kisilevsky F. N., Shapovalov V. A., Dolinenko V. V., Shcherbakov P. A., Yakusha V. V., Gnizdylo A. N. Microcomputer panel of operator-technologist of ACS TP of growing single crystals 25

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Grigorenko G. M., Borisova A. L., Borisov Yu. S., Adeeva L. I., Doroshenko L. K., Rupchev V. L. Investigation of interphase interaction of ferrotitanium with boron carbide in powder mixtures for thermal coating deposition 28

Lilius K. P., Gasik M. M. Functional gradient materials: new materials science solutions 32

REVIEWS AND SCIENTIFIC DISCUSSIONS

Efimenko G. G. Review of manuscript «Electrometallurgy of ferrosilicium» by Zubov V. L., Gasik M. I. 38

INFORMATION

Sidoruk V. S. About the intellectual property 40

Chekotilo L. V. International seminar «Modern technologies of welding and new structural materials in chemical machine-building and industry» 45

Movchan Boris Alekseevich is 75 49

Calendar of conferences and exhibitions in 2003 50

Advertising 52

*Journal «Elektrometallurgy Today»
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 669.187.56.002.2

ОБ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ ФЛЮСОВ СИСТЕМЫ $\text{CaF}_2\text{--Ca}$

А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, В. Ю. Мастепан, М. В. Самборский

Предложена новая методика измерения электропроводности металлосодержащих шлаков, используемых для ЭШП в печах камерного типа. Определены значения электропроводности шлака системы $\text{CaF}_2\text{--Ca}$.

New procedure of measuring electric conductivity of metal-containing slags, used for ESR in chamber-type furnaces, is suggested. Values of electric conductivity of slag of $\text{CaF}_2\text{--Ca}$ system are determined.

Ключевые слова: электропроводность; методика измерения; флюс $\text{CaF}_2\text{--Ca}$; камерная печь ЭШП

Характер плавления различных металлов и сплавов при электрошлаковом переплаве под металлосодержащими флюсами (например $\text{CaF}_2\text{--Ca}$) значительно отличается от такового при ЭШП под стандартными промышленными флюсами [1]. Наличие металлического компонента в шлаке приводит к изменению электрического режима плавки, что в свою очередь влияет на скорость плавления расходуемого электрода, энергетику процесса и формирование выплавляемого слитка. Вероятно, это связано, прежде всего, с изменением электропроводности флюса. Эта характеристика является одной из главных, определяющих его основные технологические свойства. Она влияет на тепловой режим шлаковой ванны и устойчивость электрошлакового процесса. Имеющиеся сведения об электропроводности промышленных флюсов ЭШП весьма ограничены [2–8], а значения электропроводности металлосодержащих флюсов, в частности системы $\text{CaF}_2\text{--Ca}$, в литературе отсутствуют. Освоение и отработка технологии ЭШП в камерной печи на флюсах системы $\text{CaF}_2\text{--Ca}$ требуют определения этого важнейшего физического свойства шлака.

Анализ существующих методов измерения электропроводности шлаковых расплавов свидетельствует о невозможности их использования для определения этого параметра кальцийсодержащих флюсов. Связано это с тем, что металлический кальций характеризуется высокой химической активностью, в том числе и по отношению к большинству материалов, из которых изготавливаются тигли, и большим парциальным давлением паров при реальных температурах электрошлакового процесса.

В открытых металлургических установках происходит практически мгновенное его испарение и окисление. Поэтому возникла необходимость разработать специальную методику определения электропроводности металлосодержащих флюсов на фторидной основе во время реального процесса ЭШП в камерной печи.

В Донецком национальном техническом университете разработана и опробована методика измерения электропроводности, в основе которой лежит вольт-амперная схема с двухэлектродной ячейкой. Использование при этом промышленной печи ЭШП усложняет калибровку измерительной ячейки, но обеспечивает условия измерения, максимально приближенные к реальным. Основное отличие предложенной методики от стандартных в том, что в процессе замеров фиксируется только разность потенциалов на датчике электропроводности. Значение же электропроводности рассчитывается не-

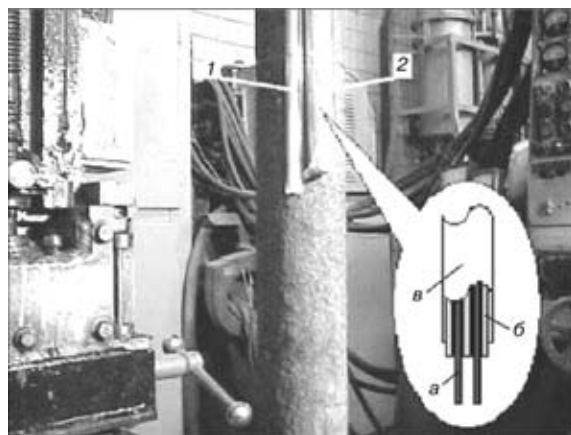


Рис. 1. Общий вид расположения датчиков на электроде в печи ЭШП: 1 — датчик температуры; 2 — датчик электропроводности

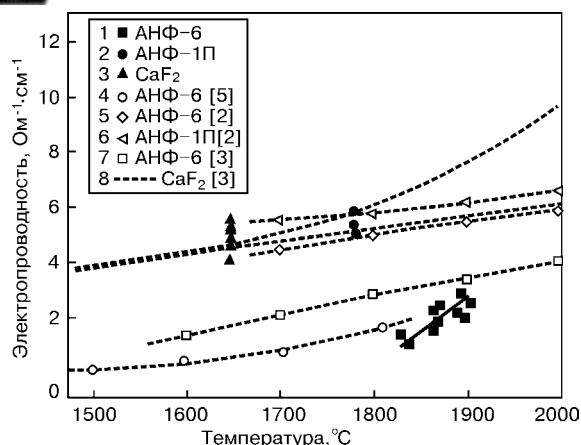


Рис. 2. Значения электропроводности промышленных флюсов ЭШП: 1–3 — полученные авторами; 4–8 — литературные данные

посредственно по вольт-амперной характеристике генератора, полученной экспериментальным путем.

Электропроводность шлаков измеряли в процессе электрошлакового переплава в камерной печи [9] электродов из стали Ст. 50 диаметром 50 мм, длиной 700 мм в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 110 мм в атмосфере аргона и на воздухе. Напряжение и силу тока переплава поддерживали постоянными соответственно 40 В и 2 кА, масса шлака составляла 1400 г. Флюс системы $\text{CaF}_2\text{--Ca}$ получали смешиванием фтористого и металлического кальция в различных пропорциях. Шлаковую ванну наводили «твердым стартом».

Для замеров электропроводности изготовили щуп (рис. 1) длиной 200 мм и диаметром 15 мм, состоящий из металлических электродов (а), помещенных в керамическую соломку (б), запрессованную в трубку из кварцевого стекла (в). Расстояние между электродами одинаковое по всей длине щупа и составляет 4 мм. Температуру шлака замеряли термпарой ВР-5/20. В качестве источника питания датчика электропроводности использовали генератор высокочастотных синусоидальных сигналов ГЗ-33. При частоте сигналов 20 кГц обеспечиваются минимальные искажения, вносимые электрическим током переплава. Показания фиксировали селективным милливольтметром В6-4.

Щуп и термпару закрепляли на расходуемом электроде на расстоянии 200 мм от нижнего его торца. Дополнительные щуп и термпару располагали на расстоянии 400 мм от нижнего торца электрода. При ЭШП на воздухе для дублирования замеров использовали погружные щупы.

После наведения шлаковой ванны и формирования донной части слитка постоянно контролировали температуру и электропроводность. Моментом контакта щупа со шлаком считали появление тока в измерительной цепи при замыкании электродов через шлак.

Градуировку измерительной ячейки проводили при ЭШП на стандартных флюсах АНФ-1П и АНФ-6, электропроводность которых известна. Постоянная измерительной ячейки определена значением 6.

Результаты измерений электропроводности эталонных флюсов АНФ-1П и АНФ-6 по предложенной методике сопоставимы с данными, ранее опубликованными в работах [2–5, 8]. Это даст основание

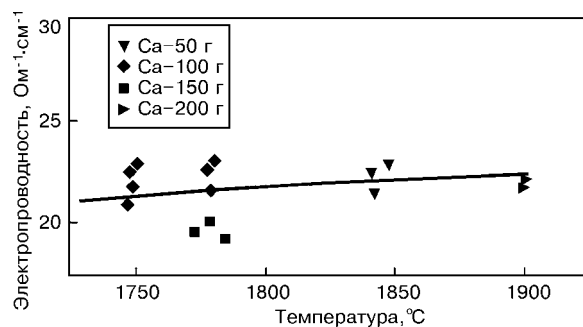


Рис. 3. Значения электропроводности кальцийсодержащих флюсов

использовать предлагаемую методику для определения электропроводности шлака системы $\text{CaF}_2\text{--Ca}$.

Значения электропроводности известных и опытных флюсов приведены на рис. 2 и 3. Как видно, добавки металлического кальция во фторид кальция приводят к увеличению электропроводности флюсов, при этом существенной зависимости электропроводности от массы добавок металлического кальция в шлак не установлено. Это, по-видимому, связано с предельным значением растворимости металлического кальция в своем фториде, которое не зависит от его исходного содержания во флюсе, а определяется температурой шлака и внешним давлением [10, 11].

Таким образом, предложенная методика может использоваться для измерения электропроводности различных шлаковых систем в процессе электрошлакового переплава в камерной печи.

1. Использование информационно-измерительной системы для исследования процесса ЭШП // А. А. Троянский, А. Д. Рябцев, М. В. Самборский, В. Ю. Мастепан // Металл и литейные технологии Украины. — 2002. — № 7. — С. 25–26.
2. Латаш Ю. В., Медовар Б. И. Электрошлаковый переплав. — М.: Металлургия, 1970. — 240 с.
3. Атлас шлаков. Справ. изд. / Пер. с нем. — М.: Металлургия, 1985. — 208 с.
4. Лопатев Б. Е., Плышевский А. А., Степанов В. В. Об электропроводности расплавленных флюсов для электрошлакового переплава и подогрева // Автомат. сварка. — 1966. — № 1. — С. 27–29.
5. Колесник В. Н. Измерение электропроводности флюсов в интервале температур 1300–2300 °С // Там же. — 1964. — № 4. — С. 10–13.
6. Никитин Б. М., Чуйко Н. М. О роли электрического сопротивления шлака в дуговых электросталеплавильных печах // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1963. — № 8. — С. 60–67.
7. Евсеев П. П. Физические свойства промышленных шлаков системы $\text{CaO--Al}_2\text{O}_3\text{--CaF}_2$ // Автомат. сварка. — 1967. — № 11. — С. 42–45.
8. Жмюйдин Г. И. Электропроводность фторсодержащих расплавов // Изв. АН СССР. Металлы. — 1970. — № 3. — С. 69–74.
9. Рябцев А. Д. Установка для электрошлакового переплава высокореакционных металлов и сплавов под активными кальцийсодержащими флюсами в контролируемой атмосфере или вакууме // Сб. науч. тр. ДонГТУ. Металлургия. Вып. 14. — Донецк: ДонГТУ, 1999. — С. 58–60.
10. Рябцев А. Д. Разработка технологии глубокого рафинирования хрома и сплавов на его основе методом ЭШП под активными флюсами: Автореф. дис. ... канд. техн. наук.: 051602 / Донецкий политехнический ин-т. — Донецк, 1987. — 24 с.
11. Термодинамические свойства металлического компонента в металлосодержащих фторидных флюсах / С. В. Терехов, Е. Л. Корзун, В. Н. Радченко и др. // Металлы. — 1990. — № 3. — С. 40–43.

Донецкий национальный технический университет

Поступила 19.12.2002



УДК 669.187.56.001.3

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПРОЦЕССА С НЕРАСХОДУЕМЫМИ ЭЛЕКТРОДАМИ ДЛЯ ПЛАВКИ, РАФИНИРОВАНИЯ И ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ.

Сообщение 2

Ф. К. Биктагиров

Приведены примеры использования электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для переработки некомпактной металлосодержащей шихты с целью получения различных ферросплавов и лигатур, рафинирования металла и наплавки.

Examples of use of electroslag process with non-consumable electrodes for processing of a non-compact metal-containing charge to produce different ferroalloys and master alloys, metal refining and cladding are given.

Ключевые слова: некомпактная шихта; нерасходуемый электрод; электрошлаковая плавка; ферросплавы; лигатуры

Примеры применения электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для нагрева и рафинирования жидких металлов были рассмотрены в сообщении [1]. В подобных технологиях температура шлакового расплава поддерживается выше температуры плавления обрабатываемого металла. Поэтому логичным стало развитие электрошлаковых технологий, в которых перегретый шлак используется не только как средство нагрева заранее подготовленного жидкого металла, но и как средство плавки, когда исходный металл находится в твердом состоянии. В этом случае шихту, предпочтительно фрагментированную и сыпучую в виде стружки, мелких кусков, дробы, окатышей, крупной пыли и т. п. постепенно сверху подают в шлаковую ванну, наведенную в водоохлаждаемой или футерованной емкости с помощью нерасходуемых электродов (рис. 1). Обычно параметры электрошлакового процесса выбираются такими, чтобы металл, проходя через толщу шлакового расплава, полностью расплавился. При плавке в водоохлаждаемом кристаллизаторе расплавленный металл постепенно затвердевает в виде слитка, при плавке в гарнисажной или футерованной емкости металл накапливается в жидком виде и периодически сливается в ту или иную форму. Выбор схемы плавки, в том числе и материала футеровки, определяется в каждом конкретном случае индивидуально с учетом состава и вида шихты, требований к качеству

получаемой продукции, производительности и экономичности процесса.

Важной особенностью рассматриваемых способов электрошлаковой выплавки (ЭШВ) является то, что подаваемая в шлаковый расплав шихта, имея более высокую плотность, погружается в него и чаще всего плавится, уже не контактируя с окружающей атмосферой. Это дает возможность существенно уменьшить потери металла на угар и позволяет даже без дополнительной защиты зеркала шлака плавить многие высокоактивные материалы. Благодаря развитой поверхности фрагментированной шихты происходит интенсивная теплопередача от горячего шлакового расплава к переплавляемому материалу, что обеспечивает высокую производительность плавки. Еще одно преимущество ЭШВ состоит в том, что переплавляемая шихта одновременно подвергается очистке от вредных примесей и неметаллической составляющей. Возможность в широких пределах варьировать состав шлака и его температуру, вводить в шлак по ходу плавки раскислители и рафинирующие добавки позволяет активно вмешиваться в физико-химические процессы, протекающие в системе шлак–металл. А это в свою очередь дает возможность восстанавливать содержащиеся в шихте оксиды и избирательно удалять или, наоборот, добавлять те или иные элементы. Поэтому зачастую такой процесс называют электрошлаковым рафинированием (ЭШР) или электрошлаковой выплавкой и рафинированием (ЭШВР).

Одними из первых, где были успешно реализованы возможности электрошлакового процесса с не-

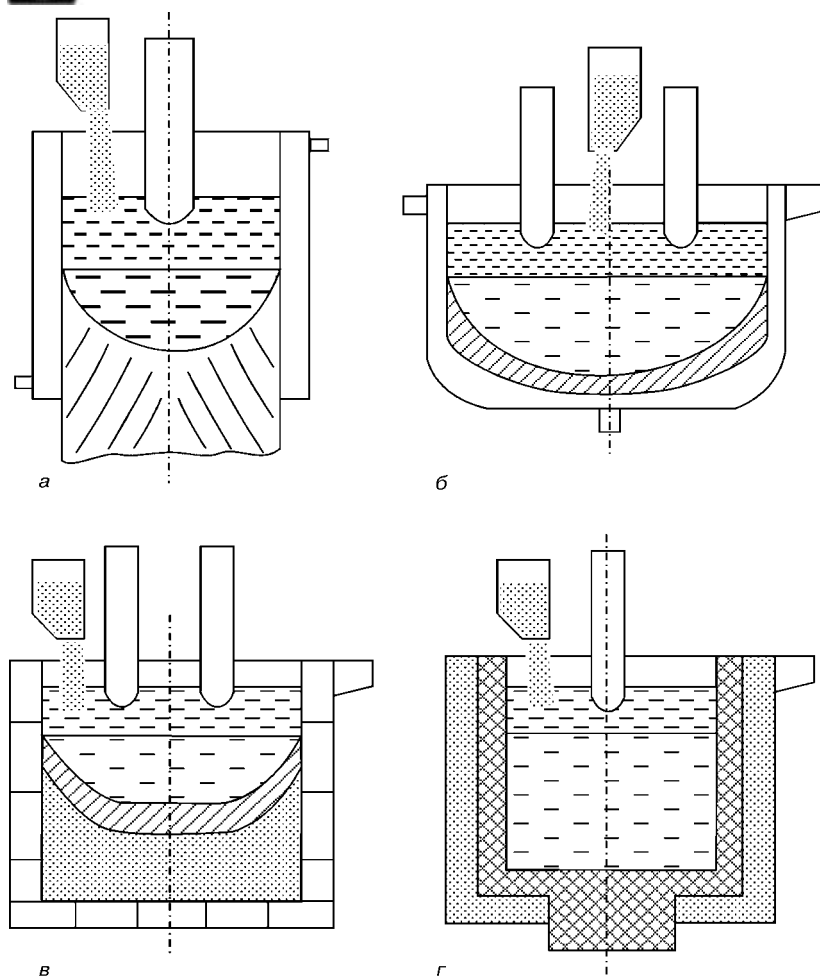


Рис. 1. Технологические схемы электрошлаковой плавки некомпактной шихты: а — в кристаллизаторе; б — в гарнисажной печи; в — в автогарнисажной печи; г — плавка в футерованной емкости

расходуемыми электродами для плавки некомпактной шихты, явились технологии утилизации и переработки шлакометаллических отходов цветной промышленности, содержащих от 50 до 80 % металла в виде корольков [2]. Плавка подобных отходов в индукционных и шахтных печах, главным образом из-за сравнительно высокого содержания неметаллической составляющей, довольно затруднительна и сопровождается безвозвратными потерями как основного металла (меди), так и легирующих. Электрошлаковая же плавка в силу своей специфики позволяет отделить шлаковую составляющую от металлической, при этом медь и никель извлекаются полностью, а потери цинка из латунных отходов при активном ведении восстановительных процессов сводятся к минимуму. Также электрошлаковая плавка более эффективна, по сравнению с другими видами плавки, при переработке чисто металлических отходов меди и медных сплавов в виде стружки. ЭШВ цветных металлов обычно проводится в емкости, футерованной углеродосодержащими материалами, металл скапливается под шлаком в жидком состоянии и периодически или непрерывно сливается из плавильной емкости. Причем высокое качество металла позволяет не ограничиваться выплавкой

шихтовой заготовки, а дает возможность сразу получать готовое литое изделие требуемой формы.

На различных стадиях металлургического передела и при последующей обработке металлопродукции образуется большое количество различных отходов в виде стружки, пыли, шламов, скрапа, обломков и других мелких некомпактных металлосодержащих материалов. Для таких отходов характерна повышенная окисленность и загрязненность неметаллической составляющей, в том числе включающей органические соединения, что ограничивает их применение как годной шихты. Максимальное использование и возвращение в производство подобных низкосортных отходов, особенно содержащих ценные дорогостоящие легирующие компоненты, такие как хром, никель, кобальт, молибден, вольфрам, ниобий, ванадий и др., является весьма актуальной проблемой.

В этой связи электрошлаковая плавка с нерасходуемыми электродами, благодаря отмеченным выше ее особенностям, может служить едва ли не самым приемлемым способом их переработки. Например, при такой утилизации стружки и металлообразной пыли жаропрочных сплавов, несмотря на то, что часть металла находится в окисленном состоянии, потери легирующих элементов не превышают 2...3 %. В то же время при переработке подобных отходов в электродуговых печах потери легирующих достигают 20 % и более. Практически полное сохранение основных легирующих элементов — хрома, молибдена, вольфрама и никеля — обеспечивается при электрошлаковой плавке отходов быстрорежущих и нержавеющей сталей. Низкое содержание посторонних примесей в металле шихтовых заготовок и отливок позволяет значительно большую долю отходов вовлекать в технологический цикл производства без ущерба для качества конечной продукции.

Эффективность электрошлаковой плавки некомпактной шихты была подтверждена при получении из титановой и стальной стружки ферротитана, в том числе 70 %-ного [3]. Дело в том, что переработка титановой стружки в ферротитан в открытых индукционных печах из-за высокой реакционной способности титана и малой насыпной плотности стружки затруднительна, а плавка в различных вакуумных установках требует тщательной подготовки шихты и зачастую экономически нецелесообразна. В то же время при условии сыпучести стружка, имеющая относительно небольшую толщину и развитую поверхность, является весьма

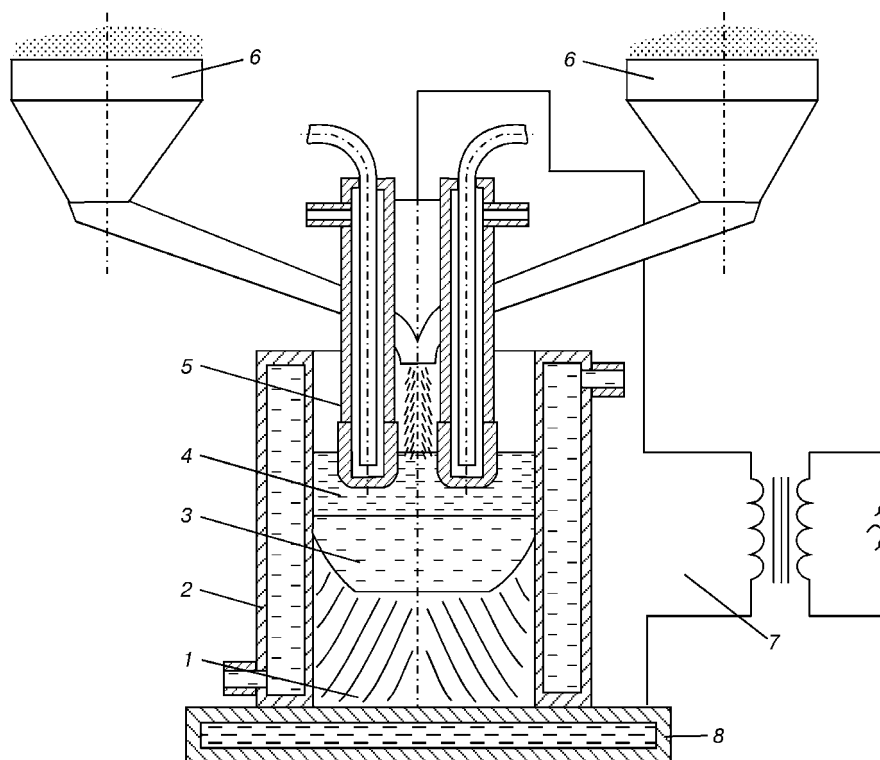


Рис. 2. Схема процесса электрошлаковой выплавки ферротитана из титановой и стальной стружки: 1 — твердый металл; 2 — кристаллизатор; 3 — металлическая ванна; 4 — шлаковая ванна; 5 — нерасходуемый электрод; 6 — бункера со стальной и титановой стружкой; 7 — источник питания; 8 — поддон

удобным материалом для электрошлаковой плавки. ЭШВ ферротитана осуществляется в водоохлаждаемой форме путем подачи в шлаковую ванну из двух бункеров через весовые дозаторы титановой и стальной стружки (рис. 2). Попадая в шлаковый расплав, стружка плавится и образуется металлическая ванна. Состав ее и соответственно состав выплавляемого ферротитана определяется соотношением подаваемых на плавку материалов и физико-химическими процессами в системе шлак — металл. Качество такого ферротитана намного превосходит качество подобного ферросплава, получаемого алюмотермическим восстановлением из титаносодержащих концентратов.

Аналогично выплавке ферротитана плавка в шлаковой ванне в различном сочетании и пропорциях некондиционных отходов производства ферросплавов, черных и цветных металлов даст воз-

можность получать специальные легатуры и легирующие. Имеется опыт ЭШВ таких соединений, как FeMnTi, FeTiAl, SiMn, AlTi, FeCrTi, MnSiTi и ряда других. Несмотря на использование дешевых низкосортных отходов, благодаря очищающему действию шлака получаемые легатуры имеют низкое содержание вредных примесей и с успехом могут применяться в различных производствах, в частности при выплавке сплавов ответственного назначения.

Электрошлаковая плавка может использоваться не только для утилизации и переработки различных отходов, о чем преимущественно шла речь выше, но и как эффективный метод рафинирования металлов. Так, при производстве ряда прецизионных и специальных сплавов возникает необходимость в использовании марганца с низким содержанием примесей. Наиболее чистый марганец получают электролизом из сульфатных растворов, но ввиду особенностей производства он имеет повышенную концентрацию серы и газов. Например, в марганце марки Мр-0 при содержании основного элемента не менее 99,5 % концентрация серы составляет до 0,1, кислорода — 0,1, азота — 0,15, а водорода — 0,06 %. Поэтому такой марганец предварительно очищают вакуумным отжигом или индукционной плавкой с обработкой шлаком.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана и успешно реализована в промышленности технология электрошлакового рафинирования электролитического марганца, представляющего собой фрагментированный материал в виде чешуек толщиной несколько миллимет-

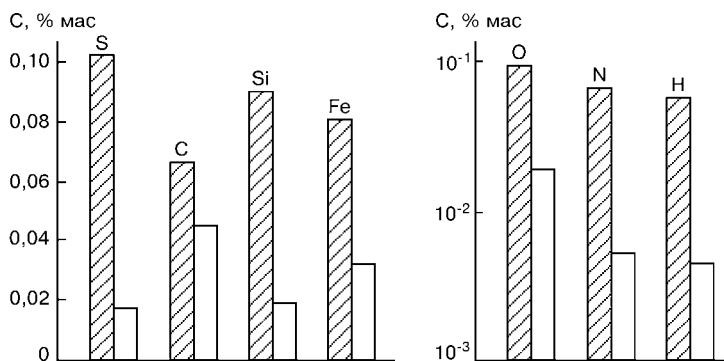


Рис. 3. Концентрация примесей в электролитическом марганце: ■ — исходном; □ — после ЭШР

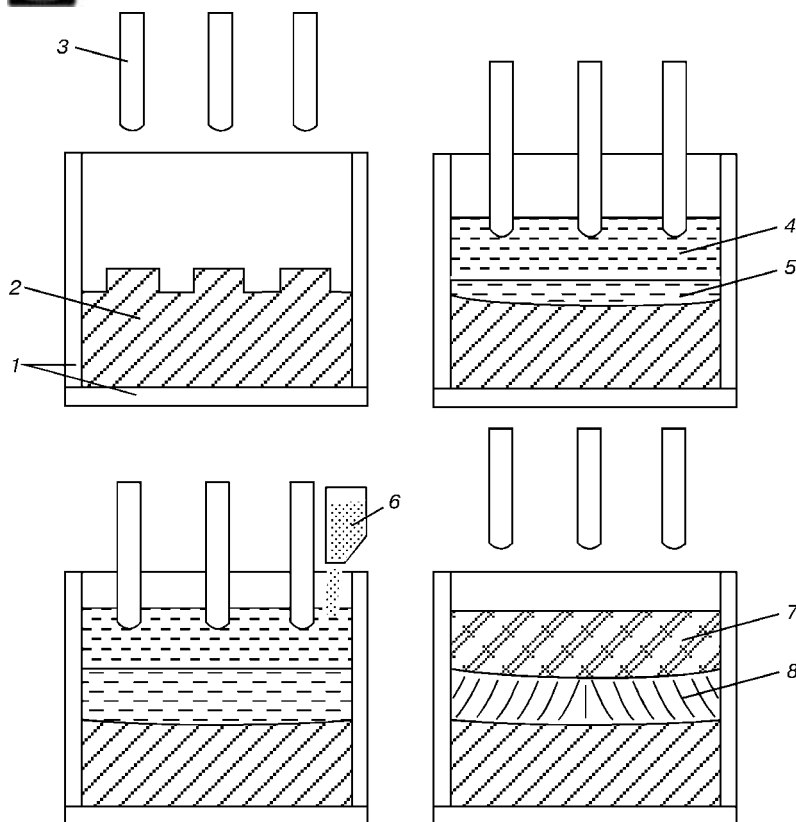


Рис. 4. Схема электрошлаковой наплавки штампов: 1 — водоохлаждаемые панели; 2 — изношенный штамп; 3 — нерасходуемый электрод; 4 — шлаковая ванна; 5 — металлическая ванна; 6 — бункер со стружкой; 7 — твердый шлак; 8 — наплавленный слой

ров, путем его переплава в слое жидкого шлака [4]. В связи с повышенными требованиями к чистоте выплавляемого металла, в частности по углероду, в этом случае для ведения электрошлакового процесса, в отличие от ранее рассмотренных, использовались не графитированные электроды, а нерасходуемые металлические водоохлаждаемые электроды специальной конструкции, а сама плавка осуществлялась в водоохлаждаемом кристаллизаторе. Применение высокоосновных шлаков системы $\text{CaF}_2\text{--CaO--Al}_2\text{O}_3$ с добавкой по ходу плавки рафинирующих и раскисляющих компонентов позволило уменьшить количество серы в выплавляемом марганце до 0,005... 0,01%. Это в 2–3 раза ниже по сравнению с тем, что удастся добиться при индукционном рафинировании. Одновременно почти на порядок снижается также газонасыщенность металла (рис. 3). Немаловажным является то, что при плавке по новой технологии достигается пятикратное повышение производительности, а безвозвратные потери марганца уменьшаются в 3–4 раза. Использование марганца, прошедшего электрошлаковое рафинирование, при выплавке прецизионных сплавов, в частности высокочувствительных термобиметаллов, позволило снизить брак по химическому составу, стабилизировать свойства и повысить рентабельность производства. В последние годы на основе рассматриваемого метода рафинирования марганца была освоена технология электрошлаковой выплавки высокодемпфирующих марганцевомедных сплавов [5]. Достигнутые при этом результаты по чистоте, деформируемости и демпфирующим свойствам металла в сочетании с высоким

сквозным выходом годного дают основание считать метод ЭШР весьма перспективным для выплавки сплавов системы Mn--Cu , идущих на изготовление высококачественных вибропоглощающих устройств.

Еще одно успешное применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами — это электрошлаковая наплавка. Суть ее заключается в первоначальном нагреве и подплавлении с помощью электрошлакового обогрева поверхности обрабатываемой заготовки и последующем сплавлении основы с подаваемым через шлак металлом, который образует наплавленный слой. Среди многочисленных вариантов подобной наплавки одним из наиболее характерных является электрошлаковое восстановление штампов горячего прессования [6]. Для его осуществления штамп в вертикальном положении гравюрой вверх устанавливается в кристаллизатор или по периметру ограничивается водоохлаждаемыми панелями и в образовавшейся над его изношенной поверхностью полости с помощью нерасходуемых электродов наводится шлаковая ванна. За счет тепла, выделяемого в шлаковой ванне, расплавляется верхняя часть штампа на глубину, необходимую для устранения трещин и других имеющихся здесь дефектов. Затем в перегретый шлак загружают стружку штамповой стали, которая плавится и поступает в металлическую ванну подплавленного штампа (рис. 4). Металл подается в количестве, необходимом для восстановления высоты штампа. Электрошлаковая наплавка обеспечивает надежное сплавление основного и наплавляемого металла при высоком качестве наплавленного слоя. Стойкость восстановленных штампов обычно выше, чем новых штампов из ковкого металла стандартного производства.

Аналогично тому, как осуществляется восстановление штампов, путем наплавления на основу металла другого состава можно получать биметаллические заготовки, например, наплавлением на легированную сталь слоя нержавеющей металла или медного сплава. Варианты наплавки могут быть самыми разнообразными, равно как и наплавляемые заготовки — плоские, круглые при их горизонтальном и вертикальном расположении.

Рассмотренные в настоящей работе далеко не все примеры использования электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для отливки слитков, рафинирования металлов, выплавки из некомпактной шихты ферросплавов и лигатур, утилизации отходов цветной металлургии и др. свидетельствуют о широких возможностях подобных технологий. Естественно, что для их реализации и успешного применения потребовалось всестороннее изучение особенностей и закономерностей, присущих данному виду электрошлаковой обработки металлов, таких как теплопередача от шлака к металлу, в том числе при прохождении твердой шихты



через слой жидкого шлака, поведение углерода при использовании графитированных электродов, влияние шлакового режима на рафинирование металла от примесей и еще очень много явлений, происходящих в системе газ-шлак-металл. Исследования в этой области продолжают, совершенствуются технологии и оборудование, повышается эффективность и расширяются области применения электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для производства различной металлопродукции. Так, в последние годы электрошлаковая технология все в больших масштабах используется при переработке шлаков, концентратов, зол, руд и другой минеральной шихты, содержащей многие дорогостоящие и дефицитные металлы в различных соединениях, преимущественно в виде оксидов. Электрошлаковая плавка подобной шихты в сочетании с избирательным восстановлением тех или иных элементов позволяет получать, в частности, феррохром, ферроникель, ферротитан, ферромolibден, а также другие ферросплавы и лигатуры.

1. Биктагиров Ф. К. Применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для плавки, рафинирования и обработки металлов. Сообщение 1 // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 4. — С. 11–17.
2. Лютый И. Ю., Латаш Ю. В. Электрошлаковая выплавка и рафинирование металлов. — Киев: Наук. думка, 1983. — 188 с.
3. 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. 50–57.
4. Электрошлаковое 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.
5. Электрошлаковое рафинирование и выплавка марганцевомедных сплавов высокого демпфирования / Ф. К. Биктагиров, Ю. В. Латаш, Р. Г. Крутиков и др. // Там же. — 1999. — № 1. — С. 3–8.
6. Носатов В. А., Стеренбоген Ю. А., Кузьменко О. Г. Восстановление штампов с применением электрошлакового обогрева // Кузнечно-штамповое производство. — 1987. — № 3. — С. 11–12.

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

Поступила 31.10.2002

СЕДЬМАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ (ЕВТ-2003)

1 - 6 июня 2003 г.
Варна, Болгария

Организаторы:

- Институт электроники Болгарской академии наук
- Технологический центр по электронно-лучевым и плазменным технологиям (София)
- Союз специалистов Болгарии по электронике, электротехнике и телекоммуникациям
- Союз физиков Болгарии

Научные направления конференции:

- Физика мощных электронных пучков, электронно-оптические системы и устройства для измерения и контроля электронных пучков
- Приборы на свободных электронах, электронно-лучевая сварка
- Электронно-лучевая плавка и рафинирование, высокоскоростные процессы нанесения металлургических покрытий, поверхностная обработка, термические процессы и получение тонкопленочных и конструкционных покрытий
- Электронная литография
- Отверждение полимеров и композитов электронным лучом
- Ионная литография и имплантация
- Моделирование физических процессов взаимодействия заряженных частиц пучков с материалами, применение пучков заряженных частиц в медицине и промышленности, конструирование и автоматизация электронно-лучевого оборудования

КОНТАКТЫ

Председатель оргкомитета профессор Г. Младенов
Институт электроники БАН
Болгария, 1784, г. София
Царьградское шоссе, 72
Тел.: (003592) 750757; 7144377; 390751
Факс: (003592) 9753201; 393053
E-mail: mladenov@ie.bas.bg



УДК 669.187.526.001.5

ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ АВИАЦИОННОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ УКРАИНЫ

С. Л. Антонюк, А. Г. Моляр, А. Н. Калинюк, В. Н. Замков

Исследовано распределение легирующих элементов и примесей по длине и сечению слитков диаметром 400 мм из титановых сплавов марок ВТ6, ВТ22, Т-110, полученных методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ). Изучены макро- и микроструктура поковок этих сплавов. Определены механические свойства сплавов после деформации и термической обработки.

Distribution of alloying elements and impurities in length and section of 40 mm diameter ingots from titanium alloys of VT6, VT22, T-110 grades, produced by the method of electron-beam melting with an intermediate crucible (EBMC) is investigated. Macro- and microstructures of forgings from these alloys are examined. Mechanical properties of alloys after deformation and heat treatment are determined.

Ключевые слова: титановые сплавы; химический состав; распределение легирующих элементов; полуфабрикаты; макро- и микроструктура; механические свойства.

Как известно, применение титановых сплавов в самолетостроении обусловлено их высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью, особенностями теплофизических свойств титана. В конструкциях самолетов «АН» масса деталей из титановых сплавов в настоящее время составляет 8... 9 % массы деталей планера. Это, прежде всего, подкосы и силовые цилиндры шасси, вилки, кронштейны системы управления, силовые детали механизации крыла, грузовые дорожки настила, трубопроводы, компенсаторы, теплообменники и др. элементы.

Эффективность и надежность в эксплуатации деталей и узлов из титановых сплавов во многом определяется чувствительностью их механических свойств к отклонениям технологических параметров в процессе обработки. Это относится не только к технологии изготовления тех или иных деталей и узлов, но в значительной степени к технологии производства полуфабрикатов. Так, например, долговечность деталей шасси из сплава ВТ22 при малоцикловых испытаниях колеблется в пределах 17783... 110880 циклов в зависимости от качества полуфабрикатов, в частности, от наличия в металле заготовки неметаллических включений. Поэтому для более широкого использования титановых сплавов в авиационных конструкциях необходимо не только создавать новые материалы на основе титана с более высокими эксплуатационными характери-

стиками, но и в дальнейшем совершенствовать производство титановых полуфабрикатов. При этом следует отметить, что такие дефекты полуфабрикатов титановых сплавов, как неоднородность химического состава и структуры, включения высокой и низкой плотности, повышенное содержание газовых примесей (кислорода, азота и водорода) закладываются в металл уже на стадии выплавки слитка и сохраняются в нем при всех дальнейших переделах [1–7]. Причем, если включения в слитках титановых сплавов образуются в результате загрязнения шихтовых материалов, то возникновение химической неоднородности и увеличение концентрации примесей в металле (по сравнению с их содержанием в шихте) обусловлены особенностями вакуумно-дуговой плавки (ВДП) — основного промышленного способа производства титановых слитков [4–6].

Эффективным способом предупреждения образования указанных дефектов в литом металле является электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) [8–11]. Это обусловлено тем, что ЭЛПЕ осуществляется при более высоком, чем ВДП, вакууме и в процессе плавки не происходит заметного насыщения металла газовыми примесями. При ЭЛПЕ расплавленный титан длительное время находится в жидком состоянии, что способствует его дегазации (удалению водорода) и выравниванию химического состава. Одновременно с дегазацией жидкого металла происходит его рафинирование от инородных частиц большой и малой плотности, которые при отсутствии промежуточной

© С. Л. АНТОНЮК, А. Г. МОЛЯР, А. Н. КАЛИНЮК, В. Н. ЗАМКОВ, 2003



Таблица 1. Распределение легирующих элементов и примесей по длине слитков титановых сплавов, полученных ЭЛПЕ

Марка сплава	Место отбора пробы	Содержание, % мас								
		Al	Mo	V	Nb	Fe	Cr	Zr	O	N
BT6	Верх	6,37	–	4,05	–	0,13	–	–	0,09	0,026
	Середина	6,32	–	4,27	–	0,15	–	–	0,11	0,024
	Низ	6,45	–	4,18	–	0,18	–	–	0,09	0,026
Гост 19807–91		5,3... 6,8	–	3,5... 5,3	–	< 0,3	–	–	< 0,2	< 0,05
BT22	Верх	5,17	4,30	4,90	–	0,95	1,44	–	0,11	0,012
	Середина	5,23	4,67	5,13	–	1,03	1,32	–	–	–
	Низ	5,13	4,31	5,10	–	1,01	1,35	–	–	–
Гост 19807–91		4,4... 5,9	4,0... 5,5	4,0... 5,5	–	0,5... 1,5	0,5... 2,0	< 0,3	< 0,2	< 0,05
T-110 (условная марка)	Верх	5,47	1,03	1,33	5,04	1,62	–	0,36	0,09	0,02
	Середина	5,29	1,10	1,48	5,32	1,60	–	0,35	–	–
	Низ	5,35	1,16	1,37	4,93	1,58	–	0,32	–	–
Временные ТУ		5,0... 6,0	1,0... 1,5	1,2... 2,0	4,5... 5,5	1,5... 2,0	–	0,3... 0,5	< 0,15	< 0,04

Таблица 2. Распределение легирующих элементов по сечению слитков титановых сплавов, полученных ЭЛПЕ

Марка сплава	Часть слитка	Место отбора пробы*	Содержание, % мас						
			Al	Mo	V	Nb	Fe	Cr	Zr
BT6	Верхняя	O	6,28	–	4,19	–	–	–	–
		C	6,39	–	3,87	–	–	–	–
		П	6,35	–	3,96	–	–	–	–
	Средняя	O	6,41	–	3,91	–	–	–	–
		C	6,30	–	4,15	–	–	–	–
		П	6,36	–	4,25	–	–	–	–
	Нижняя	O	6,53	–	4,03	–	–	–	–
		C	6,72	–	4,14	–	–	–	–
		П	6,48	–	4,18	–	–	–	–
BT22	Верхняя	O	5,21	4,32	4,85	–	0,92	1,40	–
		C	5,12	4,26	4,95	–	0,90	1,42	–
		П	5,25	4,33	5,07	–	1,03	1,50	–
	Средняя	O	5,20	4,41	5,13	–	1,0	1,39	–
		C	5,11	4,59	5,21	–	1,05	1,35	–
		П	5,14	4,73	5,10	–	1,04	1,28	–
	Нижняя	O	5,16	4,42	5,13	–	1,02	1,32	–
		C	5,08	4,18	5,06	–	1,0	1,39	–
		П	5,16	4,23	5,10	–	1,01	1,33	–
T-110	Верхняя	O	5,48	1,02	1,18	5,32	1,63	–	0,40
		C	5,52	1,01	1,41	4,91	1,61	–	0,35
		П	5,57	1,06	1,40	5,02	1,60	–	0,33
	Средняя	O	5,45	1,02	1,50	5,45	1,58	–	0,37
		C	5,30	1,12	1,49	5,26	1,60	–	0,31
		П	5,14	1,14	1,45	5,27	1,61	–	0,37
	Нижняя	O	5,54	1,01	1,42	4,98	1,59	–	0,32
		C	5,43	1,12	1,39	4,78	1,69	–	0,34
		П	5,21	1,31	1,33	4,84	1,47	–	0,30

* O — вблизи оси слитка; C — вблизи середины радиуса; П — в периферийной зоне (~ 10 мм от поверхности слитка).

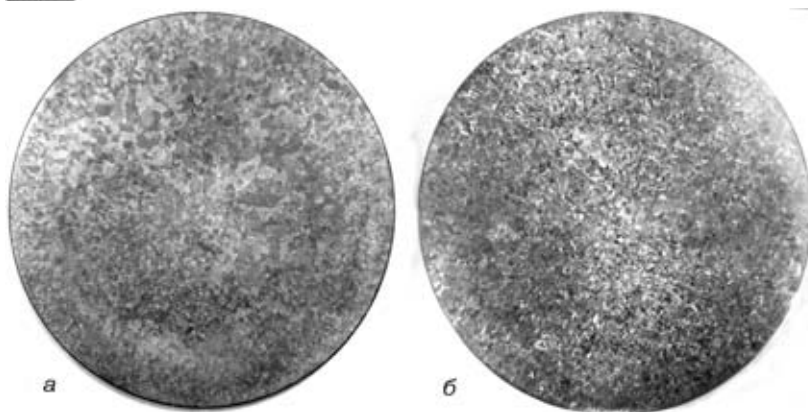


Рис. 1. Макроструктура поперечного сечения слитков диаметром 400 мм из сплавов BT22 (а) и Т-110 (б)

емкости образуют включения в закристаллизовавшемся слитке. Таким образом, ЭЛПЕ позволяет значительно повысить качество титановых слитков [9–12]. Однако при этом существует проблема получения слитков заданного химического состава, так как плавка в относительно глубоком вакууме способствует избирательному испарению легирующих элементов с высокой упругостью пара [12, 13]. Поэтому промышленные электронно-лучевые установки используются преимущественно для производства слитков технического титана [6, 8] и слитков первого передела из титановых сплавов, которые являются электродами для последующей плавки в вакуумно-дуговых печах [10, 11].

Актуальной является задача промышленного производства слитков титановых сплавов исключительно методом ЭЛПЕ и соответствующие исследования ведутся как у нас в стране, так и за рубежом [12, 14]. Их положительный результат особенно важен для аэрокосмического комплекса Украины, так как наша металлургическая промышленность не имеет вакуумно-дуговых печей для плавки титана.

Теоретические и экспериментальные работы, выполненные в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, были направлены на получение слитков высоколегированных сплавов титана методом ЭЛПЕ. Они представляли собой комплекс исследований, включающий математическое моделирование испарения легирующих элементов в зависимости от параметров ЭЛПЕ и статистический анализ результатов экспериментальных плавки. Так, была установлена количественная взаимосвязь

потерь легирующих элементов, в первую очередь алюминия, от режимов плавки, типа шихты, химического состава выплавляемого сплава. На основании полученных зависимостей были созданы технологические карты ЭЛПЕ титановых сплавов. Их использование при шихтовке и выборе параметров процесса плавки обеспечивает заданный химический состав металла слитка. Помимо этого, изучали влияние различных способов шихтовки на равномерность распределения легирующих элементов по длине слитка. Была разработана схема и специальная оснастка для непрерывной подачи легирующих элементов в шихту (в заданном количестве)

по мере ее плавления. Применение этой техники легирования обеспечивает равномерное распределение легирующих элементов как вдоль слитка, так и по его сечению.

В качестве примеров в табл. 1 и 2 показано распределение легирующих элементов по длине и поперечному сечению слитков диаметром 400 мм из сплавов титана двух марок, широко применяемых в конструкциях самолетов «АН» — BT6 (Ti–6Al–4V) и BT22 (Ti–5Al–5Mo–5V–1Cr–1Fe), а также слитка опытного высокопрочного многокомпонентного сплава Т-110 (условная марка), который создан специалистами ИЭС им. Е.О. Патона и АНТК им. Антонова и является первым отечественным титановым сплавом. Приведенные данные подтверждают, что разработанная технология ЭЛПЕ обеспечивает достаточно равномерное распределение легирующих элементов по объему слитков титановых сплавов. Так, например, разность между максимальной и минимальной концентрацией алюминия в металле слитков (табл. 1 и 2) не превышает 0,25 % мас. Это почти в 4 раза меньше, чем в слитках сплава Ti–6Al–4V, полученных методом ЭЛПЕ в работе [14]. Следует отметить, что и в приповерхностных слоях слитков ВДП концентрация алюминия обычно на 1,0...1,5 % мас. больше, чем в их центральной части [4, 5].

Исследования макро- и микроструктуры металла слитков подтвердили высокую эффективность ЭЛПЕ с точки зрения предупреждения образования

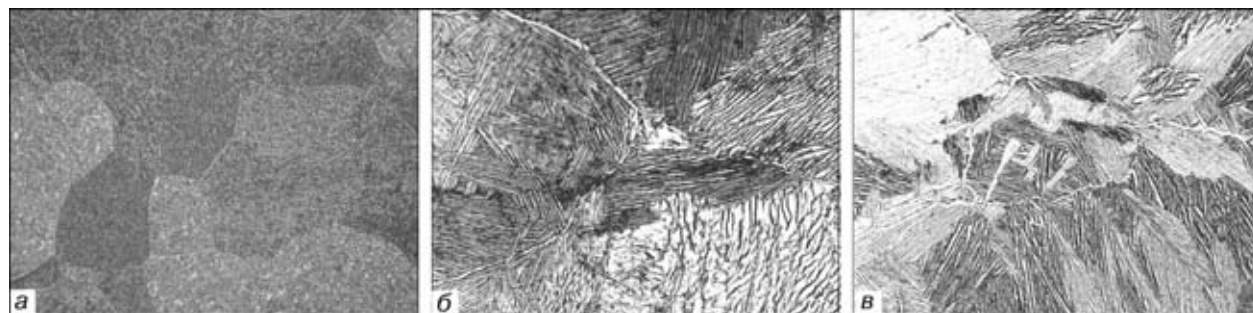


Рис. 2. Микроструктура (х 400) поковок из сплавов BT22 (а), Т-110 (б) и BT6 (в)

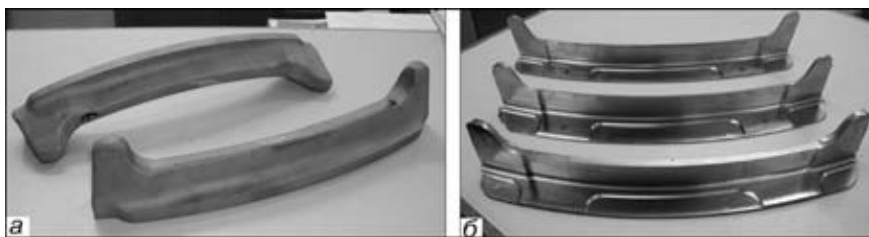


Рис. 3. Штамповки, изготовленные из слитков титановых сплавов ЭЛПЕ до (а) и после (б) механической обработки

включений. Ни в опытных слитках, которые подвергались детальному изучению, ни в полуфабри-

ва Т-110, полученный ЭЛПЕ, на плиты толщиной 50 мм. Ковка слитков сплавов ВТ6 и ВТ22 осуществлялась по промышленной технологии [15]. Ковку слитка сплава Т-110 начинали при температуре 1050 °С (в β -области) и заканчивали при 850 °С (в α -области). Степень деформации за один нагрев составляла 30...40 %. Величина зерна макроструктуры металла

Таблица 3. Механические свойства полуфабрикатов из слитков сплавов ВТ6 и ВТ22, полученных различными методами

Сплав	Вид заготовки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
ВТ6 (ВДП)	Поковка, диаметр 80 мм	972...998 985	916...932 927	10...15 12	34...39 36	30...35 32
	Штамповка	1040...1060 1054	960...978 965	12...16 14	36...41 38	33...38 34
ВТ6 (ЭЛПЕ)	Поковка, диаметр 80 мм	954...979 970	893...918 905	14...18 15	39...47 42	39...43 40
	Штамповка	1005...1021 1012	958...964 961	14...17 15	44...49 46	41...48 45
ВТ22 (ВДП)	Поковка, диаметр 70 мм	1150...1180 1163	1070...1100 1085	12...17 14	46...49 47	23...28 24
	Штамповка	1176...1190 1180	1120...1139 1128	15...18 17	42...50 45	27...32 29
ВТ22 (ЭЛПЕ)	Поковка, диаметр 70 мм	1178...1216 1189	1100...1124 1106	13...16 14	43...47 44	22...30 25
	Штамповка	1175...1220 1195	1096...1118 1110	16...19 17	45...49 47	24...31 27

Примечание. Над чертой приведены минимальные и максимальные значения, под чертой — средние.

катах из серийных промышленных слитков включения высокой и низкой плотности не обнаружены.

В слитках, полученных ЭЛПЕ, отсутствуют протяженные столбчатые кристаллиты. Их макроструктура состоит из равноосных или слегка вытянутых в направлении теплоотвода полиэдрических β -зерен (рис. 1). Соотношение длины и ширины вытянутых зерен находится в пределах 1,5...3,0. В литом металле отсутствуют дефекты в виде раковин и пор.

Слитки сплавов ВТ6 и ВТ22, выплавленные обоими методами, были подвергнуты ковке на прутки диаметром соответственно 80 и 70 мм, а слиток спла-

воков соответствовала 4–5 баллу 10-балльной шкалы макроструктур для титановых сплавов [16], а микроструктура — 6-му типу шкалы микроструктур (рис. 2). Это полностью отвечает отраслевым требованиям авиационной промышленности, предъявляемым к структуре титановых полуфабрикатов.

Из всех поковок изготавливали однотипные штамповки для самолета «АН» (рис. 3). В табл. 3 и 4 приведены механические свойства кованых заготовок и полученных из них штамповок. Эти данные позволяют сделать вывод, что механические свойства полуфабрикатов из сплавов ВТ6 и ВТ22

Таблица 4. Механические свойства полуфабрикатов из титанового сплава Т-110

Сплав	Вид заготовки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
Т-110 (ЭЛПЕ)	Поковка	1071...1099 1085	1034...1047 1038	16...19 17	38...41 39	39...42 40
	Штамповка	1165...1180 1173	1124...1145 1130	20...23 21	49...53 51	28...31 29

Примечания: 1. Над чертой приведены минимальные и максимальные значения, под чертой — средние; 2. Термическая обработка проводилась по режимам: для поковки — нагрев 780 °С ± 10 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе; для штамповки — нагрев 870 °С ± 10 °С, выдержка 0,5 ч, охлаждение с печи до 800 °С ± 10 °С, выдержка 15 мин, охлаждение с печи до 750 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе, нагрев до 380 °С, выдержка 8 ч, нагрев до 570 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе.



полностью соответствуют требованиям стандартов независимо от метода выплавки слитков.

Следует отметить, что сплав Т-110 является опытным. Цель, которая ставилась при его создании, — разработка хорошо свариваемого высокопрочного титанового сплава для тяжело нагруженных деталей и узлов аэрокосмической техники. Поэтому уже на начальных этапах исследований слитки из этого сплава выплавлялись исключительно методом ЭЛПЕ как наиболее перспективным, обеспечивающим отсутствие дефектов в литом металле. Предполагается, что в дальнейшем он заменит сплав ВТ22. Сравнение механических характеристик этих сплавов позволяет утверждать, что при фактически равной прочности пластичность сплава Т-110 выше.

Таким образом, выполненные исследования показали, что свойства полуфабрикатов, изготовленных из слитков, выплавленных по разработанной технологии ЭЛПЕ, отвечают всем требованиям, предъявляемым авиационной промышленностью к качеству титановых сплавов.

1. *Механизм образования включений при плавке слитков титановых сплавов в вакуумных дуговых печах* // Н. Ф. Аношкин, Е. И. Огинская, Г. С. Андреева и др. // 8-е науч.-техн. совещание по металлургии, металлосплавлению и применению титана и его сплавов: Тез. докл. — М.: ВИС, 1969. — 92 с.
2. *Влияние параметров вакуумной дуговой плавки слитков титановых сплавов на растворимость тугоплавких элементов* // Е. И. Огинская, Н. Ф. Аношкин, М. И. Мусатов и др. // Вакуумная дуговая плавка металлов и сплавов. Вып. 4-й. — М.: Металлургия, 1966. — С. 27–31.
3. *Уртьев В. П., Береславский А. Л. Влияние электрического режима плавки в вакуумной дуговой печи на растворимость тугоплавких частиц* // Там же. — С. 65–69.
4. *Аношкин Н. Ф. Исследование макронеоднородности слитков титановых сплавов* // Производство титановых спла-

вов: Матер. науч.-техн. совещания. — М.: ОНТИ-ВИАМ, 1961. — С. 15–20.

5. *Чучурюкин А. Д., Данилова Т. В., Павлов А. Г. Испарение алюминия при ВДП слитков титановых сплавов* // Технология легких сплавов: Науч.-техн. бюл. ВИС. — 1975. — № 1. — С. 45–50.
6. *Адамс Р. Е., Розенберг Г. У. Затвердевание титановых слитков* // Титан (Металловедение и технология): Тр. 3-й Междунар. конф. по титану. Т.1. — М.: ВИС, 1977. — 485 с.
7. *The formation and removal of «Hard-Alpha» material during the melting of titanium alloys* // J-P.Bellor, S. Hans, E. Hess. et al. // Titanium'95. Science and Technology. V. 2: Mater. of the 8-th world conference on titanium, 22–26 October 1995, Birmingham, UK. — P. 1454–1462.
8. *Электронная плавка титана* // А. С. Ронжин, Б. Г. Соколов, Т. И. Зеленцов и др. // Применение титановых сплавов: Матер. 2-го науч.-техн. совещания. — М.: ОНТИ-ВИАМ, 1961. — С. 114–120.
9. *Clifford E. Shamblen. Titanium alloy hearth melt «only» technology development* // Titanium'95. Science and Technology. V. 2: Mater. of the 8-th world conference on titanium, 22–26 October 1995, Birmingham, UK. — P. 1438–1446.
10. *Buttrill W. H., Shamblen C. E. Hearth melt plus vacuum arc remelt: production status* // Ibid. — P. 1446–1454.
11. *Eldon Poulsen, William Chinnis, Matt Mede. Status of titanium cold hearth melting* // Titanium'99. Science and Technology. V. 3: Mater. of the 9-th world conference on titanium, 7–11 June, Saint-Petersburg, Russia. — P. 1328–1335.
12. *Paton B. E., Trigub N. P., Akhonin S. V. Electron beam melting of titanium* // Ibid. — P. 1373–1379.
13. *Испарение алюминия из сплавов на основе титана в процессе электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью* // И. Ю. Варич, С. В. Ахонин, Н. П. Тригуб и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 4. — С. 15–21.
14. *Wood J. R. Producing Ti-6Al-4V plate from single-melt EVCHM ingot* // JOM. — February 2002. — P. 56–58.
15. *Полуфабрикаты из титановых сплавов* / Под ред. Н. Ф. Аношкина. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.
16. *Металлография титановых сплавов* / Под ред. С. Г. Глазунова. — М.: Металлургия, 1980. — 464 с.

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

Поступила 12.12.2002

Министерство образования и науки Украины
Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона

II Всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и смежные технологии»

Май 2003 г. Украина, г. Ворзель

Тематика конференции

- Прогрессивные технологии сварки и соединения материалов
- Прочность, надежность и долговечность сварных конструкций
- Наплавка, нанесение покрытий и обработка поверхности
- Специальная электрометаллургия
- Новые конструкционные и функциональные материалы
- Техническая диагностика и неразрушающий контроль
- Автоматизация процессов сварки и родственных технологий
- Фундаментальные исследования физико-химических процессов

Адрес оргкомитета

Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11

E-mail: konferents@ua.fm

Http://paton.kiev.ua



УДК 669.187.526.001.5

ОБРАЗОВАНИЕ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР ПРИ ОТЖИГЕ МИКРОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ (Ti, Cr)–Si

Б. А. Мовчан, А. И. Устинов, С. С. Полищук, Т. В. Мельниченко

Изучены структурные изменения в микрослойных покрытиях (Ti, Cr)–Si в процессе изотермических отжигов при температурах 800, 1000 и 1100 °С. Микрослойную структуру получали путем электронно-лучевого испарения двух слитков (Ti–Cr и Si) и конденсации в вакууме несмешивающихся паровых потоков. Показано, что при диффузионном взаимодействии между слоями микрослойная структура покрытия разрушается и образуется структура на основе икосаэдрической (или аппроксимантной к ней) фазы.

Structural changes in microlayer coatings Ti, Cr and Si in the process of isothermal annealing at temperatures 900, 1000 and 1100 °C are studied. Microlayer structure was produced by electron-beam evaporation from two ingots (Ti–Cr and Si) and condensation in vacuum of non-mixing vapour flows. It is shown that in diffusion interaction between the layers the microlayer structure is destroyed and the structure on the base of icosahedral (or approximated to it) phase is formed.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и осаждение; микрослойные покрытия; система Ti–Cr–Si; квазикристаллическая структура

Сплавы с квазикристаллической (или близкой к ней по локальной укладке атомов аппроксимантной) структурой представляют интерес с точки зрения создания на их основе материалов с уникальным сочетанием свойств, таких как низкие теплопроводность и электрическая проводимость, высокие твердость и износостойкость, низкий коэффициент трения, высокое сопротивление коррозии и окислению и др. [1]. Использование материалов со сложной кристаллической структурой (СКС) в качестве покрытий может значительно расширить функциональные возможности изделий из традиционных материалов. Во многих работах изучаются способы получения пленок и покрытий с СКС на основе различных металлических систем [2, 3].

Так, для формирования СКС на основе алюминиевых систем широкое распространение получило использование плазменных методов нанесения покрытий [3]. В нашей работе [4] показано, что такие покрытия могут быть сформированы за один технологический цикл непосредственно из паровой фазы при электронно-лучевом испарении и конденсации в вакууме слитка оптимального состава. Было установлено, что образующаяся при этом микроструктура покрытий характеризуется высокой степенью совершенства, что способствует повышению их эксплуатационных свойств (например, микротвердость покрытий возрастает от 7,5 до 9,5 ГПа

при переходе от плазменного к электронно-лучевому методу формирования покрытий).

Другой способ формирования СКС может быть основан на отжиге нано- или микрослойных конденсатов, полученных с помощью технологии физического осаждения пара и состоящих из отдельных компонентов сплава в заданном соотношении. Впервые возможность образования метастабильной квазикристаллической фазы в результате протекания твердофазных реакций в процессе отжига микрослойных конденсатов Al–Mn, Al–Mn–Si была показана в работе [5]. Таким же образом были получены СКС и в других системах, например, метастабильные квазикристаллические фазы в Al–Cr [6] и Al–Co [7], а также равновесная икосаэдрическая фаза в системе Al–Cu–Fe [8]. Подобная технология ранее успешно применялась и для получения интерметаллидов в системе Ti–Al [9, 10].

Практическое использование покрытий с СКС на алюминиевой основе ограничено их относительно низкой температурой плавления (1100 °С). Более перспективными с этой точки зрения являются сплавы на основе титана Ti–TM–Si (TM=V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni), в которых был обнаружен один из наиболее обширных классов квазикристаллических структур. Икосаэдрическая фаза в большинстве этих сплавов является метастабильной и для ее формирования, как правило, используют быстрое охлаждение из расплава. Исследование квазикристаллической фазы в системе $Ti_{68-x}Cr_{32}Si_x$ ($6 < x < 18$) [11] с помощью дифференциальной калориметрии показали, что в процессе нагрева она

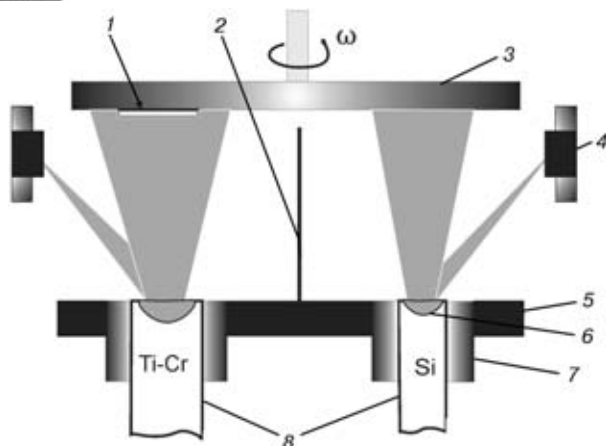


Рис. 1. Схема осаждения микрослойного покрытия (Ti, Cr)-Si: 1 — подложка; 2 — разделительный экран; 3 — вращающийся держатель подложек; 4 — электронно-лучевая пушка; 5 — водоохлаждаемая плита; 6 — ванна; 7 — водоохлаждаемый тигель; 8 — слитки Ti-Cr и Si

не претерпевает резкого перехода в кристаллическую фазу. Это позволяет предположить, что икосаэдрическая фаза в указанной системе может быть стабильной [11]. Кроме того, в системе $Ti_{75-x}Cr_{25}Si_x$ ($10 < x < 20$) была обнаружена СКС, представляющая собой 1/1 рациональный аппроксимант (ОЦК-решетка, $a = 1,314$ нм), локальная укладка атомов в котором близка к укладке атомов в икосаэдрической структуре [12].

В настоящей работе изучена возможность формирования покрытий с СКС на основе системы Ti-Cr-Si в процессе отжига микрослойных конденсатов, полученных электронно-лучевым осаждением в вакууме и состоящих из чередующихся тонких слоев Ti-Cr и Si.

Метод изготовления образцов. Микрослойные покрытия (с толщиной одного слоя до 0,1 мкм) получали путем испарения из двух водоохлаждаемых тиглей слитков Ti-Cr (диаметром 70 мм) и Si (диаметром 50 мм) в вакууме и последующей конденсации пара на вращающуюся подложку. Слитки сплава Ti-Cr изготавливали индукционной плавкой титана (чистотой 99,9 %) и хрома (чистотой 99,99 %).

Схема осаждения микрослойного конденсата представлена на рис. 1. Разделительный экран, установленный между тиглями, позволяет избежать смешивания паровых потоков от двух источников. Путем вращения подложки вокруг вертикальной оси можно обеспечить формирование структуры покрытия с чередующимися слоями Ti-Cr и Si. Скорость испарения слитков выбиралась таким образом, чтобы содержание Ti-Cr и Si в покрытии соответствовало стехиометрическому составу $Ti_{60}Cr_{25}Si_{15}$, в котором ранее наблюдали формирование СКС. Толщину микрослоев варьировали путем изменения скорости вращения подложки. Полученные таким

образом образцы подвергали отжигу в вакуумных печах при давлении в камере 10^{-6} Па в течение заданного времени. Структуру покрытий исследовали при помощи сканирующего микроскопа Cam-Scan, оснащенного энергодисперсионной системой локального анализа Energy 200. Фазовый состав определяли с помощью рентгеновской дифрактометрии поверхности покрытий на дифрактометре общего назначения ДРОН-4 в фильтрованном излучении железного анода.

Результаты и их обсуждение. На рис. 2 представлены типичные микроструктуры поперечного сечения микрослойного покрытия (Ti,Cr)-Si в исходном состоянии и после отжигов при температурах 800, 1000 и 1100 °С. Видно, что в исходном состоянии микроструктура покрытия состоит из чередующихся слоев (светлых и темных) Ti-Cr и Si. На дифрактограммах, снятых от таких покрытий, наблюдаются две системы линий, соответствующих фазам α -Ti и ϵ - $TiCr_2$ (рис. 3, а). На этом основании можно предположить, что в процессе осаждения парового потока, формируемого слитком Ti-Cr, образуются микрослои, состоящие из двух фаз: интерметаллида ϵ - $TiCr_2$ и твердого раствора на основе Ti. Отсутствие дифракционных линий от кремния может быть обусловлено высокой дисперсностью его зеренной структуры.

Анализ микроструктуры покрытия после отжига при температуре 800 °С (рис. 2, б) свидетельствует о значительном диффузионном перемешивании компонентов, формирующих микрослойную структуру. Образовавшаяся структура характеризуется

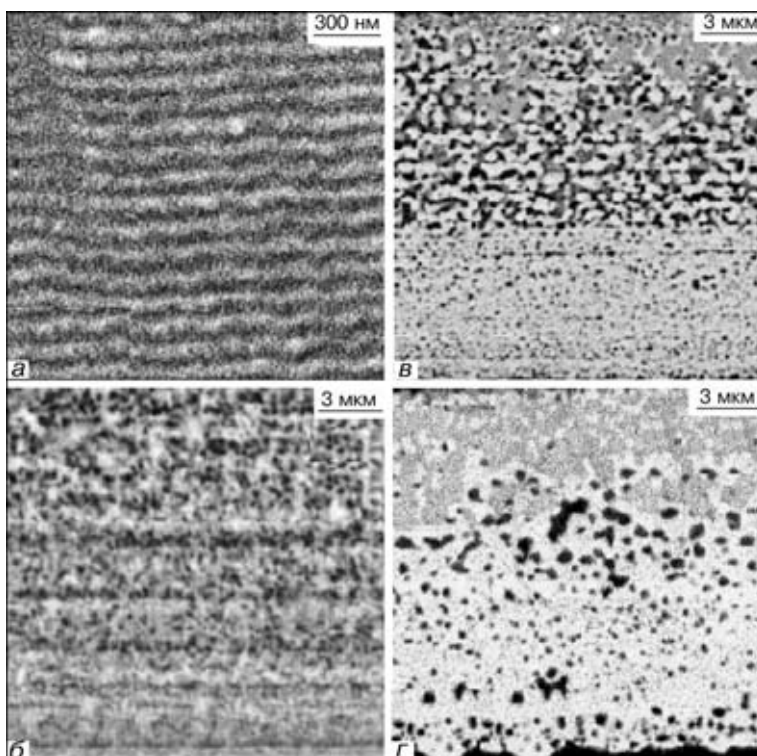


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения покрытия Ti-Cr-Si: а — после осаждения; б, в, г — после отжига при температурах 800 °С, 16 ч; 1000 °С, 2 ч и 1100 °С, 2 ч соответственно

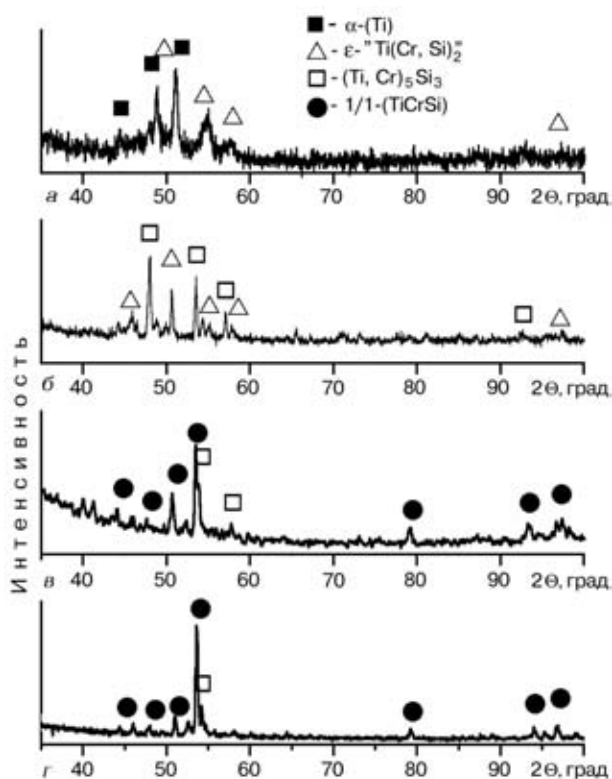


Рис. 3. Рентгенограммы, снятые от поверхности покрытия Ti–Cr–Si: а — после осаждения; б, в, г — после отжига при температурах 800 °С, 16 ч; 1000 °С, 2 ч и 1100 °С, 2 ч соответственно (излучение Co-K α)

наличием двух компонент: темная фаза на основе титана и светлая фаза на основе ϵ - TiCr_2 (таблица). На дифракционной картине (рис. 3, б) наблюдается появление пиков, соответствующих твердому раствору ϵ - $\text{Ti}(\text{Cr}, \text{Si})_2$: $\text{Ti}_{39,42}\text{Cr}_{60-x}\text{Si}_x$, $x = 9 \dots 10$. Остальные пики могут быть идентифицированы как брэгговские рефлексии от твердого раствора $(\text{Ti}, \text{Cr})_5\text{Si}_3$: $\text{Ti}_{62-x}\text{Cr}_x\text{Si}_{38}$ ($0 < x < 44$) на основе Ti_5Si_3 . Структура такого раствора имеет гексагональную сингонию с параметрами решетки: $a = 0,519$ нм, $c = 0,489$ нм, что соответствует $x = 20 \dots 25$ [13]. Пики не вошедшего в твердые растворы титана практически не видны.

Дальнейший отжиг при температуре 1000 °С (рис. 2, в) приводит к укрупнению зерен фаз. При этом появляется новая фаза (серого цвета), состав которой близкий к оптимальному составу аппроксимантной фазы $\text{Ti}_{75-x}\text{Cr}_{25}\text{Si}_x$ ($10 < x < 20$). Составы темной и светлой фаз изменяются незначительно. Рентгеновская дифракционная картина покры-

Характеристика микроструктур покрытий, формирующихся в процессе отжига

Температура отжига, °С	Составы фаз		
	(Ti)+(Ti,Cr) $_5$ Si $_3$ (темная)	ϵ - $\text{Ti}(\text{Cr}, \text{Si})_2$ (светлая)	Аппроксимант (серая)
800	Ti $_{77,5}$ Cr $_{15,5}$ Si $_{7,0}$	Ti $_{49,3}$ Cr $_{42,4}$ Si $_{8,3}$	—
1000	Ti $_{76,7}$ Cr $_{8,3}$ Si $_{15}$	Ti $_{41,3}$ Cr $_{49,8}$ Si $_{8,8}$	Ti $_{63,7}$ Cr $_{27}$ Si $_{9,3}$
1100	Ti $_{64,8}$ Cr $_{13,9}$ Si $_{21,3}$	Ti $_{37,7}$ Cr $_{53,5}$ Si $_{8,8}$	Ti $_{61,9}$ Cr $_{27,6}$ Si $_{10,5}$

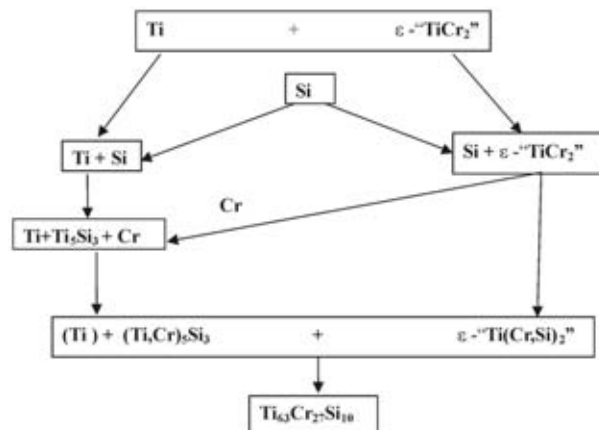


Рис. 4. Схема протекания твердофазных реакций в процессе отжига микрослойных покрытий

тий после отжига при 1000 °С (рис. 3, в) свидетельствует о формировании сложной структуры, близкой к структуре аппроксиманта, описанной в работе [12]. Видны также несколько пиков, которые могут быть идентифицированы как пики $(\text{Ti}, \text{Cr})_5\text{Si}_3$. Наблюдаемое преобладание пиков от фазы, подобной аппроксимантной структуре, объясняется тем, что данная фаза расположена преимущественно вблизи поверхности образца.

Отжиг при температуре 1100 °С (рис. 2, г) приводит к дальнейшему увеличению объемной доли фазы серого цвета, причем состав этой фазы практически не изменяется. Составы темной и светлой фаз изменяются незначительно. Рентгенограмма такого покрытия (рис. 3, г) имеет пики практически на тех же углах, как и после отжига при 1000 °С. При этом изменяется соотношение интенсивностей пиков. Полученные результаты позволяют предположить, что в процессе отжига происходят твердофазные реакции, которые можно представить в виде схемы, показанной на рис. 4.

Отжиг микрослойного покрытия активизирует диффузионную подвижность атомов, что приводит к появлению равновесных и метастабильных фаз. Так, на первом этапе термообработки при 800 °С возможно формирование силицида Ti_5Si_3 , твердого раствора на основе титана, а также твердого раствора кремния в интерметаллиде ϵ - TiCr_2 (ϵ - $\text{Ti}(\text{Cr}, \text{Si})_2$). В соответствии с фазовой диаграммой состояния [13] при внедрении кремния в соединение ϵ - TiCr_2 для сохранения его устойчивости часть хрома должна выйти из его состава. Освободившийся хром может пойти на образование силицида хрома Cr_5Si_3 , однако отсутствие на дифракционной картине линий этой фазы позволяет предположить, что наиболее вероятным является проникновение атомов свободного хрома в силицид титана Ti_5Si_3 . Это приводит к образованию твердого раствора $(\text{Ti}, \text{Cr})_5\text{Si}_3$ с предполагаемым составом $\text{Ti}_{42,37}\text{Cr}_{20,25}\text{Si}_{38}$. Следует отметить, что увеличение температуры отжига вызывает частичный распад силицида. Его объемная доля уменьшается настолько, что дифракционные пики, соответствующие этой фазе, исчезают. Отжиг при 1000 °С приводит к фазовой перекристаллизации с образованием по-



вой фазы с аппроксимантной кристаллической структурой, подобной той, которую наблюдали при отжиге сплава $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{25}\text{Si}_{15}$ [12]. На фотографиях микроструктур эта структурная составляющая имеет серый цвет; ее состав $\text{Ti}_{63}\text{Cr}_{27}\text{Si}_{10}$. При повышении температуры отжига до 1100°C объемная доля данной фазы увеличивается. При этом составы оставшихся фаз изменяются незначительно.

Таким образом, данные исследований позволяют заключить, что квазикристаллическая (аппроксимантная) структура может быть получена путем отжига при температурах выше 800°C покрытий с микрослойной структурой, состоящей из чередующихся тонких слоев Ti-Cr и Si. Фаза с квазикристаллической структурой формируется в результате протекания твердофазных реакций, которые сопровождаются формированием промежуточных метастабильных фаз на основе интерметаллида $\epsilon\text{-TiCr}_2$ и силицида Ti_5Si_3 .

1. Dubois J.-M. New prospects from potential applications of quasicrystalline materials // Materials Science and Engineering. — 2000. — **294-296**. — P. 4-9.
2. Kreider K. G., Biancanniello F. S., Kaufman M. F. Sputter deposition of icosahedral Al-Mn and Al-Mn-Si // Scripta Metallurgica. — 1987. — **21**, N 5. — P. 657-662.
3. Besser M. F., Eisenhammer T. Deposition and applications of quasicrystalline coatings // MRS Bulletin. — 1997. — November. — P. 59-63.
4. Устинов А. И., Мовчан Б. А., Полищук С. С. Получение квазикристаллических покрытий из сплава Al-Cu-Fe

электронно-лучевым осаждением в вакууме // Металлофизика и новейшие технологии. — 2002. — **24**, № 3. — С. 365-374.

5. Follstaedt D. M., Knapp J. A. Icosahedral phase formation by solid-state interdiffusion // Physical Review Letters. — 1986. — **56**, N 17. — P. 1827-1830.
6. Levi I., Shechtman D. Formation of icosahedral phase by solid-state diffusion of alternating thin layers // Journal of Materials Science. — 1992. — **27**. — P. 5553-5557.
7. Selective growth of decagonal Al-Co thin films by reactive diffusion: kinetic and thermodynamic aspects // E. Emeric, C. Bergman, G. Clugnet, P. Gas // Materials Research Society Symposium Proceeding. — 1999. — **553**. — P. 19-24.
8. Real time study of the quasicrystal formation in annealed Al-Cu-Fe metallic multilayers // T. Grenet, T. Girout, C. Loubet et al. // Materials Science and Engineering. — 2000. — **294-296**. — P. 838-841.
9. Мовчан Б. А. Неорганические материалы, осаждаемые из паровой фазы в вакууме // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. — Київ: Наук. думка, 1998. — С. 318-332.
10. Movchan B. A. EB-PVD technology in the gas turbine industry: Present and future // JOM. — 1996. — November. — P. 40-45.
11. Zhang X., Kelton K. F. Icosahedral phase formation in $\text{Ti}_{68}\text{Cr}_{30}\text{Si}_2$ alloys // Philosophical Magazine Letters. — 1990. — **62**, N 4. — P. 265-271.
12. Structural determination of a $1/1$ rational approximant to the icosahedral phase in Ti-Cr-Si alloy // J. L. Libbert, K. F. Kelton, A. I. Goldman, W. B. Yelon // Physical Review B. — 1994. — **49**, N 17. — P. 11675-11681.
13. Система титан-хром-кремний / Л. А. Лысенко, В. Я. Маркив, О. В. Цыбух, Е. И. Гладышевский // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. — 1971. — **7**, № 1. — С. 175-177.

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

Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев

Поступила 30.12.2002

Министерство образования и науки Украины
Национальная академия наук Украины
Академия инженерных наук Украины
Запорожский национальный технический университет

X Международная научно-техническая конференция “Неметаллические включения и газы в литейных сплавах”

(посвящена 70-летию основания кафедры
“Машины и технология литейного производства”)
12 – 16 мая 2003 года
Украина, г. Запорожье, ЗНТУ

Тематика конференции

- Разработка новых методов исследований и контроля неметаллических включений и газов в сплавах
- Морфология неметаллических включений в процессе производства, термической обработки и эксплуатации отливок
- Модифицирование и легирование литейных сплавов
- Повышение степени чистоты литейных сплавов
- Вакуумная металлургия, специальные методы металлургии для получения особо чистых высококачественных сталей и сплавов

Адрес оргкомитета

Украина, 69063, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64
Запорожский национальный технический университет, кафедра МитЛП
Тел.: (0612) 69-84-42
E-mail: yana_vas@zstu.edu.ua



УДК 669.187.526:51.001.57

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ СТАЛЬНЫХ ВОЛОКОН С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ РАСПЛАВА

Г. В. Жук

Описан процесс получения композиционного материала алюминиевая матрица — стальные волокна методом диспергирования расплава из промежуточной емкости в процессе электронно-лучевого переплава. Изучено влияние технологических условий на характер взаимодействия волокна с матрицей. Исследованы макро- и микроструктура образцов, определен состав образующихся фаз.

Process of producing a composite material, aluminium matrix — steel fibres, using the method of melt dispersion from an intermediate crucible during the process of electron beam remelting is described. Effect of technological conditions on nature of interaction of fibre with matrix is investigated. Macro- and microstructures of samples are examined and the composition of forming phases is determined.

Ключевые слова: композиционный материал; диспергирование расплава; алюминиевая матрица; стальные волокна; интерметаллид

Чрезвычайно высокие физические и механические свойства волокнистых композиционных конструкционных материалов на основе металлических волокон и матрицы теоретически могут быть достигнуты. На практике этого сделать не удастся из-за технологических трудностей, связанных с созданием необходимых условий взаимодействия металлов на границе волокно — матрица. Граница раздела должна удовлетворять двум условиям: непрерывность механических свойств и отсутствие широкой переходной зоны по химическому составу. Выполнение первого критерия означает эффективное перераспределение нагрузки при деформации и обеспечивается отсутствием у волокон поверхностных дефектов и окисления. Для выполнения второго условия необходимо подавить диффузионные процессы на границе волокно — матрица [1].

Требуемые технологические условия обеспечивает новый метод получения композитного материала — электронно-лучевое диспергирование расплава (ЭЛДР), разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона [2, 3]. Процесс происходит в условиях глубокого вакуума ($P < 10^{-1}$ Па), что предотвращает окисление поверхности металлических волокон при их нагреве. Данная технология позволяет обеспечить

минимальную толщину зоны диффузионного взаимодействия материалов волокна и матрицы. Метод был применен для получения волокнистого композиционного материала на основе матрицы из легких металлических сплавов, армированной упрочняющими волокнами. Задачей исследования было изучить структуру матрицы и характер ее взаимодействия с волокном.

В качестве материалов были использованы: для матрицы — алюминиевый сплав типа АМг1 (состав, % мас: Al — основа, Cu 0,17, Fe 0,14, Mg 0,52, Mn 0,02, Si 0,1), для волокон — стальная проволо-

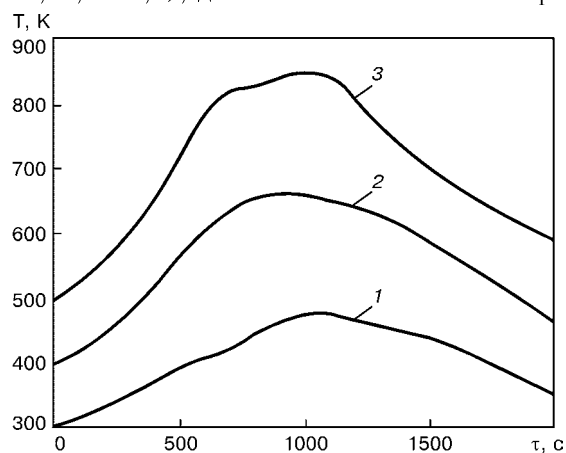


Рис. 1. Температурные циклы подложки, предварительно нагретой до 300 (1), 400 (2) и 500 К (3)

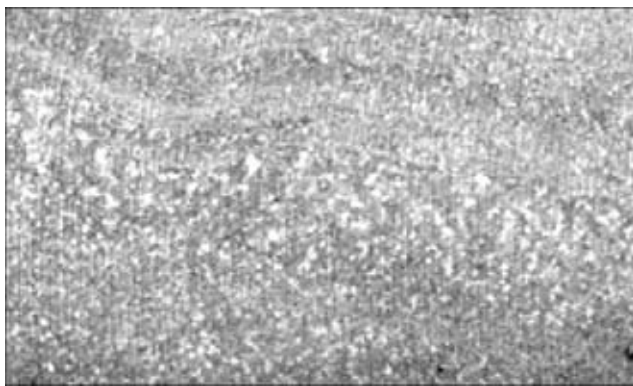


Рис. 2. Макроструктура поперечного сечения волокнистого композита (X5)

лока диаметром 0,18 мм (состав, % мас: Fe 98,5, Al 0,27, Cr 0,12, Mn 0,75)*. Эта пара сплавов без значительного легирования была выбрана с точки зрения чистоты эксперимента, чтобы более четко проследить взаимодействие алюминия с железом. Кроме того, при выборе технологических параметров авторы ориентировались на расчетные данные для алюминиевой матрицы и стальных волокон [4].

Проволоку натягивали на стальной каркас, который закрепляли на стальной пластине толщиной 20 мм с отверстиями для термопар. Матрицу наносили в соответствии с технологической схемой [3] как с предварительным нагревом подложки (пластины) до 400 и 500 К, так и без нагрева. Волокна предварительно не нагревали. Производительность диспергирования расплава составила 150 кг/ч. С помощью вольфрам-рениевых термопар, подключенных к самописцу, фиксировали температуру подложки в течение всего времени получения композита (рис. 1). После нанесения матрицы толщиной 30...40 мм процесс прекращали и выдерживали изделие в условиях вакуума в течение 1 ч.

Из полученного композита были изготовлены образцы для исследования макро- и микроструктуры. Макроструктура поперечного сечения композита на основе алюминиевой матрицы полосчатая с волнообразными границами, которые соответствуют слоям кристаллизации (рис. 2). Дефекты в виде пор и несплошностей, которые могли быть вызваны несплавлением последовательно кристаллизующих-

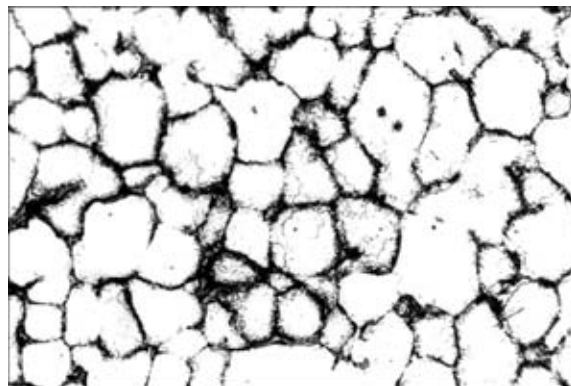


Рис. 3. Микроструктура алюминиевой матрицы (X100)

ся слоев, не обнаружены. Наблюдаемые на макрошлифе поперечного сечения образца слои кристаллизации отличаются величиной зерна и степенью травимости. Наряду с участками с мелким зерном 80...130 мкм имеются участки, где величина зерна достигает 400 мкм.

Металлографические исследования микроструктуры образцов на основе алюминиевой матрицы проводили на оптическом микроскопе «Neophot 32» после травления в 0,5 %-ном водном растворе плавиковой кислоты. Микроструктура образца алюминиевого композиционного материала гетерофазная (рис. 3), что связано с низкой растворимостью в алюминии некоторых элементов (в том числе сопутствующих примесей кремния и железа). Границы зерен α -твердого раствора широкие, их более интенсивное травление связано с внутрикристаллической ликвацией, по границам зерен имеются выделения интерметаллидных фаз.

На образцах композита, полученного без предварительного нагрева подложки, соединения матрицы с волокном не наблюдается, вокруг волокна образуется пора (рис. 4, а). При предварительном нагреве подложки на границе матрица – волокно происходит химическое взаимодействие металлов и образуется прослойка (рис. 4, б, в). Прослойка однородная, серого цвета (на нетравленных шлифах). Толщина прослойки изменяется в пределах 10...50 мкм в зависимости от температуры предварительного нагрева подложки.

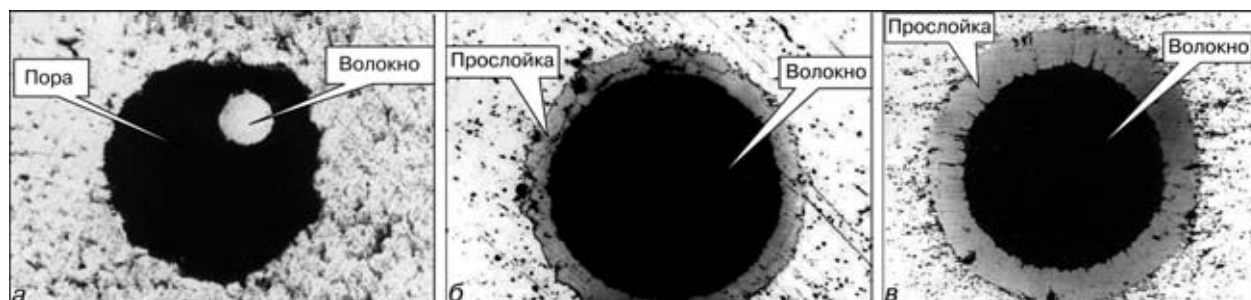


Рис. 4. Характер взаимодействия волокна с матрицей при предварительном нагреве подложки до температур: а — 300 К (X50); б — 400 К (X250); в — 500 К (X250)

* Данные спектрального анализа

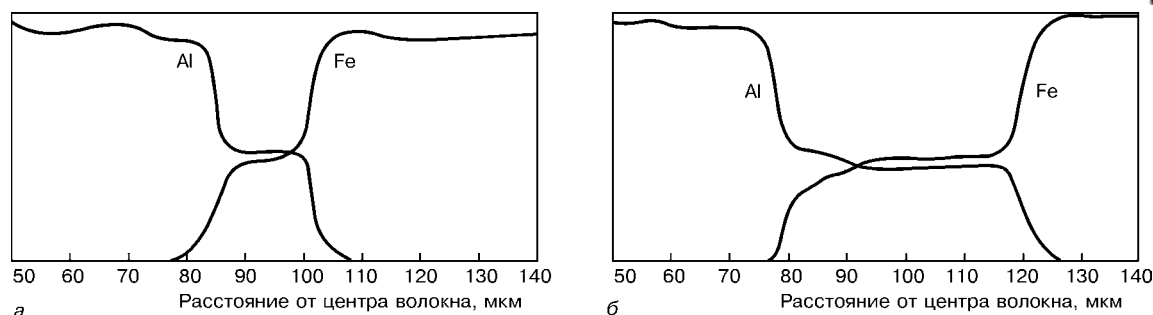


Рис. 5. Характер распределения алюминия и железа в области волокна при предварительном нагреве подложки до температуры 400 (а) и 500 К (б)

Химический состав прослойки исследовали методом рентгеноспектрального анализа на микроанализаторе «Самебах». Для каждого образца было сделано по 46 измерений (шаг измерения 2 мкм), начиная от алюминиевой матрицы через прослойку в область стального волокна, и построены графики распределения алюминия, железа (рис. 5), а также углерода, кремния, магния. Характер изменения содержания алюминия следующий: от максимального в матрице с понижением до 50...60% в прослойке и снижением до нуля в стальной проволоке. Содержание железа изменяется от минимального в алюминиевой матрице до 40...50 % в прослойке и достигает максимума в проволоке. Содержание углерода в прослойке не изменяется, что свидетельствует об отсутствии карбидов (т. е. прослойка не является карбидным соединением). Содержание кремния и магния также не повышается.

Следовательно, наблюдаемая на границе алюминиевая матрица — стальное волокно прослойка является интерметаллидом Fe_xAl_y . Исходя из среднего содержания алюминия ~73 % ат и железа ~ 25,8 % ат, можно утверждать, что это FeAl_3 .

Выводы

1. Методом ЭЛДР получены образцы композиционного материала на основе алюминиевой матрицы и стальных волокон.

2. Без предварительного нагрева подложки адгезионной связи волокон с матрицей не происходит.

3. При предварительном нагреве подложки до 400 К между волокном и матрицей образуется прослойка FeAl_3 , толщина которой растет с увеличением температуры нагрева.

1. Zeng X., Lavernia E. J. Interfacial behavior during spray atomization and Co-deposition // International Journal of Rapid Solidification. — 1992. — Vol. 7. — P. 219–243.
2. Пат. 42792 Украина. МПК В22 Д23/00. Спосіб електронно-променевого лиття диспергуванням / Б. Є. Патон, М. П. Тригуб, П. А. Пап, Г. В. Жук. — Оpubл. 15.11.01. Бюл. 10.
3. Жук Г. В., Тригуб Н. П. Новый метод диспергирования расплава в электронно-лучевых установках и оборудование для его реализации // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 4. — С. 18–20.
4. Жук Г. В. Расчет толщины слоя интерметаллидов, образующихся при нанесении титановой и алюминиевой матрицы на стальные волокна методом электронно-лучевого диспергирования расплава // Там же. — 2002. — № 2. — С. 21–24*.

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

Поступила 06.12.2002

* В данной статье на рис. 3 (стр. 23) и в тексте (стр. 24) допущены ошибки. Следует читать «... толщина интерметаллидного слоя для алюминиевой и титановой матриц составляет 23...38 и 15...30 мкм» вместо 0,23...0,38 и 0,15...0,3 мкм.



УДК 669.178.58.001.5

ТЕПЛОВОЕ ПОЛЕ МОНОКРИСТАЛЛА ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ НАГРЕВЕ*

В. А. Шаповалов, В. В. Якуша, А. Н. Гниздыло

Исследованы тепловые поля монокристаллов вольфрама в условиях плазменно-индукционной зонной плавки (ПИЗП) на основе математической модели. Получены зависимости изменения глубины ванны и кривизны поверхности раздела твердой и жидкой фаз, показывающие эффективность влияния комбинированного нагрева на формирование структуры монокристаллов. Показано, что для управления тепловым полем при выращивании монокристаллов тугоплавких металлов способом ПИЗП необходимо использовать двухсекционный индуктор.

The thermal fields of a tungsten single crystals were studied in the conditions of plasma-induction zone melting (PIZM) using a mathematical model. Relationships of change in pool depth and curvature of solid-liquid phase interface were obtained indicating the efficiency of effect of a combined heating on the formation of structure of single crystals. It is shown that it is necessary to use a two-section inductor for thermal field control in growing single crystals of refractory metals.

Ключевые слова: вольфрам; монокристалл; плазменно-индукционная зонная плавка; тепловое поле; математическая модель

Способ плазменно-индукционной зонной плавки (ПИЗП) [1] предполагает применение двух независимых источников нагрева, что позволяет более гибко управлять температурным полем кристалла и металлической ванны. В отличие от электронно-лучевой зонной и плазменно-дуговой капельной плавки при ПИЗП появляется возможность изменять кривизну поверхности раздела фаз и направление роста кристаллов. Поверхность раздела фаз в идеальном случае должна вырождаться в плоскость, а в каждом конкретном случае она может быть вогнутой, выпуклой или иметь более сложную форму.

Исследование теплового поля монокристалла в процессе ПИЗП необходимо для прогнозирования качества выращиваемых кристаллов, а изучив градиенты температур, форму и кривизну поверхности раздела твердой и жидкой фаз, можно также определить оптимальные соотношения энергетических параметров источников нагрева.

Картину тепловых полей исследовали на примере монокристаллов вольфрама с помощью математической модели, которая подробно описана в работе [2]. Принятые идеализации источников нагрева, начальные и граничные условия уравнения теплопроводности являются такими же, как и в указанной работе.

В процессе плазменно-индукционного выращивания монокристаллов максимальное значение силы тока ограничено 2 кА. Использовать плазменные источники силой тока выше 2 кА нецелесообразно в связи с тем, что электродинамическое воздействие тока на ванну и ее локальный перегрев приведут к интенсификации перемешивания жидкого металла и его разбрызгиванию.

Математическая модель позволяет задавать любые значения силы тока (мощности) плазменной дуги, но практическая ценность полученных результатов для диапазона более 2 кА будет снижаться в связи с тем, что в модели не учитываются электродинамическое воздействие тока на металлическую ванну и конвективный теплообмен в ее объеме.

Геометрические размеры индукционного нагревателя также можно изменять в зависимости от диаметра монокристалла, но плотность энергии или удельную поверхностную мощность поддерживать постоянной.

В исследованиях теплового поля немаловажным моментом является выбор линейных размеров монокристалла. При варьировании диаметра монокристалла его длина l должна быть больше критической. Чем длиннее модельный монокристалл, тем ближе значения температур в зоне, прилегающей к границе раздела фаз, к тем, которые наблюдаются в стационарных условиях. Однако увеличение мощ-

*Работа выполнена при финансовой поддержке Научного технологического центра Украины.

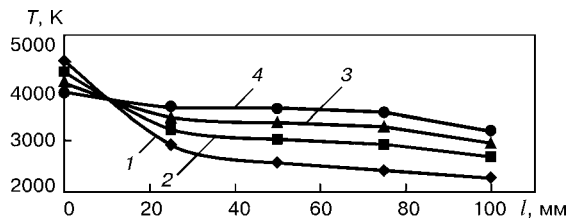


Рис. 1. Распределение температуры вдоль оси монокристалла вольфрама диаметром 30 мм при различных значениях удельной мощности индуктора: 1 — 100 Вт/см²; 2 — 200 Вт/см²; 3 — 300 Вт/см²; 4 — 400 Вт/см² (высота ванны на боковой поверхности кристалла 2,33 мм)

ности источника нагрева при различных способах выращивания монокристалла (ЭЛЗП, ПДЗП и ПИЗП) не влияет существенно на изменение температуры при длине монокристалла, превышающей три его диаметра [2]. Учитывая данное обстоятельство, а также затраты на эксперимент, связанные с длительностью процесса, ограниченной мощностью вычислительной машины, целесообразно длину монокристалла выбирать равной 3–5 его диаметрам.

Прежде чем приступить к изучению тепловых полей, формирующихся в монокристалле под воздействием двух источников нагрева и изменяющихся в зависимости от геометрических параметров источника индукционного нагрева, рассмотрим влияние удельной мощности индукционного нагрева $W_{\text{инд}}$ на распределение температур в монокристалле (рис. 1).

Из рисунка видно, что наибольший градиент температур сохраняется в верхней части монокристалла. Градиент тем выше, чем ниже удельная мощность индукционного подогрева. При длине монокристалла, равной примерно его диаметру, значение температурного градиента стремиться к нулю. При увеличении мощности индукционного подогрева в четыре раза температурный градиент снижается в 6–7 раз. Поэтому при решении проблемы минимизации температурного градиента в теле монокристалла необходимо увеличивать удельную мощность индукционного подогрева.

Температурный градиент в средней части монокристалла минимальный и не зависит от удельной мощности подогрева. При этом абсолютное значение температур растет с увеличением мощности подогрева.

В нижней части монокристалла там, где расположен затравочный кристалл, температурный градиент более высокий, чем в средней части независимо от удельной мощности подогрева. Это объясняется так называемым краевым эффектом, который связан с эффектом индуктора и изменением

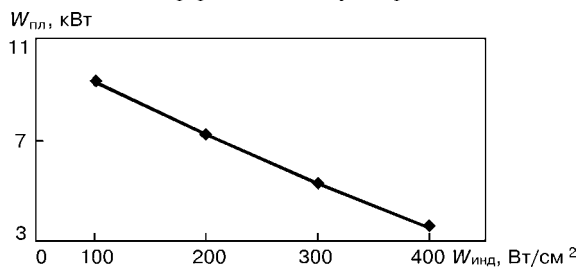


Рис. 2. Зависимость мощности плазменного источника от удельной мощности индукционного источника при выращивании монокристалла диаметром 30 мм

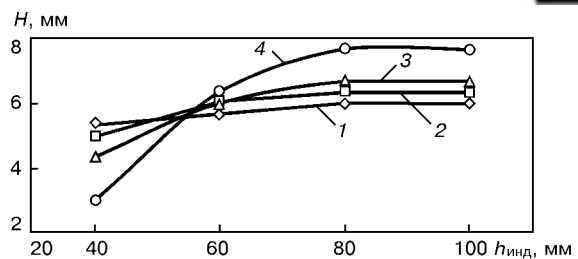


Рис. 3. Зависимость глубины ванны по оси кристалла от высоты индуктора при различных значениях удельной мощности индуктора: 1 — 100 Вт/см²; 2 — 200 Вт/см²; 3 — 300 Вт/см²; 4 — 400 Вт/см² (монокристалл вольфрама диаметром 30 мм, высотой 100 мм)

режима теплоотдачи на краю монокристалла. При повышении удельной мощности подогрева в четыре раза температурный градиент снижается в три раза. Изменение температурного градиента в зависимости от мощности индукционного подогрева, при прочих равных условиях, в нижней части монокристалла по сравнению с верхней его частью, где теплота поступает от двух источников, меньше в два раза.

В состоянии, когда высота индуктора $h_{\text{инд}}$ и длина монокристалла равны, целесообразно оценить изменение мощности плазменного источника $W_{\text{пл}}$ нагрева в зависимости от удельной мощности индукционного источника нагрева. Рис. 2 отражает эту зависимость. Из рисунка следует, что мощность плазменно-дугового источника изменяется обратно пропорционально мощности индукционного источника. При увеличении мощности индукционного нагрева в четыре раза мощность плазменно-дугового нагрева снижается в три раза. Суммарная мощность не остается постоянной, а возрастает. Это негативно сказывается на технико-экономических показателях процесса, но позволяет управлять кривизной поверхности раздела жидкой и твердой фаз и тем самым влиять на формирование структуры монокристалла.

Влияние высоты индуктора при фиксированной мощности источника плазменно-дугового нагрева на изменение глубины H металлической ванны показано на рис. 3. Как видно, чем выше удельная мощность индукционного подогрева, тем более чувствительна глубина ванны к изменению высоты индук-

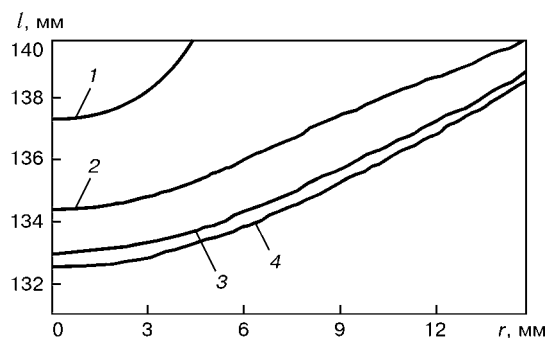


Рис. 4. Изменение глубины ванны и кривизны поверхности раздела твердой и жидкой фаз при различных значениях высоты индуктора: 1 — 40 мм; 2 — 60 мм; 3 — 80 мм; 4 — 100 мм (монокристалл вольфрама диаметром 30 мм. Удельная мощность индуктора 400 Вт/см², мощность плазменно-дугового источника 3,57 кВт)

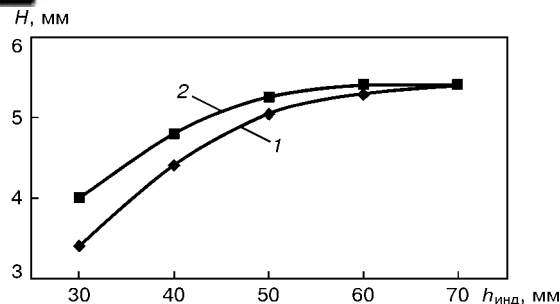


Рис. 5. Влияние высоты индуктора на глубину ванны: 1 — односекционный индуктор; 2 — двухсекционный (монокристалл вольфрама диаметром 20 мм, высотой 100 мм. Удельная мощность индуктора 300 Вт/см², мощность плазменно-дугового источника 2,66 кВт)

тора. Так, при повышении удельной мощности в четыре раза глубина ванны по оси кристалла увеличится в 7,5–8 раз. Глубина ванны будет оставаться постоянной в том случае, когда высота индуктора превышает ее в 2,7 раза. Дальнейшее увеличение высоты индуктора не сказывается на температурном поле в области границы раздела жидкой и твердой фаз и не влияет на кривизну ее поверхности, а следовательно, на формирование монокристаллической структуры (рис. 4).

С увеличением высоты индуктора изменяется глубина ванны не только вдоль оси кристалла, но и на его боковой поверхности, при этом глубина ванны вдоль оси кристалла растет быстрее. Из этого следует, что для ведения процесса в режиме, близком к оптимальному, целесообразно оптимизировать высоту индуктора, возможно изменив его конструкцию.

Исходя из результатов предварительных исследований и технологических соображений, было предложено использовать двухсекционный индуктор. Секции могут состоять из нескольких однотипных катушек, подключенных параллельно. Целесообразность использования такого индуктора показывают результаты исследования картин теплового поля монокристаллов, формирующихся под воздействием односекционного и двухсекционного индукторов. В эксперименте общая высота индуктора не изменялась и равнялась длине кристалла. Однако соотношение высоты верхней и нижней секций изменялось. Как видно из рис. 5, двухсекционный индуктор обеспечивает большую глубину ванны. Однако в отличие от односекционного индуктора, с уменьшением высоты которого снижается его влияние на температуру нижней части монокристалла, при использовании двухсекционного индуктора температура нижней части монокристалла остается неизменной после уменьшения высоты верхней секции ниже критической (рис. 6).

Процессы формирования структуры монокристалла не заканчиваются в области межфазной границы, а продолжаются в твердой фазе. Поэтому управление температурой этой части кристалла

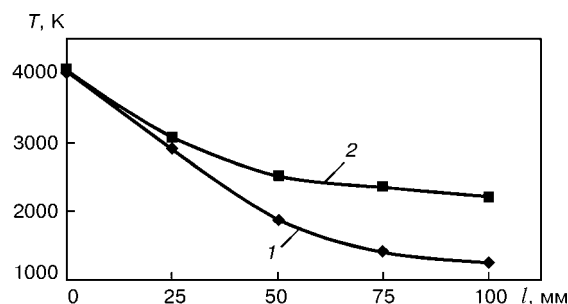


Рис. 6. Распределение температуры вдоль оси монокристалла вольфрама диаметром 20 мм и высотой 100 мм при использовании односекционного (1) и двухсекционного (2) индукторов (удельная мощность односекционного индуктора 300 Вт/см², двухсекционного: верхней секции 300 и нижней 84 Вт/см². Высота верхней секции 30 мм)

крайне необходимо. Причиной, из-за которой структура монокристалла претерпевает изменения в твердой фазе, являются термические напряжения, возникающие под воздействием градиента температур. Если температура монокристалла превышает половину значения абсолютной температуры плавления [3], напряжения релаксируют и не влияют на процессы преобразования структуры в твердой фазе. При выращивании монокристалла вольфрама температура индукционного подогрева нижней его части должна быть выше 1880 К, иначе она не обеспечивает полного отжига выращиваемого кристалла в процессе зонной плавки. Но указанная температура характерна для режима теплой деформации, а это и есть состояние, в котором дислокации частично аннигилируют. Поэтому нижняя секция индуктора должна обеспечивать эту температуру. Из рис. 6 видно, что двухсекционный индуктор создает необходимую температуру подогрева кристалла в нижней его части.

Таким образом, проведенные исследования наглядно демонстрируют возможность управления глубиной ванны и кривизной поверхности раздела твердой и жидкой фаз путем изменения мощности плазменного и индукционного источников тепла. Использование двухсекционного индуктора позволяет не только управлять температурным полем в области ванны, но и создавать в зоне затравочного кристалла условия для релаксации термических напряжений.

1. Исследование процесса выращивания плоских монокристаллов вольфрама и молибдена / В. А. Шаповалов, А. А. Коваленко, Ю. В. Латаш и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 1. — С. 79–82.
2. Шаповалов В. А. Тепловое поле монокристалла вольфрама при плазменно-индукционной зонной плавке // Там же. — 2002. — № 4. — С. 30–32.
3. Золотаревский В. С. Механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1983. — 352 с.

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

Поступила 30.01.2003



УДК 669.178.58.001.5

МИКРОКОМПЬЮТЕРНЫЙ ПУЛЬТ ОПЕРАТОРА-ТЕХНОЛОГА АСУ ТП ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ*

Ф. Н. Кисилевский, В. А. Шаповалов, В. В. Долиненко,
П. А. Щербаков, В. В. Якуша, А. Н. Гниздыло

Показано, что наиболее рациональный путь получения крупных ориентированных монокристаллов тугоплавких металлов со стабильными свойствами по технологии плазменно-индукционной зонной плавки связан с разработкой АСУ ТП. Представлено детальное описание одного из функциональных элементов частично автоматизированной системы управления процессом выращивания кристаллов — микрокомпьютерного пульта оператора-технолога. Использование разработанного пульта позволяет существенно облегчить контроль и управление процессом, а также уменьшить влияние субъективного человеческого фактора на воспроизводимость свойств получаемых кристаллов.

It is shown that the most rational way of producing large oriented single crystals of refractory metals with stable properties using technology of plasma-induction zone melting is due to the development of ACS TP. The comprehensive description of one of the functional elements of a partially automated control system of the process of growing crystals, i.e. microcomputer panel of the operator-technologist, is presented. The use of the developed panel enables the operator to make the monitoring and control of the process easier, and also to decrease the effect of a human factor on the reproducibility of properties of the crystals produced.

Ключевые слова: монокристалл; плазменно-индукционная зонная плавка; АСУ ТП; объектно-ориентированный подход; микрокомпьютерный пульт

Вероятностный характер результатов, получаемых в процессе разработки и совершенствования технологического процесса, свойствен большинству промышленных технологий. История развития науки и техники показывает, что на этапах их становления человеческий фактор играет одну из ключевых ролей в стабильности получаемых результатов. В этом плане особенно актуальна роль оператора в развитии уникальных прецизионных технологических процессов, к каковым и относится разработанный в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины способ выращивания крупных ориентированных монокристаллов тугоплавких металлов с применением плазменно-индукционной зонной плавки (ПИЗП) [1]. Отличительная особенность данного способа — применение двух независимых источников нагрева (плазменно-дугового и индукционного). Выращивание монокристаллов происходит путем послынного наплавления расходуемых прутков плазменной дугой на монокристаллическую затравку, расположенную в зоне действия высокочастотного поля индуктора. Степень структурного совершенства, стабильность геометрической

формы, качество боковой поверхности монокристаллов ПИЗП существенно зависят от мастерства операторов. Получение монокристаллов таких тугоплавких металлов, как вольфрам и молибден со стабильными свойствами является необходимым условием для разработки технологических процессов дальнейшей их обработки, к примеру, широкоформатного монокристаллического проката. Это позволяет весьма расширить существующие области применения монокристаллов и возможно выявить новые. Непрерывное регулирование мощности плазменной дуги и высокочастотного нагрева, контроль расхода и состава плазмообразующей смеси газов (аргон+гелий), а также управление ванной жидкого металла при формировании монокристаллов осуществляется, как минимум, тремя операторами. Если учесть, что продолжительность технологического процесса выращивания монокристаллов по технологии ПИЗП превышает 20 ч, то роль человеческого фактора в воспроизводимости свойств получаемых кристаллов становится очень существенной, а ведение процесса можно отнести к категории искусства. Решение этой актуальной задачи связано с разработкой автоматизированной системы управления технологическим процессом (АСУ ТП) выращивания монокристаллов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Научного технологического центра Украины.

© Ф. Н. КИСИЛЕВСКИЙ, В. А. ШАПОВАЛОВ., В. В. ДОЛИНЕНКО, П. А. ЩЕРБАКОВ,
В. В. ЯКУША, А. Н. ГНИЗДЫЛО, 2003

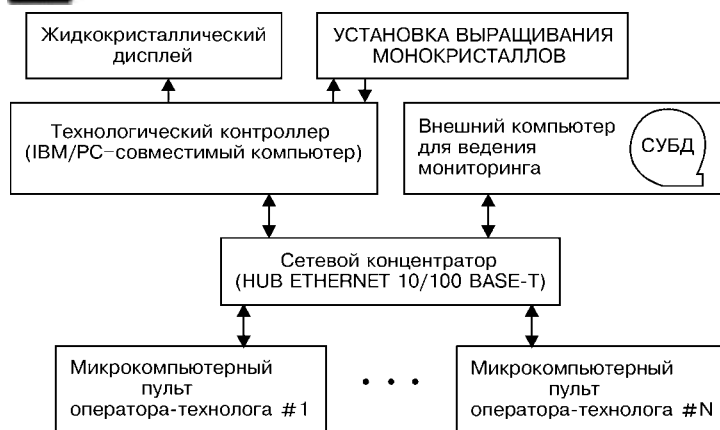


Рис. 1. Укрупненная структура АСУ ТП выращивания монокристаллов

В рамках выполненного комплекса научно-исследовательских и конструкторских работ по изучению и автоматизации процесса плазменно-индукционного выращивания монокристаллов тугоплавких металлов разработана и спроектирована частично автоматизированная система управления технологическим процессом. При разработке архитектуры АСУ ТП выращивания монокристаллов был использован объектно-ориентированный подход [2]. Поэтому АСУ ТП представляет собой сетевую распределенную систему автоматизированного управления (рис. 1), элементы которой объединены посредством сетевого концентратора (HUB Ethernet 10/100 Base-T) и взаимодействуют друг с другом с помощью надежных сетевых протоколов (TCP/IP).

Одним из функциональных узлов АСУ ТП является микрокомпьютерный пульт (рис. 2) оператора-технолога (далее пульт), который предназначен для оперативного управления и контроля технологического процесса выращивания кристаллов. Пульт используется для реализации работы АСУ ТП как в автоматическом, так и в ручном режиме. Применение пульта избавляет от необходимости манипулировать многочисленными кнопками и переключателями и постоянно следить за стрелками при-



Рис. 2. Внешний вид микрокомпьютерного пульта

боров, которые находятся на разных панелях технологического оборудования. Кроме того, пульт реализует проверку выполняемых операций и может заблокировать ошибочные действия оператора.

Пульт структурно представляет собой микроЭВМ типа IBM PC/AT-386-40Mhz (рис. 3), собранную на основе микрокомпьютера ICOP-6015 (рис. 4) [3]. В пульт вмонтирована мембранная клавиатура с усеченным набором кнопок (20 шт.), на выход принтерного порта микрокомпьютера подключен ЖК-индикатор, использованы сетевая карта микрокомпьютера типа NE-2000 и порт последовательного обмена (RS-232). Рабочая программа пульта реализуется на языке С++ и работает в среде ОС MS DOS. Взаимодействие через интерфейс Ethernet 10 Base-T осуществляется с использованием пакета TCP/IP-протокола (типа ОС BSD). Разработана и поставляется программа-драйвер для управляющего компьютера, обеспечивающая взаимодействие с пультом.

Пульт имеет пылебрызгозащищенный корпус, им удобно пользоваться, держа в руках либо разместив в любом необходимом для оператора месте. Пульт позволяет выполнять следующие операции: контролировать текущие значения тока и напряжения плазматрона; изменять уставку тока плазматрона; изменять уставку мощности индуктора; управлять подачей левого и правого прутков («ВПЕРЕД», «НАЗАД» и «СТОП»); управлять вытягиванием слитка; управлять перемещением плазматрона; оперативно изменять параметры технологического процесса в интерактивном режиме; перепрограммировать макрооперации технологического процесса: «ПРОХОД ПЛАВКИ», «ПУСК ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛА» и «СТОП ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛА».

При разработке управляющей программы для реализации режима в реальном масштабе времени были использованы графы состояний. Пример управляющего графа состояний, который реализует режим коррекции уставок тока плазматрона и мощности индуктора, показан на рис. 5. Здесь в состоянии «0» с тактом около 1 мс опрашивается порт ввода данных сетевой карты Ethernet и в случае нажатия на пульте кнопок «I» или «W» происходит переход в состояния «1» – «2» или «3» – «4» соответственно, где обрабатывается нажатие кнопок «+» или «-». При этом значение уставки либо повышается на величину «delta», либо уменьшается. При функционировании графа для реализации интерактивного режима работы с оператором на пульт выдаются соответствующие сообщения (процедура «mes»). Для выхода из режима коррекции уставки на пульте должна быть нажата кнопка «C/R» (сос-

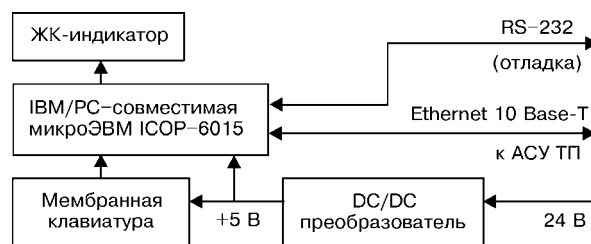


Рис. 3. Структурная схема микрокомпьютерного пульта



тояния «5» – «0»). При нажатии кнопки «Enter» текущее значение настройки присваивается значению установки и она отрабатывается контурами автоматической стабилизации режима плавки.

Пульт имеет расширенные возможности интерактивного взаимодействия с оператором. Для отображения информации на ЖК-индикаторе реализуются следующие режимы: вывод статического текста; вывод текста с миганием; вывод текста в виде бегущей строки.

Существует специальный режим вывода показаний таймеров, который может использоваться для контроля длительности выполнения технологической операции. Для удобства оператора введен режим индикации текущего времени и даты. Реализован режим блокировки пульта, который может быть использован в ситуациях, когда необходимо ограничить доступ к управлению технологическим процессом. Режим блокировки пульта обеспечивается программными средствами без применения механического замка.

Питание пульта осуществляется от источника постоянного тока. Каналы связи гальванически развязаны относительно цепей питания и друг друга.

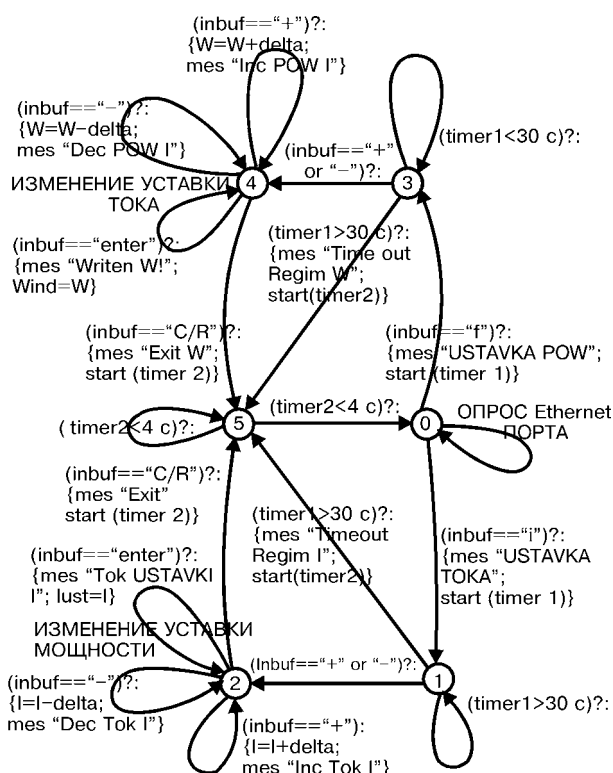


Рис. 5. Управляющий граф состояний для режимов коррекции установки тока плазматрона и мощности индуктора

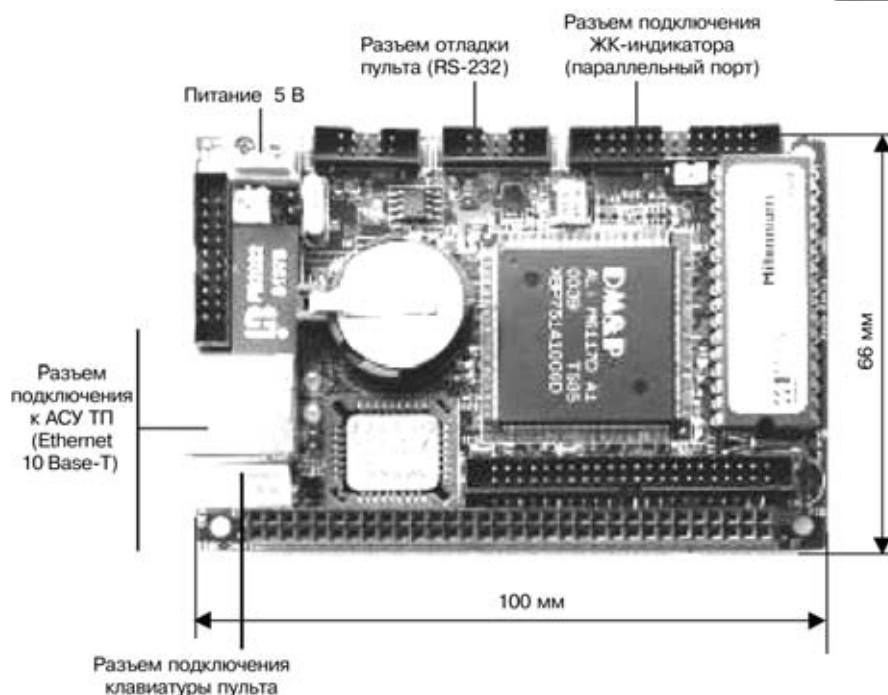


Рис. 4. Схема микрокомпьютера ICOP-6015

Дополнительным преимуществом предлагаемого решения является то, что в составе АСУ ТП возможно одновременно использовать несколько пультов (до 32), которые могут иметь идентичное назначение либо отличаться по своим функциям. Основные технические характеристики разработанного пульта следующие.

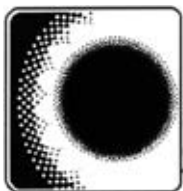
Процессор	M6177D 386SX-40
Емкость FLASH диска, Мегабайт	0,512... 288
Знакосинтезирующий ЖК-индикатор	2 строки по 16 символов
Клавиатура	Мембранная, 20 кнопок
Диапазон напряжения питания постоянного тока, В	10... 36
Разъем подключения	Типа 2PM22 КУН10Ш1В1
Потребляемая мощность, Вт	≤4,0
Габаритные размеры, мм	197×184×84
Степень защиты	IP54
Рабочая температура, °C	0... 50

Пульт может также использоваться в составе автоматической системы управления сварочными и сборочными процессами, где требуется постоянный контроль технологических параметров и оператор имеет возможность оперативно вмешиваться в ход технологического процесса.

1. Исследование процесса выращивания плоских монокристаллов вольфрама и молибдена // В. А. Шаповалов, А. А. Коваленко, Ю. В. Латаш и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 1. — С. 79–82.
2. Кисилевский Ф. Н., Долиненко В. В. Объектно-ориентированное программирование систем управления технологическим процессом сварки // Автомат. сварка. — 2001. — № 6. — С. 43–49–82.
3. Микрокомпьютеры для встраиваемых применений. Вып. 3 // Каталог 2001, ХОЛИТ Дэйта Системс. — 40 с.

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

Поступила 23.01.2003



УДК 669.187.2.001.5

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕЖФАЗНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ФЕРРОТИТАНА С КАРБИДОМ БОРА В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Г. М. Григоренко, А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов,
Л. И. Адеева, Л. К. Дорошенко, В. Л. Рупчев

Исследовано взаимодействие ферротитана с карбидом бора, которое сопровождается значительным экзотермическим эффектом. Установлено, что максимальный экзотермический эффект достигается при взаимодействии ферротитана с карбидом бора в порошковой смеси следующего состава: 85 % мас FeTi+15% мас B_4C с образованием продуктов реакции TiB_2 , TiC , Fe_2B , Fe_3B , Fe_3C . Эта порошковая смесь является перспективным материалом для нанесения покрытий методами газотермического напыления.

Interaction of ferrotitanium with boron carbide, which is accompanied by a significant exothermal effect, is investigated. It was established that the maximum exothermal effect is attained at ferrotitanium interaction with boron carbide in powder mixture of the following composition: 85 mass % FeTi+15 mass % B_4C with the formation of reaction products TiB_2 , TiC , Fe_2B , Fe_3B , Fe_3C . This powder mixture is the promising material for coating deposition using the methods of thermal spraying.

Ключевые слова: экзотермическое взаимодействие; дифференциальный термический анализ; микроструктура; фазы системы Fe-Ti-B-C

Карбид бора благодаря своим уникальным свойствам — высокой твердости, износостойкости, химической стойкости и др. — находит широкое приме-

нение в современной технике как в чистом виде, так и в виде керметов. Сплавы на основе диборидов переходных металлов с добавками железа и карбида бора (5... 15 % мас) используются в качестве наплавочных материалов [1], сплав карбида бора с 5 % мас титана, по данным работы [2] обладающий

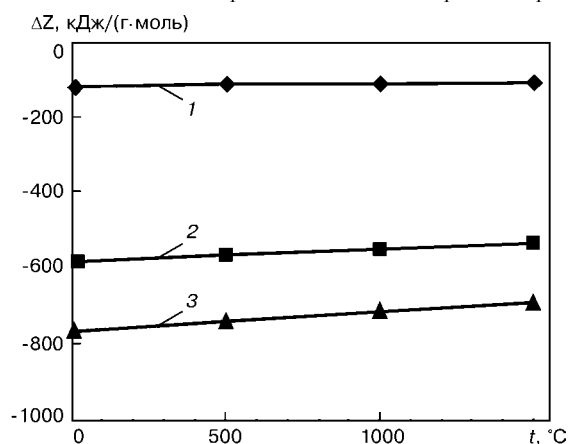


Рис. 1. Температурная зависимость изменения энергии Гиббса для реакций карбида бора с титаном (номера кривых соответствуют номерам реакций в табл. 1)

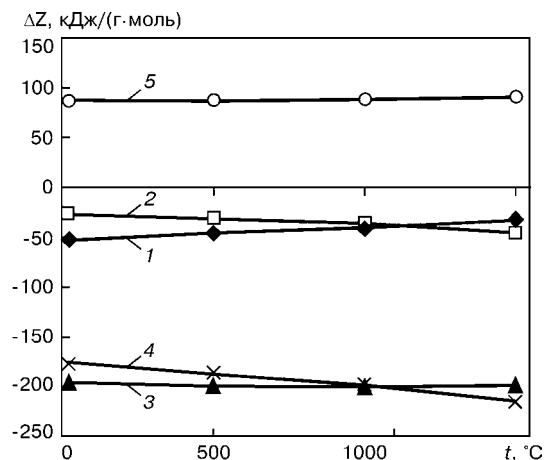


Рис. 2. Температурная зависимость изменения энергии Гиббса для реакций карбида бора с железом (номера кривых соответствуют номерам реакций в табл. 2)



Таблица 1. Термическая активность реакций карбида бора с титаном

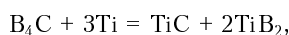
№ п/п	Реакции	Содержание B_4C		Величина теплового эффекта			$\Delta t_{ад}$, °C
		% мас	% об	кДж/(г·моль) B_4C	кДж/кг смеси	кДж/см ³ смеси	
1	$B_4C + Ti = TiC + 4B$	54	67	121,68	1180	3,72	605
2	$B_4C + 2Ti = 2TiB_2 + C$	37	51	585,26	3874	13,52	2483
3	$B_4C + 3Ti = TiC + 2TiB_2$	28	41	768,94	3860	14,26	2869

Таблица 2. Термическая активность реакций карбида бора с железом

№ п/п	Реакции	Содержание B_4C		Величина теплового эффекта			$\Delta t_{ад}$, °C
		% мас	% об	кДж/(г·моль) B_4C	кДж/кг смеси	кДж/см ³ смеси	
1	$B_4C + 8Fe = 4Fe_2B + C$	11	28	51,8	103	6,58	119
2	$B_4C + 11Fe = 4Fe_2B + Fe_3C$	8	22	26,7	40	2,67	50
3	$B_4C + 4Fe = 4FeB + C$	20	44	196,4	705	3,90	651
4	$B_4C + 7Fe = 4FeB + Fe_3C$	12	30	171,3	384	2,4	426
5	$B_4C + 3Fe = Fe_3C + 4B$	25	50	-87,1	-39	-2,0	-3,25

наибольшей твердостью среди материалов на основе карбида бора и металлов IV–V групп (0,5... 10 % мас металла), — в качестве индентера для измерения микротвердости при высоких температурах [3]. Как было показано ранее [4], карбид бора в композиции с тугоплавкими металлами, в частности с титаном, является перспективным материалом и для нанесения износостойких покрытий методами газотермического напыления. Кроме того, в процессе газотермического напыления взаимодействие между компонентами композиции приводит к образованию карбоборидных сплавов титана, которые имеют более высокий уровень механических свойств, чем карбид и борид титана. По данным работы [5] минимальные значения коэффициентов трения и износа для системы Ti–B–C отмечены у сплавов эвтектического состава.

Карбид TiC и бориды титана Ti_2B_5 , TiB_2 , Ti_3B_4 , TiB относятся к числу соединений, образование которых в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) сопровождается высоким экзотермическим эффектом и адиабатическим подъемом температуры $t_{ад}$ как в случае прямого синтеза из элементов [6, 7], так и в результате реакции титана с карбидом бора [4, 8]. Термодинамическая оценка взаимодействия титана с карбидом бора (табл. 1, рис. 1) показывает, что при концентрации исходных веществ, соответствующей стехиометрическим коэффициентам уравнения



адиабатический подъем температуры достигает 2869 °C.

Что касается системы Fe– B_4C , то она не относится к высокоэкзотермичным. Для термодинамически наиболее вероятной реакции образования бориды железа в смеси с углеродом (реакция 3, табл. 2, рис. 2) адиабатический подъем температуры составляет 651 °C. В результате СВС образуются, как правило, пористые продукты взаимодейст-

вия. Одна из причин их пористости — значительные объемные изменения компонентов в процессе

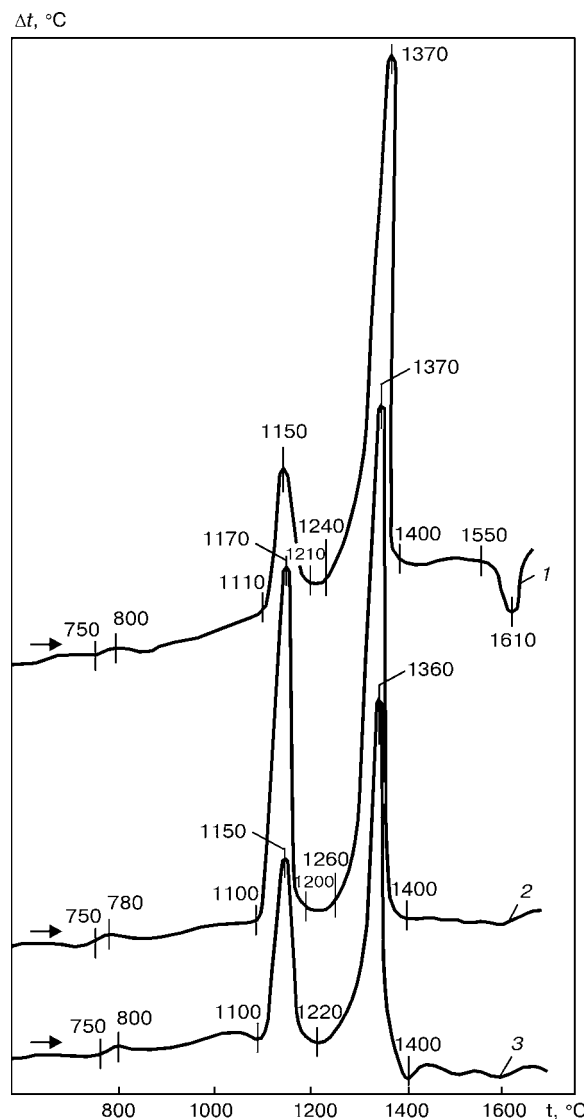
Рис. 3. Термограммы порошковых смесей ферротитана с 30 (1), 15 (2) и 10,5 (3) % мас B_4C

Таблица 3. Результаты исследования продуктов взаимодействия FeTi с B₄C

№ п/п	Состав смеси, % мас	Параметры экзотермических пиков		Суммарная площадь пиков, мм ²	Соотношение площадей пиков	Фазовый состав* слитков ДТА
		температура максимума, °C	площадь, мм ²			
1	70FeTi+30B ₄ C	1150	470	2180	0,3	TiB ₂ , TiC, Fe ₂ Ti, B ₄ C, B ₁₃ C ₂ , FeTi
		1370	1710			
2	85FeTi+15B ₄ C	1170	1000	2750	0,6	TiB ₂ , TiC, Fe ₃ B, Fe ₂ B, Fe ₃ C, B ₄ C, B ₁₃ C ₂ , Fe ₂ Ti
		1370	1750			
3	89,5FeTi+10,5B ₄ C	1150	570	1813	0,5	TiB ₂ , TiC, Fe ₂ Ti, B ₁₃ C ₂ , B ₄ C, Fe ₃ C, Fe ₂ B, Fe ₃ B
		1360	1243			

* Фазы исходных смесей: FeTi (основная), Fe₂Ti (примесь), B₄C (основная), B₁₃C₂ (примесь).

синтеза. Поэтому, как показано в работе [9], получение беспористого СВС-композиата Ti–B–C возможно совмещением процесса горения с последую-

щей прокаткой продуктов синтеза. Полученный материал по своим свойствам аналогичен карбидовольфрамовым материалам.

С целью выбора состава композиционного материала для нанесения покрытий методами газотермического напыления в настоящей работе исследовано взаимодействие ферротитана с карбидом бора. В качестве исходных материалов использовали порошки ферротитана (44,8 % мас Ti) с размером частиц 40... 100 мкм и карбида бора с размером частиц 5... 40 мкм (содержание частиц размером до 5 мкм составляло около 70 % об).

Взаимодействие изучали с привлечением метода дифференциального термического анализа (ДТА) на образцах, изготовленных из смеси порошков ферротитана с 10, 15 и 30 % мас карбида бора. Указанные составы охватывают области термодинамически наиболее вероятных реакций: Ti — 28 % мас B₄C и Fe — 20 % мас B₄C. Нагрев и охлаждение при ДТА проводили с постоянной скоростью 80 К/мин в среде гелия высокой чистоты при давлении 50 Па. Предварительно спрессованные при давлении 3 т/см² образцы цилиндрической формы и массой 0,5 г помещали в тигли из диоксида циркония. Полученные слитки изучали методами металлографического, микродюрOMETрического и рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА). Результаты ДТА представлены на рис. 3 и в табл. 3. Характер кривых ДТА свидетельствует о том, что механизм взаимодействия одинаков для всех трех исследованных составов. Изменяется лишь соотношение интенсивности экзотермических пиков. Максимальная суммарная площадь под кривыми, соответствующая величине теплового эффекта реакции, относится к составу FeTi+15 % мас B₄C. Во всех трех составах, согласно данным рентгеноструктурного фазового анализа, основными фазовыми составляющими являются диборид титана TiB₂ и карбид титана TiC_{1-x}. Кроме них, обнаружены остаточные карбид бора (B₄C с примесью B₁₃C₂) и ферротитан состава Fe₂Ti (в смесях с содержанием 10 и 15 % мас B₄C). Бориды и карбид железа обнаружены в слитках из смесей ферротитана с 10 и 15 % B₄C.

Образцы после ДТА были пористыми (рис. 4). Поскольку реакция сопровождается значительными объемными изменениями (уменьшение объема при

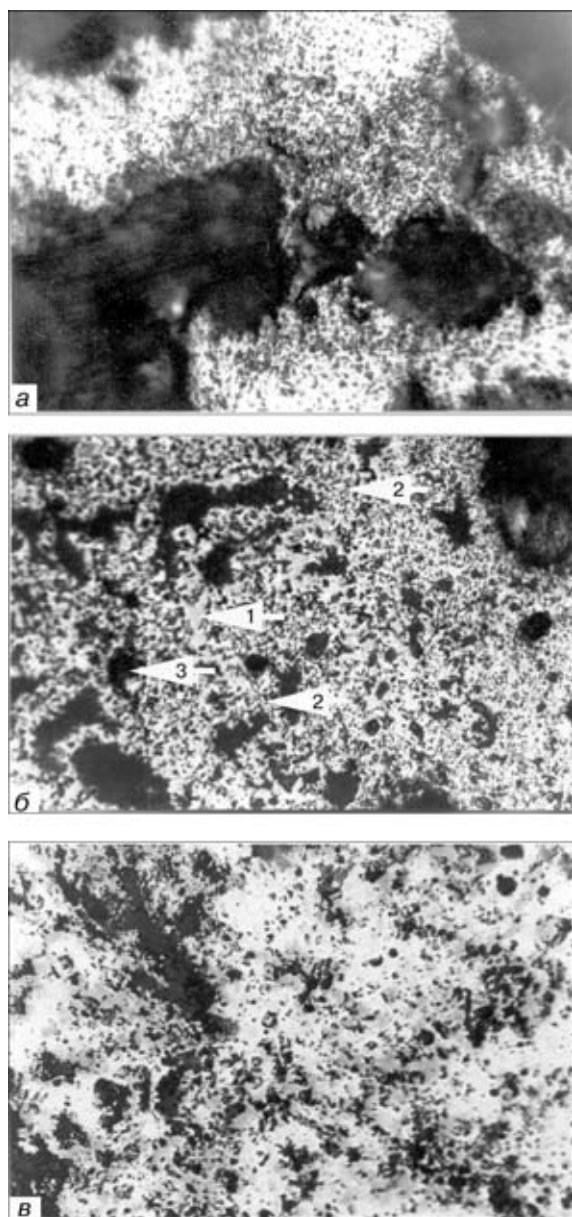


Рис. 4. Микроструктуры (× 400) продуктов взаимодействия ферротитана с 30 (а), 15 (б) и 10,5 % мас B₄C; 1 — карбид титана; 2 — диборид титана; 3 — карбид бора



образовании смеси $\text{TiC}+\text{TiB}_2$ составляет около 10 %), реагенты вскоре оказываются разделенными не только продуктами взаимодействия, но и сплошной зоной пористости [8]. Скорость протекания реакции при этом резко снижается, а в образце сохраняются непрореагировавшие исходные вещества. В результате взаимодействия исходных компонентов формируется мелкодисперсная многофазная структура, микротвердость которой составляет 11... 19,3 ГПа.

Для выяснения последовательности образования новых фаз при ДТА порошковую смесь нагревали до температуры завершения первой стадии экзотермической реакции (1170 °С) с последующим резким охлаждением (со скоростью ~200 К/мин).

Методом РСФА в образце после ДТА были обнаружены фазы TiC (основная), TiB_2 , Fe_3C и исходные FeTi и B_4C . Это свидетельствует о том, что первый экзотермический пик связан с протеканием СВС с образованием карбида титана, а второй (большой по величине) — с образованием диборида титана, поскольку после нагрева выше 1370 °С в продуктах реакции преобладает TiB_2 . Что касается синтеза боридов и карбидов железа, то вклад экзотермичности процессов их образования в суммарную теплоту реакции незначителен, о чем свидетельствуют и результаты термодинамических расчетов.

Основываясь на данных ДТА и РСФА, можно предположить следующий механизм взаимодействия FeTi с B_4C . Карбид бора вступает в реакцию с титаном, входящим в состав ферротитана, с образованием в первую очередь TiC , поскольку коэффициент диффузии углерода в титане выше, чем коэффициент диффузии бора [8]. Диборид титана образуется при более высокой температуре (вторая стадия). Снижение содержания титана в ферротитане приводит к переходу FeTi в Fe_2Ti , о чем свидетельствует перераспределение интенсивности рентгеновских линий указанных фаз в ДТА-образцах по сравнению с исходной смесью порошков. Если в исходной смеси основной фазой является FeTi , а Fe_2Ti — лишь примесью, то в слитках ДТА, наоборот, FeTi обнаружен лишь в слитке с 30 % мас B_4C и то в небольшом по сравнению с Fe_2Ti количестве.

Что касается вновь образовавшихся фаз на основе железа, то их содержание в продуктах ДТА невелико, а в образце из исходной смеси с 30 % мас B_4C методом РСФА они не обнаружены.

Сравнение полученных результатов с данными ранее выполненными исследованиями взаимодействия в системе $\text{Ti}-\text{B}_4\text{C}$ [4] показывает, что замена Ti на FeTi приводит к смещению температуры начала активного взаимодействия с B_4C в область более низких температур (с 1300 до 1110 °С). Кроме того, в случае взаимодействия в системе $\text{Ti}-\text{B}_4\text{C}$ оба экзотермических пика сливаются в один, ширина которого, соответственно, увеличивается. Характерно, что продукты взаимодействия как в системе $\text{Ti}-\text{B}_4\text{C}$,

так и $\text{FeTi}-\text{B}_4\text{C}$ получаются пористыми, реакция не завершается даже после нагрева до температуры 2000 °С. Однако, как это было показано ранее [4], специальная подготовка исходных материалов (например, прокатка и предварительное спекание исходных смесей указанных порошков с последующим дроблением и выделением нужной фракции) позволяет получать методом плазменного напыления плотные покрытия с высокой прочностью сцепления с основой.

Таким образом, взаимодействие ферротитана с карбидом бора сопровождается значительным экзотермическим эффектом за счет синтеза TiB_2 - и TiC -фаз, характеризующихся наиболее высокими значениями теплоты образования. Максимальный экзотермический эффект достигается при использовании смеси 85 % мас FeTi + 15 % мас B_4C . При этом формируется мелкодисперсная многофазная структура, состоящая из боридных и карбидных фаз TiB_2 , TiC , Fe_2B , Fe_3B , Fe_3C , со средней микротвердостью 13,6 ГПа. Порошковая смесь с таким сочетанием исходных компонентов является перспективным материалом для нанесения защитных покрытий методами газотермического напыления. Для уменьшения пористости необходима предварительная обработка порошковой смеси перед напылением либо прокатка уже напыленного покрытия.

1. Артамонов А. Я., Юрченко Д. З., Кирилец Н. Ф. Наплавочные сплавы на основе тугоплавких соединений // Тугоплавкие карбиды. — Киев: Наук. думка, 1970. — С. 220–222.
2. Джемелинский В. В., Ковальченко М. С., Макаренко Г. Н. Материалы инденторов для измерения твердости при высоких температурах // Порошковая металлургия. — 1973. — № 2. — С. 97–100.
3. Макаренко Г. Н., Марек Э. В. Твердые материалы на основе карбида бора // Высокотемпературные карбиды. — Киев: Наук. думка, 1975. — С. 233–236.
4. Взаимодействие карбида бора с титаном в условиях термического и плазменного нагрева / А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов, Л. К. Шведова и др. // Порошковая металлургия. — 1980. — № 9. — С. 47–53.
5. Концентрационная зависимость характеристик трения карбоборидных сплавов Ti и Zr в широком интервале температур / Ю. Г. Ткаченко, С. С. Ордыня, В. К. Юлюгин и др. // Порошковая металлургия. — 1978. — № 6. — С. 82–87.
6. Экспериментальное определение максимальных температур процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / В. М. Маслов, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов и др. // Физика горения и взрыва. — 1978. — № 5. — С. 79–85.
7. О механизме взаимодействия титана с углеродом в волне горения / А. И. Кардашкин, Ю. М. Максимов, Е. А. Некрасов и др. // Там же. — 1981. — № 4. — С. 33–36.
8. Акопян А. Г., Долуханян С. К., Боровинская И. П. Взаимодействие титана, бора и углерода в режиме горения // Там же. — 1978. — № 3. — С. 70–76.
9. Ленакова О. К., Расколенко Л. Г., Максимов Ю. М. О механизме фазо- и структурообразования системы $\text{Ti}-\text{B}-\text{Fe}$ в волне горения // Там же. — 2000. — № 5. — С. 27–34.

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

Поступила 16.07.2002



ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ГРАДИЕНТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ: НОВЫЕ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ

К. Р. Лилиус, М. М. Гасик

Рассмотрены вопросы разработки и реализации новых материаловедческих решений, основанных на технологии функциональных градиентных материалов (ФГМ). Проанализированы тенденции развития теории и технологии ФГМ, приведены примеры решений для получения металлических композитов, твердых сплавов, защитных покрытий, а также более сложных компонентов для энергетики.

Problems of development and realization of new materials science solutions based on the technology of functional gradient materials (FGM) are considered. Tendencies in the development of theory and technology of FGM are analyzed, examples of solutions for producing metallic composites, hard alloys, protective coatings, and also more complex components for power engineering are given.

Ключевые слова: функциональные градиентные материалы; композиты; твердые сплавы; защитные покрытия; моделирование

Тенденции развития современного материаловедения многие годы были сконцентрированы на получении гомогенных качественных сплавов и других материалов, имеющих постоянные заданные свойства и эксплуатационные характеристики [1–5]. Обычные композиционные материалы, полученные путем интегрирования металлической или керамической матрицы и дисперсной фазы, используют синергетические характеристики каждого из этих составных компонентов. Эти композиты имеют равномерно распределенную упрочняющую фазу и их результирующие свойства гомогенны.

Во многих областях техники возникла задача создания функциональных структур материалов с высокими степенью релаксации термических напряжений, сопротивлением окислению и термическому удару, что потребовало получения сочетания различных свойств в определенной анизотропии структуры материала. Для решения этой задачи во многих странах ведутся работы по созданию таких материалов [6–11], получивших название «функциональные градиентные материалы» (ФГМ).

ФГМ в общем случае представляют материал, характеризующийся заданным распределением состава, структуры или свойств по объему. ФГМ отличаются от изотропных материалов наличием градиента структуры и свойств (твердости, плотности, теплопроводности). Эти градиенты создаются специальными процессами и количественно контролируются с целью существенного улучшения свойств конечного изделия [6, 8, 10].

Первоначальной задачей была разработка материалов и структур для космолета, способных противостоять термическим напряжениям, однако эта концепция была существенно расширена на создание комбинаций различных материалов без четкой границы раздела между ними с целью получения структур с новыми многими функциями [9–11].

Несмотря на очевидный прогресс в этой области за последние годы и существенный рост исследований, теоретическое исследование и развитие принципов ФГМ остаются недостаточными. В большей части работ исследуется, главным образом, определенный метод, который использовался для изготовления ФГМ [11]. Практически отсутствуют работы, связанные с разработкой адекватного описания свойств ФГМ и их зависимости от градиента концентрации, что должно обеспечивать главный результат «обратной связи», используемой для непосредственного проектирования ФГМ-компонентов. Подавляющая экспериментальная направленность исследований в области ФГМ привела к накоплению обширного опытного материала, который не может должным образом использоваться из-за недостаточной теоретической базы. Необходимо отметить, что ситуация в этом направлении улучшается — в последнее время разрабатываются теоретические основы и «дизайн» таких материалов. Несмотря на получение конкретных образцов и компонентов, применение полученных материаловедческих решений в промышленности, тем не менее, требует дополнительных исследований.

Чтобы получить ФГМ-компонент, необходимо сначала разработать предварительный дизайн такого материала, который должен обладать желаемыми характеристиками. Теоретические положения, ис-



пользуемые для проектирования композиционных материалов, как правило, не подходят для расчета свойств и определения оптимальной структуры ФГМ [6, 12].

Подобные градиентные материалы характеризуются также более сложным поведением по сравнению с обычными (гомогенными) материалами. Диффузионные процессы и химические реакции могут приводить к деградации ФГМ или ухудшению его свойств. Поэтому второй задачей в развитии технологии ФГМ является создание компонентов с градиентами, требуемыми заказчиком, уже с учетом возможных побочных эффектов при использовании этих материалов.

Выполненный авторами критический анализ позволил классифицировать подходы к получению градиента концентрации в материалах. Получение градиента состава в объемном ФГМ возможно различными способами, например химическими и электрохимическими, физическими (осаждение из пара), плазменным напылением и синтезом, самораспространяющимся высокотемпературным синтезом, однако наиболее экономичной технологией является порошковая металлургия (ПМ). Самый простой метод получения ФГМ с помощью порошковой металлургии заключается в прессовании различных смесей порошков в заданной последовательности и последующем спекании или горячем прессовании. В литературе [6–14] приведено более сотни комбинаций ФГМ, полученных порошковой металлургией. Множество применений ФГМ (свыше 200) были идентифицированы в японской национальной программе (например, инструменты, барьерные покрытия, теплостойкие и антикоррозионные компоненты, пьезоэлектрические головки, электронные и оптические устройства и пр.) [9, 10]. В настоящее время проводятся исследования в области применения ФГМ в электронике, оптике, ядерной технике, медицине, где более важен градиент других свойств (показателя преломления, радиационной стойкости, диэлектрической проницаемости и пр.) [11, 14].

Структура градиентного материала в простейшем случае характеризуется анизотропным распределением одного компонента в объеме другого (для двухфазной системы). ФГМ может иметь химический (металл — металл, керамика) или физический (сплошной материал — поры, крупные — мелкие частицы) анизотропный характер. Распределение фазы и ее анизотропия могут быть описаны совокупностью функций в трехмерном евклидовом пространстве. В некоторых случаях имеются трудности в измерении самой функции концентрации, что требует многочисленных экспериментов и множества вычислений, особенно для материалов, полученных порошковой металлургией. Реальной альтернативой для описания и расчета ФГМ остается моделирование [10–14].

Например, разработанная микромеханическая модель [6, 12] была использована для описания и предсказания свойств некоторых ФГМ с произволь-

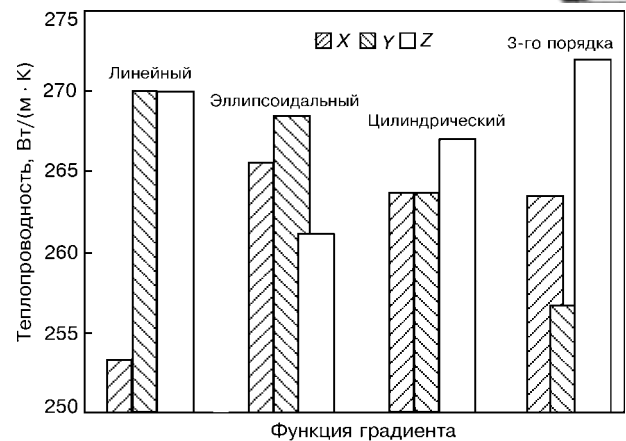


Рис. 1. Теплопроводность по осям X, Y и Z для различных функций распределения концентрации меди в ФГМ вольфрам–медь (общая объемная доля меди 0,5)

ным трехмерным градиентом концентрации компонента и их поведения в условиях испытаний. Проведенные расчеты по разработанным моделям и теоретическим положениям показали чувствительность предложенной модели к форме функции градиента концентрации в отличие от обычно используемых в теории композиционных материалов соотношений [15, 16].

Результаты вычислений согласно разработанному программному обеспечению были сопоставлены с другими подходами, обычно используемыми в теории композиционных соединений, типа правил смеси и других моделей для коэффициента термического расширения, теплопроводности, модуля упругости и сдвига. На рис. 1 показаны рассчитанные свойства ФГМ вольфрам–медь с различным типом функции распределения, что подтверждает чувствительность предложенной модели к виду и «форме» функции концентрации, в то время как другие соотношения учитывают только объемную концентрацию компонентов [15–17].

Преимуществом таких моделей является то, что предварительная оценка уровня напряжений может быть сделана еще до его экспериментального измерения без привлечения громоздких численных методов. Тем самым появляется возможность определения пути «оптимального» градиента ФГМ уже в начальных стадиях дизайна [10, 14].

Моделирование процессов получения ФГМ особенно эффективно при более сложных процессах ПМ, например, при спекании материалов с сильным взаимодействием фаз. При разработке модели спекания градиентных твердых сплавов указанная выше микромеханическая модель использовалась для вычисления механических и тепловых свойств ФГМ с произвольным трехмерным градиентом состава в заданных граничных условиях при соответствующем тепловом потоке перед расчетом непосредственно процесса спекания [18, 19]. На основании экспериментальных измерений и разработанных выше теоретических положений была создана компьютерная программа, позволяющая быстро оценить необходимые параметры процесса получения градиент-

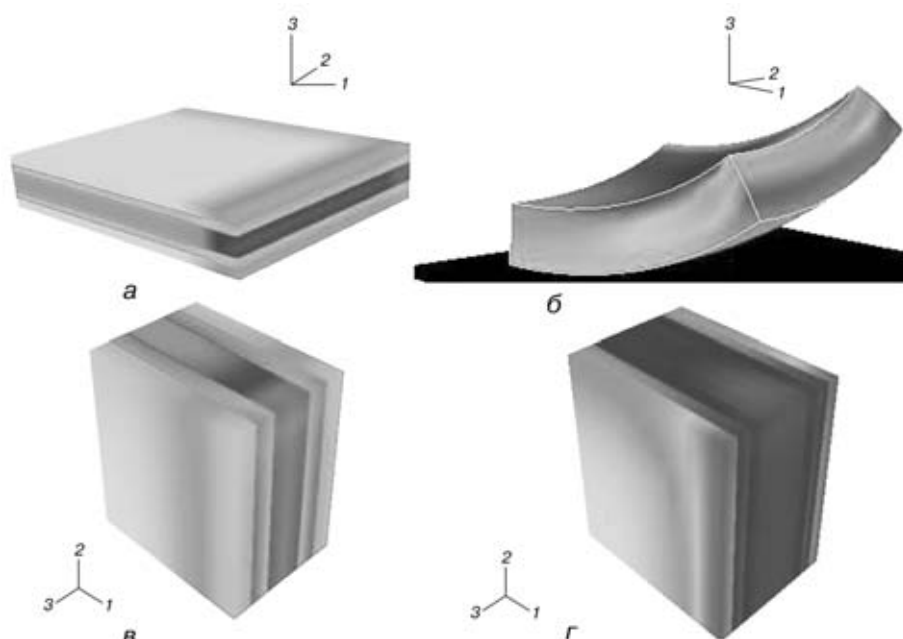


Рис. 2. Распределение напряжений в симметричной (а) и несимметричной (б) пластинах ФГМ после спекания, а также в симметричной пластине с малым (в) и большим (г) числом градиентных слоев [19, 20]

ных твердых сплавов. Для экспериментальной оценки модели был разработан оптический дилатометр, с помощью которого можно определять макроскопические величины смещения для образца непрерывно на протяжении всего процесса спекания. На рис. 2 показано распределение напряжений, возникающих вследствие неравномерного спекания ФГМ WC-Co. Количественные результаты показали, что разработанная для твердых сплавов модель правильно предсказывает плотность материала и изменение формы образца в ходе спекания. Использование адекватного моделирования позволяет существенно сократить необходимость проведения экспериментов.

В качестве другого примера практического применения ФГМ можно привести так называемые согласующие пластины (compliant pads), которые предназначены для снижения уровня напряжений в устройствах преобразования тепловой энергии в электрическую. В этих системах используется термоэлектрический эффект, основанный на свойстве

полупроводников генерировать разность потенциалов при соответствующем градиенте температур.

Практической проблемой реализации такого устройства является разность коэффициентов термического расширения полупроводников и металлических материалов, что вызывает большие термические напряжения. Введение согласующих ФГМ-пластин позволяет не только снизить уровень напряжений в несколько раз, но и создать заданную анизотропию электрической проводимости при достаточно изотропной теплопроводности [21, 22]. На рис. 3 показан опытный образец такой ФГМ-пластины, полученный в Хельсинском технологическом университете

методом порошковой металлургии и консолидированным в Японии способом электроискрового (плазменного) спекания под давлением [23].

Такие пластины предназначены для конвертирования ядерной энергии в электрическую. Разработанная в Японии концепция [21] ядерной электростанции на Луне предполагает бесперебойную ее работу в течение 20–30 лет. В этом случае обслуживание и замена агрегатов должны быть сведены к минимуму. Подобный реактор РАПИД-Л мощностью от 200 кВт занимает объем всего 24 м³ и поэтому может быть использован и на Земле. Работа реактора полностью автоматическая, так как в нем нет регулирующих стержней — вместо них используется принцип ртутного термометра, где роль ртути выполняет жидкий литий-6. Когда температура растет, литий расширяется и адсорбирует нейтроны более активно, замедляя реакцию. Жидкий теплоноситель циркулирует по контуру с помощью электромагнитного насоса. Термоэлектрические модули конвертируют часть тепла в электрическую энер-

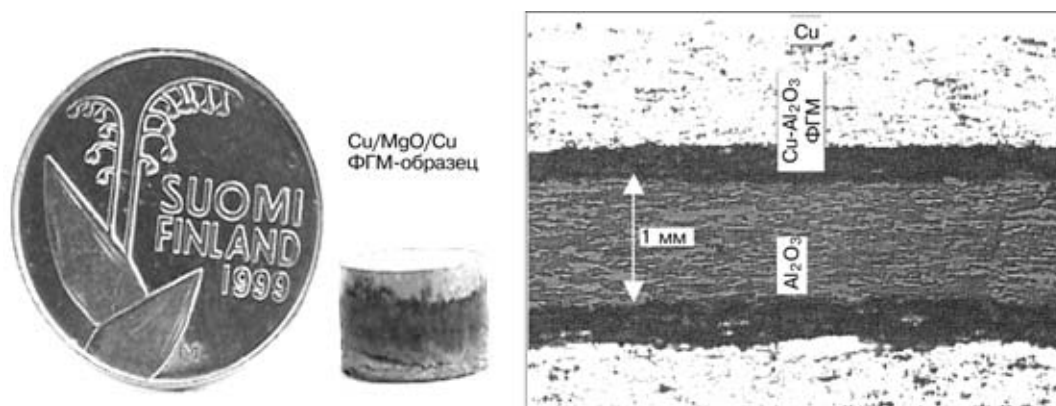


Рис. 3. Общий вид (слева) и структура ФГМ-пластины медь-оксид алюминия-медь [21, 22]

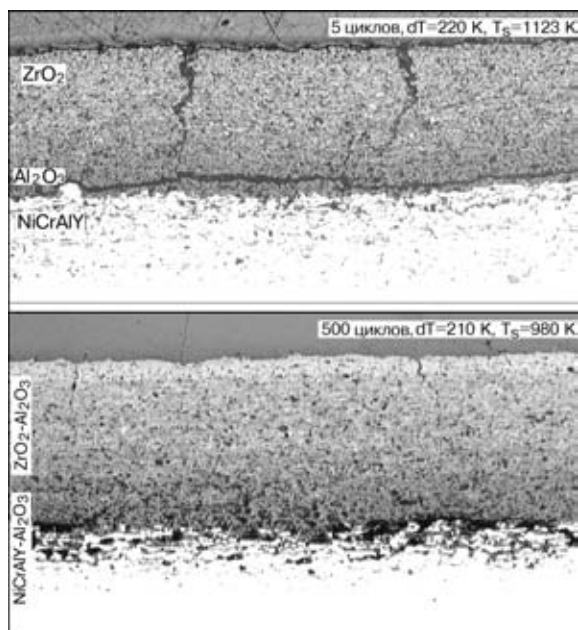


Рис. 4. Обычное (вверху) и ФГМ термозащитные покрытия после испытаний

гию, поступающую потребителю [24]. Таким образом, весь процесс происходит без привлечения каких-либо движущихся механизмов, а только на основании физических законов. Было показано [21, 22], что оптимизированный дизайн ФГМ-пластины позволяет принимать тепловой поток порядка 300 кВт/м^2 , что даже при нынешнем уровне КПД конверсии в 10 % позволяет обеспечить потребителей как теплом, так и электричеством. Более простая структура ФГМ и способ его получения позволяют снизить стоимость системы и повысить ее эффективность.

Одним из наиболее быстро развивающихся применений ФГМ является их использование в различных покрытиях (энергетика, газовые турбины, химическая промышленность и т.д.). В этих областях покрытия должны оказывать сопротивление высоким температурам, агрессивным средам и термомеханическим циклическим воздействиям. С точки зрения стоимости производства наиболее привлекательными являются относительно простые методы плазменного и газотермического напыления на воздухе. Состав, структура и дизайн ФГМ-покрытия сначала были оптимизированы с помощью моделей [25], учитывающих упругую и пластическую деформацию, геометрию компонента и условия работы. Полученные образцы были термоциклированы на специальном стенде в условиях изменения теплового потока от 0 до $0,85 \text{ МВт/м}^2$.

ФГМ-покрытия продемонстрировали существенно больший, чем обычные покрытия, срок службы (количество циклов до разрушения увеличилось в сотню раз) и отсутствие длинных горизонтальных трещин (рис. 4).

Микротрещины в области покрытия с более высокой долей керамической фазы играют благоприятную роль как релаксаторы напряжений (сниже-

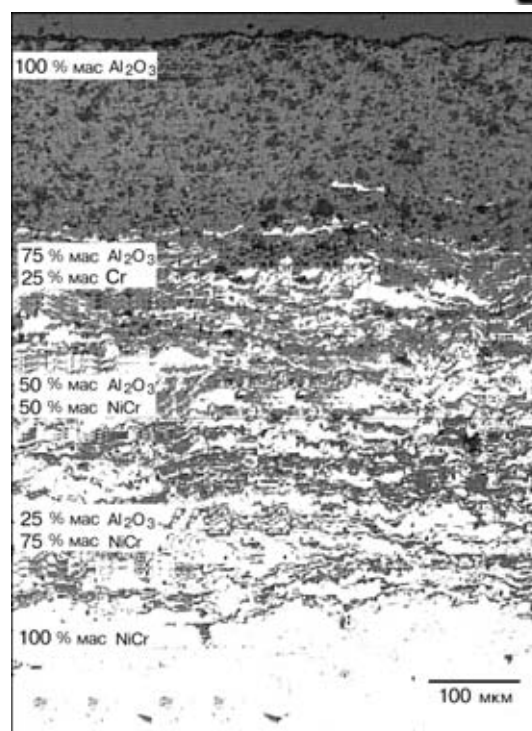


Рис. 5. Защитное градиентное покрытие на углеродистой стали [25]

ние напряжений в 3–8 раз по сравнению с эталонным образцом), одновременно снижающие теплопроводность всего покрытия. ФГМ-покрытия надежно защищают поверхность металла от окисления, что подтвердили длительные испытания. Отжиг на воздухе при 1000°C в течение 330 ч показал, что под ФГМ-покрытием не произошло существенной диффузии хрома и образования шпинели, в то время как эталонный образец (дуплексное покрытие без ФГМ) имел 2–3-кратное обеднение металлического покрытия хромом.

Аналогичный подход был использован при разработке покрытий для химической промышленности (переработка материалов целлюлозного производства в так называемых содовых котлах). Эти покрытия должны работать несколько лет в расплавах и газовых атмосферах с высоким содержанием хлора, серы, соды и солей щелочных металлов.

Для данного покрытия (рис. 5) состав и структура были подобраны так, чтобы обеспечить сжимающие напряжения в керамическом слое, синергетическую пассивацию металлокерамического слоя и эффект замедления реакции коррозии вследствие создания отложений инертных продуктов коррозии в микропорах покрытия. После исследований было обнаружено, что сера, хлор и щелочные металлы практически отсутствуют в металлокерамическом слое ФГМ-покрытия [25]. В таких условиях дуплексные керамические покрытия не выдерживают возникающих напряжений, а специальная нержавеющая сталь начинает заметно разрушаться уже после 10...20 часов.

ФГМ-покрытия показали существенные преимущества при защите углерод-углеродных волокнистых композитов. Потенциал использования этих



Свойства ФГМ-покрытий на углеродных композитах [26]

Параметры	Серийный материал	Опытный ФГМ
Предел прочности при 20 °С, МПа	200...350	370...400
Время термоциклирования на воздухе, ч (20 – 1500 – 20 °С, время цикла 20 мин)	27	200
Снижение предела прочности, %	20	0...2
Число термических циклов на воздухе:		
20 – 1350 – 20 °С за 2 мин	20...35	50
20 – 1100 – 20 °С за 5 ч	5*	4
20 – 600 – 20 °С за 1 ч	1...5*	20

* Материал разрушился

композитов обычно ограничивается низкой стойкостью углеродных волокон и матрицы к окислению при высоких температурах. Гомогенные или многослойные покрытия имеют ограниченный срок службы и не позволяют эксплуатировать изделия с достаточным уровнем надежности. Было предложено использовать концепцию ФГМ, чтобы получить многослойную структуру с различными уровнями функционального градиента [26]. В отличие от других методов, после получения материала в его структуре отсутствуют резкие границы между фазами. Поведение материала при циклическом окислении в области средних температур (500...700 °С), где обычные защитные механизмы (формирование слоев SiO₂ или силикатов) еще не работают, исследовали методом термогравиметрии (таблица). Заметного окисления углеродных волокон под ФГМ-слоем не обнаружено, а само ФГМ-покрытие не отслаивалось в течение испытаний и после них (при определении прочности образцов). Проведенные исследования показывают преимущества ФГМ для защиты углеродных композитов от окисления по сравнению с обычными материалами и гомогенными покрытиями [6, 26].

Аналогично ФГМ-покрытиям были разработаны решения для соединения керамики с металлами, предназначенного для работы в условиях высоких температур и механических напряжений (энергетические установки). Использование ФГМ в таких соединениях позволяет существенно снизить уровень термических напряжений разнородных материалов, например жаропрочного сплава IN-738 и керамики на основе Al₂O₃. Показано [6, 8, 10, 11], что изменение показателя анизотропии (функции распределения фазы в ФГМ) ведет к различной кинетике генерирования термических напряжений, что обуславливает более длительный срок службы таких соединений. Определены оптимальные параметры такого ФГМ-слоя и рассчитана динамика изменения напряжений для случая термического удара.

ФГМ продемонстрировали эффективность и в более «экзотических» применениях, например, в условиях термоядерного реактора. Конструкционные материалы, которые могут использоваться в реакторе, должны удовлетворять многим требованиям: высокое сопротивление тепловому удару, термичес-

кой усталости, высокая механическая прочность, стойкость против нейтронного облучения и др. Существенной характеристикой материалов является их влияние на параметры плазмы. Загрязнения плазмы снижают ее характеристики и их удаление производится путем разряда на диверторы. При разряде плазма вдоль линий магнитного поля демпфируется на пластины диверторов на очень короткое время, вызывая мгновенное испарение тонкого слоя материала [6, 16, 17].

Большая часть из этого испаренного материала осаждается обратно на поверхность, захватывая, таким образом, из плазмы нежелательные примеси. Релаксация термических напряжений была определена для ФГМ вольфрам-медь. В работе [27] исследована модель ФГМ-дивертора и определены термические напряжения в различных его частях, а также влияние градиента на их изменение. Использование разработанных теоретических и модельных положений [6,9–12,14–17] позволило произвести расчеты ФГМ вольфрам-медь для пластин диверторов и предложить оптимальный дизайн материала, позволяющий снизить уровень термических напряжений в 3–6 раз. Анализ показывает, что использование ФГМ в реакторах других конструкций, энергетических установках смежных областей машиностроения позволяет существенно повысить срок службы различных компонентов.

Таким образом, общая ситуация с развитием материаловедческих решений на основе ФГМ представляется достаточно интересной. Однако на сегодняшний день практическое использование ФГМ затрудняется недостатком данных об их применимости в тех или иных условиях работы. Первоначальный дизайн ФГМ предполагает расчет оптимального градиента некоторых свойств и состава. Этот градиент невозможно определить без знания точных требований к условиям применения этого материала. Если эти требования известны, то вторым важным вопросом является снижение стоимости производства ФГМ по сравнению с гомогенными материалами, имеющими, однако, более низкий уровень эксплуатационных свойств. С учетом тенденций повышения требований к материалам следует ожидать, что использование ФГМ-решений будет одним из широко применяемых направлений в материаловедении [28–30].

1. Федорченко И. М. Композиционные спеченные антифрикционные и фрикционные материалы для узлов трения // Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя. — Киев: Наук. думка 1998. — С. 402–410.
2. Новые композиционные материалы функционального назначения и технология их получения / Л. В. Коваленко, В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, Э. М. Лазарев // Институту металургії і матеріалознавства ім. А. А. Байкова 60 лет: Сб. науч. трудов. — М.: Элиз, 1998. — С. 254–268.
3. Лякишев Н. П. Конструкционные и некоторые функциональные материалы. Настоящее и будущее // Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 284–296.
4. Сталь на рубеже столетий / Под науч. ред. Ю. С. Карабасова. — М.: МИСиС, 2001. — 664 с.
5. Knott J. F. The structural integrity of the new «advanced» materials. // Modern Science of Materials of the 21st century. — Kiev: Naukova Dumka, 1998. — P. 473–482.



6. *Гасик М. М.* Теоретические и технологические основы функциональных градиентных материалов. — Днепропетровск: ГНПП Системные технологии, 1997. — 121 с.
7. *Cherradi N., Kawasaki A., Gasik M.* Worldwide trends in functional gradient materials research and development // *Compos. Eng.* — 1994. — **4**, N 8. — P. 883–894.
8. *Получение функциональных градиентных материалов методами порошковой металлургии: Европейский проект COST-503* // М. М. Гасик, К. Р. Лилиус, Н. Шерради и др. // *Пробл. спец. электрометаллургии.* — 1996. — № 1. — С. 61–66.
9. *Hirai T.* Materials science and technology: A comprehensive treatment / Ed. R. J. Brook. — VCH Verlags GmbH. Germany. — 1996. — **Vol. 17B** — P. 293–341.
10. *Functionally graded materials* / Eds. Y. Miyamoto, B. Rabin, W. Kaysser, R. Ford. — Kluwer Acad. Publishers. — Netherlands. — 1999. — 320 p.
11. *Functionally graded materials 2000* / Eds. K. Trumble, K. Bowman, I. Reimanis, S. Sampath // *Ceramic Transactions.* American Ceramics Society. — USA, 2001. — **114**. — 810 p.
12. *Gasik M.* Principles of functional gradient materials and their processing by powder metallurgy // *Acta Polytechn. Scand.* — 1995. — **226**. — 73 p.
13. *Gasik M., Cherradi N., Kawasaki A.* FGM components — PM meets the challenge // *Metal Powder Rep.* — 1996. — **12**. — P. 28–32.
14. *Suresh S., Mortensen A.* Fundamentals of functionally graded materials. — IOM Communications Ltd. — London. — 1998. — 166 p.
15. *Gasik M., Lilius K.* Evaluation of properties of W-Cu functional gradient materials by micromechanical model // *Computat. Mater. Sci.* — 1994. — N 3. — P. 41–49.
16. *Гасик М. М., Лилиус К. Р., Острик П. Н.* Моделирование свойств функциональных градиентных материалов // *Пробл. спец. электрометаллургии.* — 1997. — № 4. — С. 43–47.
17. *Ueda S., Gasik M.* Thermo-elasto-plastic analysis of W-Cu functionally graded materials subjected to a uniform heat flow by micromechanical model // *J. Thermal Stresses.* — 2000. — **23**. — P. 395–409.
18. *New approach to the solution of the local stress problem in FGM hardmetals* / M. Gasik, Y. Bilotsky, N. Cherradi, A. Kawasaki // *Proc. Int. P/M Conf. EuroPM-96.* — EPMA. — Stockholm (Sweden). — 1996. — P. 263–269.
19. *Gasik M. M., Zhang B.* A constitutive model and FE simulation for the sintering process of powder compacts // *Computat. Mater. Sci.* — 2000. — **18**. — P. 93–101.
20. *Sintering of hardmetals in different conditions: experimental results of 2-D dilatometry and computer simulations* / M. Gasik, B. Zhang, M. Kaskiala, J. Ylikeraälä. // *Proc. 15th Intern. Plansee Seminar.* — Plansee AG. — Austria. — 2001. — **2**. — P. 351–363.
21. *Kambe M.* High energy density thermoelectric energy conversion unit by using FGM compliant pads // *Mater. Sci. Forum.* — 1999. — **308–311**. — P. 653–658.
22. *Gasik M., Friman M., Kambe M.* Modelling of alumina/copper functionally graded material // *Ceramic Transactions.* Amer. Ceram. Soc. — USA, 2001. — **114**. — P. 553–559.
23. *Tokita M.* Development of large-size ceramic/metal bulk FGM fabricated by spark plasma sintering // *Mater. Sci. Forum.* — 1999. — **308–311**. — P. 83–88.
24. *Hadfield P., Fitzpatrick M.* Mini nuclear reactor could power apartment blocks // *New Scientist.* — 22.08.2001.
25. *Porosity introduced functionally graded coatings using HVOF spraying system* / N. Nomura, M. Gasik, K. Korpiola et al // *Proc. 4th Pacific Rim Conf.* — Hawaii. — USA. — Publ. Japan Institute of Metals. — 2001. — **2**. — P. 2235–2238.
26. *Popov A., Gasik M.* High-temperature oxide ceramic coatings on carbon-carbon composites // *Surface engineering.* — Oberursel (Germany): DGM. — 1993. — P. 205–209.
27. *Гасик М. М.* Структура, свойства и применение функциональных градиентных материалов в экстремальных условиях // *Докл. Нац. академии наук Украины.* — 1998. — № 4. — С. 135–140.
28. *Miyamoto Y.* Review of the FGM project // *FGM News.* — 1994. — **24**, N 9. — P. 28–31.
29. *Ilschner B.* Lessons learned in 7 years of FGM research in Lausanne // *Functionally Graded Materials: Proc. of the 4th Intern. Symp. FGM'96, Tsukuba, Japan* / Eds. Y. Miyamoto and I. Shiota. — Elsevier Science Publ. — 1997. — P. 15–20.
30. *Rödel J., Neubrand A.* The state of FGM research in Germany // *FGM News.* — 1998. — **7**, N 37. — P. 6–9.

Хельсинский технологический университет,

Эспоо, Финляндия

Национальная металлургическая академия Украины,

Днепропетровск

Поступила 06.11.2002



РЕЦЕНЗИЯ

на монографию Зубова В. Л. и Гасика М. И.

«Электрометаллургия ферросилиция»

(Днепропетровск, ГНПП «Системные технологии», 2002. — 704 с.)



Научная и научно-технологическая литература по современной электрометаллургии пополнилась вышедшей в конце 2002 г. новой монографией «Электрометаллургия ферросилиция» академика М. И. Гасика в соавторстве с канд. техн. наук В. Л. Зубовым. Как и предыдущие монографии М. И. Гасика, изданные без соавторов («Марганец». — М.: Металлургия, 1992. — 607 с.) и в соавторстве с академиком РАН Н. П. Лякишевым («Металлургия хрома». — М.: ЭЛИЗ, 1999. — 582 с.), новая монография представляет собой как по содержанию обобщенного и проанализированного в ней научного материала, так и технологическому назначению и практическим рекомендациям весомый труд ученых и специалистов электроферросплавного производства.

Особенность архитектуры настоящей рецензии состоит в том, что сначала приведено краткое резюме — анализ содержания монографии, а затем отмечены наиболее важные решения, полученные авторами в аспекте актуальности проблемы электропечного ферросилиция.

В 28 главах монографии обобщены и проанализированы литературные данные и результаты исследований ее авторов по физико-химии процессов и технологии производства одного из наиболее энергоемких и крупнотоннажных ферросплавов —

электропечного ферросилиция элитных марок ФС45, ФС65, ФС70 и ФС75.

Как известно, мировое производство ферросилиция, в пересчете на содержащийся в нем кремний, в 2001 г. составило 2,654 млн т, в том числе в Украине 143,53 тыс. т. При условно среднем удельном расходе электроэнергии для получения 1 т кремния около 12 тыс. кВт·ч на двух заводах Украины (Стахановском и Запорожском), производящих ферросилиций, в 2001 г. было израсходовано около 1,72 млрд кВт·ч электроэнергии.

Это обстоятельство обуславливает актуальность издания книги, в которой был обобщен опыт производства ферросилиция, накопленный ферросплавной промышленностью, и выявлены основные пути повышения конкурентоспособности ферросилиция за счет улучшения его качества и экономии энергетических ресурсов.

В монографии проанализированы новые данные о свойствах кремния, фазовых равновесиях и термодинамических превращениях в базовой системе Fe–Si, реологических свойствах сплавов. Рассмотрены взаимодействия в системах Si–O, Si–C, Si–O–C и Fe–Si–O–C, различные физико-химические модели процессов, происходящих в ферросилициевых печах, а также геометрические параметры ванн и электрические режимы выплавки ферросилиция.

Изложены свойства и полиморфизм кремнезема, геолого-минералогические характеристики месторождений кварцитов, естественная радиоактивность кварцитов. Освещена общая характеристика ископаемых углей, углеродистых восстановителей, а также результаты опытно-промышленных испытаний различных восстановителей при выплавке ферросилиция. Эти данные особенно актуальны, поскольку в настоящее время кокс получают путем коксования самых различных видов углей, что отрицательно влияет на удельное электросопротивление и реакционную способность коксика-восстановителя и, следовательно, на удельный расход электроэнергии.

В достаточном объеме и с надлежащей достоверностью изложены данные исследований фазового состава и свойств шлаков ферросилиция, их естественной радиоактивности и путей утилизации. Представлены результаты обобщения и анализа данных о процессах и способах ковшевого рафинирования ферросилиция от регламентированных стандартом примесей. Приоритет разработки и промышленного применения этого способа закреплен авторскими свидетельствами М. И. Гасика с соавторами.



Обобщены результаты энергодисперсионных рентгеноспектральных исследований составов избыточных фаз в структуре слитков ферросилиция и описано явление их саморассыпания с выделением ядовитых газов фосфина PH_3 и арсина AsH_3 . Рассмотрены особенности технологии выплавки ферросилиция со щелочно-земельными и другими металлами. Представлены материалы по механизированной разливке ферросилиция и дробильно-сортировочному оборудованию для получения фракционированного ферросилиция. Рассмотрены экологические вопросы улавливания, очистки и использования колошниковых газов, утилизации кремнеземистой тонкодисперсной пыли, а также некоторые актуальные вопросы использования ферросилиция в сталеплавильном производстве, для раскисления и легирования стали различного способа выплавки и функционального назначения.

Таким образом, из приведенного следует, что в монографии поставлен и получил конкретное решение ряд задач в области теории и технологии производства ферросилиция. Обобщенные в монографии материалы охватывают почти полувековой период активного становления ферросплавной промышленности в послевоенные годы, развитие теории, научных поисков и разработки новых и совершенствования действовавших технологий и электропечного оборудования для производства ферросилиция. При этом следует отметить, что в эти годы материалы исследований постоянно освещались в журнальных изданиях, сборниках научных трудов институтов и ферросплавных заводов. Вместе с тем, книги, аналогичные рецензируемой монографии «Электрометаллургия ферросилиция», как в отечественной, так и зарубежной литературе не издавались. Важно отметить, что авторы привели в монографии и материалы исследований, выполненные ими в последние 5 лет.

В связи с этим отмечу наиболее важные в научном и технологическом аспектах результаты теоретических и экспериментальных исследований.

1. Разработана термодинамическая модель с тематическим описанием физико-химических процессов восстановления кремния из кремнезема углеродом с учетом содержания в газовой фазе печного реакционного объема водорода (азота). Гипотеза о необходимости учета наличия водорода (азота) в реакционной подэлектродной полости ванны ферросилициевой печи и влияния парциального давления этих газов на смещение термодинамического равновесия совокупности реакций в системах Si-O-C и Fe-Si-O-C впервые научно обоснована М. И. Гасиком и получила развитие в его работах с соавторами. Как показали расчеты, учет парциального давления водорода (азота) в газовой фазе смещает температуры равновесия реакций, приводящих к получению промежуточных продуктов (SiO , SiC) и ферросилиция, от 20 до 70 градусов ниже температур без учета влияния $\text{H}_2(\text{N}_2)$.

2. С применением новейшей аппаратуры для физико-химических исследований и методики дифференциальной сканирующей калориметрии, совмещенной с гравиметрией, определены с высокой точностью и достоверностью численные значения энтальпии ферросилиция при различных температурах,

а также термодинамические характеристики фазовых превращений при нагревании (охлаждении) ферросилиция элитных марок (ФС45, ФС65 и ФС70). Эти данные имеют важное значение для расчетов раскисления и легирования стали и сплавов ферросилицием, особенно при внепечных методах.

3. Впервые экспериментально определены в плоскости свежих изломов образцов ферросилиция различных марок химические составы избыточных фаз выделения в микроструктуре слитков ферросилиция, содержащие фосфор и мышьяк, что позволило выяснить механизм явления саморассыпания слитков ферросилиция с выделением наиболее сложных промышленных ядовитых газов фосфина PH_3 и арсина AsH_3 .

4. Впервые приведена экспериментально определенная естественная радиоактивность исходных шихтовых компонентов и научно обосновано концентрирование радионуклидов Ra, Th и K в печном шлаке, вследствие чего удельная активность оксидной части гетерогенного шлака в 2–3 раза превышает рекомендуемые нормы (370 Бк/кг) для безопасной работы с переработкой минеральных видов сырья. Результаты этих исследований необходимо учитывать при переплавных процессах отвалных гетерогенных шлаков с целью извлечения включений ферросилиция и карбида кремния, что сопровождается повышением удельной радиоактивности остатков оксидной части шлака.

5. Для промышленной практики также важны обоснованные в монографии рекомендации на основании длительных промышленных опытов о возможности при дефиците кокса-орешка использования антрацита и длиннопламенных углей в составе шихты для выплавки ферросилиция.

Изложенные в монографии важные выводы и положения позволяют отметить, что поставленная авторами задача создания монографии достигнута. Это отмечают и авторы двух предисловий, помещенных в книгу: академика РАН Н. П. Лякишева и Героя Социалистического труда бывшего директора Никопольского завода ферросплавов Б. Ф. Величко.

Важно отметить, что в монографии использованы материалы Международных конгрессов по ферросплавам INFACON-97 (Норвегия), INFACON-999 (RYH), INFACON-2001 (Канада), что дает возможность широкому кругу отечественных исследователей и специалистов ознакомиться с достижениями в области теории и технологии электротермического ферросилиция.

В заключение отмечу, что монография предназначена не только для исследователей, но и аспирантов, магистров и студентов старших курсов высших учебных заведений горно-металлургического профиля. Обширный библиографический список (49 наименований) позволил авторам отметить вклад многих отечественных и зарубежных исследователей в решение отдельных задач общей проблемы «ферросилиций», а также дает возможность читателям пополнить данные по тем или иным направлениям путем самостоятельной работы с первоисточниками.

Г. Г. Ефименко



УДК 669.187.2:621.791(094)

ОБ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

В. С. Сидорук

Ключевые слова: мировой рынок; патенты; защита прав; страны первой, второй и третьей категорий; интеллектуальная собственность; стратегия развития

В последнее время слова интеллектуальная собственность ворвались в нашу жизнь вместе с такими как глобализация, лицензирование, квоты, штрафные санкции и т. д. Люди воспринимают этот «информационный шум» отстраненно — мол, есть специалисты, пусть они этим занимаются, а меня это не касается.

Касается, как и экология. Каждого из нас. Чем дальше, тем больше. Слушаем ли радио, смотрим телевизор, пользуемся почтовыми услугами, телефоном или транспортом, совершаем покупки (от жевательной резинки или минеральной воды до телевизора или автомобиля) всякий раз мы имеем дело с интеллектуальной собственностью. Любой товар на рынке имеет двойственную цену. Помимо материальной, включающей стоимость сырья, энергии, рабочей силы, торговых издержек, прибавочную стоимость и т. д., рыночная стоимость товара (и услуг) содержит нематериальный компонент — право интеллектуальной собственности.

Производитель не имеет права изготавливать товар и тем более продавать его, если не купил это право у автора разработки (товара), причем не у любого, а у того, кто впервые высказал оригинальную идею, воплощенную в рассматриваемом товаре, и официально зарегистрировал ее соответствующим документом (патентом). Нарушение права интеллектуальной собственности, в частности патентного права, во всем мире преследуется по закону, причем штрафные санкции иногда составляют миллиарды долларов США.

От того, владеют ли граждане государства интеллектуальной собственностью и в каком объеме, зависит состояние экономики страны, а соответственно и благосостояние ее граждан. Это можно проиллюстрировать двумя примерами.

Пример первый (положительный). Финляндия — страна с населением всего 5 млн. человек, © В. С. СИДУРУК, 2003

не имеющая богатых природных ресурсов, долгое время была в тени промышленного гиганта СССР, куда поставляла большую часть своих традиционных товаров. После развала Союза (главного экспортного рынка Финляндии) ее экономика не подвергалась губительному разрушению, как в большинстве постсоветских государств. Более того, уже в 2001 г. по результатам опроса более 5 тыс. лидеров бизнеса, проведенного в рамках Всемирного экономического форума, экономика Финляндии была признана самой конкурентоспособной на планете.

Главный «виновник» успеха — финский концерн «Нokia». Созданный в 1865 г. он ничем особенным не отличался и занимался разными видами бизнеса: производством кедов и кабелей, велосипедных шин и телевизоров, туалетной бумаги и плащей. Звездный час концерна настал, когда он, включившись в телекоммуникационный бизнес, первым в мире перешел на единый стандарт для цифровых мобильных телефонов GSM, закрепив этот факт соответствующими патентами. Сегодня около 2/3 абонентов сетевой мобильной связи во всем мире (а их количество приблизилось к миллиарду) используют этот стандарт. В момент своего пика в марте 2000 г. рыночная капитализация «Нokia» достигла 300 млрд дол. — больше, чем у любой европейской компании, около 2/3 стоимости всего акционерного капитала Финляндии. Объем его продаж составляет 1/5 всего финского экспорта и приблизительно равен размеру национального бюджета Финляндии. Благодаря «Нokia» финский бюджет является одним из самых социально щедрых в мире (помощь по безработице, пенсии, медицинское обслуживание и т. д.). Государство гарантирует своим гражданам полностью бесплатное обучение. Более того, студенты колледжей получают стипендию от 300 дол. в месяц [1].

Пример второй (отрицательный). В музее Национального технического университета «КПИ» сохраняется макет первой в мире монорельсовой дороги, проект которой разработан сорок лет тому



назад нашими учеными. Японские фирмы первыми довели идею до реализации. Затем монорельсовые дороги появились в Европе, США.

В 1970-х годах японцы купили у нас книжку А. Г. Потапьевского «Сварка в защитных газах плавящимся электродом», заплатив 1 руб. 04 коп., перевели ее на японский язык и начали широко использовать этот способ сварки у себя в стране.

Еще один, более давний случай. На Днепропетровском заводе металлоконструкций им. Бабушкина (ранее им. Молотова) рабочие интуитивно разрабатывали, а затем применили способ термической правки сварных конструкций, имеющих остаточные деформации. Для этого были разработаны специальные мощные газопламенные горелки. Вскоре там побывала делегация из братской социалистической республики Чехословакия. Делегатам очень понравился новый способ правки конструкций. Они все подробно расспросили, записали, сфотографировали. И вот по истечении некоторого времени из Минмонтажспецстроя (руководящего ведомства) приходит распоряжение немедленно освоить в производстве метод Отакара-Влаха и прилагается соответствующая технологическая инструкция.

А вот совсем свежий пример. В 2001 г. американская фирма «Арматик интегретед системс» провела мощную рекламную кампанию нового (по ее мнению) способа электрошлаковой сварки плавящимся мундштуком применительно к конструкциям автодорожных мостов, запатентовав его во многих странах мира, включая Европу, Японию и Китай. Способ, конечно, хорош, а особенно оборудование, оснащенное системой компьютерного управления и регистрации параметров процесса в реальном масштабе времени. Однако, как известно, он создан около 40 лет тому назад в ИЭС им. Е. О. Патона. Знали ли об этом американцы? Не могли не знать. В 1980 г. была опубликована книга «Электрошлаковая сварка и наплавка», переведена на английский язык и распространена по всему миру. А как же мы защитили эту нашу интеллектуальную собственность? Как продвигали ее на мировой рынок? И какую прибыль от этого получили?

По наличию и использованию интеллектуальной собственности страны мирового рынка можно условно разделить на три категории.

К первой категории относятся страны, производящие и владеющие интеллектуальной собственностью, использующие ее для производства товаров и услуг у себя и за рубежом. Их принято называть постиндустриальными или информационными.

Во вторую категорию входят страны, «потребляющие» интеллектуальную собственность и производящие товары по лицензиям, купленным у стран первой группы. Их принято называть индустриальными. Третья группа стран преимущественно пользуется товарами, произведенными странами первой и второй категорий. Выпуск лицензионных товаров у них минимальный, как правило, для внутрен-

него пользования. Эти страны производят преимущественно сырье, являясь сырьевым придатком стран первой и второй категорий. Их деликатно называют развивающимися странами.

Упомянутое деление в значительной степени условно, поскольку нет стран чисто постиндустриальных, как и чисто индустриальных. Безусловным является то, что владение интеллектуальной собственностью и получение сверхприбылей от права ею распоряжаться является краеугольным камнем современного правового порядка в мире. Страны первой категории, конкурируя между собой, никогда не поделятся своей интеллектуальной собственностью ни со странами второй, ни тем более третьей категории. Наоборот, они очень заинтересованы в сохранении такого статус-кво. Борьба за владение интеллектуальной собственностью (неважно, кто ее создал), так же, как и борьба за рынки сбыта товаров, произведенных на ее основе, закон, причем настолько же непреложный, как и закон всемирного тяготения.

Разговоры о защите прав человека, при всей их справедливости и правомерности, во многих случаях являются одним из инструментов воздействия на соответствующие правительства и прикрытием для экспансионистских устремлений великих мира сего из так называемого «золотого миллиарда».

Пусть кто-нибудь скажет, каковы пределы притязаний любой из корпораций, особенно транснациональных? Их нет! Примером могут служить уже упомянутый финский концерн «Нокиа» и американский «Майкрософт». Недаром в большинстве цивилизованных стран приняты антимонопольные законы.

В наше время появление тамерланов, претендующих на мировое господство, невозможно термодинамически. Их заменили транснациональные корпорации, единственной целью существования которых (самоцелью) является собственный успех («Пусть рухнет мир, лишь бы корпорация процветала»). И это является одной из главных движущих сил глобализации мировой экономики.

Глобализация — объективный и неотвратимый процесс становления нового миропорядка, обусловленный ускоряющимся научно-техническим прогрессом, ростом мировой экономики и накоплением капитала (эти составляющие взаимосвязаны и неразделимы).

На практике глобализация означает разработку общих для всех «правил игры»: терминология, регламентация, процедуры, стандарты, средства телекоммуникаций, накопление и передача информации, сотрудничество и обмен в научной, технической и экономической сферах, культуре и т. д. Это одновременно неуклонное и жесткое (даже жестокое, хоть иногда, для видимости, и в «лайковых перчатках») претворение в жизнь «правил игры», принятых мировым сообществом, т. е. его лидерами. Кто не согласен с таким утверждением, пусть вспомнит горький опыт Ирака, Югославии и других



«стран-изгоев», а также прогнозирует сценарий будущей «воспитательной работы» со странами, называемыми президентом США «осью зла».

Альтернатива глобализации — автаркия, самоизоляция. Это политика без будущего. Самоизолировавшиеся страны обречены на деградацию и рано или поздно на воспитательное воздействие «добропорядочных» стран.

Сегодня нет ни одного государства, включая единственную сверхдержаву США, которое могло бы существовать и развиваться в отрыве от мирового сообщества. Так, США связаны многочисленными невидимыми нитями и зависимостями, начиная с Японии (ее инвестиционный донор), Западной Европы (партнер по поддержанию миропорядка, а по совместительству — рынок сбыта) и кончая странами Латинской Америки и Африки.

Как и все в этом мире глобализация имеет позитивные и негативные стороны. К позитивным следует отнести ликвидацию барьеров для коммуникации (единая терминология; единые научные, технические, финансовые стандарты; единая парадигма мировой хозяйственной системы, геополитики; сближение и взаимовлияние, взаимопроникновение различных типов цивилизаций и культур).

Созданы и активно функционируют такие всемирные структуры, как ВТО (Всемирная торговая организация); ISO (Международная организация по стандартизации); ВОИС (Всемирная организация интеллектуальной собственности); ФАО (мировой консорциум учреждений высшего аграрного образования и исследований в сельском хозяйстве) [2]; МИС (Международный институт сварки) и др.

Скорость распространения в мире новейших научно-технических достижений возросла многократно. Если в XIX в. для туземцев Океании казались чудом совершенства стеклянные побрякушки, а в начале XX в. появление самолета где-то в джунглях Амазонии вызывало у аборигенов священный трепет, то в наше время новейшее чудо техники мобильный телефон может вызвать удивление разве что у снежного человека, а электронные карманные калькуляторы стали предметом повседневного пользования продавцов на рынках.

Интеграция мировой хозяйственной системы позволяет экономить колоссальные материальные ресурсы. По данным Всемирного банка устранение всех торговых барьеров могло бы повысить благосостояние планеты на 2,8 трлн дол. США и избавить от бедности 320 млн человек.

Для стран с переходной экономикой (бывшего социалистического лагеря) глобализация облегчает и ускоряет избавление общества от синдромов и тормозящего наследия тоталитарной системы, вхождение в западную, европейскую цивилизацию с приоритетом личности, раскрепощение творческого потенциала граждан.

К негативным признакам распространяющейся глобализации следует отнести наблюдаемое

нарушение фундаментального принципа справедливости. Фактически здесь у того больше прав, кто богаче, т. е. у тех стран, которые располагают более мощной экономикой и развитой инфраструктурой. Либерализация торговли сопровождается немедленным заполнением внутреннего рынка товарами, производимыми мощными, как правило, транснациональными компаниями, причем эти товары могут быть «не первой свежести», «не для метрополии», не всегда высококачественные, но внешне более привлекательные и зачастую дешевле, чем товары местного производства (вспомним «ножки Буша»). В результате местный производитель товаров деградирует, безработица увеличивается, социальная напряженность возрастает. Такая глобализация становится неокOLONиальной. Жители стран второй категории, в особенности стран с переходной экономикой, превращаются в наемную силу стран «золотого миллиарда» [3].

Вместе с тем, глобализация не снимает с повестки дня защиту собственного производителя странами-гегемонами от наплыва более дешевых товаров из стран второй и третьей категорий. Последний пример — введение в США пошлины на сталь, ввозимую из сталепроизводящих стран (Японии, Китая, Кореи, России, Западной Европы и др.).

Увеличивается пропасть между странами первой категории («абсурдно эгоистическими») и остальным миром, усиливается несправедливость современного мира, что может стать фатальным для всех [4]. К негативам глобализации следует отнести и деградацию национальных культур вследствие экспансии бездуховной квазикультуры, исходящей прежде всего из США.

Каким должно быть наше отношение к этим неотвратимым всемирно-историческим изменениям? Активное и критическое! Как всякое высокоорганизованное, развивающееся общество, имеющее богатое прошлое и многообещающее будущее, мы должны быстро и органично усвоить все лучшее, что несет нам глобализация, и принять защитные меры против вредных ее воздействий. Прежде всего необходимо позаботиться о сохранении достижений, которые вывели нас на передовые позиции в мире: в космосе, авиастроении, судостроении, передовых технологиях, в том числе в сварке и родственных процессах, и др. Создать благоприятные условия для реализации тех наработок, которые все еще «лежат под спудом», в том числе и в закрытых патентах и авторских свидетельствах бывшего СССР, а также тех, которые появляются в настоящее время. К примеру, разработанный учеными ИЭС им. Е. О. Патона в содружестве с медиками способ сварки биотканей и сосудов является революционным и может принципиально изменить состояние и возможности хирургии, в том числе трансплантации органов. Необходимо освоить современный менеджмент как в науке, так и в производстве, научиться защищать собственные интересы как частные, так и го-



сударственные (они не должны противоречить друг другу). О важности и сложности защиты прав интеллектуальной собственности в государственном масштабе свидетельствуют такие факты.

Известно, что украинские авиастроители разработали лучший в мире транспортный самолет АН-70. Западные авиастроительные фирмы отстали от нас в этом на несколько лет. Некоторое время велись переговоры о взятии АН-70 на вооружение НАТО. На уровне технических экспертов у нас побывали многочисленные делегации из Франции, Германии, некоторых других стран НАТО. Чтобы убедиться в соответствии конструкции самолета существующим техническим требованиям, эксперты затребовали множество материалов (около 30 томов документации). В результате от первоначальных замыслов они отказались, зато подготовили встречный проект — франко-немецкий проект самолета А-400М, удивительно похожий на АН-70. На базе французской корпорации «Аэроспасьяль» создается промышленное объединение «Эрбас милитари» [4].

Зарубежные коллеги очень интересуются нашими предприятиями, изготавливающими межконтинентальные баллистические ракеты МБР СС-24, особенно если учесть, что США отстают от нас в этом виде вооружений лет на двадцать [5].

В конце февраля 2002 г. была уничтожена последняя украинская межконтинентальная баллистическая ракета СС-24. Торжественная церемония ее демонтажа в присутствии западных наблюдателей, а также посла США в Украине господина Карлоса Паскуале состоялась на Павлоградском механическом заводе. Однако 5 тыс. т взрывоопасного ракетного топлива осталось переработанным. Сжигать его экологически вредно: такая технология уничтожения топлива запрещена на территории США. Специалистами Павлоградского химического завода (ПХЗ) в содружестве с американцами была разработана технология утилизации топлива с использованием так называемого гидроразмыва, которая позволяет превратить ракетное топливо в водосодержащее взрывчатое вещество, используемое в народном хозяйстве, например на горнорудных разработках. Однако дело осложнилось тем, что фактически технологии гидроразмыва ракетного топлива в Украине нет, ею владеет американская компания «Тайокол», которая с нами делиться не захотела, несмотря на то, что в договоре ОСВ-I об уничтожении ракет предусматривалась помощь США в утилизации твердого ракетного топлива. После длительных и непростых переговоров американцы пошли на уступки, оговорив, однако (проведя тендер), что работу по утилизации топлива будет выполнять не ПХЗ, а совместная украинско-американская компания, не имеющая ни опыта, ни специалистов, ни ноу-хау [5].

Актуальной является необходимость разработки новых правил хозяйствования на территории Украины, в том числе для совместных предприятий и

транснациональных компаний. При этом следует учитывать интересы государства — через пошлины и налоговое регулирование, механизм государственного контроля над ценами, законодательство о передаче технологий. Необходимо разработать новую геополитическую стратегию развития экономики как для государственных структур, так и для субъектов хозяйствования, научиться продуктивно работать на мировом рынке интеллектуальных достижений [6].

Оставим политологам, экономистам и культурологам рассмотрение сложнейших проблем вхождения Украины в глобализуемый мир. Отметим только неотвратимую жизненно необходимую потребность защитить собственные интеллектуальные наработки через патентование.

В рамках же обсуждаемой проблемы ограничимся рассмотрением аспектов развития интеллектуальной собственности в нашей стране. Эта задача имеет две стороны — объективную и субъективную. К объективной относится создание благоприятного для инновационной деятельности правового поля (задача для законодательной власти), защита прав на интеллектуальную собственность (компетенция судебной власти) и отлаживание механизмов поддержания правопорядка (сфера деятельности исполнительной власти). Субъективная сторона задачи состоит в повышении творческой активности людей, в создании в стране психологического и экономического климата, благоприятного для реализации творческого потенциала народа.

Рассмотрим некоторые аспекты правового поля, касающиеся интеллектуальной собственности.

Различают объекты и субъекты права интеллектуальной собственности. Объект права интеллектуальной собственности (авторское право, право на объекты промышленной собственности) — продукт творческой деятельности: идея, произведение, компиляция данных, исполнение, корпоративное имя (для юридических лиц) и коммерческое имя (для физических лиц), торговые марки, географические указания происхождения товаров, коммерческие тайны (не конфиденциальные). В соответствии с гражданским кодексом Украины к объектам интеллектуальной собственности отнесены также научные открытия и компоновка интегральных микросхем (ранее топография интегральных микросхем).

К субъектам права интеллектуальной собственности относят физическое лицо (лица): творец объекта, автор изобретения, произведения, научной работы, статьи, книги, исполнитель (чтец, певец и т. д.), а также владелец имущественных прав на объект интеллектуальной собственности.

Государство не может быть субъектом права интеллектуальной собственности. А вот государственные предприятия или акционерные общества, часть акций которых принадлежит государству, т. е. юридические лица, могут владеть интеллектуальной собственностью. Поэтому управление патентами со



стороны государственных органов (министерств, ведомств) анахронизм, не отвечающий современному украинскому законодательству. Так, например, патенты, получаемые заявителем (институтом), являются собственностью этого института и его авторов, но не Президиума НАНУ и тем более не Министерства образования и науки Украины. Государство может воздействовать (но не управлять) на развитие интеллектуальной собственности в стране через создание благоприятного законодательного поля, развитие и совершенствование структур, реализующих исполнение закона. Одна из основных задач нашего государства — ввести интеллектуальную собственность в хозяйственный оборот в стране. Право на объект интеллектуальной собственности имеет две составляющие: неимущественная (право авторства) и имущественная. Неимущественное право собственности может принадлежать только физическому лицу — автору, творцу объекта интеллектуальной собственности. Оно является нерушимым, неотторжимым, не передаваемым по наследству.

Творец, автор имеет право распоряжаться своим произведением, в том числе препятствовать его распространению. Например, художник, написавший картину по заказу, продает ее как материальный предмет заказчику. Последний вступает в имущественные права на эту картину (этот предмет). Он может его дарить, продавать, завещать, но не имеет права делать копию, тиражировать без разрешения художника, который имеет полное право распоряжаться своим произведением, вплоть до запрета его тиражирования.

Имущественное право на объект интеллектуальной собственности принадлежит как автору (творцу), так и заказчику (работодателю), если объект создан по заказу или в результате трудовой деятельности, оговоренной договором по найму, тематикой выполняемой работы. Право распоряжаться объектом интеллектуальной собственности автор (творец) передает заказчику (работодателю) по специальному трудовому соглашению (договору) о найме с указанием имущественной доли, принадлежащей исполнителю (автору). Например, патент, созданный в результате работы исполнителя по теме, оговоренной (принятой, утвержденной) на предприятии (в институте), где он работает, принадлежит ему на-

равне с предприятием, его нанявшим, однако распоряжается патентом предприятие в соответствии с соглашением сторон о распределении доходов от его реализации, если иное не оговорено в соглашении. Автор не имеет права продавать, раскрывать сущность патента третьему лицу без разрешения на то руководителя (владельца) предприятия или предпринимателя, нанявших его, так же, как предприятие или предприниматель не имеют права не выплатить автору его долю прибыли. Автор обязан после создания объекта интеллектуальной собственности заявить об этом руководителю предприятия. Если тот отказывается подать материал в Ведомство (Государственный департамент интеллектуальной собственности), автор имеет право заявить изобретение от собственного имени. Без ведома руководства (владельца) предприятия автор не имеет права подавать заявку от собственного имени. Это преследуется законом.

Научные результаты, полученные в ходе поисковой или исследовательской работы, являются также совместной собственностью автора и предприятия (предпринимателя) и могут быть опубликованы автором только с разрешения последнего. Использование материалов научно-исследовательской работы, выполненной на предприятии (у работодателя), без разрешения последнего также является нарушением закона и наказуемо.

Изложенное относится и к другим объектам интеллектуальной собственности: художественные произведения, промышленные образцы, торговые марки и т. д.

1. Скопотяний Ю. Ми говоримо Фінляндія — розуміємо ... // Дзеркало тижня. — 2002. — № 7. — С. 11.
2. Мельничук Д. Через ФАО — до аграрної глобалізації // Там же. — 2002. — № 10. — С. 14.
3. Єременко В. Глобалізація і безпека руху // Там же. — 2002. — № 4. — С. 19.
4. Таначинский А. Свои тайны надо уметь беречь // Новая генерация. — 2002. — № 8. — С. 5.
5. Сіліна Г. Вибухонебезпечна тема // Дзеркало тижня. — 2002. — № 8. — С. 6.
6. Рожен О. Клаптева ковдра інтелектуальної власності // Там же. — 2002. — № 48. — С. 14.

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

Поступила 16.12.2002



МЕЖДУНАРОДНЫЙ СЕМИНАР «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ И НОВЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ В ХИМИЧЕСКОМ МАШИНОСТРОЕНИИ И ПРОМЫШЛЕННОСТИ»

С 25 по 27 ноября в Киеве в Институте электросварки им. Е. О. Патона состоялся Международный семинар «Современные технологии сварки и новые конструкционные материалы в химическом машиностроении и промышленности». Его организаторами выступили Национальная академия наук Украины, Министерство промышленной политики Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона, ОАО «УкрНИИхиммаш», Международное объединение «Интерм» при ИЭС им. Е. О. Патона. Председатель оргкомитета семинара — зам. директора ИЭС, чл.-кор. НАН Украины К. А. Ющенко, заместитель председателя оргкомитета — зам. директора ОАО «УкрНИИхиммаш» канд. техн. наук Ю. Б. Данилов.

В работе семинара приняло участие свыше 100 ученых и инженеров научно-исследовательских и конструкторских институтов и вузов, производителей химического и нефтегазового машиностроения, химических и нефтегазовых заводов, специалистов по производству и реализации сталей, сплавов и машиностроительной продукции для химической, нефтехимической и нефтегазовой промышленности из Украины, Германии, Австрии и Португалии.

В приветствии к участникам семинара и вступительном слове академик Б. Е. Патон отметил, что длительный спад в экономике Украины негативно сказался на состоянии химической, нефтехимической и нефтегазовой отраслей. Большинство основного оборудования химических производств давно выработало свой проектный ресурс, нуждается в замене и ремонте.

Наметившийся с 2001 г. устойчивый подъем экономики Украины позволяет решать на качественно новом уровне задачи, связанные с восстановлением и дальнейшим развитием этих отраслей.

Важными задачами на ближайшее будущее являются:

- создание современных аппаратов и оборудования для химических, нефтехимических и нефтегазовых предприятий, новых материалов (сталей, сплавов и др.), разработка методов коррозионной защиты;

- разработка надежных методов и приборов для оценки состояния действующего оборудования без его остановки, остаточного ресурса оборудования и новых методов подхода к его ремонту;

- ликвидация отставания в использовании новых сертифицированных технологий, материалов и оборудования в заготовительном и сварочном производстве;

- разработка и реализация новых систем качества при изготовлении и ремонте оборудования на уровне требований международных стандартов;

- увеличение количества аттестованных по международным нормам специалистов по сварке разного уровня;



Выступление К. А. Ющенко на открытии семинара

— уменьшение применения ручного труда при изготовлении оборудования.

Отрадно, что в семинаре принимали участие специалисты со всех регионов Украины, а также известных фирм «Тиссен Крупп ВДМ» и «Вест Альпине», являющихся крупными производителями высококачественных конструкционных материалов.

От имени оргкомитета Б. Е. Патон поблагодарил всех, кто смог принять участие в семинаре, и пожелал плодотворно его провести.

В выступлениях руководителя отдела химического машиностроения и арматуростроения Министерства промышленной политики Украины И. Д. Ручко, К. А. Ющенко и Ю. Б. Данилова подчеркивалась большая роль химической и нефтегазовой отраслей Украины в дальнейшем развитии ее промышленного потенциала, сельского хозяйства, в решении социальных нужд населения страны и вопросов экспорта продукции за рубеж. Основное оборудование большинства химических, нефтехимических и нефтегазовых предприятий Украины в значительной мере изношено, поэтому научное обоснование применения новых материалов, создание нового современного оборудования, модернизация и ремонт находящегося в эксплуатации, являются важными и весьма актуальными.

Ниже приведены краткие аннотации представленных докладов.

Ю. Б. Данилов, канд. техн. наук (ОАО «УкрНИИхиммаш», г. Харьков) «Основные направления в разработке новых конструкций для предприятий химической и нефтегазовой промышленности». Химическая промышленность — отрасль с быстрой сменой номенклатуры продукции и технологических процессов. Поэтому важнейшей задачей является создание принципиально нового оборудования, модернизация и ремонт находящегося в эксплуатации, автоматизация процессов и оборудования, разработка методов повышения его коррозионной стойкости. В Украине имеется достаточный науч-



Во время работы семинара

ный и производственный потенциал для решения этих задач.

Ю. Я. Нехаенко (Северодонецкий государственный научно-исследовательский и конструкторский институт химического машиностроения) «Научно-исследовательские и конструкторские работы Северодонецкого НИИхиммаш по изготовлению аппаратов для химических предприятий». Институт выполняет научно-исследовательские и конструкторские работы по созданию комплексных методов диагностики и ремонта действующего оборудования химических и нефтехимических предприятий, проектирования и изготовления сосудов, аппаратов давлением до 16 МПа.

Г. Д. Самойленко, канд. техн. наук (ООО «Тополь», дочернее предприятие Никопольского южно-трубного завода) «Номенклатура продукции объединения «Тополь». Объединение производит высококачественные, бесшовные, сварные и центробежно-литые трубы, а также проволоку и отводы из углеродистых и низколегированных сталей, средне- и высоколегированных сталей и сплавов для химической и нефтехимической промышленности. Предприятие располагает научной базой и специалистами для разработки технологий производства указанной продукции.

Д-р Г. Портиш (Фирма «Тиссен Крупн ВДМ», Австрия) «Кратко о никеле: роль никеля в машиностроении, его производство, поставка и типичные применения». The Nickel development Institute, сотрудником которого является д-р Г. Портиш, занимается продвижением никеля и сплавов на его основе в производство, издает журнал «Nickel Magazine», подготавливает и распространяет информацию о производстве никеля и никельсодержащих сплавов во всем мире и изделий из этих материалов. Институт бесплатно представляет по этой тематике отдельные публикации.

Мгр. Е. Зайер, Г. Д. Сургучев (Фирма «Тиссен Крупн ВДМ», Австрия) «Фирма «Тиссен Крупн ВДМ» — организация и продукция». Фирма включает 300 предприятий и выплавляет около 1 млн т стали. На фирме имеются плавильные печи различного тоннажа, в том числе 30-тонная печь с Ag—O₂ продувкой, и постоянно работающая печь ЭШП.

Фирма производит углеродистые стали, нержавеющие с содержанием никеля более 25 %, сплавы на основе никеля, титан и различные изделия из них для химических предприятий и др.

Д-р Е. Алвес (Фирма «Тиссен Крупн ВДМ», Португалия) «Высококачественные материалы фирмы «Тиссен Крупн ВДМ» для химического производства». Предприятие фирмы производит нержавеющие стали марок 304L, 316L и сплавы 926, 31, 32, C278, C4, C22, C59, B2, B4 стойкие против мокрой коррозии в средах химического производства. Сплав 31 стоек против коррозии в серной кислоте концентрации 98...99 и 78...80 % при различных температурах.

В. де-Бёр (Фирма «Тиссен Крупн ВДМ», Германия) «Высокотемпературные материалы фирмы «Тиссен Крупн ВДМ» для нефтегазовой, авиационной промышленности и энергетики». Выплавка, разливка и производство отливок из сплавов для применения при температурах до 1200 °С производится в открытых дуговых печах методом ВДП и ЭШП на 20-тонной печи. Сплав 602CA признан лучшим для эксплуатации в науглероживающих средах при 800...1200 °С.

Д-р Й. Леттнер (Фирма «VOEST ALPINE» и «Тиссен Крупн ВДМ», Австрия) «Горячекатаные биметаллические листы для химической, нефтегазовой и авиационной промышленности». Биметаллические заготовки на фирме производятся традиционным пакетным способом. Заготовки прокатываются на листы различных толщин по желанию заказчиков. Испытание биметалла производится на изгиб, срез; контролируется также степень диффузии элементов в зоне сцепления слоев.

И. К. Походня, академик НАН Украины (ИЭС им. Е. О. Патона) «Сварочные материалы. Состояние и тенденции развития». Среди многочисленных сварочных процессов в ближайшие десятилетия будет преобладать дуговая сварка. В этой области потребуются разработка методов управления структурой и свойствами сварных швов и соединений с целью получения их высокой прочности, пластичности и эксплуатационной надежности. Эти свойства будут достигаться путем оптимизации систем легирования швов и термического цикла сварки, поиском новых способов управления процессами плавления и переноса электродного металла, процессами проплавления основного металла, кристаллизации сварочной ванны и охлаждения швов. Будут созданы новые виды эффективного оборудования, надежные технологии производства сварочных материалов, созданы и внедрены системы автоматизированного аналитического контроля производства сварочных материалов на базе новейших физических и химических методов анализа и аппаратуры. Должны быть созданы современные соответствующие европейскому уровню стандарты системы обеспечения качества производства и материалов, сертификации продукции.



К. А. Ющенко, чл.-кор. НАН Украины (ИЭС им. Е. О. Патона) «Современные тенденции в применении новых технологий сварки сталей различных классов и биметаллов». Помимо традиционных сварочных процессов нашли применение новые технологии и оборудование для дуговой сварки высоколегированных сталей и сплавов: с использованием микроплазмы, гибридные на основе плазмы и лазера, с использованием активаторов (Patig), самозащитных порошковых проволок, сварки в твердой фазе (трением с перемешиванием расплавленного металла, изготовление взрывом конструктивных элементов). Большие перспективы в поддержании работоспособности химического и нефтегазового оборудования имеют технологии ремонта с помощью сварки, наплавки, напыления. ИЭС готов оказать помощь предприятиям в освоении как новых процессов, так и традиционных технологий и материалов.

К. А. Ющенко, чл.-кор. НАН Украины, **Ю. Н. Каховский**, канд. техн. наук, **Г. В. Фадеева**, **В. И. Самойленко**, инженеры, **А. В. Булат**, канд. техн. наук (ИЭС им. Е. О. Патона) «Электроды серии АНВ для сварки высоколегированных сталей и сплавов». В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны покрытые электроды марок АНВ-29 (Э-07Х20Н9), АНВ-35 (Э-08Х20Н9Г2Б), АНВ-17 и АНВ-17У (Э-02Х19Н18Г5АМЗ), АНВ-42 (Э-04Х23Н24Г4МЗДЗ) для сварки металлоконструкций в химическом машиностроении. По комплексу сварочно-технологических свойств, технологической прочности металла шва и коррозионной стойкости они превосходят известные электроды — аналоги марок ОЗЛ-8 (Э-07Х20Н9), ЦЛ-11 (Э-08Х20Н9Г2Б), ЭА-400/10У (Э-07Х19Н11МЗГ2Ф) и ОЗЛ-17У (Э-03Х23Н27МЗДЗГ2Б).

В. Ф. Топольский, канд. техн. наук (ИЭС им. Е. О. Патона) «Новые процессы сварки титана и его сплавов». Разработан сплав на основе титана марки Т-110 прочностью 1100 МПа в отожженном состоянии и технология сварки этого и ряда других сплавов. Обоснованы предложения по изготовлению бурильных труб из сплавов на основе титана для бурения скважин глубиной до 5000 м. ИЭС предлагает сотрудничество в освоении этих прогрессивных разработок.

В. А. Аношин, **В. М. Ильюшенко**, кандидаты техн. наук (ИЭС им. Е. О. Патона) «Прогрессивные технологии сварки меди и биметалла сталь + монель». В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны и применяются прогрессивные технологии дуговой сварки меди с помощью флюсов-паст, в азоте, плазменной и ЭШС. Разработана технология и присадочные материалы (проволока, электроды марки АНЦ-3М) для сварки меди и биметалла сталь+монель. Специалисты ИЭС готовы оказать помощь предприятиям в освоении этих технологий.

И. В. Довбищенко, канд. техн. наук (ИЭС им. Е. О. Патона) «Повышение коррозионной стойкости сварных соединений оборудования из алюминия для производства концентрированной азотной кислоты». В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны технологии повышения коррозионной стойкости сварных соединений реакционных сосудов (автоклавов, отбелочных колонн, холодильников, трубопроводов и др.) и изделий в целом из

технического алюминия АД 00 и АД 000 повышенной чистоты путем термической обработки. Рекомендуемая технология позволит удлинить сроки эксплуатации оборудования.

Е. Ф. Переплетчиков, канд. техн. наук (ИЭС им. Е. О. Патона) «Современные технологии и оборудование для наплавки и упрочнения трубопроводной арматуры». В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны технологии и показана эффективность плазменно-порошковой наплавки деталей в арматуростроении. Представлена информация о новых порошках и оборудовании для плазменной наплавки арматуры. Приведены примеры их эффективного использования в производстве и ремонте арматуры.

А. Я. Недосека, д-р техн. наук, **С. А. Недосека**, канд. техн. наук, **М. А. Яременко**, инж. (ИЭС им. Е. О. Патона), **А. А. Елкин**, **Ю. Ф. Курбатов**, **А. С. Васильев**, инженеры (Одесский припортовый завод) «Контроль технического состояния оборудования, находящегося в эксплуатации». Разработаны современные технологии контроля качества сварных соединений и оценки регламентного срока службы оборудования, базирующиеся на анализе вектора состояния материала (ВСМ технология). Создана и внедрена в производство система технической диагностики оборудования семейства ЕМА-3.

С. Г. Поляков, д-р техн. наук (ИЭС им. Е. О. Патона) «Научные основы и технические средства электрохимических методов коррозионного мониторинга нефтехимических предприятий». Разработаны теория и практика измерения скорости коррозии кинетическим методом и поляризационного сопротивления; оценки распределения локальных очагов коррозии на склонность изделия к коррозионному разрушению. Созданы элементы коррозионно-измерительной техники (электрохимические ячейки, датчики и др.) и внедрены в производство на предприятиях. Разработки рекомендуются для широкого применения на предприятиях.

В. А. Качанов, канд. хим. наук (ОАО «УкрНИИхиммаш») «Исследование коррозионного поведения сварных соединений новых конструкционных материалов в агрессивных средах». Проведены исследования коррозионной стойкости сплавов 31, 33, 59, В4 фирмы «Тиссен Крупн ВДМ» и российских марок 06ХН28МДТ, ХН65МВУ и циркония Э-110 в средах, содержащих серную кислоту, сплавов 33 и 06ХН28МДТ в процессах получения диоксида титана и сплавов 201, 33 и 06ХН28ДДТ в средах концентрирования каустика. Даны рекомендации применения.

В. А. Качанов, канд. хим. наук (ОАО «УкрНИИхиммаш») «Повышение стойкости к коррозионному растрескиванию металла в конструкции». Разработаны и внедрены в производство рекомендации термической и гидравлической обработки сварных соединений и аппаратуры из сталей 09Г2С и СтЗсп5 для повышения стойкости против коррозионного растрескивания.

С. В. Нестеренко, **Н. Г. Ефименко**, инженеры (Харьковская государственная академия городского хозяйства), **В. А. Качанов**, канд. хим. наук (ОАО «УкрНИИхиммаш») «Влияние РЗМ и их лигатур на коррозионную стойкость сварных швов на аустенитных сталях». Микролегирование ме-



талла шва типа 12X18H10T, 07X19H11M3, 04X18H9, 10X20H9Г6Т иттрием и церием в количествах 0,0019 и 1,0035 % приводит к торможению коррозии в агрессивных средах, содержащих H_2SO_4 , HNO_3 , NaOH .

Т. Э. Шепиль, инж. (ОАО «УкрНИИхиммаш») «Металлографические исследования коррозионных разрушений высоколегированных сплавов». В результате металлографических исследований сплавов 31, 33, 59, В-4 и 201 фирмы «Тиссен Крупн ВДМ» и сварных соединений в средах производства диоксида титана и каустической соды выявлены достоинства и недостатки каждого из них. Для повышения коррозионных свойств сварных соединений из сплавов 31 и 59 рекомендованы режимы термической обработки.

Б. А. Гру, канд. хим. наук (ГНИПИ «Химтехнология», Северодонецк) «Коррозия сталей и сплавов в некоторых средах химической промышленности». В ГНИПИ проводятся исследования коррозионной стойкости сталей, сплавов и металлов в конкретных агрессивных средах химических производств. Установлено, в частности, что при производстве калиевой селитры в промежуточном продукте NOCl при температуре 20 °С приемлемой стойкостью обладает сталь 06ХН28МДТ, в смеси $\text{NOCl} + \text{Cl}_2 + \text{N}_2\text{O}_4$ совершенно стойки при 20 °С сплавы ХН78Т и ХН65МВ, в среде хлорорганики при температуре 600 °С лучшим оказался сплав марки 59 (03Х22Н60М15) фирмы «Тиссен Крупн ВДМ».

А. И. Кабашный, инж. (ОАО «УкрНИИхиммаш») «Особенности технологии изготовления теплообменной аппаратуры из листа». В ОАО «УкрНИИхиммаш» разработаны конструкции и технологии изготовления теплообменных элементов ламельного и панельного типов из листа. Тепловая эффективность таких элементов в 1,5 раза выше, чем трубчатых.

В. М. Долинский, Д. Г. Ряузов, В. И. Черемская, инженеры (ОАО «УкрНИИхиммаш») «Эксплуатация и контроль технического оборудования с дефектами сварных соединений». В ОАО «УкрНИИхиммаш» разработан и успешно опробован в производственных условиях метод модельных испытаний, позволяющий определить остаточный ресурс безопасной эксплуатации конструкций химического производства. Для внедрения этого метода в производство требуется пересмотр нормативной базы допустимости, недопустимости эксплуатации оборудования.

И. И. Ковалев, инж. (Рубежанский казенный химический завод) «Опыт эксплуатации, изготовления и ремонта оборудования из ферросилида».

А. С. Геращенко, инж. (АО «УкрТАТнафта», г. Кременчуг) «Проблемы ремонта, эксплуатации, качества и надежности нефтехимического оборудования, поставляемого на АО «УкрТАТнафта». На Кременчугском НПЗ, который может перерабатывать 18 млн т нефти в год, в эксплуатации находятся 2977 сосудов и аппаратов, 1750 насосов, 124 компрессора, 492 резервуара, 6600 трубопроводов и 1700 наименований другого обслуживающего

оборудования. Высказано пожелание организовать в Украине централизованное производство спец-электродов с гарантированным качеством для химических и нефтегазовых предприятий.

Л. И. Асламова, канд. биол. наук, **И. М. Каденко**, канд. физ.-мат. наук (Киев. национальный университет им. Тараса Шевченко) «Подготовка персонала, эксплуатирующего оборудование с использованием источников ионизирующего излучения». В Украине впервые разработаны и внедрены в действие с 15 марта 2002 г. «Государственные санитарно-экологические правила и нормы радиационной безопасности при осуществлении операций с металлом». В Киевском национальном университете организованы курсы юридических и физических слушателей по данной тематике.

П. П. Проценко, канд. техн. наук, **К. А. Ющенко**, чл.-кор. НАНУ (ИЭС им. Е. О. Патона) «Международная система обучения и аттестации специалистов в области сварки и родственных процессов». В ИЭС им. Е. О. Патона функционирует постоянно действующий Международный учебно-аттестационный центр по подготовке специалистов международных квалификаций инженера-сварщика, технолога-сварщика, специалиста-сварщика, практика-сварщика, инспектора-сварщика.

В. В. Проголаев, инж. (ОАО «УкрНИИхиммаш»), **Г. Г. Монько, Л. В. Чеботило**, кандидаты техн. наук. (ИЭС им. Е. О. Патона) «Разработка новых отраслевых стандартов (ГСТУ) в химическом и нефтяном машиностроении». В ОАО «УкрНИИхиммаш» разработаны и введены в действие основополагающие отраслевые стандарты для химических, нефтехимических и нефтегазовых производств: ГСТУ 3-17-191-2000, ГСТУ 3-020-2001 (создан при участии ИЭС им. Е. О. Патона); национальные стандарты: ДСТУ 4003-2000 и ДСТУ 4026-2001; гармонизированные с EN стандарты: ДСТУ EN 286.1-2002 и ДСТУ EN 286.2-2002. За получением стандартов обращаться в ОАО «УкрНИИхиммаш».

При проведении круглого стола выступили представители предприятий, НИИ и организаций: П. П. Елагин, Б. П. Кислый, Б. Ю. Жуковский, Л. Е. Марченко, А. Сальников, А. П. Корон, С. В. Фирсов, А. Э. Норавский, И. Д. Гройсман, И. В. Яворский, В. А. Бас, В. А. Барилук, Т. В. Супрун, В. Г. Фартушный и др. Было высказано пожелание о регулярном проведении подобных семинаров.

В итоговом выступлении К. А. Ющенко и Ю. Д. Данилов поблагодарили представителей украинских организаций, научных и производственных предприятий, специалистов и ученых фирм «Тиссен Крупн ВДМ» и «Вест Альпине» и Института никеля из Австрии, Германии и Португалии за участие и поддержку в проведении семинара.

Семинар продемонстрировал большие возможности ученых и производственников для дальнейшего совершенствования химических и нефтегазовых предприятий Украины.

Л. В. Чеботило