

Международный научно-теоретический и производственный журнал

СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ

№ 2 (71)
2003

Издается с января 1985 г.

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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

Выходит 4 раза в год

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. Патон

М. И. Гасик,

Г. М. Григоренко (зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.),
М. Л. Жадкевич, В. И. Лакомский,
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. Короунич (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

Редакторы:

Е. Н. Казарова, Л. Д. Конникова,
В. И. Котляр

Электронная верстка:
Д. М. Дяченко, А. И. Сулима,
И. В. Петушкин.

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
ответственности несет.
Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Комнацкий А. Л., Роик Т. А., Марченко А. М., Долгинская М. А.

Формирование структуры и свойств высоколегированных
коррозионно-стойких сталей при электрошлаковом переплаве 3

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э. Одностадийная

электронно-лучевая технология осаждения термобарьерных
градиентных покрытий 10

Тригуб Н. П., Жук Г. В., Пап П. А., Калинюк А. Н.,

Хомутский С. В., Ищук Ю. Т. Электронно-лучевая установка

УЭ-121 17

Касумов А. М., Наконечный Н. Ф., Федоров В. Н.,

Щекин-Кротов В. А. Ускоренное охлаждение слитков титана

после ЭЛП 20

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Шаповалов Е. В. Изучение спектров аргоновых дуг для

создания автоматических систем управления процессами
плазменно-дуговой плавки и сварки в аргоне 23

ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

Шейко И. В., Григоренко Г. М. Индукционный нагрев,

Возможности и перспективы применения в процессах
специальной электрометаллургии. Ч.1. Классификация
способов индукционной плавки металлов и сплавов, способы
бестигельной плавки 26

Егоров С. Г., Червоный И. Ф., Швец Е. Я. Исследование

электромагнитных полей плавильного и подогревающего
индукторов при бестигельной зонной плавке 34

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Храпко С. А. Оптимизация режима ведения плавки стали

в дуговой сталеплавильной печи по прибыли предприятия 37

ИНФОРМАЦИЯ

Рефераты научно-исследовательских работ, выполненных
в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
в период 2000—2002 гг. 41

Диссертации на соискание ученой степени..... 51

Новые книги 52

Реклама 54

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

Electrometallurgy Today

Nº 2 (71)
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. Foc (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:

E. N. Kazarova, L. D. Konnikova,
V. I. Kotlyar

Electron gallery:

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

Komnatsky A. L., Roik T. A., Marchenko A. M., Dolginskaya M. A.

Formation of structure and properties of high-alloy
corrosion-resistant steels in electroslag remelting 3

ELECTRON BEAM PROCESSES

Yakovchuk K. Yu., Rudoy Yu. E. Single-stage electron beam
technology of deposition of thermal barrier gradient coatings..... 10

**Trigub N. P., Zhuk G. V., Pap P. A., Kalinyuk A. N.,
Khomutsky S. V., Ishchuk Yu. T.** Electron beam installation of
the UE-121 type 17

**Kasumov A. M., Nakonechnyi N. F., Fedorov V. N.,
Shchekin-Krotov V. A.** Accelerating cooling of titanium ingots
after EBM 20

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Shapovalov E. V. Study of spectra of argon arcs for the creation
of automatic systems of control of plasma-arc melting and welding
processes in argon 23

VACUUM-INDUCTION MELTING

Sheiko I. V., Grigorenko G. M. Induction heating. Capabilities
and prospects of its application in processes of special
electrometallurgy. 1. Classification of methods of induction melting
of metals and alloys, methods of crucible-free melting 26

Egorov S. G., Chervonyi I. F., Shvets E. Ya. Investigation of
electromagnetic fields of melting and preheating inductors in
crucible-free zone melting 34

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Khrapko S. A. Optimizing of condition of steel melting in arc
furnace with allowance for enterprise profit 37

INFORMATION

Abstracts of research works made at the E.O.Paton Electric
Welding Institute during the period of 2000-2002 41

Theses for scientific degree 51

New books 52

Advertising 54

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

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ



УДК 669.187.26.004.12

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОМ ПЕРЕПЛАВЕ

А. Л. Комнацкий, Т. А. Роик, А. М. Марченко, М. А. Долгинская

Приведены результаты исследований металлографической структуры, химического, фазового составов и физико-механических свойств высоколегированных коррозионно-стойких сталей 316L и C20, полученных способом электрошлакового переплава.

Results of investigations of metallographic structure, chemical, phase compositions and physical-mechanical properties of high-alloy corrosion-resistant steels 316L and S20, produced by the electroslag remelting method, are given.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; высоколегированные стали; микроструктура; дендриты; поликристаллиты; механические свойства

Надежность и срок службы современных машин и механизмов во многом определяются качеством их отдельных деталей. Особые требования предъявляются к изделиям, предназначенным для эксплуатации в тяжелых и предельно тяжелых условиях (воздействие повышенных и высоких температур, значительных нагрузок, наличие агрессивной среды). Выполнение этих требований приводит к усложнению химического состава металлов и сплавов, возникает необходимость повышения качества металла заготовок. При этом способ получения заготовок должен быть достаточно недорогим и технологичным [1].

С помощью традиционных способов получения заготовок, таких как ковка, прокатка слитков, центробежное литье, не всегда возможно получать изделия требуемого качества. Кроме того, в связи с использованием сложного и мощного кузнецно-прессового или прокатного оборудования ковка и прокатка являются достаточно дорогостоящими способами получения изделий. Применение центробежного литья при производстве заготовок (особенно трубных длинномерных) имеет свои преимущества — высокая производительность, экономия металла до 45...50 %, сокращение производственного цикла [2]. Однако по качеству металла заготовки центробежного литья все же уступают кованым, поскольку наблюдается ликвация химических эле-

ментов, особенно углерода, как по их длине, так и по толщине [1].

В связи с этим явное преимущество имеет электрошлаковая технология, применение которой позволяет получать металл с высокой плотностью, физической и химической однородностью, изотропностью свойств, равномерным распределением неметаллических включений, отличающихся высокой чистотой и мелкодисперсным строением. Все сказанное выше приобретает особенно важное значение, если готовое изделие эксплуатируется в тяжелых условиях, при которых требуются его стабильные высокие физические и механические свойства.

В настоящей работе представлены результаты исследований металлографической структуры и свойств слитков из высоколегированных коррозионно-стойких сталей 316L и C20 зарубежного производства после электрошлакового переплава (ЭШП).

Работы проводились на промышленной монобифилярной электрошлаковой печи ЭШП-2,5 с использованием короткого подвижного кристаллизатора. Программа исследований включала выбор технологических режимов выплавки двух слитков — полого размером 560×140×1550 мм, массой 2,45 т и сплошного диаметром 560, длиной 2050 мм, массой 3,6 т. Для выплавки полого слитка использовали электроды квадратного сечения (сторона квадрата составляла 120 мм), для сплошного слитка — электроды диаметром 400 мм.

Общий вид полого слитка из высоколегированной стали 316L после ЭШП представлен на рис. 1.

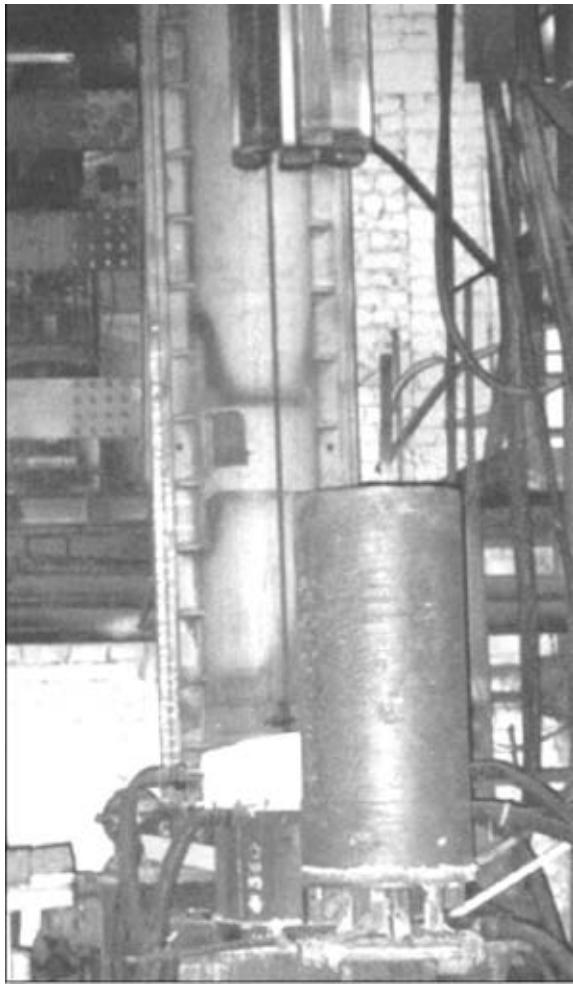


Рис. 1. Общий вид полого слитка

После выплавки полого слитка для проведения дальнейших исследований из его головной, средней и донной частей были вырезаны образцы. Химический состав исходных расходуемых электродов и выплавленного полого слитка из стали 316L приведен в табл. 1.

Как видно из таблицы, металл коррозионностойкой высоколегированной стали существенно рафинировался после ЭШП. При этом содержание

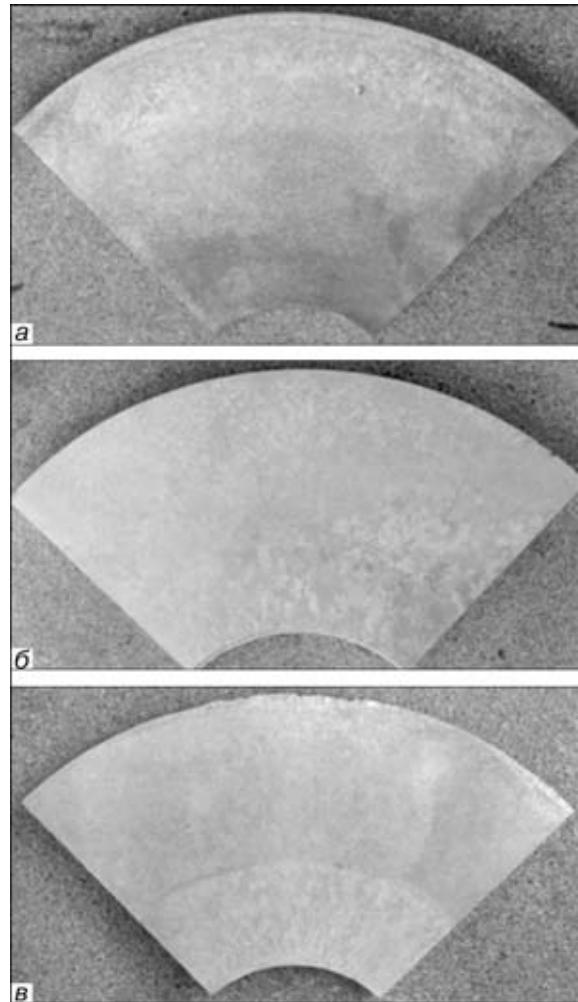


Рис. 2. Макроструктура поперечного сечения образцов, вырезанных из донной (а), средней (б) и головной (в) частей полого слитка

вредных примесей, особенно серы, по всей длине слитка значительно уменьшилось по сравнению с исходным металлом расходуемого электрода. Содержание легирующих элементов претерпело усреднение: они достаточно равномерно распределились по сечению и длине выплавленного полого слитка.

Таблица 1. Химический состав (% мас) полого слитка и исходных электродов из стали 316L

Образец	C	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
Исходный электрод	0,016...0,020	1,83	0,036	0,014...0,016	16,9...17,9	9,56...9,82	2,26	0,41
Часть слитка:								
донная	0,013...0,014	1,79...1,81	0,026...0,028	0,0011...0,0012	17,0...18,0	9,0...9,4	2,09...2,12	0,37...0,39
средняя	0,014...0,015	1,81...1,82	0,027...0,028	0,008...0,009	17,5...18,0	9,7...10,0	2,16...2,18	0,36...0,38
головная	0,019...0,022	1,81...1,82	0,030	0,007...0,008	19,5...19,6	10,17...10,40	2,26...2,30	0,32...0,34

Окончание

Образец	Si	Ti	Al	B	Nb	V	W
Исходный электрод	0,55	0,02	0,015	0,0002	0,08	0,092	0,015
Часть слитка:							
донная	0,51...0,53	0,011...0,012	0,011...0,012	0,00016...0,00018	0,08	0,070...0,077	0,004...0,006
средняя	0,42...0,44	0,012...0,013	0,011...0,012	0,00018...0,0002	0,077...0,078	0,075...0,080	0,012...0,014
головная	0,47...0,48	0,012...0,013	0,006...0,008	0,00015...0,00017	0,074...0,076	0,07...0,09	0,007...0,009

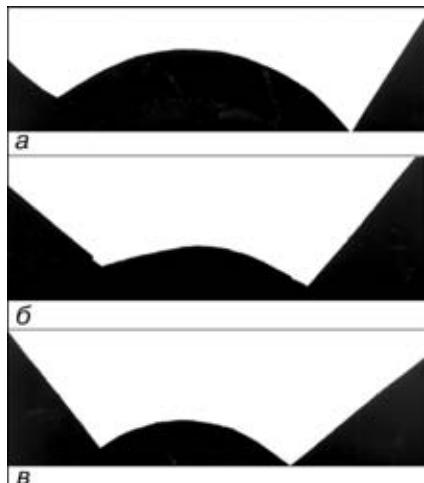


Рис. 3. Фрагменты серных отпечатков головной (а), средней (б) и донной (в) частей полого слитка

При исследовании макроструктуры поперечных сечений образцов, вырезанных из донной, средней и головной частей полого слитка (рис. 2), обнаружены различия в формировании структуры зон полого слитка.

Так, макроструктура образцов, вырезанных из донной и средней частей полого слитка (рис. 2, а, б), после ЭШП отличается однородным и плотным строением без дефектов ликвационного и усадочного характера. В макроструктуре образцов выделяются три зоны: две более мелкозернистые и плотные — у наружных слоев сечения слитка и третья — внутри сечения, имеющая меньшую плотность зерен. Наличие этих зон связано с различной скоростью кристаллизации в сечении слитка. При этом дефекты усадочного характера (типа пористости) внутри сечения слитка не образуются.

Макроструктура поперечного сечения головной части полого слитка (рис. 2, в) отличается наличием мелкозернистой полоски, выделяющейся на стыке кристаллизационных зон. Формирование такой зоны «встречи» кристаллов характерно для транскристаллитного механизма кристаллизации. Последний имеет место, когда рост радиально-осевых кристаллов происходит навстречу друг другу от стенок кристаллизатора и они стыкуются приблизительно на $1/3$ толщины слитка, образуя узкие кристаллические полоски. Появление дефектов усадочного и ликвационного характера в зоне «встречи» транскристаллитов не наблюдалось. Такие различия в макроструктуре зон, расположенных по высоте слитка, очевидно, связаны с теплофизическими особенностями процесса ЭШП.

Таблица 2. Физико-механические свойства металла поперечных образцов полого слитка из стали 316L

Часть слитка	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ , %	ψ , %
Донная	480...500	200...210	60...70	66...69
Средняя	520...540	230...240	60...65	66...68
Головная	530...560	250...260	65...66	56...62

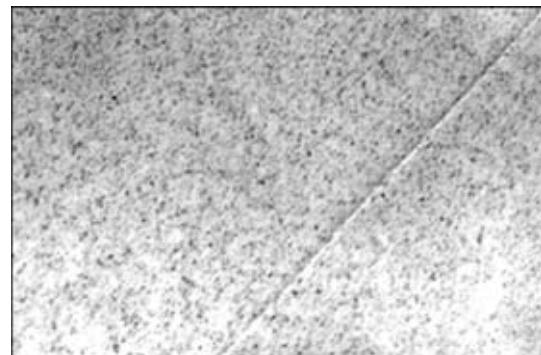


Рис. 4. Фрагмент серного отпечатка исходного электрода из стали 316L

Исследование макроструктуры всех частей полого слитка по серному отпечатку наличия неоднородности структуры, связанный с ликвацией серы, не выявили (рис. 3).

При сравнении серных отпечатков образцов, вырезанных из поперечного сечения полого слитка и исходного электрода из стали 316L (рис. 4), видно, что после ЭШП металл стал гораздо чище по содержанию серы, которая распределилась равномерно по сечению и длине слитка (см. табл. 1).

Исследования макроструктуры продольного сечения полого слитка выявили ряд особенностей, связанных с условиями его кристаллизации (рис. 5).

В макроструктуре продольного сечения донной части слитка (рис. 5, а) четко различаются дендритные оси, ориентированные под углом 45° к краевым зонам и направленные вертикально к центральной зоне. В макроструктуре средней части полой заготовки (рис. 5, б) дендритные оси в зоне, прилегающей к внутреннему отверстию слитка диаметром 140 мм, ориентированы под углом 45° , а в наружной — под углом 60° . Они направлены вертикально относительно центральной зоны. В макроструктуре продольного сечения головной части слитка (рис. 5, в) дендритные оси имеют транскристаллитный характер ориентации с углом наклона 60° в наружной зоне и 45° — в зоне, прилегающей к внутреннему отверстию слитка диаметром 140 мм. Зона «встречи» дендритов имеет вид узкой полоски, состоящей из столбчатых поликристаллитов. Фрагмент схемы кристаллизации полого слитка из стали 316L представлен на рис. 6.

Таблица 3. Содержание кислорода и азота в стали 316L исходного электрода и полого слитка

Образец	Массовая доля	
	O ₂	N
Исходный электрод	0,00959	0,07827
Часть слитка:		
донная	0,00163	0,01112
средняя	0,00184	0,00832
головная	0,00278	0,00941

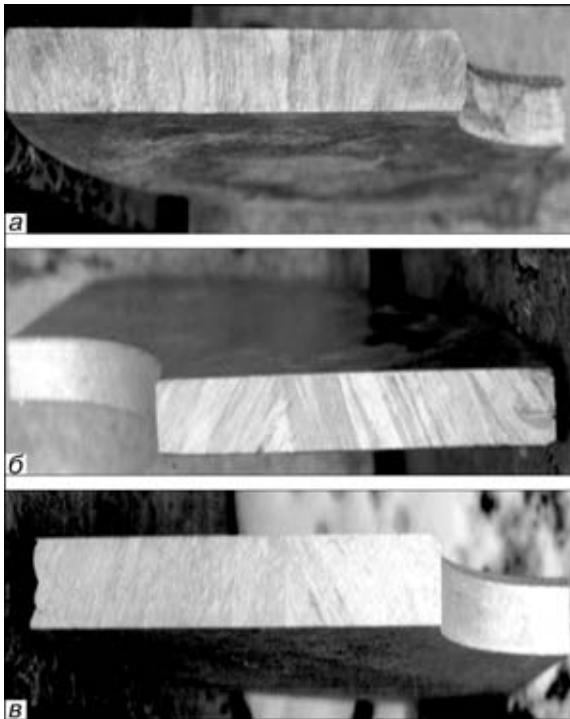


Рис. 5. Макроструктура продольного сечения образцов, вырезанных из донной (а), средней (б) и головной (в) частей полого слитка

Такой характер ориентации дендритных осей всех исследованных частей полого слитка способствует формированию благоприятного сочетания прочностных и пластических свойств металла (табл. 2).

Для исследования микроструктуры стали 316L полого слитка после ЭШП были вырезаны образцы из разных зон поперечного сечения слитка.

Методом металлографического анализа выявить в микроструктуре стали включения оксидного и сульфидного происхождений не удалось, очевидно, из-за незначительного содержания серы (см. табл. 1) и кислорода, однако были обнаружены нитриды размером до 10 мкм (3...5 шт. в поле окуляра). Это связано со значительным, по сравнению с кислородом, содержанием азота, что коррелирует с данными, представленными в (табл. 3). Эти данные были получены при проведении исследований с использованием газоанализатора ТС-436 фирмы «Леско» (США).

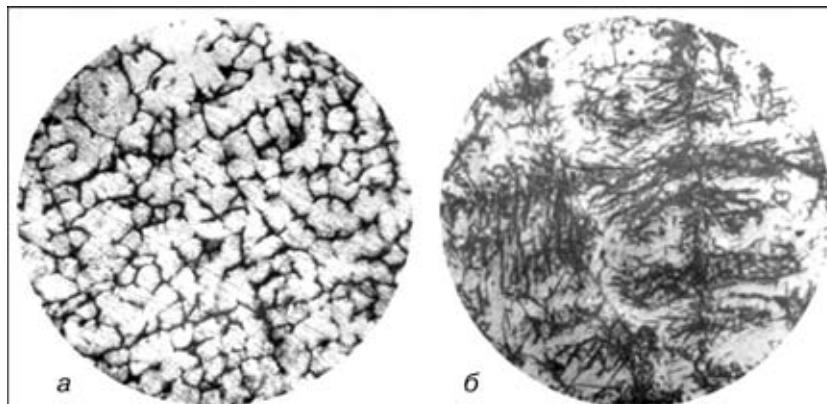


Рис. 7. Ориентация кристаллитов в микроструктуре стали 316L полого слитка (а, $\times 100$) и их структура (б, $\times 500$)

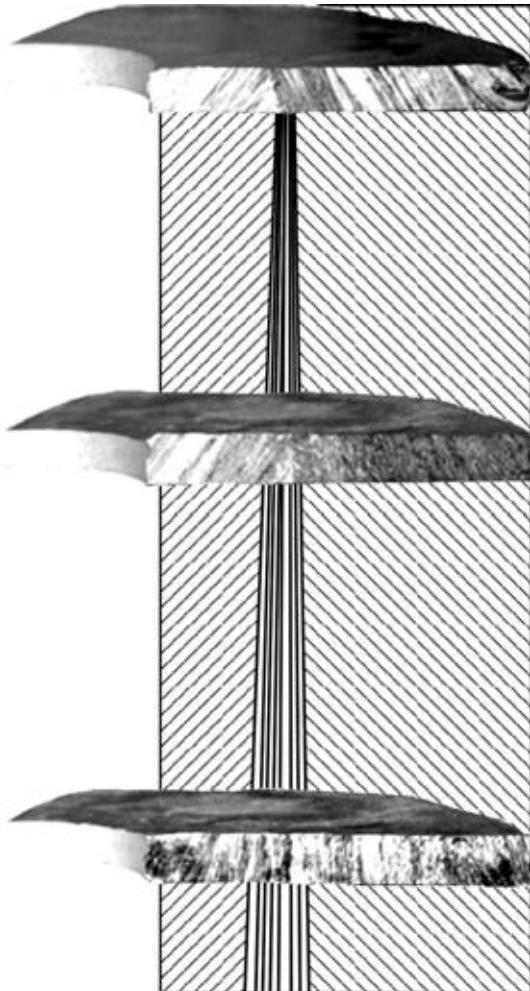


Рис. 6. Фрагмент схемы кристаллизации полого слитка из стали 316L (правая половина продольного сечения)

Как видно из табл. 3, содержание вредных газов (кислорода и азота) после ЭШП значительно уменьшилось и находилось в допустимом диапазоне, который для кислорода составляет 0,0021... 0,0049 % мас, для азота — 0,0050... 0,0135 % мас [3].

Металлографические исследования травленых шлифов показали, что микроструктура металла всех образцов аустенитная с ориентацией кристаллитов, присущей поликристаллическим материалам с дендритной формой кристаллов, характерной для кристаллизации металла в условиях температурного градиента и микроликвидации легирующих элементов (рис. 7).

Следующим этапом экспериментов было исследование формирования структуры и свойств при ЭШП в сплошном слитке из высоколегированной коррозионно-стойкой стали С20, химический состав которой приведен в табл. 4.

Данные табл. 4 свидетельствуют о том, после ЭШП высоколегированной коррозионно-стойкой стали С20 металл стал более очищенным от серы, по сравнению с металлом исходного электрода, и однородным по хи-



Таблица 4. Химический состав (% мас) стали С20 сплошного слитка и исходных электродов

Образец	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
Исходный электрод	0,036...0,033	0,82	0,033	0,018	0,52	16,3...16,7	33,0	2,60
Часть слитка:								
головная	0,018...0,021	0,77...0,78	0,024...0,025	0,005...0,006	0,52...0,53	15,9...16,4	32,7...32,8	2,48...2,50
средняя	0,0152...0,0156	0,77...0,79	0,017...0,018	0,004...0,005	0,48...0,50	15,7...16,0	32,0...32,4	2,17...2,24
донная	0,014...0,048	0,74...0,77	0,018...0,019	0,0011...0,0012	0,50...0,51	15,5...15,8	31,5...132,2	2,28...2,33

Окончание

Образец	Cu	Ti	Al	B	Nb	Sn	Ce
Исходный электрод	3,28	0,040	0,070	0,0008	0,40	0,020	0,035
Часть слитка:							
головная	3,21...3,23	0,037...0,038	0,010...0,015	0,0012...0,0013	0,41...0,42	0,016...0,017	0,038...0,040
средняя	3,10...3,16	0,036...0,037	0,020...0,024	0,0007...0,0008	0,40...0,41	0,018...0,019	0,034...0,035
донная	3,18...3,22	0,034...0,036	0,021...0,023	0,0006...0,0007	0,41...0,42	0,017...0,018	0,036...0,037

мическому составу как по сечению, так и по всей длине слитка.

Для проведения металлографических исследований из головной, средней и донной частей сплошного слитка были вырезаны образцы. Схема вырезки образцов из головной части слитка представлена на рис. 8, аналогичным образом производилась вырезка из его средней и донной частей.

В процессе кристаллизации происходит формирование макроструктуры различных зон металла, претерпевающего изменения от головной до донной частей

литка. Схема формирования кристаллизационных зон при затвердевании слитка приведена на рис. 9.

В макроструктуре продольного сечения образцов головной и средней частей сплошного слитка различаются две зоны направленной кристаллизации (рис. 10): I — столбчатых дендритов, расположенных почти параллельно вертикальной оси слитка; II — наклонных дендритов, находящихся в центре слитка и образующих угол 45° с вертикальной его осью.

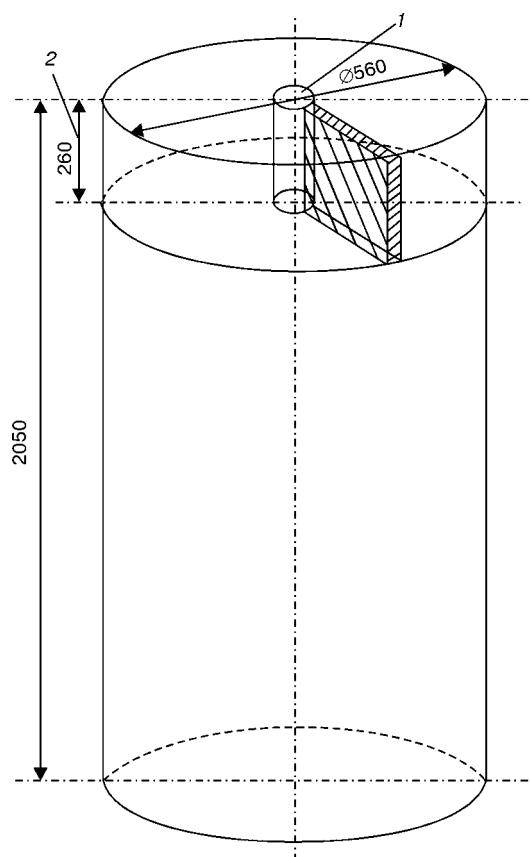


Рис. 8. Схема вырезки образцов из сплошного слитка стали С20: 1 — технологическое отверстие диаметром 80 мм; 2 — головная часть

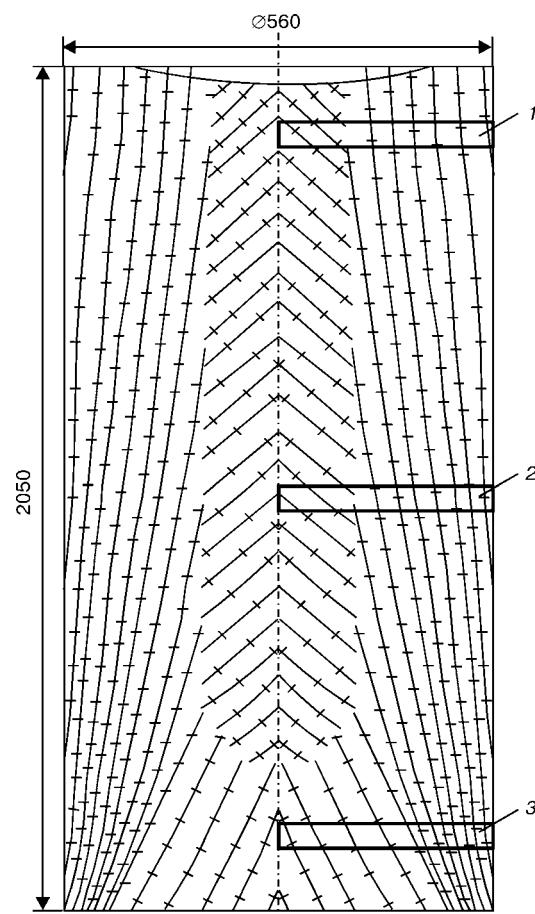


Рис. 9. Схема кристаллизации сплошного слитка: 1-3 — соответственно головная, средняя и донная части слитка

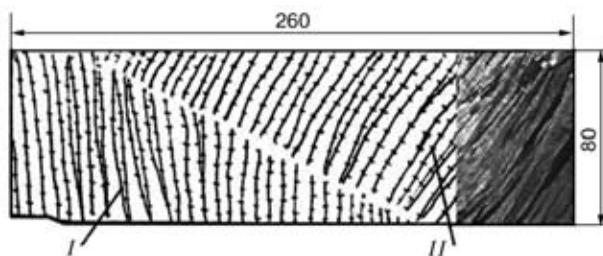


Рис. 10. Направленная кристаллизация в структуре продольного макрошлифа сплошного слитка

Макроструктура продольного сечения образца донной части слитка имеет транскристаллитный характер ориентации дендритов с углом наклона 60° , что отражает стабильность теплофизических условий затвердевания металла в этой части слитка.



Рис. 11. Микроструктура ($\times 200$) сплошного слитка из стали С20 после ЭШП

Направленное последовательное затвердевание металла в условиях постоянной подпитки жидким металлом фронта кристаллизации препятствовало появлению физической неоднородности. Вследствие этого в макроструктуре поперечных сечений образцов, вырезанных из всех частей сплошного

Таблица 5. Физико-механические свойства металла поперечных образцов сплошного слитка из стали С20

Часть слитка	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ , %	ψ , %
Донная	440...460	170...180	60,5...75,0	63...65
Средняя	480...500	200...220	65,0...70,0	64...66
Головная	470...490	190...210	65,0...68,0	63...65

слитка, отсутствуют пористость, усадочные раковины и ликвационные зоны.

Наличие физической и химической однородности металла образцов, вырезанных из продольного и поперечного сечения слитка, подтверждается



Рис. 12. Образования δ -феррита в микроструктуре ($\times 200$) стали С20

исследованиями их макроструктуры по методу Баумана. Фрагмент серного отпечатка свидетельствует о высокой чистоте химически однородного металла.

Исследования структуры образцов, вырезанных из всех трех зон сплошного слитка стали С20, показали, что металл имеет структуру аустенита с включениями интерметаллидных образований с размером первичных зерен, соответствующих 6–7 баллам шкалы ГОСТ 5639–82 (рис. 11).

Главные дендритные оси в микроструктуре стали С20 обозначены формированием δ -феррита, которые, как видно из рис. 12, на травленом шлифе выглядят светлыми образованиями в темной окантовке. Наличие δ -феррита свидетельствует о большой скорости кристаллизации при высоких температурах. Внутри его зерен наблюдаются очерченные зоны, являющиеся темными вытянутыми образованиями интерметаллидов и карбидов, а также соединения в виде светлых мелких ромбиков и сферических то-

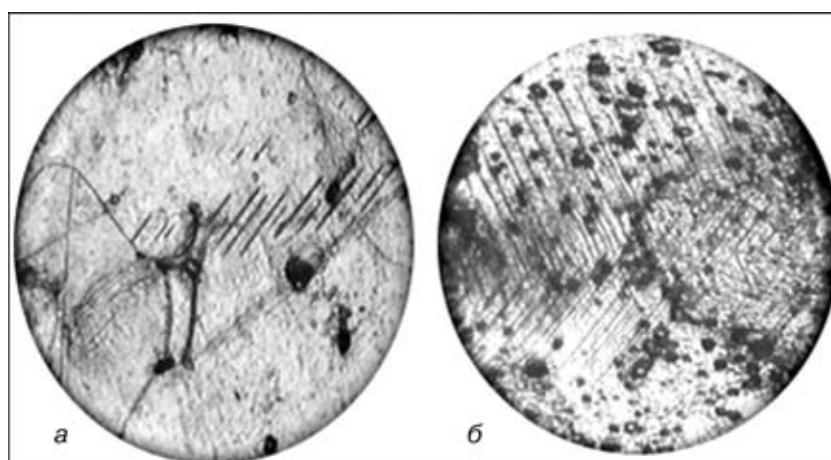


Рис. 13. Интерметаллидные (а, $\times 200$) и карбидные (б, $\times 500$) образования в микроструктуре стали С20

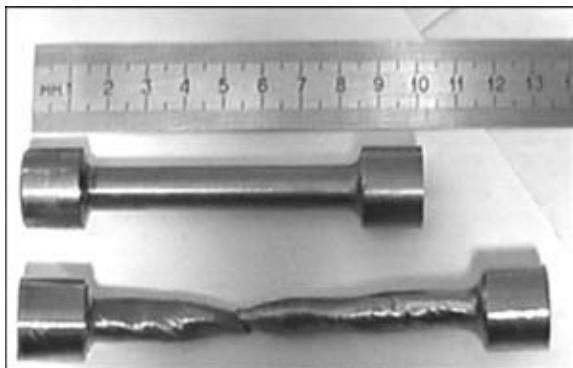


Рис. 14. Образы из стали 316L до и после механических испытаний

чек, игольчатые соединения, ориентированные по типу штриховых линий, разделяющих зерна (рис. 13). Разнообразие их форм и ориентации, вероятно, связано с большим содержанием легирующих элементов (см. табл. 4), а также с кристаллографическими особенностями образованных ими сложных соединений.

Таким образом, исследования микроструктуры образцов, вырезанных из сплошного слитка, показали, что для нее характерна направленная кристаллизация дендритной структуры без ликвационных скоплений; уже в литом состоянии аустенитные зерна имеют вид четко очерченных интерметаллидных соединений железа с легирующими элементами, входящими в химический состав стали С20.

Исследования физико-механических свойств стали С20 после ЭШП были выполнены на образцах продольного сечения, вырезанных из головной, средней и донной частей слитка (табл. 5).

Приведенные в табл. 5 данные свидетельствуют о высокой физической, химической и структурной однородности стали С20 после ЭШП. Хорошие прочностные и, особенно, пластические свойства металла получены благодаря правильному подбору технологических параметров переплава (скорость плавления, выбор шлака и толщина гарнисажа). Это подтверждается видом образцов до и после испытаний на растяжение (рис. 14).

Исходя из изложенного выше можно сделать вывод, что дальнейшее совершенствование ЭШП позволит получать крупногабаритные заготовки, отличающиеся высоким качеством металла как по всей длине, так и по сечению слитка из любых сталей сложного химического состава.

1. Электрошлаковый металл / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 681 с.
2. Курбатов И. П. Артиллерийское материаловедение. — М.: Воениздат, 1969. — 305 с.
3. Неметаллические включения и дефекты в электрошлаковом слитке / С. Е. Волков, А. Е. Волков, Ю. И. Забалуев, Г. А. Буряковский. — М.: Металлургия, 1979. — 135 с.

Научно-технический центр
артиллерийско-стрелкового вооружения, Киев

Поступила 14.01.2003

GWA

ПРОБЛЕМЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛУРГИИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

VIII Международная научно-техническая конференция

октябрь 2003 г.

г. Тбилиси

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Ассоциация сварщиков Грузии
Институт metallurgii и материаловедения
им. Ф. Н. Тавадзе АН Грузии
Межгосударственный научный совет по сварке
и родственным технологиям
Грузинский технический университет
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Международная ассоциация «Сварка»
Департамент Грузии по науке и технологиям
Союз научных и инженерных обществ Грузии
Международная нефтяная корпорация Грузии
Инженерная академия Грузии
Государственный военный научно-технический
центр «Дельта»
Балканский союз металлургов

Справки по тел.: +(955 32) 227511,
факс: +(995 32) 221965 Якобашвили С. Б.
тел.: +(955 32) 370267 Бараташвили И. Б.



ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ:
Сварка
Металлургия
Материаловедение
Коррозия и защита металлов
*Экология, безопасность человека
и природы*
Родственные технологии



УДК 669.187.526.001.5

ОДНОСТАДИЙНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ОСАЖДЕНИЯ ТЕРМОБАРЬЕРНЫХ ГРАДИЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ

К. Ю. Яковчук, Ю. Э. Рудой

Рассмотрен механизм формирования градиентных структур, получаемых путем электронно-лучевого испарения композиционного керамического слитка на основе диоксида циркония. Представлены результаты исследований химического состава, структуры и некоторых свойств термобарьерных градиентных покрытий, осаждаемых из паровой фазы на поверхность жаропрочных сплавов по одностадийной технологии.

Mechanism of formation of gradient structures produced by electron beam evaporation of composite ceramic ingot on the base of zirconium dioxide is considered. Results of investigations of chemical composition, structure and some properties of thermal barrier gradient coatings deposited from the vapour phase on the surface of heat-resistant alloys using a single-stage technology are presented.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и осаждение (EB-PVD); термобарьерные градиентные покрытия; лопатки газовых турбин; диоксид циркония

Термобарьерные покрытия, состоящие из связующего металлического слоя и внешнего керамического слоя на основе стабилизированного диоксида циркония, широко применяются для защиты лопаток авиационных и индустриальных газовых турбин. Они позволяют увеличить срок службы турбинных лопаток, а также повысить эффективность работы газотурбинного двигателя за счет увеличения температуры газа [1, 2].

Традиционный технологический цикл нанесения термобарьерных покрытий включает несколько стадий и операций, в том числе осаждение металлического жаро- и коррозионно-стойкого связующего слоя (путем диффузионного насыщения, электрохимического осаждения, напыления плазменным или электронно-лучевым методами), термическую обработку, уплотнение и очистку поверхности этого слоя и осаждение керамического слоя на заключительной стадии [3–5]. Многоступенчатость технологического цикла и большое количество разнообразного оборудования, применяемого при этом, не позволяют достичь надежной повторяемости свойств покрытий и снижают экономическую эффективность их использования. Плоская граница раздела металлический связующий слой/керамика, различие коэффициентов линейного расширения металла

и керамики, а также химические реакции окисления и коррозии в зоне контакта способствуют разрушению (отслоению) керамического слоя. Увеличить время жизни покрытий можно путем создания градиентного переходного слоя между металлом (сплавом) и керамикой [6].

Процессы испарения и конденсации в вакууме могут значительно расширить существующий арсенал технологических средств получения термобарьерных градиентных покрытий. Фракционирование многокомпонентных систем при испарении и последующей конденсации в вакууме, являющееся физической основой многих технологических процессов современной вакуумной металлургии, в частности, рафинирования металлов и сплавов, может быть полезным при получении термобарьерных градиентных покрытий осаждением из паровой фазы.

Известны способы [7, 8] нанесения защитных градиентных покрытий путем электронно-лучевого испарения из одного источника смесей разнородных веществ (например, металлов и оксидов) с различными давлениями пара. Это позволяет во многих случаях вместо плоской границы раздела между металлическим и керамическим слоями создать градиентную переходную зону и достичь хорошей адгезии покрытия с подложкой за счет введения в состав испаряемых смесей компонентов с низкой температурой плавления и высоким давлением пара.



Ниже кратко изложены особенности процесса электронно-лучевого испарения многокомпонентных материалов из одного источника и приведены примеры одностадийного нанесения термобарьерных градиентных покрытий.

С этой целью используют композиционный слиток с керамической основой (рис. 1), имеющий комбинации вставок (фрагментов) из металлических и неметаллических материалов необходимой формы и размеров, расположенных в объеме слитка. При непрерывном испарении такого слитка и последующей конденсации обеспечивается формирование на подложке многослойного градиентного покрытия заданного состава и структуры.

Керамическая основа слитка определяет назначение градиентного покрытия. Например, в термобарьерных покрытиях керамической основой слитка должен быть диоксид циркония с добавками стабилизаторов или другие системы оксидов (например, на основе оксида гафния) с низкой теплопроводностью. В жаростойких и эрозионно-стойких покрытиях керамическую основу слитка составляет Al_2O_3 , в твердых и износостойких покрытиях — Al_2O_3 , TiC , TiB_2 .

Техника испарения композиционного слитка традиционна: слиток помещают в медный водоохлаждаемый тигель и плавно нагревают верхний его торец, постепенно расплавляют и, продолжая нагрев, полностью испаряют. Поверхность жидкой ванны поддерживают на постоянном уровне путем вертикальной подачи слитка с помощью водоохлаждаемого штока.

Вставки, расположенные в верхней части композиционного слитка, имеют форму таблеток или прутков, и испаряясь первыми, формируют переходные слои необходимого состава и структуры. Они могут быть изготовлены из органических соединений, металлов, сплавов или керамики, температура плавления которых ниже, а упругость пара выше, чем основы слитка (например, антрацен $\text{C}_{14}\text{H}_{10}$, Al , Cr , NiAl , $(\text{NiCr})\text{Al}$, Pt , PtAl , $(\text{NiPt})\text{Al}$ и т. д.).

Вставки, расположенные в средней и нижней частях композиционного слитка, изготавливаются преимущественно из керамики или керамических смесей (например, Al_2O_3 , CeO_2 , HfO_2 и т. п.), температура плавления и упругость пара которых близка к основе слитка. Испаряясь и конденсируясь одновременно с материалом слитка, они формируют состав, структуру и свойства керамического слоя. Осаждение верхнего слоя градиентного покрытия из сложной многофазной керамики достигается испарением размещенной в нижней части слитка, контактирующей с охлаждаемой поверхностью штока, вставки-таблетки из неметаллических материалов с широким диапазоном температуры плавления и упругости пара. Таблетка испаряется последней и завершает формирование градиентного покрытия, а ее состав и условия конденсации определяют плотность и твердость верхнего слоя покрытия.

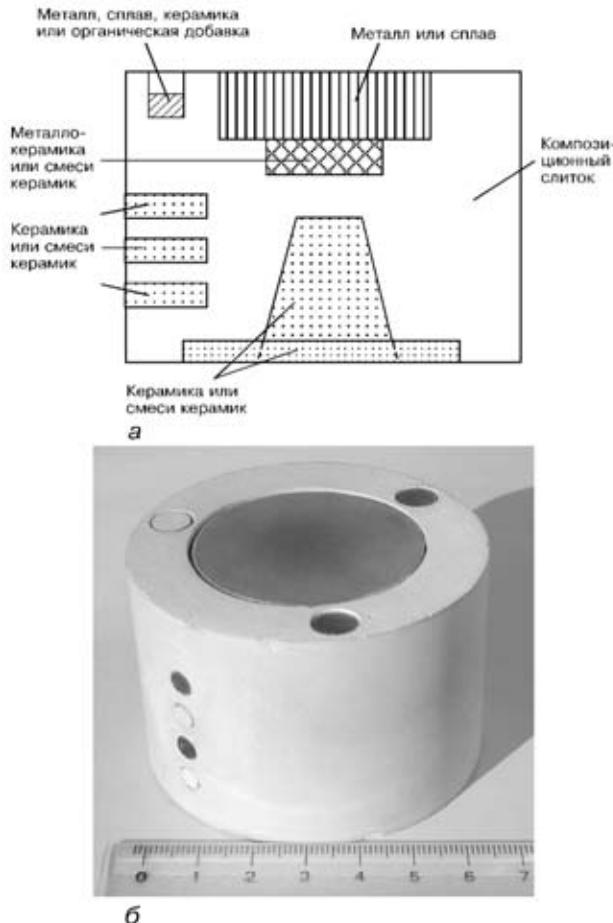


Рис. 1. Строение (а) и внешний вид (б) композиционного керамического слитка, используемого для осаждения градиентных покрытий

В Международном центре электронно-лучевых технологий Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины разработана одностадийная электронно-лучевая технология осаждения градиентных термобарьерных покрытий на одной электронно-лучевой установке из одного источника за один технологический цикл, базирующаяся на использовании композиционного слитка и испарителя карусельного типа. Благодаря этому удалось значительно упростить и сократить технологический цикл: связующий металлический слой, переходная зона и керамический слой осаждаются за один цикл.

В настоящее время Международный центр электронно-лучевых технологий предлагает заказчикам две основные группы одностадийных термобарьерных градиентных покрытий для защиты лопаток из жаропрочных сплавов.

Первая из них предназначена для нанесения на воздухоохлаждаемые лопатки газотурбинных двигателей из современных высокожаропрочных термостабильных сплавов последних поколений, как правило, с небольшой толщиной стенок пера и внутренней полости (около 0,5 мм) и охлаждающими отверстиями небольшого диаметра. С целью максимального снижения массы и, соответственно, нагрузки на такие лопатки и минимального сужения перфорационных отверстий покрытия для их защи-

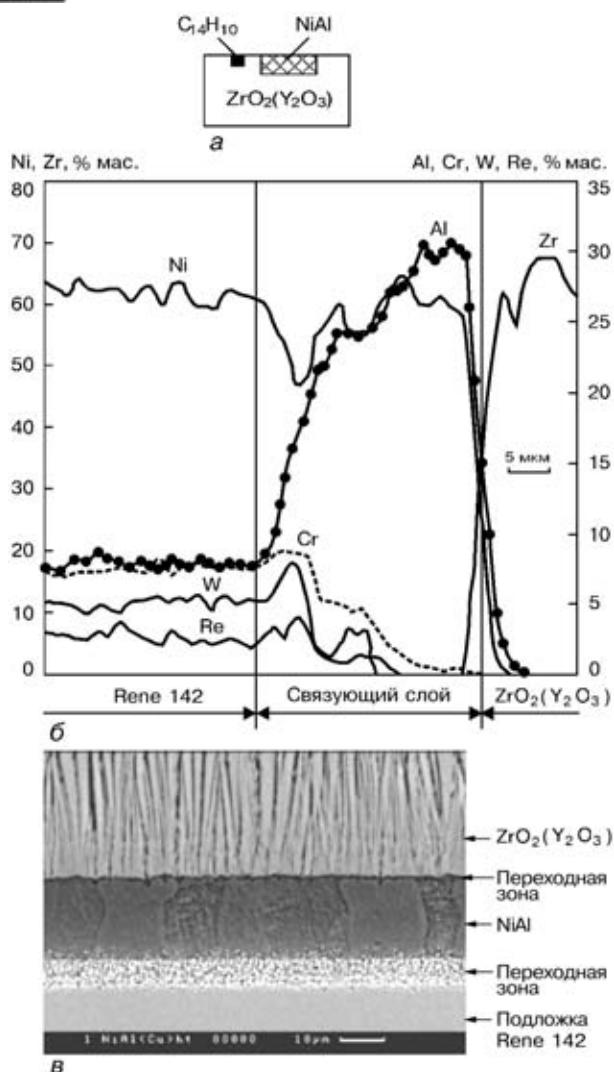


Рис. 2. Строение композиционного керамического слитка (а), распределение химических элементов по толщине покрытия (б) и микроструктура поперечного сечения (в) термобарьерного градиентного покрытия $M_xC_y+NiAl/ZrO_2(Y_2O_3)$ на подложке Rene 142 в исходном состоянии

ты должны иметь минимальную толщину. Исходя из этого, в Международном центре разработана и прошла успешные испытания технология осаждения термобарьерного градиентного покрытия с металлическим связующим слоем на основе алюминида никеля, толщина которого не превышает 15...25 мкм, в то время как в традиционных термобарьерных покрытиях толщина металлического связующего слоя в 2–3 раза больше.

Вторая группа термобарьерных градиентных покрытий предназначена для защиты менее термостабильных жаропрочных сплавов, химический состав которых обуславливает необходимость использования металлического связующего слоя большой толщины с целью ограничения диффузионных потоков в композиции покрытие/жаропрочный сплав. Такие сплавы, как правило, имеют повышенное содержание титана, tantalа, гафния, серы и углерода.

Следует отметить, что все предлагаемые покрытия после их осаждения на жаропрочные сплавы подвергаются вакуумной термообработке при тем-

пературе 1080...1100 °С для формирования тонкой пленки на основе $\alpha-Al_2O_3$ на границе контакта металл/керамика, так называемой TGO, которая обеспечивает высокую адгезионную связь между металлическим связующим и керамическим слоями.

Как известно, одной из основных причин разрушения термобарьерных покрытий при эксплуатации лопаток является последующий рост пленки на основе Al_2O_3 на поверхности жаростойкого связующего слоя, которая при достижении определенной критической толщины скальвается из-за возникающих напряжений вместе с керамическим слоем [9]. Этому также способствует диффузия некоторых тугоплавких металлов из жаропрочного сплава к границе раздела металлический связующий слой/керамический слой. Поэтому одной из основных задач при разработке новых покрытий, особенно с уменьшенной толщиной связующего слоя, является замедление роста пленки Al_2O_3 и диффузионных процессов в системе жаропрочный сплав/связующий слой.

На рис. 2 представлены строение и состав композиционного слитка, используемого для осаждения термобарьерного градиентного покрытия $M_xC_y+NiAl/ZrO_2(Y_2O_3)$, а также микроструктура этого покрытия в исходном состоянии (после осаждения и термообработки в вакууме). Покрытие получено путем испарения композиционного керамического слитка $ZrO_2-7\%Y_2O_3$ диаметром 68,5 мм, содержащего вставки из предварительно спеченного NiAl и антрацена $C_{14}H_{10}$ в форме таблеток (рис. 2, а), с последующим осаждением непосредственно на нагретую до 950 °С поверхность жаропрочного сплава. Отличительной особенностью этого градиентного покрытия, состоящего из связующего слоя NiAl толщиной 20...25 мкм и внешнего керамического слоя толщиной 150 мкм, является наличие тонкой переходной зоны, обогащенной карбидами легирующих элементов жаропрочного сплава M_xC_y (в первую очередь карбидами вольфрама и хрома). Такая переходная зона на границе раздела жаропрочный сплав/связующий слой создает диффузионный барьер, замедляющий проникновение элементов жаропрочного сплава к керамическому слою. Формирование переходной зоны происходит вследствие первоначального испарения вставки антрацена $C_{14}H_{10}$, входящей в состав композиционного слитка. При этом происходит также и очистка поверхности жаропрочного сплава за счет восстановительного действия атомов водорода, образующихся при разложении углеводорода.

В результате за один вакуумный цикл осаждения на поверхности жаропрочного сплава формируется термобарьерное покрытие, состоящее из градиентного связующего слоя и внешнего керамического слоя. При последующей вакуумной термической обработке на поверхности связующего слоя, содержащего до 30 % Al, формируется оксидная пленка (TGO) на основе $\alpha-Al_2O_3$.

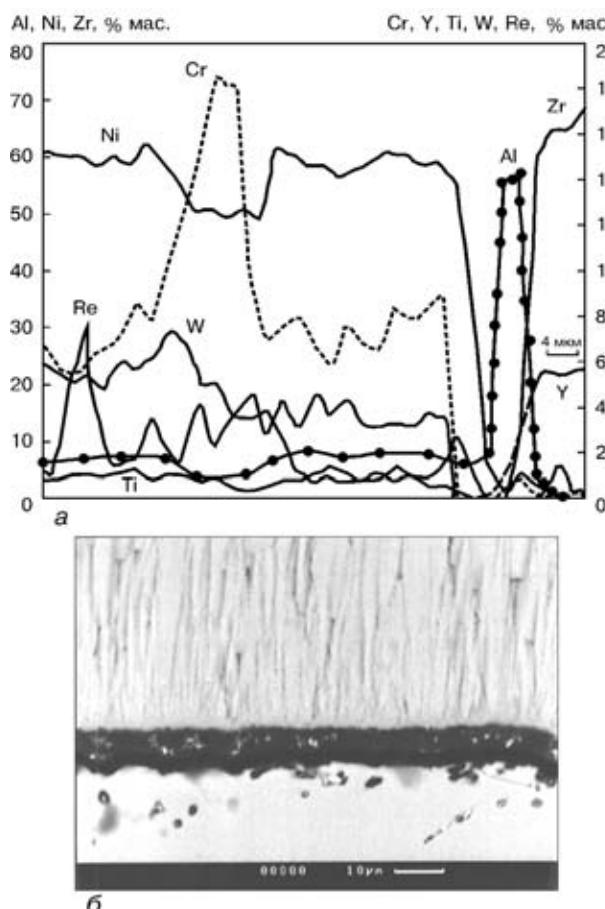


Рис. 3. Распределение химических элементов по толщине покрытия (а) и микроструктура поперечного сечения (б) термобарьерного градиентного покрытия $M_xC_y + NiAl / ZrO_2(Y_2O_3)$ на подложке CMSX-4 после 680 термоциклов

На рис. 3 а, б показано распределение элементов и микроструктура покрытия $M_xC_y + NiAl / ZrO_2(Y_2O_3)$ после 680 термоциклов испытаний по режиму $50^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 1093^{\circ}\text{C}$ с выдержкой при максимальной температуре 45 мин. Толщина окалины Al_2O_3 на границе связующий слой/керамика не превышает 8 мкм, обогащенная карбидами переходная зона эффективно затормозила диффузию вольфрама, рения и, в меньшей степени, титана из жаропрочного сплава.

Термоциклические испытания подобных покрытий на современных сплавах, таких как, например, CMSX-4 и Rene 5, показали, что их долговечность в несколько раз превосходит другие системы покрытий.

Ко второй группе термобарьерных градиентных покрытий, разработанных и испытанных в последние годы в Международном центре, относятся покрытия, осаждаемые на поверхность традиционного связующего слоя NiCoCrAlY (типа СДП-1). Этот слой необходимой толщины наносится за один цикл с использованием первого испарителя электронно-лучевой установки, после чего оснастка с изделиями перемещается и располагается над следующим испарителем (карусельного типа), где и происходит испарение композиционного слитка. Как уже отмечалось, нанесение более толстого связующего слоя

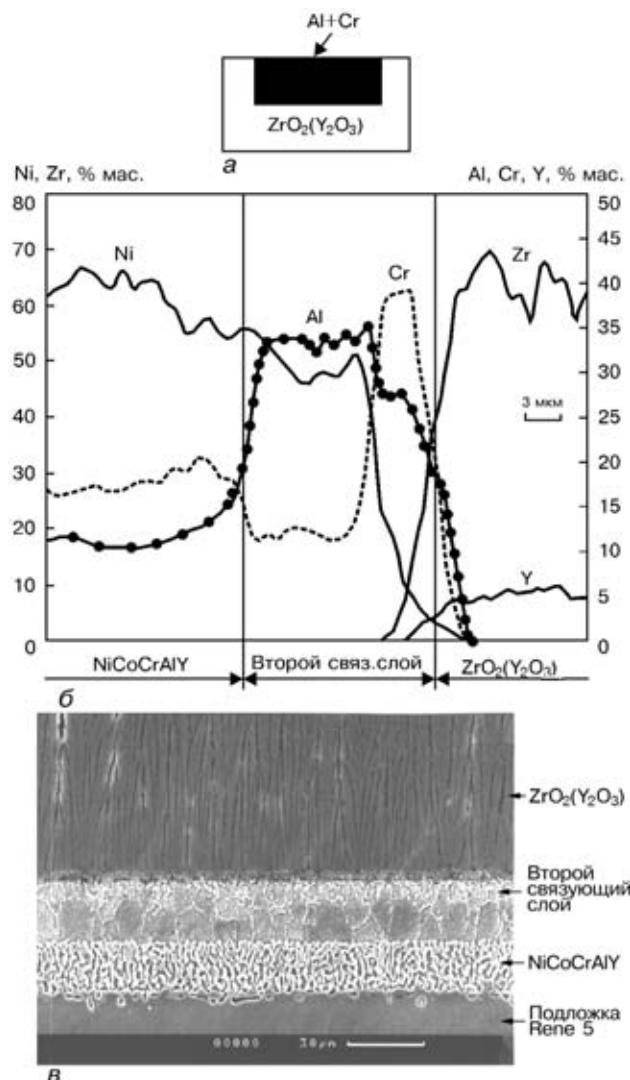


Рис. 4. Строение композиционного керамического слитка (а), распределение химических элементов по толщине покрытия (б) и микроструктура поперечного сечения (в) термобарьерного градиентного покрытия $NiCoCrAlY / Al+Cr / ZrO_2(Y_2O_3)$ на подложке Rene 5 в исходном состоянии

$NiCoCrAlY$ предпочтительнее для недостаточно термостабильных жаропрочных сплавов.

Одним из вариантов градиентного покрытия, осаждаемого на связующий слой $NiCoCrAlY$, является покрытие, содержащее переходную зону $Al+Cr$. Строение и состав композиционного слитка, используемого для осаждения термобарьерного градиентного покрытия $NiCoCrAlY / Al+Cr / ZrO_2(Y_2O_3)$, распределение химических элементов в этом покрытии и его микроструктура приведены на рис. 4. Алюминий, содержащийся в таблетке (рис. 4, а), имеет самое высокое давление пара при температуре испарения по сравнению с хромом и $ZrO_2(Y_2O_3)$ и поэтому испаряется первым. Атомы алюминия встречаются с поверхностью связующего слоя, нагретой до температуры, намного превышающей температуру плавления алюминия (660°C), при этом происходит их конденсация по механизму пар–жидкость–твердая фаза. Конденсирующаяся жидккая фаза активно взаимодействует с поверх-

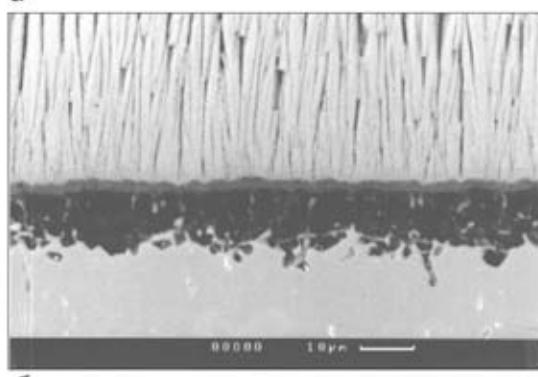
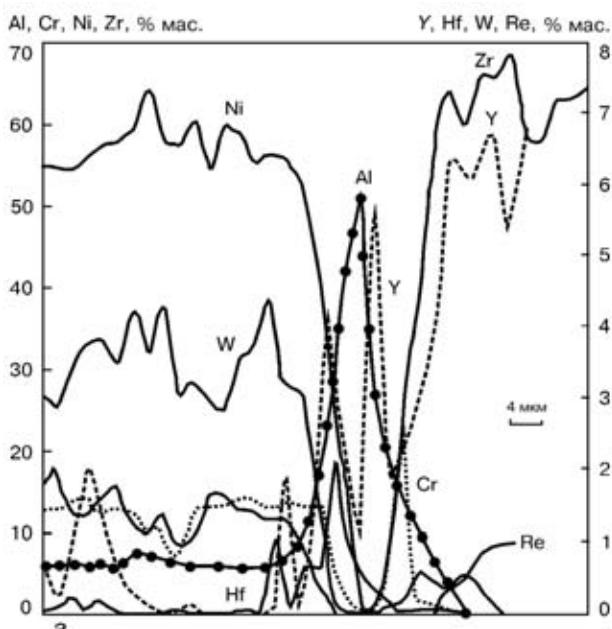


Рис. 5. Распределение химических элементов по толщине покрытия (а) и микроструктура поперечного сечения (б) термобарьерного градиентного покрытия $\text{NiCoCrAlY}/\text{Al+Cr}/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ на подложке CM-186 после 1000 термоциклов

ностью связующего слоя NiCoCrAlY , изменяя его химический состав и формируя второй связующий слой с высоким содержанием алюминия, близким по составу к NiAl . Далее из таблетки испаряется хром, образуя на поверхности алюминида тонкую, около 2...3 мкм, переходную зону с содержанием хрома до 40 %, которая непосредственно контактирует со слоем диоксида циркония, осаждаемым после этого (рис. 4, б). Хром и оксид хрома, содержащиеся в переходной зоне, благоприятствуют формированию преимущественно $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и создают эффективный диффузионный барьер, замедляя в первую очередь рост слоя оксида алюминия (рис. 4, б и 5, а.). Покрытия со связующим слоем NiCoCrAlY предпочтительнее при защите жаропрочных сплавов типа Rene 142, CM186LC, PWA 1480 и ЖС32.

На рис. 6 приведены обобщенные результаты термоциклических испытаний традиционных и градиентных термобарьерных покрытий на различных жаропрочных сплавах. Как видно, наиболее высокую долговечность имеют градиентные термобарьерные покрытия со связующим слоем типа

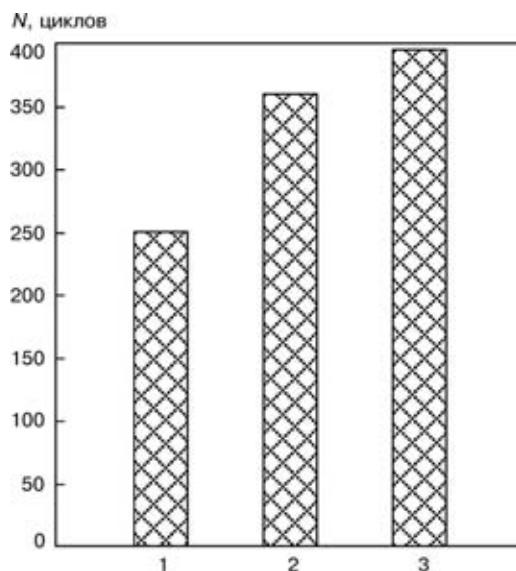


Рис. 6. Термоциклическая долговечность образцов с термобарьерными покрытиями при печных испытаниях на воздухе ($50 \leftrightarrow 1150^\circ\text{C}$, цикл 1 ч) в зависимости от типа связующего слоя: 1 — традиционное покрытие $\text{NiCoCrAlY}/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ на сплавах PWA 1480, Rene 142, CMSX-4, ЖС32; 2 — градиентное покрытие $\text{NiCoCrAlY}/\text{Al+Cr}/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ на сплавах PWA 1480, Rene 142, ЖС32; 3 — градиентное покрытие $\text{M}_x\text{C}_y + \text{NiAl}/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ на сплавах Rene 142, CMSX-4

$\text{M}_x\text{C}_y/\text{NiAl}$ и $\text{NiCoCrAlY}/\text{Al+Cr}$. Это объясняется их более высокой термической стабильностью и жаростойкостью за счет формирования градиентных переходных зон на границе связующий слой/жаропрочный сплав и связующий слой/керамический слой. В пользу этого свидетельствует замедление кинетики роста пленки на основе Al_2O_3 между связующим и керамическим слоями в процессе испытаний (таблица).

Одним из важных направлений совершенствования термобарьерных покрытий является повышение эрозионной стойкости внешнего керамического слоя и уменьшение его проницаемости с целью предотвратить проникновение различных вредных соединений из атмосферы или продуктов сгорания топлива, которые могут провоцировать разрушение (дестабилизацию) или скальвание керамического слоя. Это достигается за счет уплотнения поверх-

Результаты измерения толщины окалины Al_2O_3 , образующейся в переходной зоне связующий слой/керамический слой

Термобарьерное покрытие	Толщина окалины на основе Al_2O_3 (мкм) в зависимости от количества термоциклов			
	60	250	500	600
Традиционное $\text{NiCoCrAlY}/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$	5	10	—	—
Градиентное $\text{M}_x\text{C}_y + \text{NiAl}/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$	2	6	7	8
Градиентное $\text{NiCoCrAlY}/\text{Al+Cr}/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$	4	7	10	—

Примечание. Термоциклические испытания проводились по режиму $1150 \leftrightarrow 50^\circ\text{C}$ на образцах из жаропрочного сплава Rene 142



ности внешнего керамического слоя путем осаждения на него более твердого и плотного слоя другого химического состава либо термической обработкой с применением концентрированных источников энергии (например, лазера).

В этом случае возникает необходимость в дополнительном технологическом оборудовании, что еще более усложняет и удорожает процесс осаждения традиционных термобарьерных покрытий. Использование композиционного керамического слитка с нижней вставкой позволяет эффективно решить задачу осаждения градиентных термобарьерных покрытий с уплотненной поверхностью внешнего керамического слоя по одностадийной технологии. На рис. 7, а показана схема композиционного керамического слитка, использованного для осаждения градиентного термобарьерного покрытия с керамическим слоем $ZrO_2(Y_2O_3)$ толщиной 150 мкм, при этом наружный слой толщиной около 30 мкм уплотнен за счет градиентного введения HfO_2 . Это достигается тем, что по мере продвижения фронта жидкой ванны к нижней вставке и далее к концу слитка начинает испаряться вставка вместе с материалом слитка, в результате поверхность осажденного покрытия содержит добавки оксида гафния (рис. 7, б), количество которого на поверхности керамического слоя достигает 46 %. Как известно, оксид гафния, являясь более тугоплавким, образует непрерывный ряд твердых растворов с ZrO_2 , при этом высокотемпературные механические свойства, в частности, эрозионная стойкость, более высокая по сравнению с традиционными $ZrO_2(Y_2O_3)$.

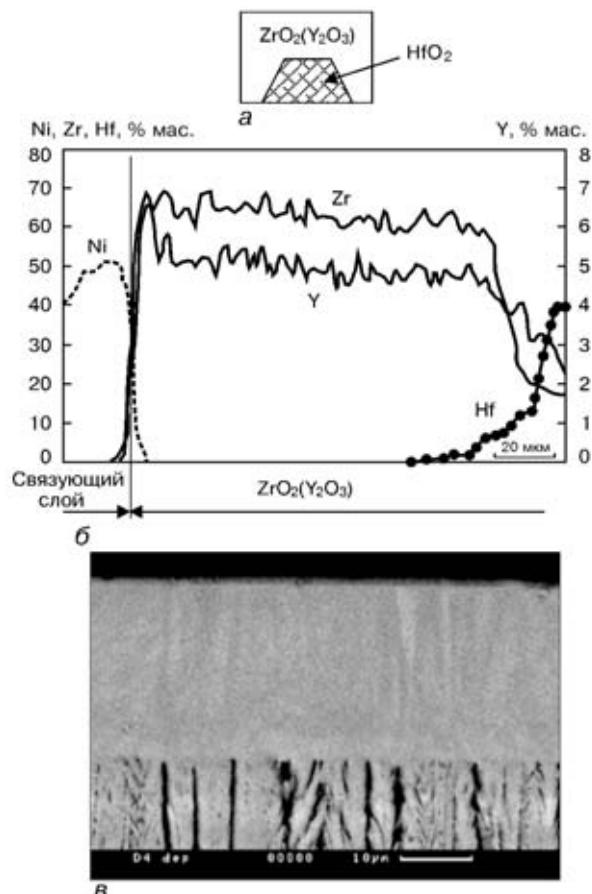


Рис. 7. Строение композиционного керамического слитка (а), распределение химических элементов по толщине градиентного керамического слоя $ZrO_2(Y_2O_3)-HfO_2$ (б) и микроструктура поверхности керамического слоя $ZrO_2(Y_2O_3)$ (в), уплотненной за счет локального перегрева электронным лучом

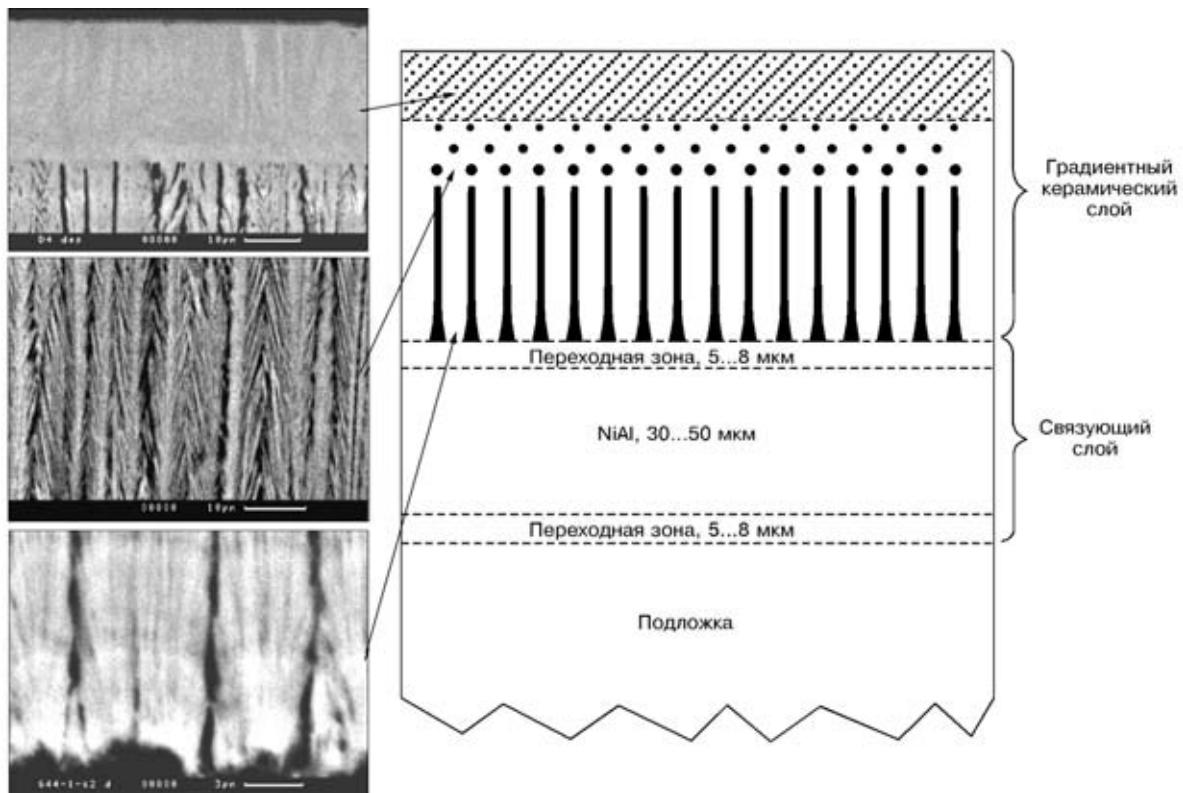


Рис. 8. Схема строения градиентного термобарьерного покрытия, осаждаемого по одностадийной технологии



Как показали проведенные исследования микротвердости и термоциклической долговечности, микротвердость уплотненной поверхности керамического слоя на 1,4 ГПа выше микротвердости традиционного керамического слоя, при этом термоциклическая долговечность градиентного покрытия не ухудшается.

Уплотнение поверхностного слоя термобарьерного покрытия осуществляется также термически, локальным перегревом поверхности керамического слоя на завершающей стадии испарения композиционного слитка путем резкого увеличения мощности луча электронной пушки, предназначенный для подогрева поверхности конденсации. Микроструктура такого керамического слоя представлена на рис. 7, в, при этом микротвердость уплотненного поверхностного слоя увеличивается в два раза по сравнению с традиционным керамическим слоем и достигает 12 ГПа.

В настоящее время в Международном центре продолжаются работы по совершенствованию одностадийных термобарьерных покрытий, имеющих градиентный микропористый керамический слой с более низкими значениями теплопроводности по сравнению с традиционными термобарьерными покрытиями. На рис. 8 показана схема и фрагменты микроструктуры одного из вариантов градиентного термобарьерного покрытия, осажденного за один технологический цикл с помощью композиционного слитка. Для осаждения подобных покрытий композиционный слиток наряду с ранее рассмотренными вставками имеет также дополнительные вставки в средней и нижней частях, которые обеспечивают формирование градиентных состава и структуры керамического слоя. Например, дополнительные вставки, содержащие хлорид натрия и располагающиеся в средней части слитка, испаряются после начала осаждения ZrO₂(Y₂O₃) и формируют градиентную (столбчатую и дендритную) структуру керамического слоя.

Применение электронно-лучевой технологии нанесения защитных покрытий с использованием композиционного слитка позволяет с высокой степенью воспроизводимости структуры и свойств осаждать термобарьерные градиентные покрытия.

Использование композиционных слитков для осаждения термобарьерных градиентных покрытий позволяет уделить и сократить технологический цикл за счет одностадийного процесса.

Предлагаемые термобарьерные градиентные покрытия в 1,5 раза превосходят по термоциклической долговечности традиционные двухслойные покрытия MCrAlY/ZrO₂(Y₂O₃).

- Miller R. A. Current status of thermal barrier coatings. — An overview // Surface and Coat. Technol. — 1987. — **30**, N 1. — P. 1–11.
- Beela W., Marijnissen G., Lieshout van A. The evolution of thermal barrier coatings — status and upcoming solutions for today's key issues // Ibid. — 1999. — **V. 120–121**. — P. 61–67.
- Characterization of commercial EB-PVD TBC systems with CVD (Ni, Pt)Al bond coatings / J. A. Haynes, M. J. Lance, B. A. Pint, I. G. Wright // Ibid. — 2001. — **V. 146–147**. — P. 140–146.
- Wortman D. J., Duderstadt E. C., Nelson W. A. Bond coat development for thermal barrier coatings // Journal of Engineering for Gas Turbines and Power. — 1990. — **V. 112**. — P. 527–530.
- Каблов Е., Мубайджан С. Защитные покрытия лопаток турбин перспективных ГТД // Газотурбинные технологии. — 2001. — № 3. — С. 30–32.
- Toshio Hirai. Functional gradient materials // Mat. Sci. & Technology — Proc. of ceramics. P. II. — 1996.
- Movchan B. A. EB-PVD technology in gas turbine industry: present and future // J. of Metals. — 1996. — № 11. — P. 40–45.
- Movchan B. A. Functionally graded EB PVD coatings // Surface and Coat. Technol. — 2002. — **V. 149**. — P. 252–262.
- Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings / A. G. Evans, D. R. Mumm, G. H. Hutchinson et al // Progress in Material Science. — 2001. — **V. 46**. — P. 505–553.

Международный центр электронно-лучевых технологий

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

Поступила 03.02.2003

ПОДПИСЫВАЙТЕСЬ НА ЖУРНАЛЫ ИЭС ИМ. Е.О. ПАТОНА:

«Современная электрометаллургия»

4 выпуска в год, подписной индекс 70693, тел.: (044) 269 26 23, 268 34 84,
(с 1985 по 2002 гг. журнал издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии»);

«Автоматическая сварка»

12 выпусков в год, подписной индекс 70031, тел.: (044) 227 63 02, 269 26 23;

«Техническая диагностика и неразрушающий контроль»

4 выпуска в год, подписной индекс 74475, тел.: (044) 261 58 81, 269 26 23;

«The Paton Welding Journal»

перевод на английский язык журнала «Автоматическая сварка»,

12 выпусков в год, подписной индекс 21971, тел.: (044) 269 26 23, 227 63 02;

«Advances in Electrometallurgy»

перевод на английский язык журнала «Современная электрометаллургия»

4 выпуска в год, тел.: (044) 269 26 23, 268 34 84

Подписка в Украине по каталогам агентств:

«Пресса» ◆ «Идея» - тел.: (044) 568 5715 ◆ «KSS» - тел.: (044) 464 0220 ◆ «САММИТ» - тел.: (044) 254 5050

Подписка в Российской Федерации по каталогу агентства «Роспечать»

Подписка через редакции журналов на годовые комплекты,
отдельные выпуски и статьи, в т.ч. в электронном виде (600 dpi, *.pdf формат)

<http://www.nas.gov.ua/pwj>



УДК 669.187.526:51.001.57

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ УСТАНОВКА УЭ-121

**Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, П. А. Пап,
А. Н. Калинюк, С. В. Хомутский, Ю. Т. Ищук**

Описана электронно-лучевая установка промышленного типа УЭ-121 и приведены ее технические характеристики. Изложены основные функциональные особенности узлов установки — рабочих камер, технологической оснастки, электронных пушек, источника питания.

Electron beam industrial installation of the UE-121 type is described and its technical characteristics are given. Main functional features of installation units, such as working chambers, technological fixture, electron guns, power sources, are presented.

Ключевые слова: электронно-лучевой переплав; установка; промежуточная емкость; аксиальная пушка; плавка металлов и сплавов

Использование электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) [1] благодаря наличию независимого концентрированного источника нагрева — электронного луча — значительно расширяет возможности процесса переплава. В настоящее время разработаны технологии утилизации отходов и выплавки сплавов способом ЭЛПЕ [2, 3]. Для достижения максимального эффекта от реализации данных технологий необходимы новые высокопроизводительные установки промышленного типа. В ИЭС им. Е. О. Патона накоплен богатый опыт разработки таких установок.

На базе лабораторной установки Э-121 [1] создана электронно-лучевая установка УЭ-121 (рис. 1), состоящая из трех камер — плавки, загрузки и слитка. Все элементы конструкции имеют полые стенки, в которых циркулирует вода для принудительного охлаждения слитка во время плавки и остывания. Установка оснащена также блоком электропитания,



Рис. 1. Внешний вид электронно-лучевой установки УЭ-121

© Н. П. ТРИГУБ, Г. В. ЖУК, П. А. ПАП, А. Н. КАЛИНЮК, С. В. ХОМУТСКИЙ, Ю. Т. ИЩУК, 2003

вакуумной системой, системами управления и стабилизации. Основные технические характеристики электронно-лучевой установки УЭ-121 следующие:

Установленная мощность, кВ·А	900
Ускоряющее напряжение, кВ	30
Количество пушек, шт.	3
Максимальные размеры заготовки, м:		
длина	2,2
сечение	0,50×0,45
Максимальные размеры слитка, м:		
длина	2,0
диаметр	0,6
прямоугольное сечение	1,00×0,15
Производительность высоковакуумной системы откачки, л/с	18000
Рабочий вакуум, Па:		
в пушках	(6,6...13)·10 ⁻³
в камере плавки	(6,6...13)·10 ⁻²
Максимальный расход охлаждающей воды, м ³ /ч	80
Габарит установки, м	14×8×5

Плавильная камера является центральной частью установки, в которой и реализуется процесс плавки. Она представляет собой вертикально расположенный цилиндр диаметром 2,0 м и высотой 1,5 м, ограниченный сверху и снизу вакуум-плотными крышками. Толщина стенок камеры позволяет полностью исключить проникновение наружу вторичного рентгеновского излучения, вызванного торможением электронов о переплавляемый материал. Внутри камеры находится технологическая оснастка, состоящая из кристаллизатора и промежуточной емкости (рис. 2). На верхней крышке установлены три электронно-лучевые пушки (рис. 3), имеющие следующие технические характеристики:

Номинальная мощность, кВт	300
Максимальная частота развертки, Гц	1000
Максимальный ток, А	15
Угол отклонения пучка электронов от оси пушки, град	0...35



Рис. 2. Технологическая оснастка для одновременной плавки нескольких слитков

Для отвода верхней крышки с расположенным на ней электронно-лучевыми пушками за пределы плавильной камеры применена рельсовая система. Благодаря ей возможно извлечение готового слитка из камеры с помощью цехового крана, а также очистка внутренних поверхностей крышки и пушек от возгонов, осаждающихся на них в процессе плавки. К технологическому отверстию в нижней крышке присоединена камера слитка. Через имеющиеся на нижней крышке штуцеры, предназначенные для охлаждения, в кристаллизатор и промежуточную емкость с помощью системы гибких шлангов подается вода. На боковой стенке камеры расположены смотровая система (стробоскопического типа) оператора, разъемы для ввода термопар и лампы-манометры. Слева от места оператора в стенке камеры имеется патрубок ДУ 630, через который с помощью вакуумного затвора камера плавки соединяется с системой откачки. Справа от места оператора на боковой стенке камеры находится вакуум-плотная технологическая дверь размером 1,8×1,0 м, на которой расположена смотровая система, используемая технологом для наблюдения за процессом плавки. Напротив места оператора камера плавки соединяется с камерой загрузки.

Камера загрузки является полым параллелипедом и состоит из двух частей, соединенных между собой вакуумным уплотнением. Ее общая длина составляет 2,2 м. Для проведения загрузки шихты указанные части камеры расстыковываются после освобождения зажимов, расположенных по периметру уплотнения, затем задняя часть камеры загрузки отделяется и отъезжает с помощью электропривода. В камере загрузки размещен механизм подачи шихты, который удаляется вместе с отделяемой частью камеры. Механизм подачи шихты представляет собой ряд параллельных направляющих, вдоль которых с помощью цепной передачи перемещается толкателем. Благодаря механизму подачи можно подавать цельную заготовку, расходуемый короб с шихтовыми материалами, кусковую шихту и насыпные материалы, например губчатый титан. В двух первых случаях на направляющие устанавливается рольганг, по которому толкателем подает заготовку в зону плавки. При использовании насыпной шихты

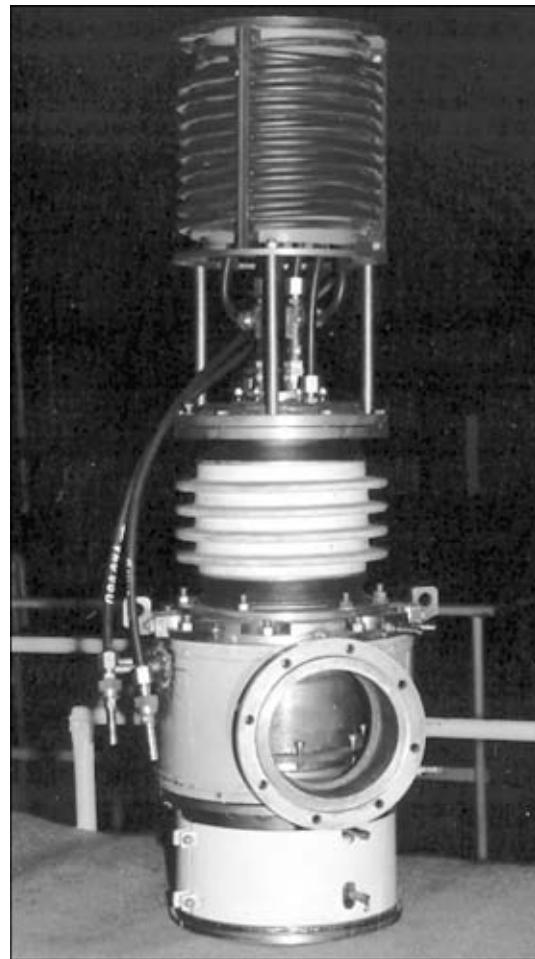


Рис. 3. Электронно-лучевая пушка «Патон-300»

на направляющие помещается нерасходуемый короб, ширина которого не превышает ширины задней стенки промежуточной емкости, и толкателем равномерно подает шихтовые материалы в промежуточную емкость. Благодаря расстыковке камеры загрузки можно оперативно загружать шихту, используя цеховой кран грузоподъемностью 10 т.

Камера слитка представляет собой водоохлаждаемый цилиндр диаметром 1,4 м, который крепится к нижней крышке камеры плавки через фланец. В камеру слитка через вакуумное уплотнение снизу вводится шток, на верхней части которого расположен медный водоохлаждаемый поддон. Поддон закреплен в камере слитка с помощью двух траверс, соединенных между собой винтовыми тягами. Снаружи камеры слитка расположен привод, который посредством винтовых тяг перемещает шток в вертикальном направлении для вытягивания слитка в процессе плавки. Привод состоит из электродвигателя и редуктора. Перед началом плавки на поддоне крепятся «закладные», изготовленные из материала выплавляемого слитка. В нижней части камеры слитка расположен технологический люк, который обеспечивает доступ к внутренним частям механизма вытягивания. Через этот люк производится установка «закладных» перед плавкой, освобождение готового слитка после плавки и его извлечение из установки.

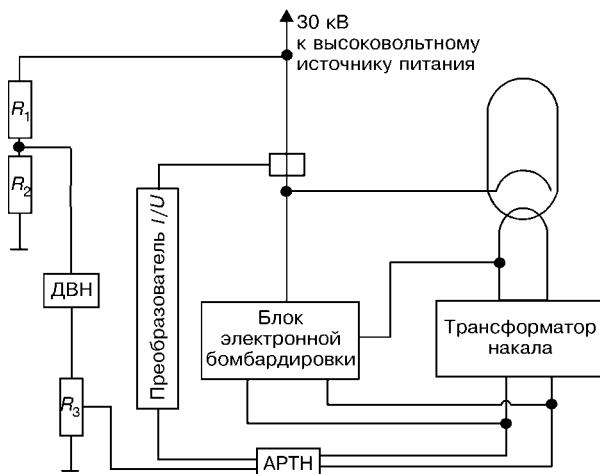


Рис. 4. Принципиальная схема управления накалом пушки

Технологическая оснастка, в которой происходит процесс электронно-лучевого переплава, состоит из промежуточной емкости и кристаллизатора. В стенах промежуточной емкости (холодный под) имеется проем для слива жидкого металла (сливной носок). В указанную емкость сплавляется шихта, которая подается из камеры загрузки. Промежуточная емкость служит для усреднения химического состава, рафинирования расплава от примесей (в том числе и газовых) и включений [1]. В процессе плавки в емкости образуется гарнисаж, предохраняющий ее стенки и дно от взаимодействия с расплавленным металлом. Металл из промежуточной емкости сливается в кристаллизатор, представляющий собой полый замкнутый контур (проем). Его внутренняя часть, контактирующая с металлом слитка, выполнена из водоохлаждаемой меди. Промежуточная емкость и кристаллизатор составляют единый узел, смонтированный на стальной раме, закрепленной в камере плавки. Конструктивная схема крепления оснастки внутри камеры позволяет оперативно заменять ее узлы при изменении размеров слитков. С целью снижения затрат времени и материалов использована принципиально новая схема технологической оснастки (см. рис. 2). При замене сливного носка на прорезь в стенке промежуточной емкости уменьшились потери металла, поскольку именно на сливном носке происходит максимальный перегрев расплава и его испарение. Благодаря прорезям в кристаллизаторе увеличивается производительность процесса плавки в случае слитков малого диаметра.

Пушки «Патон-300» (рис. 3) представляют собой электронно-лучевые нагреватели аксиального типа [1]. Каждая пушка состоит из катодного узла с вольфрамовым электродом, установленного на высоковольтном изоляторе, анодного водоохлаждаемого узла, магнитной линзы, отклоняющей системы и лучевода. Она оснащена также индивидуальной системой откачки. Электропитание пушек осуществляется с помощью высоковольтного источника постоянного напряжения 30 кВ, состоящего из коммутационной пускозащитной аппаратуры, тиристорного ключа, дросселя, трансформатора, выпрямителя и источников накала катодов пушек. Система управления обеспечивает стабилизацию тока электронного луча путем введения обратной связи в цепь автоматической регулировки тока накала катода. Принципиальная схема управления накалом пушки (рис. 4) состоит из следующих функциональных узлов: резисторные высоковольтные делители напряжения R_1 , R_2 ; датчик высокого напряжения ДВН; резистор-задатчик тока накала R_3 ; автоматический регулятор тока накала АРТН; измерительный, гальванически связанный от высоковольтных цепей преобразователь тока электронного луча в постоянное напряжение; источник накала пушки (блок электронной бомбардировки и трансформатор накала).

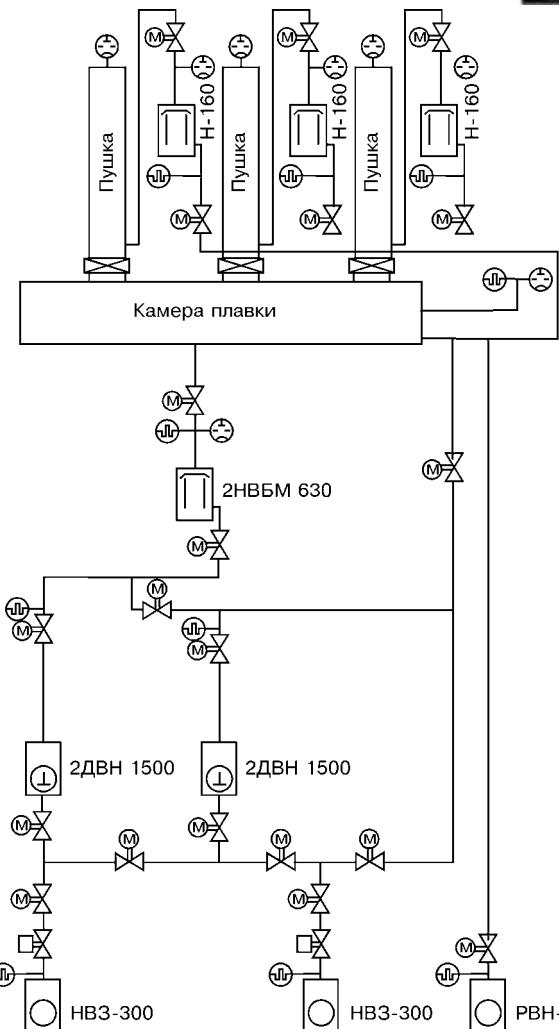


Рис. 5. Схема вакуумной системы установки УЭ-121

торного ключа, дросселя, трансформатора, выпрямителя и источников накала катодов пушек. Система управления обеспечивает стабилизацию тока электронного луча путем введения обратной связи в цепь автоматической регулировки тока накала катода. Принципиальная схема управления накалом пушки (рис. 4) состоит из следующих функциональных узлов: резисторные высоковольтные делители напряжения R_1 , R_2 ; датчик высокого напряжения ДВН; резистор-задатчик тока накала R_3 ; автоматический регулятор тока накала АРТН; измерительный, гальванически связанный от высоковольтных цепей преобразователь тока электронного луча в постоянное напряжение; источник накала пушки (блок электронной бомбардировки и трансформатор накала).

Вакуумная система установки УЭ-121 (рис. 5) включает в себя вакуумные магистрали, затворы и насосы — механические, пароструйные и диффузионные. Магистрали состоят из стальных труб, соединяющих насосы между собой, а также с камерой плавки и пушками. Магистрали обеспечивают необходимые проходные сечения для максимального использования производительности насосов. Вакуумирование внутренних полостей камер установки



от уровня атмосферного давления осуществляется механическим насосом РВН-6. Благодаря его производительности в камере плавки остаточное давление $3 \cdot 10^4$ Па достигается в течение 10 мин. Для дальнейшего вакуумирования установки и удаления газов и паров металла во время плавки используется основная магистраль, состоящая из механических насосов НВЗ-300 (2 шт.), 2ДВН 1500 (2 шт.), а также пароструйного 2НВБМ 630 (1 шт.) и диффузионного Н-160 (3 шт.) насосов.

Вакуумная система установки УЭ-121 позволяет создать в объеме плавильной камеры давление $1 \cdot 10^{-2}$ Па, а в пушках — $1 \cdot 10^{-3}$ Па, что обеспечивает бесперебойную работу пушек и сохранение необходимого уровня рафинирования переплавляемого металла в течение всего технологического процесса.

Таким образом, электронно-лучевая установка УЭ-121 является высокопроизводительным агрегатом промышленного типа для плавки металлов и сплавов с промежуточной емкостью. В качестве

шихтовых материалов могут быть использованы как цельные расходуемые заготовки, так и кусковые отходы или насыпные материалы. Благодаря оперативной замене технологической оснастки на установке можно выплавлять слитки круглого и прямоугольного сечений из сплавов на основе железа, никеля, титана и тугоплавких металлов

1. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
2. Утилизация отходов титанового производства методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью / А. Л. Тихоновский, Н. П. Тригуб, А. Н. Калинюк и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1991. — № 1. — С. 59–63.
3. Структура и свойства титанового сплава ВТ6С электронно-лучевой выплавки / А. Н. Калинюк, О. Н. Козловец, И. В. Цыбань, Н. П. Тригуб // Там же. — 1999. — № 2. — С. 45–50.

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

Поступила 06.03.2003

УДК 669.187.526.001.5

УСКОРЕННОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ СЛИТКОВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛП

**А. М. Касумов, Н. Ф. Наконечный,
В. Н. Федоров, В. А. Щекин-Кротов**

Реализовано сокращение времени охлаждения слитков титана после ЭЛП в три раза. Эффект достигнут за счет повышения излучательной способности поверхности слитков при оксидировании потоком воздуха. Описана возможность переплава стружки. Увеличение производственной мощности плавильного участка составляет 21 %.

Time of cooling titanium ingots after EBM was 3 times reduced. Effect was attained by increasing radiation capability of surface of ingots in oxidizing by air flow. The feasibility of chips remelting is described. Increase in production capacity of the melting shop bay is 21 %.

Ключевые слова: титан; слиток; охлаждение; электронно-лучевая плавка

Охлаждение слитков титана в вакууме после электронно-лучевой плавки (ЭЛП) до температуры поверхности 300 °C, безопасной для извлечения из плавильной установки, длится около 6 ч и составляет существенную часть всего цикла их изготовления. Сократить время охлаждения слитков можно путем дополнительного отбора тепла. Выбор способа такого отбора определяется как его эффективностью, так и возможностью совмещения с принятой

технологией выемки и последующей обработки слитков. В настоящей работе дан пример реализации такого подхода, примененного на заводе электронно-лучевой металлургии АОЗТ «ФИКО».

Эффективность различных способов отбора тепла определялась по времени, затрачиваемому на охлаждение слитков диаметром 640 мм и рассчитываемому по методике работы [1] для постоянной температуры окружающей среды. Было установлено, что время охлаждения слитков в рассмотренных способах соотносится следующим образом: охлаждение

© А. М. КАСУМОВ, Н. Ф. НАКОНЕЧНЫЙ, В. Н. ФЕДОРОВ, В. А. ЩЕКИН-КРОТОВ, 2003

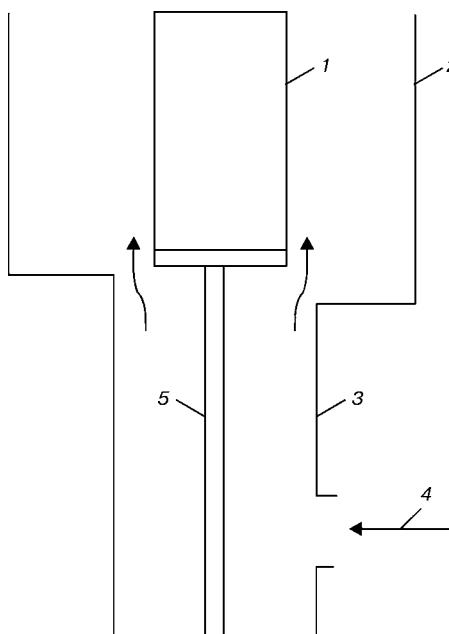


Рис. 1. Схема охлаждения слитка при обдуве воздухом: 1 — слиток, 2 — камера плавки, 3 — камера слитка, 4 — поток воздуха, 5 — шток с поддоном

в вакууме — 1; аргоне — 0,91; гелии — 0,87; воздухе при нахождении слитка в своей камере, без обдува вентилятором — 0,37; с обдувом — 0,35; в воздухе при нахождении слитка в более широкой камере плавки, без обдува — 0,26; с обдувом — 0,25. Не рассматривались выемка слитка из плавильной установки сразу после окончания плавки, а также процесс охлаждения с последующим оплавлением поверхности ввиду конструктивных особенностей плавильной установки, исключающих возможность проведения таких операций.

Охлаждение слитка начиналось сразу после завершения операции по выводению усадочной раковины и состояло из этапов: напуска воздуха в рабочий объем плавильной установки, вскрытия камеры, подъема слитка в плавильную камеру, равномерного обдува его поверхности вентилятором. Схема охлаждения слитка в плавильной камере представлена на рис. 1.

Контакт раскаленной поверхности слитка с воздухом приводил к образованию слоя окалины, повышающего степень черноты титана с 0,3 [2] до 0,9 [3] и соответственно отдачу тепла излучением в три раза. Поскольку, как показывает расчет, именно потери на излучение составляют основной механизм охлаждения слитка в рассматриваемых условиях, то и время данного процесса также сокращалось в три раза по сравнению с охлаждением в вакууме.

На рис. 2 представлены кривые снижения температуры поверхности слитков в процессе охлаждения в вакууме и при обдуве воздухом в камере плавки. Температура измерялась дифференциальными термопарами в области поверхности, соответствующей нижнему торцу кристаллизатора. Из рисунка видно, что именно в начальный период охлаждения на воздухе, когда образуется слой окали-

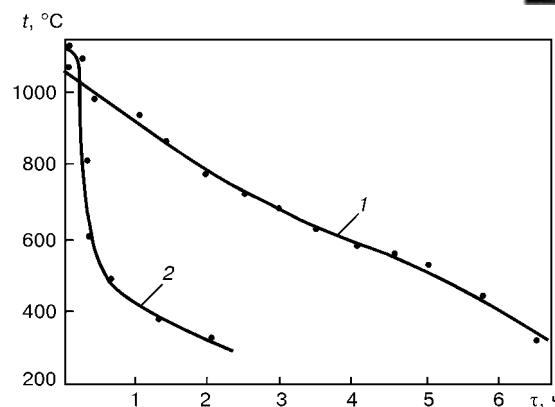


Рис. 2. Изменение температуры поверхности слитка в зависимости от времени охлаждения: 1 — в вакууме; 2 — в камере плавки при обдуве воздухом

ны, происходит наибольшее снижение температуры поверхности слитка. Дополнительно быстрому охлаждению способствует и расположение слитка в широкой камере плавки, где прием его излучения увеличивается за счет большей площади водоохлаждаемых стенок.

Численная оценка роли конвекционного механизма охлаждения при используемых условиях обдува показывает, что теплоотдача конвекцией приблизительно в 20 раз уступает теплоотдаче излучением. Тем не менее, обдув слитка не был исключен из технологии процесса, поскольку способствовал быстрому выводу горячего воздуха из плавильной установки, предохраняя тем самым резиновые прокладки от деструкции.

Из изложенного выше ясно, что управление излучательной способностью поверхности слитка позволяет изменять время его охлаждения в широком диапазоне.

Ускоренное охлаждение слитков титана благоприятно отражается на их макроструктуре, приводя к некоторому уменьшению размера кристаллов. На рис. 3 показано изменение площади кристаллов по радиусу темплетов, вырезанных из слитков, охлажденных в течение 6 ч в вакууме и 2 ч при обдуве воздухом. Темплеты вырезали на расстоянии 150 мм от верхнего торца слитков, то есть вне области действия усадочных эффектов, и протравливали согласно методике работы [4]. На основании рисунка было подсчитано, что средняя площадь кристаллов в первом случае составляет 255 mm^2 , размер кристалла — 16 мм, а во втором случае соответственно 153 mm^2 и 12,4 мм, то есть наблюдаемое при быстром охлаждении уменьшение кристаллов составляет 22 %.

Быстрое охлаждение слитков до низких температур хорошо сочетается с традиционной для предприятия технологией их выемки из плавильной установки за верхний торец с помощью грузозахватного устройства. Напряжения, создаваемые в местах захвата, составляют $2,5 \text{ кгс}/\text{мм}^2$, то есть намного меньше их предельных значений для титана при рассматриваемой температуре 300°C ($\sigma_{0,2} =$

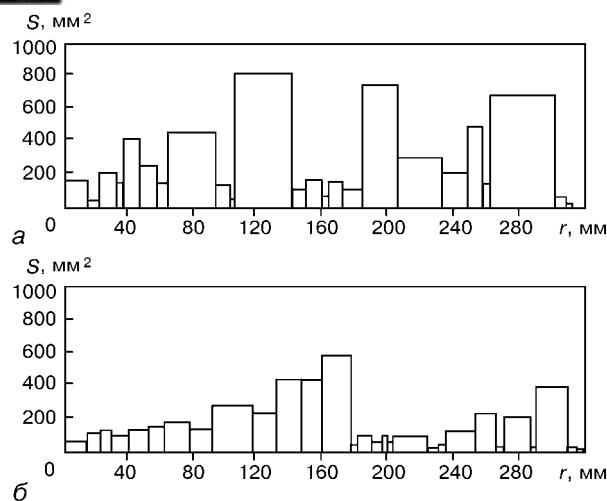


Рис. 3. Распределение площади кристаллов по радиусу темплетов из слитков, охлажденных: *a* — в вакууме за 6 ч; *b* — при обдуве воздухом за 2 ч

$= 50 \dots 70 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ [5], и не могут привести к деформации и проскальзыванию слитка. Кроме того, низкая температура позволяет персоналу работать с грузозахватным устройством непосредственно вблизи слитка.

С другой стороны, воздушное охлаждение сочетается с применяемой на предприятии токарной обточкой слитка. Слой окалины, образующийся на поверхности при контакте с воздухом, имеет малую толщину, до 50 мкм, поэтому при его удалении обточкой потери массы слитка также невелики и не превышают 1 %.

Снятый слой верхней стружки сильно загазован, например, содержание азота в нем достигает 0,05...0,06 % при допустимом для BT1-0 уровне 0,04 %. Поэтому такая стружка непригодна к повторному переплаву. Однако стружка, снимаемая с более глубоких слоев с целью удаления поверхностных дефектов слитка, не содержит избытка газовых примесей и допускается к переплаву. С целью предотвратить загрязнение стружки при токарной обточке тщательно подбирался режим проходки резца для устранения перегрева и вызываемого им оксидирования металла, не допускалось попадания машинного масла, что могло привести к науглероживанию, производилась сушка стружки в спрессованном состоянии в течение 2 ч при обдуве теплым (80°C) воздухом для удаления остатков охлаждающей резец воды, способной повысить содержание кислорода и водорода в титане. Масса стружки, снятой с глубоких слоев, составляла до 3 % массы слитка.

Содержание примесей в слитках после воздушного охлаждения, выплавленных с использованием стружки

№ слитка	Материал слитка	Масса стружки, %	Содержание примесей, %		
			N	O	C
40	BT1-0	11,6	0,017 0,029	0,15 0,18	0,044 0,054
41	BT1-0	6,3	0,035 0,018	0,19 0,15	0,058 0,046
22	BT1-0	3,3	0,020 0,028	0,17 0,18	0,050 0,054
31	BT1-0	2,3	0,027 0,020	0,15 0,17	0,039 0,047
17	Gd2	3,7	0,016 0,024	0,18 0,21	0,027 0,030
16	Gd2	3,1	0,018 0,023	0,19 0,20	0,030 0,025

П р и м е ч а н и я: 1. Над чертой приведено содержание в головной части слитка, под чертой — в донной части. 2. Содержание водорода в обеих частях слитка составляло менее 0,008 %.

В таблице приведено содержание указанных примесей в металле слитков, выплавленных с использованием стружки глубоких слоев. Как видно из таблицы, даже при добавлении в слитки большого количества стружки, до 12 % массы слитка, содержание примесей в металле не превышает нормы.

Положительный эффект, достигнутый за счет сокращения времени охлаждения слитков с 6 до 2 ч, выражается в увеличении производственной мощности плавильного участка на 21,1 %. При этом потери, обусловленные снятием верхнего слоя окисленной стружки, сравнимы с выигрышем, получаемым от сокращения расходов по эксплуатации плавильной установки, и взаимно компенсируются.

1. Тайц Н. Ю. Технология нагрева стали. — М.: ГНТИ по черной и цветной металлургии, 1962. — 567 с.
2. Козелкин В. В., Усольцев Ф. Основы инфракрасной техники. — М.: Машиностроение, 1974. — 335 с.
3. Самсонов Г. В. Физико-химические свойства окислов. — М.: Металлургия, 1978. — 472 с.
4. Борисов Е. А. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. — М.: Металлургия, 1980. — 464 с.
5. Еременко В. Н. Титан и его сплавы. — Киев: Изд-во АН УССР, 1960. — 500 с.

АОЗТ «ФИКО», г. Киев

Поступила 20.12.2002

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ



УДК 669.187:658.011.54

ИЗУЧЕНИЕ СПЕКТРОВ АРГОНОВЫХ ДУГ ДЛЯ СОЗДАНИЯ АВТОМАТИЧЕСКИХ СИСТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССАМИ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ ПЛАВКИ И СВАРКИ В АРГОНЕ

Е. В. Шаповалов

Представлены экспериментальные данные по изучению спектра аргоновой дуги. Полученные экспериментальные данные необходимы для создания систем технического зрения, работающих в условиях аргоновой дуги.

Experimental data on study of argon arc spectrum are presented. The obtained experimental data are necessary to create the systems of technical vision operating in the conditions of argon arc.

Ключевые слова: автоматизация процессов; плазменно-дуговая плавка; аргонодуговая сварка; спектр аргоновой дуги; система технического зрения; ПЗС матрицы

Автоматизация технологических процессов плазменно-дуговой плавки и сварки предполагает наличие системы технического зрения (СТЗ), позволяющей в реальном масштабе времени получать визуальную информацию о параметрах технологических процессов (размеры и форма металлической ванны, расстояние от ванны до среза сопла плазмотрона, уровень металла относительно среза кристаллизатора, пространственное положениестыка, параметры разделки кромок и т.п.). В неавтоматизированных системах эти функции возложены на оператора или сварщика.

Целью данной работы является изучение спектров аргоновых дуг для уменьшения влияния излучения дуги на СТЗ, используемые в технологических процессах плазменно-дуговой плавки и сварки в аргоне.

Относительная чувствительность рецепторов человеческого зрения в зависимости от длины волны показана на рис. 1 [1]. Для защиты человеческого зрения от интенсивного излучения электрической дуги используют серийно выпускаемые оптические фильтры. На рис. 2 показаны спектры поглощения наиболее распространенных фильтров С-3 и С-4. Как следует из рис. 1 и 2, спектр поглощения фильтров С-3 и С-4 практически полностью перекрывает диапазон длин волн, к которому чувствителен человеческий глаз.

© Е. В. ШАПОВАЛОВ, 2003

В настоящее время в качестве светочувствительного устройства в большинстве СТЗ используют прибор с зарядовой связью (ПЗС) матрицы.

Принцип работы ПЗС матрицы заключается в следующем. На основе полупроводникового материала (кремний, германий) создается матрица светочувствительных элементов. Каждый светочувствительный элемент имеет свойство накапливать заряды пропорционально количеству попавших на него фотонов. Таким образом, за некоторое время экспозиции на секции накопления получается двумерная матрица зарядов, пропорциональных яркости исходного изображения. Накопленные заряды перв-

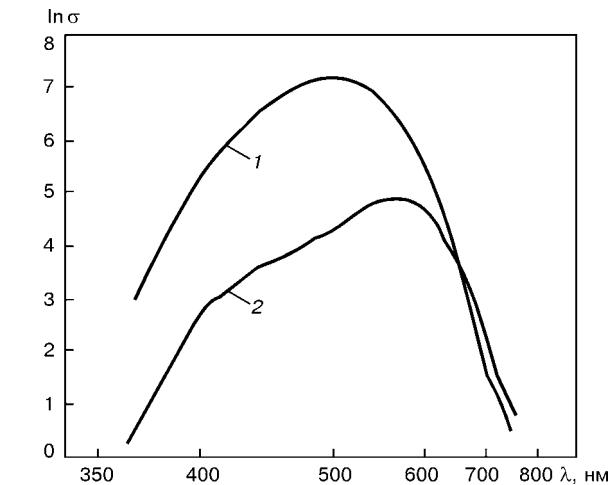


Рис. 1. Относительная чувствительность рецепторов человеческого зрения: 1 — палочки; 2 — колбочки; $\ln \sigma$ — логарифм относительной чувствительности; λ — длина волны

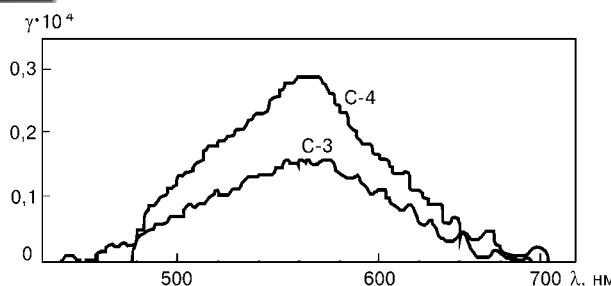


Рис. 2. Спектр поглощения сварочных стекол С-3 и С-4; γ — коэффициент поглощения

воначально переносятся в секцию хранения, а далее строка за строкой — на выход матрицы.

Несмотря на видимое разнообразие телевизионных камер, ПЗС матрицы, используемые в них, практически одинаковы, поскольку технология их изготовления аналогична у всех производителей. Основными параметрами ПЗС матриц являются размерность в пикселях; спектральная чувствительность.

Разрешающая способность ПЗС камер в основном определяется размерностью ПЗС матрицы в пикселях и качеством объектива. К наиболее широко применяемым следует отнести ПЗС матрицы с разрешением, ориентированным на телевизионный стандарт — 512×576 и 768×576 . Для СТЗ, применяемых в автоматических системах управления процессами плазменно-дуговой плавки и сварки, наиболее приемлемым является использование матрицы форматом 768×576 . Это обусловлено такими факторами:

ПЗС матрицы форматом 768×576 позволяют получить максимальное разрешение для стандартного телевизионного сигнала;

в отличие от матриц формата 512×576 , они имеют близкую к квадрату сетку расположения светочувствительных элементов, а следовательно, одинаковую разрешающую способность по горизонтали и вертикали.

При использовании ПЗС матрицы с большим разрешением возникают дополнительные трудности, связанные с обработкой изображений в реальном масштабе времени. Для СТЗ, работающих в условиях электрической дуги, важным фактором является спектральная чувствительность ПЗС матриц.

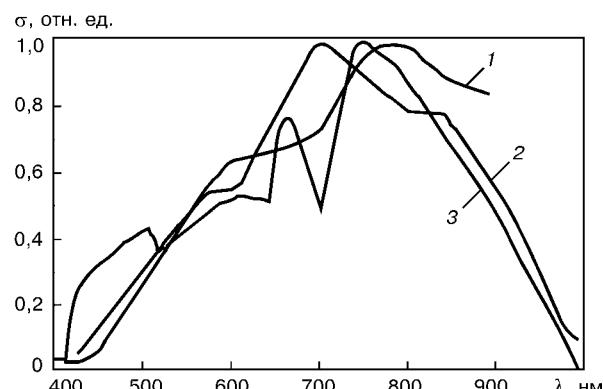


Рис. 3. Спектральные характеристики ПЗС матриц различных производителей: 1 — «Dalsa»; 2 — «Thomson»; 3 — «Texas instruments»; σ — спектральная чувствительность

В работе [2] приводятся спектральные характеристики некоторых ПЗС матриц (рис. 3).

ПЗС матрицы изготавливают преимущественно на основе кремния. Поэтому при всем разнообразии характеристик они отличаются также максимумом чувствительности в красном и ближнем инфракрасном (ИК) диапазоне. Германские ПЗС матрицы хотя и имеют более широкий диапазон чувствительности в дальней ИК области спектра, но практически не используются в СТЗ из-за высокой стоимости. По данным работы [3], фирма «Sony» все свои черно-белые матрицы выпускает со спектральной характеристикой, представленной на рис. 4.

ПЗС матрицы имеют более широкий диапазон спектральной чувствительности по сравнению с человеческим зрением, поэтому использование стандартных оптических фильтров является невозможным. При построении СТЗ для управления процессами плазменно-дуговой плавки в аргоне возникают трудности с определением параметров оптического фильтра, защищающего ПЗС матрицу от интенсивного излучения электрической дуги.

Большинство СТЗ, предназначенных для слежения за линией стыка при аргонодуговой сварке, используют осветитель [4–8]. Выбор длины волны такого осветителя является одной из важных научных проблем, поскольку дуга при этом должна оказывать как можно меньшее влияние на работу СТЗ, а ПЗС матрица иметь достаточную чувствительность к этой длине волны.

Для решения указанных проблем в ИЭС им. Е. О. Патона были проведены экспериментальные исследования спектра аргоновой дуги с помощью дифракционного спектрометра. В его конструкции можно выделить четыре основных структурных блока: дифракционная решетка, объектив, фотоприемник, микропроцессорный блок обработки данных. В качестве фотоприемника использовали ПЗС матрицу. Излучение аргоновой дуги с помощью призмы и объектива фокусировали на дифракционную решетку спектрометра. Измерения проводили в четырех диапазонах — $500 \dots 632$, $632 \dots 762$, $762 \dots 893$, $893 \dots 1000$ нм. Экспериментальные спектральные характеристики аргоновых дуг стали и алюминия показаны на рис. 5.

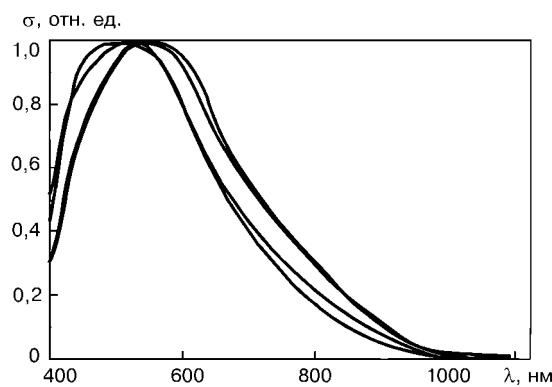
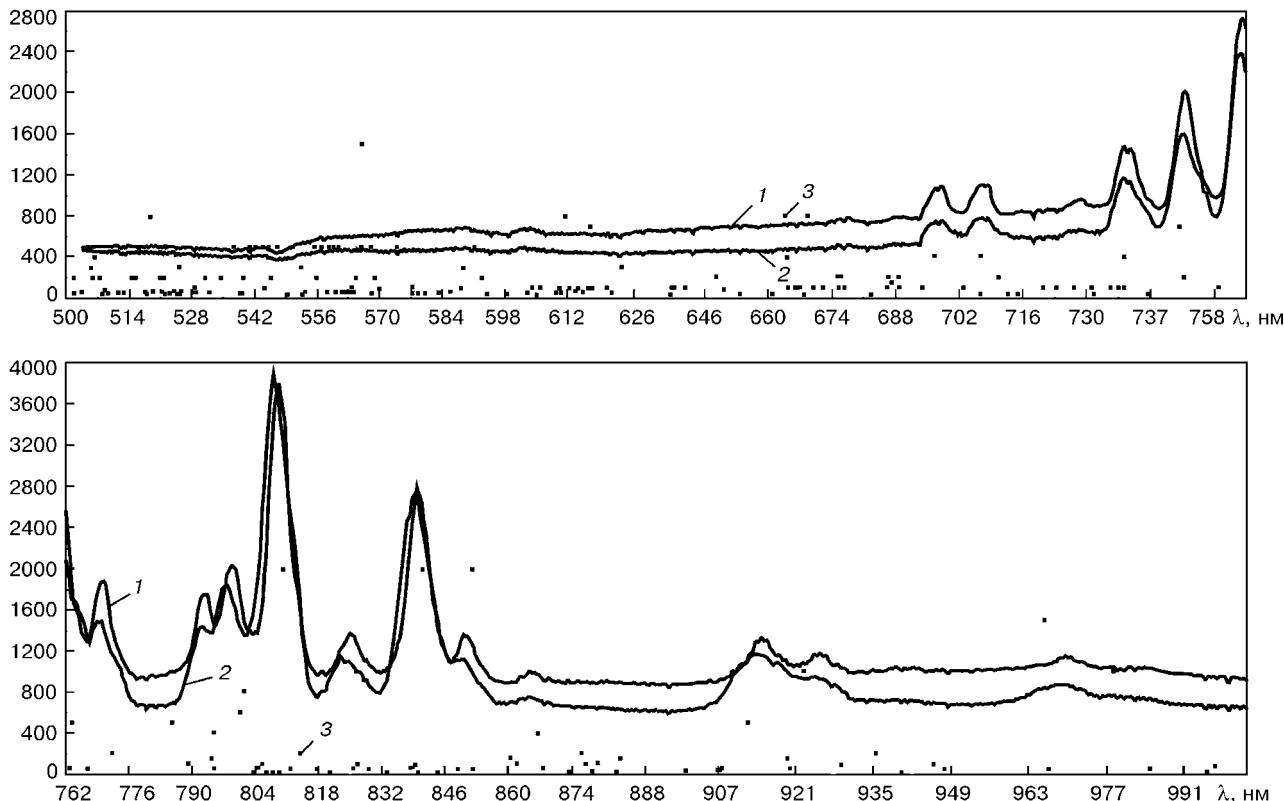


Рис. 4. Семейство типовых характеристик спектральной чувствительности некоторых ПЗС матриц фирмы «Sony»

*B, отн.ед.*Рис. 5. Спектральные характеристики аргоновых дуг : 1 — алюминий; 2 — сталь; 3 — аргон; *B* — яркость

Формы экспериментальных кривых для стали и алюминия не имеют существенных различий. Это можно объяснить тем, что спектральные линии атомов используемых металлов в диапазоне 500...1000 нм не отличаются большой яркостью. Возможно также поглощение этих спектральных линий защитным газом (аргоном) или воздухом. Полученные экспериментальные данные необходимы для определения параметров оптических фильтров, применяемых в СТЗ плазменно-дуговой плавки и сварки в аргоне.

Согласно экспериментальным данным, максимальные значения яркости аргоновой дуги были зафиксированы в диапазоне от 680 до 870 нм, а наиболее благоприятными для работы СТЗ являются диапазоны 500...680 нм.

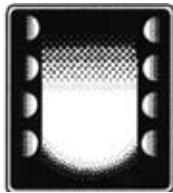
На рис. 5 также приведены теоретические значения яркости спектральных линий аргона [9]. Отличие экспериментальных данных от теоретических обусловлено несколькими факторами. В последних не учитывалось поглощение излучения дуги средой прохождения (воздухом), влияние температурной светимости расплавленного металла. Также можно отметить некое уширение спектральных линий, что объясняется хаотическим тепловым движением в газе. На ширину спектральных линий влияют столкновения между излучающими частицами, сильные возмущения частоты ионов, обусловленные их случайным расположением в кристаллической решётке, изменение частоты излучения ионов из-за эффекта Доплера.

С учетом полученных результатов в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины была разработана система направления горелки по стыку с телевизионным датчиком [7]. Использование полосовых фильтров в диапазоне от 500 до 680 нм позволило с помощью ПЗС видеокамеры наблюдать за металлической ванной при плазменно-дуговой плавке в аргоне на печи УПП-3.

1. Прэйтт У. Цифровая обработка изображений: В 2 т. — М.: Мир, 1982. — Т. 1. — 400 с.
2. Майоров В. П., Овчинников Л. Ф., Семин М. С. Рассуждения о телевизионных камерах // Компьютерра. — 1998. — № 14. — С. 17–21.
3. Чура Н. И. ИК-подсветка при теленаблюдении // Спец. тёхника. — 2000. — № 1. — С. 35–38.
4. Повышение качества слежения за стыком на основе технического зрения / Ф. Н. Кисилевский, Г. А. Бутаков, В. В. Долиненко, Е. В. Шаповалов // Пробл. обеспечения качества в сварке. пр-ве: Материалы междунар. науч.-практ. конф. и выставки (Киев, 3–6 апр. 2001 г.). — Киев, 2001. — С. 20–21.
5. Устинов Н. Г., Карпиленко А. В. Оптический сенсор для автоматической сварки // Автомат. сварка. — 1992. — № 7–8. — С. 37–40.
6. Boillot J. P., Noruk J. The benefits of laser vision in robotic arc welding // Welding J. — 2002. — № 8. — Р. 32–34.
7. Кисилевский Ф. Н., Притула С. И., Долиненко В. В. Система направления сварочной горелки по стыку с телевизионным датчиком // Автомат. сварка. — 2003. — № 1. — С. 51–52.
8. Оптический сенсор для слежения за стыком при размерах зазора, близких к нулю / Ф. Н. Кисилевский, Г. А. Бутаков, В. В. Долиненко, Е. В. Шаповалов // Там же. — 2003. — № 2. — С. 51–52.
9. Таблицы спектральных линий. Справочник / А. Н. Зайдель, В. К. Прокофьев, С. М. Райский и др. — М.: Наука, 1997. — 800 с.

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

Поступила 18.03.2003



ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

УДК 669.187.58:620.192.47

ИНДУКЦИОННЫЙ НАГРЕВ. ВОЗМОЖНОСТИ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ В ПРОЦЕССАХ СПЕЦИАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ

Ч. 1. Классификация способов индукционной плавки металлов и сплавов, способы бестигельной плавки

И. В. Шейко, Г. М. Григоренко

Приведена классификация различных способов плавки металлов, основанных на индукционном нагреве. Рассмотрены технические характеристики бестигельных способов плавки, выполнен анализ их технологических возможностей.

Classification of different methods of metal melting, based on induction heating, is given. Technical characteristics of crucible-free methods of melting are considered and analysis of their technological capabilities is made.

Ключевые слова: индуктор; электромагнитное поле; металлическая ванна; слиток; секционный кристаллизатор; холодный тигель; кристаллизация металла

Индукционный нагрев широко применяется в различных процессах, в том числе и при плавке различных металлов и сплавов, что обусловлено комплексом следующих технологических свойств, присущих индукционному источнику нагрева [1–6]:

высокая стерильность источника тепловой энергии, поскольку он не оказывает негативного влияния на свойства нагреваемого материала;

интенсивное перемешивание расплава во время плавки обеспечивает выравнивание температуры и химического состава в объеме ванны;

отсутствие локального перегрева, в результате чего обеспечивается небольшой угар легирующих элементов;

отсутствие жесткой связи между подводимой мощностью и скоростью плавки;

возможность выдерживать металлический расплав в жидком состоянии неограниченное время;

простота регулирования и поддержания температуры расплава в заданном диапазоне;

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

отсутствие необходимости в создании каких-либо специальных условий для его работы и поэтому технологические процессы можно вести в газовой среде любого состава и давления, в том числе и в вакууме.



Рис. 1. Классификация процессов и установок, использующих индукционный нагрев

© И. В. ШЕЙКО, Г. М. ГРИГОРЕНКО, 2003



Отмеченные особенности и технологические достоинства индукционных источников нагрева обусловливают непрерывное расширение сферы их применения в различных отраслях промышленности. В зависимости от назначения процесса, вида обрабатываемого материала или изделия и конечного продукта все технологические процессы, основанные на индукционном нагреве, можно классифицировать следующим образом (рис. 1).

Традиционными областями применения индукционного нагрева являются термообработка (закалка, отпуск, нормализация), нагрев заготовок перед обработкой давлением (прессование, штамповка, гибка) и при механической обработке и резке (фрезерование, токарные работы и резка) [4, 5, 7–10]. При этом значения температуры нагрева для этих процессов могут колебаться от 700 до 1500 К. В ряде случаев некоторые процессы, например деформация и термообработка, могут совмещаться. Индукционный нагрев при этом позволяет стабилизировать и оптимизировать температурный режим процесса, повысить производительность механического оборудования, сократить отходы металла.

Чрезвычайно широкое распространение индукционный нагрев получил в области сварки, пайки и нанесения защитных покрытий на листовой прокат [7, 11–15]. Достоинства сварки, основанной на высокочастотном нагреве металла в сварочной зоне, заключаются в высокой производительности процесса, достигающей 100 м сварного шва в минуту; универсальности процесса, поскольку он позволяет сваривать практически любые металлы без применения защитных сред; высоком качестве соединения благодаря локализации тепловой энергии в узкой зоне свариваемых кромок. В отдельных случаях, например при сварке оболочек кабелей, высокочастотный нагрев является единственным возможным.

Применение индукционного нагрева в процессах пайки позволяет решить одну из основных задач — получить однородные температуры соединяемых тел и припоя в зоне пайки. При однотипности изделий и массовом производстве процесс пайки может быть автоматизирован.

Индукционные источники нагрева успешно применяются в процессах высокотемпературного плазмохимического синтеза химических соединений металлов с другими элементами, получения ультрачистых материалов и сфероидизации металлических и керамических порошков с применением высокочастотной плазмы [16–19].

Широкое применение индукционного нагрева для плавки металлов и сплавов объясняется его специфическим отличием от других способов. Оно заключается в том, что тепло, необходимое для нагрева, выделяется непосредственно в самом материале. Причем выделение тепла в нагреваемом теле можно организовать, в зависимости от решаемых задач, с любой стороны: снизу, сбоку или сверху.

Благодаря тому, что жидкий металл, находящийся в переменном электромагнитном поле индук-

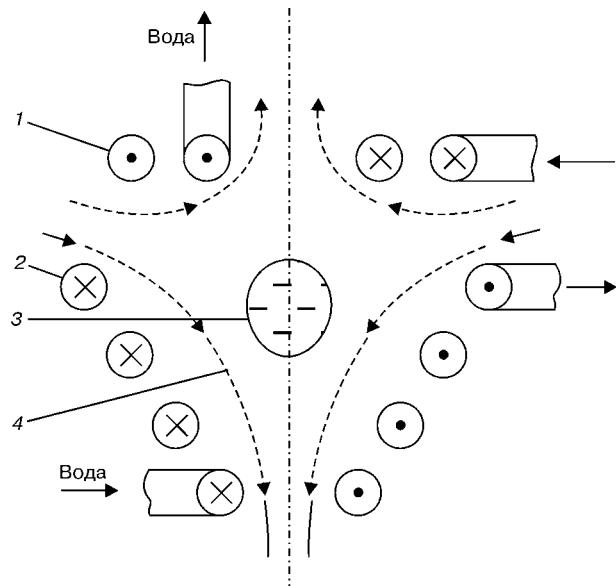


Рис. 2. Схема индукционной плавки во взвешенном состоянии: 1 и 2 — соответственно верхняя и нижняя секции индуктора; 3 — расплавленная навеска металла; 4 — силовые линии электромагнитного поля; X и ● — направления тока в витках индуктора

тора непрерывно перемешивается под воздействием электромагнитных сил, представляется возможным при разработке технологического процесса создавать благоприятный гидродинамический режим, выбирая необходимую частоту тока и конструкцию нагревателя (индуктора).

Процессы плавки и обработки жидкого металла с использованием индукционного нагрева можно разделить на три основные группы:

тепловая энергия выделяется в нагреваемом материале, и металлический расплав не соприкасается с материалом тигля;

металлический расплав во время всего цикла нагрева контактирует с оgneупорным материалом, и тепловая энергия выделяется непосредственно в расплаве или шихте;

тепловая энергия выделяется в сосуде (тигле), выполненном из электропроводного материала, удельное электрическое сопротивление и температура плавления которого значительно выше, чем у переплавляемого материала. При этом нагрев и плавление шихты, а также перегрев металлического расплава происходят благодаря теплоотдаче более нагретой стенки тигля.

В зависимости от вида и материала применяемых тиглей и способа подвода тепла к расплаву многообразие технологических способов индукционной плавки и соответствующее плавильное оборудование можно классифицировать следующим образом.

В настоящее время процессы и устройства, позволяющие плавить металлы без контакта расплава с оgneупорными материалами, составляют отдельную группу способов индукционной плавки [5, 20–29]. К ним относятся такие виды плавки: во взвешенном состоянии; бестигельная зонная; с электромагнитным удержанием расплава на опоре; гарнисажная; в холодных тиглях.

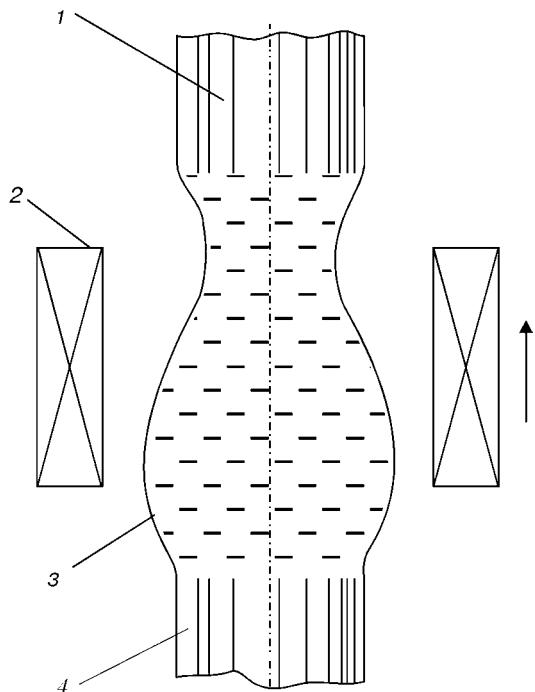


Рис. 3. Схема бестигельной зонной плавки: 1 — обрабатываемый цилиндрический стержень; 2 — индуктор; 3 — расплавленная зона; 4 — переплавленный металл

Способ индукционной плавки во взвешенном состоянии в настоящее время хорошо разработан и находит широкое применение при проведении физико-химических исследований [20–22, 30–35]. Суть его заключается в следующем. При помощи одного индуктора или системы индукторов создают электромагнитное поле с так называемой потенциальной ямой, т. е. поле, внутри которого располагается зона с низкой напряженностью (рис. 2). Помещенная в эту зону навеска металла устойчиво висит, если силы гравитации уравновешиваются равнодействующей силой, создаваемой полем нижнего индуктора. В навеске металла происходит индукирование токов, вызывающих нагрев и последующее расплавление. Пространственное положение взвешенной капли металла хорошо стабилизируется в индуцирующей системе из двух коаксиальных секций индукторов, соосно расположенных одна над другой. При этом направления токов в секциях должны быть противоположны.

При изменении мощности, подводимой к индуктору, изменяется не только напряженность электромагнитного поля, но и его конфигурация, что в свою очередь приводит к изменению пространственного положения расплавленного металла в индукторе. В установившемся режиме мощность, выделяемая в расплаве, равна мощности, теряемой поверхностью металла за счет излучения и конвекции.

Принцип бестигельной зонной плавки основан на способности расплавленной зоны перераспределить примеси между жидкой и твердой фазами [23–25, 36]. Эффективность этого процесса определяется многими факторами, включая конструктивные особенности установки, способ нагрева зоны, охлаждение, а также характеристики обрабатываемого вещества. Важнейшей характеристикой

материала является эффективный коэффициент распределения примесей K , который представляет собой отношение концентрации примеси в затвердевшей фазе $C_{\text{тв}}$ к концентрации ее в жидкой фазе $C_{\text{ж}}$, т. е. $K = C_{\text{тв}} / C_{\text{ж}}$ [23–25]. Коэффициент распределения K может быть больше и меньше единицы в зависимости от того, как примесь влияет на температуру плавления растворителя (матрицы). Если примесь способствует повышению температуры плавления растворителя, то ее концентрация в затвердевшей фазе будет больше, чем в жидкой ($K > 1$), и наоборот, т. е. $K < 1$.

Схема процесса вертикальной зонной плавки представлена на рис. 3. Суть этого способа плавки заключается в том, что в цилиндрическом стержне 1 при помощи индуктора 2 проплавляют зону 3, металл которой удерживается силами поверхностного натяжения и электромагнитными силами переменного поля. Зону медленно передвигают вдоль стержня. При этом примеси перемещаются вместе с расплавленной зоной и таким образом оттесняются на конец стержня.

Процесс можно вести в вакууме или газовой атмосфере заданного состава. За несколько проходов вдоль стержня получают слиток с чрезвычайно низким содержанием примесей. Степень очистки зависит от количества проходов. Зонную бестигельную плавку можно использовать не только для очистки переплавляемого вещества от вредных примесей и их равномерного распределения по сечению и длине стержня. Зонная плавка позволяет вводить требуемое количество примеси в материал и практически полностью устранять сегрегацию примесей в обрабатываемом материале.

Современная техника зонной плавки и прогрессивные технологии дают возможность получать материалы с содержанием примесей в несколько десятков атомов на миллионы матричных атомов. Диаметр выплавляемых слитков колеблется от нескольких миллиметров до нескольких десятков миллиметров.

Процесс зонной плавки в большинстве случаев совмещают с получением заданной кристаллической структуры в слитке, в том числе и монокристаллической.

Плавка с электромагнитным удержанием расплава на опоре характеризуется наиболее полным использованием свойств электромагнитного поля. Нагрев и плавление обрабатываемого материала здесь совмещаются с удержанием расплава силами взаимодействия, возникающими между индуцированными токами в материале и переменным магнитным полем индуктора [5, 26, 28, 29, 37, 38].

С учетом электромагнитного удержания расплава на опоре разработаны два способа получения слитков: полуунпрерывная отливка в так называемый магнитный кристаллизатор (рис. 4, а) [38] и выращивание монокристаллов по способу Чохральского (рис. 4, б) [28, 37].



В зависимости от характера технологического процесса в качестве опоры для расплава может служить кристаллизующийся слиток, переплавляемая монолитная заготовка или шихта, гарнисаж или водоохлаждаемый поддон.

При отливке слитков жидкий металл из плавильной печи поступает на поддон 4, установленный в зоне индуктора 2. Таким образом, на поддоне наводится металлическая ванна 1. Ванна жидкого металла обжимается и удерживается на поддоне электромагнитным полем, создаваемым переменным током, протекающим в индукторе 2. По мере увеличения объема металлической ванны поддон 4 медленно опускают вниз, а на боковую поверхность кристаллизующегося слитка 3 через отверстия в индукторе подается охлаждающая вода.

Литье с формированием боковой поверхности слитка в электромагнитном поле позволяет полностью исключить механическое взаимодействие между слитком и стенкой кристаллизатора, что обеспечивает высокое качество поверхности. Полученные слитки не имеют поверхностных дефектов (трещины, наплысы, неслитины и пр.) и не нуждаются в механической обдирке перед деформированием [38].

По своим техническим возможностям, включая чистоту выплавленного металла, индукционная плавка на опоре близка к плавке во взвешенном состоянии. В то же время наличие опоры под расплавом позволяет удерживать достаточно большие массы жидкого металла. Указанная особенность процесса получила развитие при выращивании монокристаллов (рис. 4, б). Электромагнитное поле, создаваемое индуктором 2, используется для расплавления вершины слитка (расходуемой заготовки) 3 и формирования в этой зоне металлической ванны 1. При помощи монокристаллической затравки (на рисунке не показана), которую в начале процесса приводят в соприкосновение с вершиной ванны, производится «вытягивание» монокристалла 7 из ванны. Для усреднения температурных полей монокристалла в зоне контакта с металлическим расплавом монокристалл врашают вокруг продольной оси. Этот способ широко применяется для получения монокристаллов из полупроводниковых материалов, а также монокристаллов многих высокореакционных металлов.

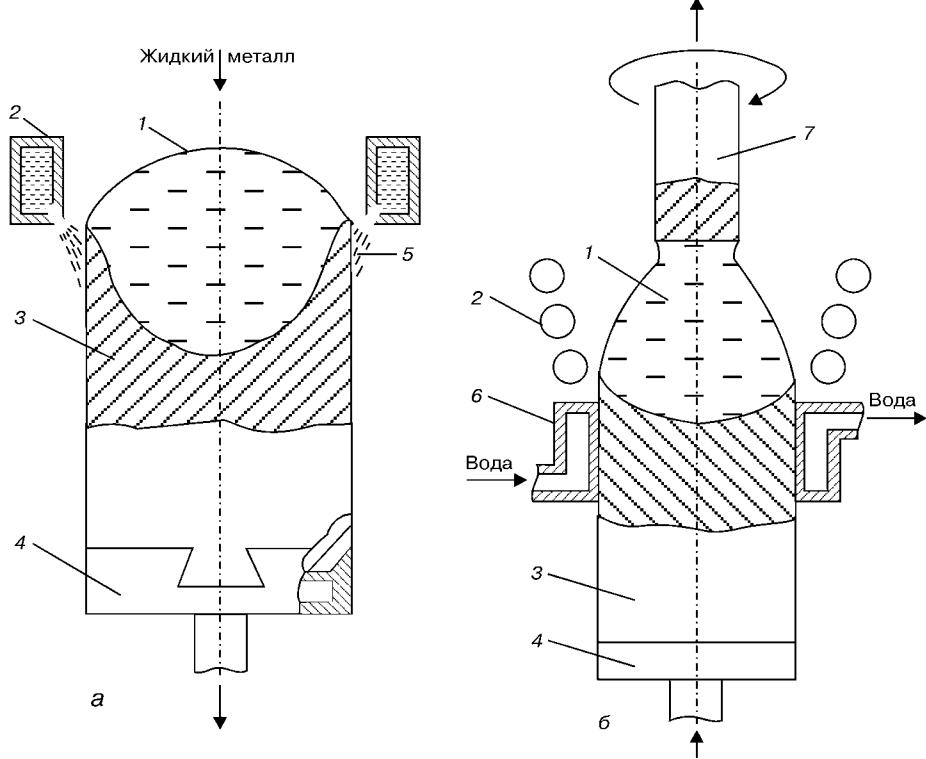


Рис. 4. Схемы процессов с электромагнитным удержанием расплава на опоре: а — отливка слитков в электромагнитном кристаллизаторе; б — выращивание монокристаллов; 1 — металлическая ванна; 2 — индуктор; 3 — слиток; 4 — поддон; 5 — струи воды; 6 — кристаллизатор; 7 — монокристалл

Особенностью любой гарнисажной плавки является то, что переплавляемый металл соприкасается с твердым металлом того же химического состава, что и расплав. При этом твердый металл отделяет расплав от его контакта с элементами конструкции печи и таким образом защищает от загрязнения [39, 40]. В качестве источников тепловой энергии могут применяться как высококонцентрированные (электрическая дуга, дуговая плазма и электронный луч), так и источники с рассредоточенным нагревом (индукционный) [27, 41].

Используют две схемы индукционной гарнисажной плавки, отличающиеся способом подведения энергии к металлу: через открытое зеркало ванны или сбоку через гарнисаж (рис. 5). Первая схема (рис. 5, а) не отличается от других способов гарнисажной плавки, где используются высококонцентрированные источники тепловой энергии. Главное ее достоинство — отсутствие электрических потерь в гарнисаже при подводе тепловой энергии к ванне. Однако она характеризуется плохой электромагнитной связью, в результате чего электрический КПД системы торцевой индуктор—загрузка является чрезвычайно низким. И из-за этого схема с верхним подводом энергии не находит практического применения.

Вторая схема индукционной гарнисажной плавки с боковым подводом энергии считается предпочтительнее с энергетической точки зрения (рис. 5, б). Электрический КПД системы цилиндрический индуктор—загрузка значительно выше, чем при верхнем подводе энергии. Боковой гарнисаж создается

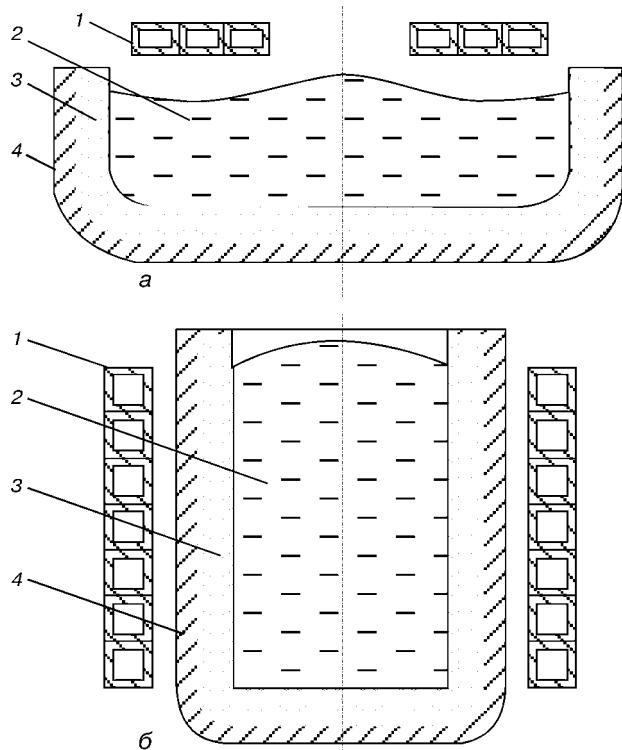


Рис. 5. Схемы индукционной гарнисажной плавки: а, б – соответственно верхний и боковой подводы энергии к металлу; 1 – индуктор; 2 – металлический расплав; 3 – гарнисаж; 4 – охлаждаемая поверхность гарнисажа

из порошка металла, который переплавляется. Мелкодисперсные частицы порошка «прозрачны» для электромагнитного поля и поэтому температура их нагрева значительно ниже температуры плавления. В процессе плавки происходит спекание порошка с образованием корочки, в которой располагается расплав. При этом часть вводимой энергии теряется в гарнисаже.

Несмотря на то, что этот способ был предложен более 40 лет назад и уже выполнен большой объем теоретических и лабораторных исследований, в литературе отсутствуют сведения о его практическом применении.

В работах [25, 42–47] описаны две технологические схемы индукционной плавки металлов в холодных тиглях, отличающиеся местом подвода энергии электромагнитного поля в металлический расплав:

верхним, через открытое зеркало металлической ванны с помощью торцевого индуктора (рис. 6, а);

боковым, через стенку тигля с помощью цилиндрического индуктора (рис. 6, б).

Переплавляемая шихта помещается в холодный тигель 2, выполненный в виде глуходонного водоохлаждаемого сосуда. Подвод и сброс охлаждающей воды из холодного тигля 2 производится через полый шток (рис. 6, а). Соосно над холодным тиглем установлен торцевой индуктор 3, выполненный в виде кольца (одновитковый) или спирали Архимеда (многовитковый). Стрелками показано направление передачи энергии в металлический расплав и отвод ее от расплава.

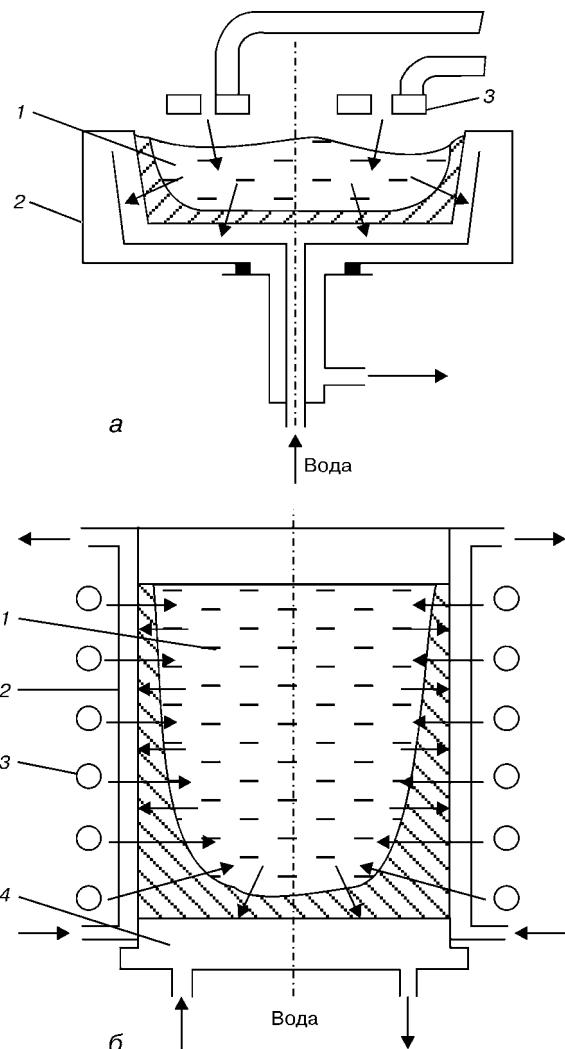


Рис. 6. Схемы индукционной плавки в холодном тигле: а, б – подвод энергии соответственно через открытое зеркало металлической ванны и через стенку холодного тигля; 1 – металлическая ванна; 2 – холодный тигель; 3 – индуктор; 4 – поддон

При такой схеме подвода энергии к переплавляемой шихте (расплаву), повторяющей принцип, основанный на применении высококонцентрированных источников тепловой энергии (электрическая дуга, низкотемпературная плазма или направленный поток электронов), индукционный нагрев малоэффективен, поскольку торцевой индуктор имеет слабую электромагнитную связь с расплавом в тигле. Поэтому выделяющаяся в расплаве тепловая энергия не обеспечивает наведение ванны достаточного объема, а также необходимого перегрева расплава. К тому же пары металлов, которые конденсируются на индукторе, могут вызывать электрические пробои между витками индуктора [26, 27]. Рассмотренная схема индукционной плавки в силу указанных выше причин не нашла практического применения.

Более перспективной и менее энергоемкой является индукционная плавка в холодном тигле с вводом энергии в металлическую ванну через ее боковую поверхность (рис. 6, б). Металлическая ванна 1 находится в холодном тигле 2, цилиндри-



ческая стенка которого выполнена из отдельных охлаждаемых секций электрически изолированных друг от друга, и «прозрачна» для электромагнитного поля, созданного высокочастотным током, протекающим в индукторе 3. Индуктор выполнен в виде цилиндрической спирали и в него помещен холодный тигель.

Плавка в холодном типе отличается от обычной тигельной индукционной условиями передачи энергии от индуктора к расплаву, поскольку между индуктором и металлическим расплавом находится стенка холодного тигля, искажающая электромагнитное поле, созданное током в индукторе.

Сплошная металлическая стенка обычного охлаждаемого тигля является экраном для высокочастотного электромагнитного поля, созданного индуктором, поскольку вихревые токи, индуцируемые в стенке тигля, образуют замкнутую электрическую цепь по наружной поверхности его стенки. Стенка холодного тигля, выполненная из отдельных электрически изолированных охлаждаемых секций, представляет собой вторичную обмотку трансформатора. Благодаря этому происходит передача энергии электромагнитного поля от индуктора к расплаву в холодном тигле [43–45].

Несмотря на то, что часть энергии электромагнитного поля теряется в охлаждаемой стенке тигля, весьма высокое значение коэффициента мощности цилиндрического индуктора (по сравнению с торцевым) обеспечивает выделение тепловой энергии в шихте, достаточной для ее расплавления и последующего перегрева металлического расплава. Равномерный боковой нагрев и интенсивное перемешивание расплава в электромагнитном поле позволяет получить ванну с однородным химическим составом и температурой.

При индукционной плавке в холодном тигле его геометрические параметры близки к таковым тиглей из огнеупорных материалов, применяемых в обычных индукционных печах, т. е. высота тигля и индуктора в несколько раз превышает диаметр тигля. Поэтому для индукционной плавки в холодном тигле характерна большая глубина металлической ванны. По высоте металлического расплава, находящегося в холодном тигле, можно выделить три характерные зоны (рис. 7) [25]. Верхняя I — зона полного отжатия расплава от стенки холодного тигля, средняя II — зона частичного (щелевого) отжатия расплава от стенки тигля и нижняя III — зона полного контакта расплава со стенкой холодного тигля.

Существенным недостатком печей с холодным тиглем является то, что при сливе металла значительная часть его намораживается на стенку тигля и сливной носок. Количество слитого металла не превышает 60...65 % [43–46]. Кроме того, отлитые в изложницу слитки имеют пороки усадочного происхождения и развитую ликвацию легирующих элементов, что характерно для обычных способов литья. Несмотря на то, что многие аспекты процесса индукционной плавки в холодных тиглях достаточ-

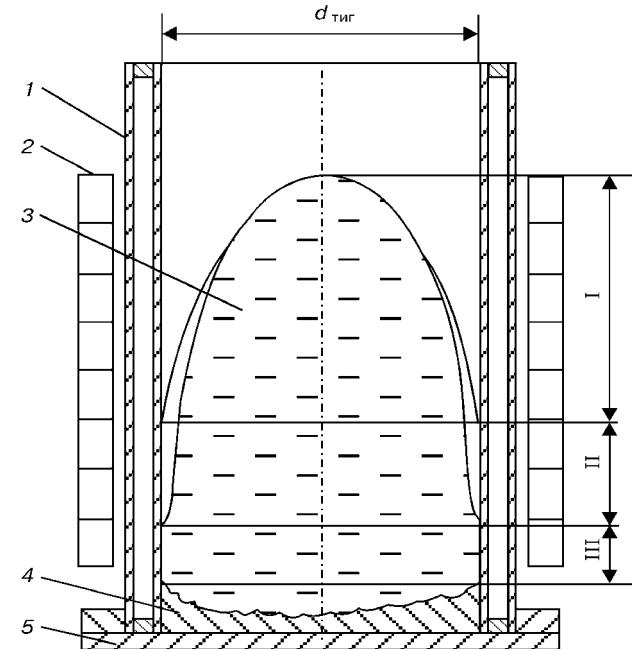


Рис. 7. Схема металлической ванны при плавке в холодном тигле: I — зона полного отжатия расплава от стенки тигля; II — зона щелевого отжатия расплава; III — зона полного контакта расплава со стенкой тигля; 1 — холодный тигель; 2 — индуктор; 3 — металлическая ванна; 4 — гарнисаж; 5 — днище

но хорошо проработаны как в теоретическом, так и в конструкторском направлении (вопросы электрических параметров и энергетики процесса в целом, конструкции холодных тиглей и т. д.), практическое применение его для изготовления отливок или слитков не получило развития.

Индукционные установки с холодным тиглем используются в технологических процессах, не связанных с разливкой металла. Одним из них является металлотермическое восстановление, весьма широко применяемое при получении металлов, характеризующихся высокой реакционной способностью в жидком состоянии, например цирконий, ванадий и др. [44, 47]. Процессы металлотермического восстановления осуществляют в специальных реакторах или термических установках. В качестве таких агрегатов могут использоваться индукционные установки с охлаждаемым секционным кристаллизатором. Они дают возможность дополнительно к теплу химических реакций, которое выделяется в реакционной массе, осуществлять ввод тепловой энергии электромагнитного поля. Это способствует более равномерному прогреву реакционной массы и лучшему разделению в жидком состоянии образующихся металла и шлака.

В работе [44] описаны конструкция и технические характеристики промышленной индукционной установки «Импульс» с холодным тиглем, предназначеннной для получения таких металлов, как ванадий, цирконий и др. Установка состоит из четырех плавильных модулей, объединенных общей вакуумной системой, и одного комплекта высокочастотного электрооборудования (рис. 8). Каждый из плавильных модулей содержит герметичную плавильную камеру, внутри которой установлен секционный ох-

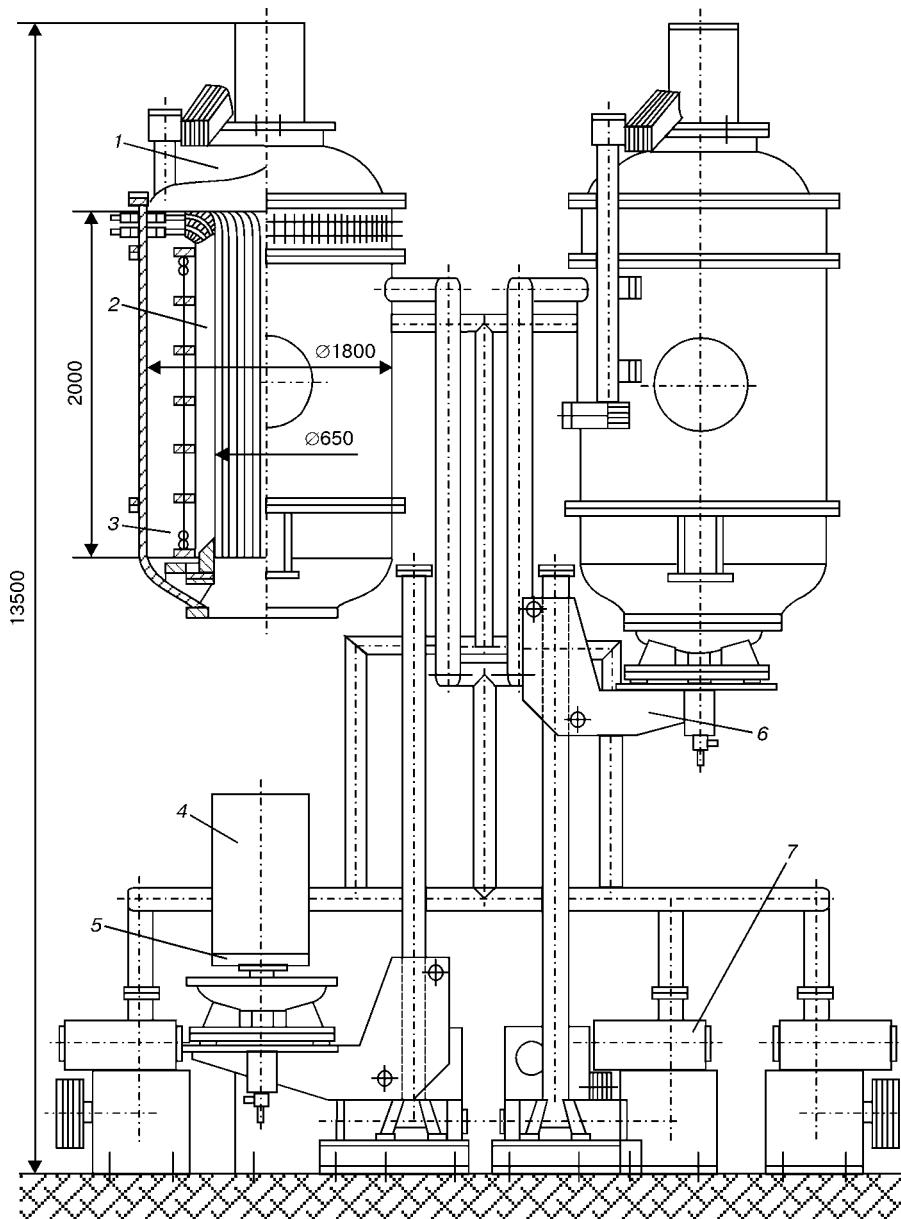


Рис. 8. Схема индукционной установки «Импульс» для металлургического восстановления: 1 — плавильная камера (реактор); 2 — холодный тигель; 3 — индуктор; 4 — слиток металла; 5 — поддон; 6 — механизм извлечения слитка; 7 — вакуумная система

лаждаемый тигель (диаметр 0,65 м, высота 2,0 м) с индуктором, а также механизм выгрузки слитка.

Процессы загрузки, плавки, охлаждения продуктов реакции и выгрузки их из плавильной камеры осуществляются в каждом плавильном модуле последовательно, со смещением во времени относительно других модулей.

Тигель представляет собой цилиндическую металлическую охлаждающую конструкцию, собранную из электрически изолированных друг от друга секций (50 медных секций трапециевидной формы с каналами для протока охлаждающей воды).

Установка «Импульс» оснащена четырьмя машинными преобразователями частоты суммарной мощностью 2000 кВт. Рабочая частота тока, подводимого к индуктору, составляет 2,4 кГц.

При разогреве реакционной массы электромагнитным полем достигается температура, достаточная для инициирования химической реакции в загруженной массе. В результате протекания окислительно-восстановительной реакции образуются металл и шлак. Ввиду большой разницы в плотности металл и шлак хорошо разделяются. На поддоны формируется металлический слиток, над которым располагается шлаковая ванна. После завершения восстановительного процесса и остывания слитка последний извлекают из плавильной камеры при помощи механизма вытягивания.

Продолжительность цикла на каждом плавильном модуле может составлять от 2,0 до 3,5 ч с учетом времени остывания слитка.

Полученный таким образом металлический слиток содержит повышенное количество газовых примесей, неметаллических включений, а также техногенных примесей (повышенное содержание металла восстановителя). Поэтому эти слитки подвергают рафинирующему переплаву в печах вакуумно-дугового или электронно-лучевого переплава.

Итак, анализируя схемы процессов индукционной бесстигельной плавки, их технические характеристики, особенности и возможности, можно сделать вывод о том, что промышленное применение плавки во взвешенном состоянии вряд ли возможно в обозримом будущем.

Индукционная плавка во взвешенном состоянии сегодня является незаменимым и, пожалуй, единственным современным способом физико-химических исследований металлических расплавов.

Зонная плавка и плавка с электромагнитным удержанием расплава на опоре уже нашли применение в промышленности при производстве особо чистых металлов.

Что касается индукционной плавки в холодном тигле, то следует отметить, что несмотря на применение в промышленных масштабах этот процесс нуждается в серьезных преобразованиях технологий и плавильного оборудования для повышения его технико-экономических показателей.



1. Вайнберг А. М. Индукционные плавильные печи. — М.: Госэнергоиздат, 1960. — 450 с.
2. Брокмаер К. Индукционные плавильные печи. — М.: Энергия, 1972. — 304 с.
3. Простяков А. А. Индукционные печи и миксеры для плавки чугуна. — М.: Энергия, 1977. — 216 с.
4. Баташ Г. И. Индукционный нагрев металлов и его промышленное применение. — М.; Л.: Энергия, 1965. — 552 с.
5. Установки индукционного нагрева: Учебное пособие для вузов / А. Е. Слуцкий, В. С. Немков, Н. А. Павлов, А. В. Балунер. — Л.: Энергоиздат, 1981. — 328 с.
6. Глуханов Н. П. Физические основы высокочастотного нагрева. — Л.: Машиностроение, 1979. — Вып. 1. — 60 с.
7. Шамов А. Н., Бодажков В. А. Проектирование и эксплуатация высокочастотных установок. — Л.: Машиностроение, 1974. — 263 с.
8. Головнева М. А., Атрошенко А. П. Оборудование и технология горячей штамповки. Учебник для машиностроительных техникумов. — М.; Л.: Машгиз, 1962. — 368 с.
9. Простяков А. А. Индукционные нагревательные установки. — М.: Энергия, 1970. — 119 с.
10. Рыскан С. Е., Смирнов В. М., Благовещенский Г. В. Оборудование индукционной термообработки. — М.; Л.: Машиностроение, 1966. — 158 с.
11. Установка для высокочастотной сварки спирально-шовных труб / Ю. Н. Скачко, Н. В. Попов, В. Ф. Мошкин и др. // Автомат. сварка. — 1976. — № 11. — С. 72–73.
12. Письменный А. С. Новое в применении индукционного нагрева в сварке и родственных технологиях // Там же. — 1998. — № 11. — С. 54–60.
13. Лебедев В. К., Табелев В. Д., Письменный А. С. Стыковая пайка под давлением стальных трубопроводов // Там же. — 1983. — № 9. — С. 25–27.
14. Шамов А. Н., Лунин И. В., Иванов В. Н. Высокочастотная сварка металлов. — Л.: Машиностроение, 1977. — 200 с.
15. Володин В. В., Кущ Э. В. Индукционная пайка (Библиотека высокочастотника-термиста. Вып. 7). — Л.: Машиностроение, 1979. — 78 с.
16. Reboux J. Les plasmas induction: un outil exceptionnel pour une métallurgie de qualité // J. fr. electroterm. — 1985. — № 5. — Р. 29.
17. Лакомский В. И., Мельник Г. А. Сфериодизация в высокочастотном разряде порошка окиси алюминия // Порошки. металлург. — 1966. — № 2. — С. 6–8.
18. Арсеньев П. А., Кустов Е. Ф. Исследование высокочастотного газового разряда высокого давления // Теплофизика высоких температур. — 1966. — 4, № 2. — С. 166–170.
19. Процесс получения пигментной двукиси титана в высокочастотном разряде кислородной плазмы / И. В. Антипов, А. Б. Гутняк, С. Н. Дмитриев // Физ. и хим. обраб. материалов. — 1968. — № 4. — С. 146–149.
20. Лакомский В. И. Методика изучения растворимости водорода в жидких металлах в широком температурном интервале // Газы в литом металле. — М.: Наука, 1964. — С. 254–259.
21. Фогель А. А. Индукционный метод удержания жидких металлов во взвешенном состоянии / Под ред. Шамова А. Н. — Л.: Машиностроение, 1979. — 104 с.
22. Фогель А. А., Коркин И. В. Плавка металлов во взвешенном состоянии при электронолучевом нагреве // Изв. АН ССР. Сер. Металлы. — 1968. — № 2. — С. 138–145.
23. Ратников Д. Г. Бестигельная зонная плавка. — М.: Металлургия, 1976. — 224 с.
24. Бигдорович В. Н., Вольян А. Е., Курдюмов Т. М. Применение зонной перекристаллизации для физико-химического анализа // Завод. лаб. — 1969. — № 11. — С. 1350–1356.
25. Тир Л. Л., Фомин Н. И. Современные методы индукционной плавки // Библиотека электротермиста. Вып. 59. — М.: Энергия, 1975. — 110 с.
26. Бындюн В. М., Добровольская В. И., Ратников Д. Г. Индукционный нагрев при производстве особочистых металлов / Под ред. А. Н. Шамова. — Л.: Машиностроение, 1980. — 65 с.
27. Коган М. Г. Индукционная плавка в гарнисаже // Теплофизика высоких температур. — 1967. — 5, № 3. — С. 485–491.
28. Губченко А. П. Плавка и кристаллизация расплава в электромагнитном поле на опоре // Магнитная гидродинамика. — 1986. — № 1. — С. 132–133.
29. Фомин Н. И., Тир Л. Л. Обеспечение заданной конфигурации расплава, удерживаемого магнитным полем // Материалы 7-го Рижского совещания по магнитной гидродинамике (Рига, март 1963). Т. III. — Рига: Зиннате, 1963. — 327 с.
30. Температурная зависимость растворимости в жидких сплавах железо–марганец / Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин, В. И. Лакомский и др. // Изв. АН ССР. Сер. Металлы. — 1974. — № 6. — С. 11–16.
31. Влияние хрома и никеля на растворимость азота в сплавах железа при высоких температурах / В. И. Лакомский, Г. М. Григоренко, Г. Ф. Торхов, Ю. М. Помарин // Взаимодействие азота с металлами. — М.: Наука, 1973. — С. 125–135.
32. Исследование растворимости азота при повышенном давлении в низкоуглеродистой нержавеющей стали ОЗХ25Н5АМ3 / Ю. М. Помарин, И. В. Шейко, Г. М. Григоренко, С. А. Канибалацкий // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1981. — Вып. 14. — С. 84–88.
33. Федорченко В. Н., Аверин А. В. Изучение растворимости и кинетики растворения азота в расплавах железо–кислород и железо–сера методом бестигельной плавки // Взаимодействие металлов и газов в сталеплавильных процессах. — М.: МИСиС, 1973. — С. 26–29.
34. Шимайо И., Таками Т. Исследование кинетики реакции между жидким железом и азотом методом плавки во взвешенном состоянии // Физико-химические основы металлургических процессов. — М.: Наука, 1972. — С. 169–178.
35. Wada H., Gundt K., Wada T. Solubility of Nitrogen and interaction with Oxygen in Liquid Iron // Trans. Iron and Steel Inst. Jap. — 1968. — 8, № 5. — Р. 323–328.
36. Недзвецкий Ю. Э. Способы увеличения сечения стержня при бестигельной зонной плавке // Промышленное применение токов высокой частоты. — М.: Машгиз, 1961. — С. 118–123.
37. Артышевский П. П., Кравецкий Д. Я., Затуловский Л. М. Исследование процесса выращивания профилированных кристаллов кремния с пьедестала // Изв. АН ССР. Сер. физическая. — 1971. — 35, № 3. — С. 469–472.
38. Ливанов В. А., Габдуллин Р. М., Шипалов В. С. Непрерывное литье алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1977. — 168 с.
39. Неуструев А. А., Ходоровский Г. А. Вакуумные гарнисажные печи. — М.: Металлургия, 1967. — 235 с.
40. Волохонский Л. А. Теплофизические процессы и энергетический баланс при плавке в гарнисаже. — М.: ВНИИЭМ, 1966. — 56 с.
41. А. с. СССР 113211, МПК C21c 5/56. Индукционный метод плавки химически активных металлов в тигле из того же металла / Н. П. Глуханов, Р. П. Жежерин, М. А. Меликов, А. А. Фогель // Открытия. Изобретения. — 1958. — № 5. — 18 с.
42. Фомин Н. И., Тир Л. Л., Вертман А. А. Использование индукционных плавильных устройств с холодными тиглями и электромагнитным обжатием расплава для высокотемпературных физико-химических исследований // Электротермия. — 1971. — Вып. 10. — С. 20–22.
43. Петров Ю. Б., Ратников Д. Г. Холодные тигли. — М.: Металлургия, 1972. — 112 с.
44. Тир Л. Л., Губченко А. П. Индукционные плавильные печи для процессов повышенной точности и чистоты. — М.: Энергопроект, 1988. — 120 с.
45. Кудрявцев Ю. Н. Индукционные тигельные печи для плавки и литья титановых сплавов // Титан. — 1993. — № 1. — С. 39–42.
46. Донской А. В., Ратников Д. Г. Об использовании охлаждаемых тиглей в индукционных печах // Электротермия. — 1993. — Вып. 3. — С. 3–6.
47. Кацур Л. И., Губченко А. П. Особенности плавки и получения гомогенных сплавов в индукционной печи с холодным тиглем // Цв. мет. — 1978. — № 3. — С. 67–69.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 11.03.2003



ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ ПЛАВИЛЬНОГО И ПОДОГРЕВАЮЩЕГО ИНДУКТОРОВ ПРИ БЕСТИГЕЛЬНОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКЕ

С. Г. Егоров, И. Ф. Червоный, Е. Я. Швец

В работе рассчитываются магнитные поля плавильного и подогревающего индукторов. Анализируется их влияние на процессы, протекающие при индукционной бестигельной зонной плавке кремния как внутри расплава, так и на его поверхности. Предлагается способ повышения степени воздействия магнитного поля.

In this work the magnetic fields of melting and preheating inductors are calculated. Their influence on the processes proceeding in induction crucible-free zone melting of silicon both inside the melt and also at its surface is analyzed. Method of improving the degree of magnetic field action is offered.

Ключевые слова: индуктор; магнитное поле; критерий Тейлора; критерий Гартмана; конвекция

За последние годы методы управления гидродинамикой, тепло- и массопереносом, основанные на применении магнитных полей, нашли широкое распространение в процессах получения монокристаллов полупроводников [1]. Предпосылкой для применения электромагнитных полей является достаточно высокая электропроводность полупроводников в жидком состоянии — $\sigma = 1 \cdot 10^4 \dots 1 \cdot 10^6 (\text{Ом}\cdot\text{м})^{-1}$. Воздействие электромагнитных полей проявляется в том, что они препятствуют изменению скорости осредненного течения расплава, а также его температуры и концентрации. При получении монокристаллов способом бестигельной зонной плавки (БЗП) электромагнитные поля плавильного и подогревающего индукторов также оказывают влияние на жидкую зону [2, 3]. В указанных работах анализируется влияние электромагнитного поля плавильного индуктора, но не учитывается воздей-

ствие электромагнитного поля подогревающего индуктора на расплавленную зону.

Настоящая работа посвящена расчету магнитных полей плавильного и подогревающего индукторов, а также анализу их воздействия на процессы, протекающие как внутри расплавленной зоны, так и на ее поверхности. Расчетная модель процесса представлена на рис. 1. Она максимально приближена к реальной модели для случая выращивания монокристаллов кремния диаметром 76 мм. Внутренние диаметры плавильного и подогревающего индукторов составляют соответственно 32 и 90 мм; ток плавильного индуктора — 1000 А; отношение токов плавильного и подогревающего индукторов — $I_{\text{пл}}/I_{\text{под}} = 2,5$; частота тока — 2,8 МГц.

Для расчета электромагнитного поля применялось дифференциальное уравнение в частных производных относительно комплексной амплитуды векторного магнитного потенциала A , который связан с вектором магнитной индукции следующим уравнением:

$$B = \nabla A. \quad (1)$$

Предполагается, что вектор магнитной индукции расположен в плоскости модели, в то время как вектор плотности электрического тока j и векторный магнитный потенциал A ортогональны к нему.

Уравнение векторного магнитного потенциала для осесимметричного случая имеет следующий вид:

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{1}{r \mu_z} \frac{\partial (rA)}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{1}{\mu_r} \frac{\partial A}{\partial z} \right) - \omega \sigma A = -j_0, \quad (2)$$

где z, r — пространственные координаты; μ_r, μ_z — компоненты относительной магнитной проницаемости; ω — угловая частота, s^{-1} ; σ — электропро-

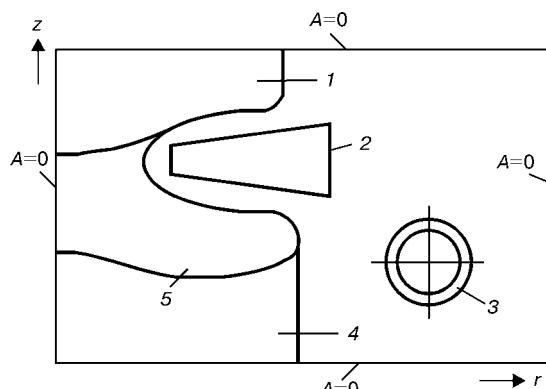


Рис. 1. Геометрическая модель способа БЗП: 1 — питающий стержень; 2, 3 — соответственно плавильный и подогревающий индукторы; 4 — монокристалл; 5 — расплавленная зона

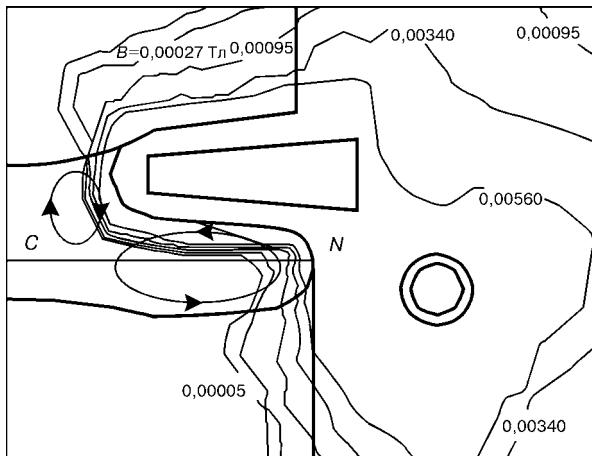


Рис. 2. Расчетная картина магнитного поля

водность материала, $(\text{Ом}\cdot\text{м})^{-1}$; j_0 — сторонняя составляющая тока, вызванного приложенным извне напряжением, А. Значения величин μ_r , μ_z , σ , j_0 для каждого вещества принимались постоянными. Изменение поля во времени предполагалось синусоидальным.

Рассматриваемая область находилась в вакууме и включала питающий стержень, плавильный индуктор, расплав, монокристалл и один виток подогревающего индуктора. Влияние остальных витков этого индуктора на расплав не учитывалось, так как они расположены ниже указанного витка на относительно большом (20...30 мм) расстоянии друг от друга. Выбор границы области осуществляли таким образом, чтобы располагающийся на ней вектор магнитного потенциала был равен нулю. Расстояние между границей области, фронтом кристаллизации и индуктором выбирали из соображений минимального искажения картины магнитного поля.

Поставленная задача решалась методом конечных элементов с помощью программного обеспечения QuickField 4.3T. Результаты расчета представлены на рис. 2. Как видно из рисунка, рассчитанное магнитное поле совмещается с предполагаемым движением расплава, вызванным электродинамической конвекцией [4]. Также заметно, что электромагнитное поле не проникает в глубину расплава, а сосредоточено вблизи свободной его поверхности. Следовательно, оно оказывает более сильное воздействие на термокапиллярные силы, чем на вязкостные. Для оценки взаимодействия термокапилляр-

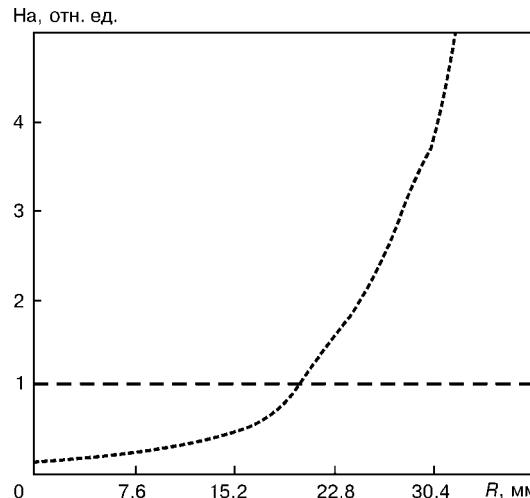


Рис. 4. Кривая распределения критерия Гартмана вдоль радиуса монокристалла

ной конвекции и вращающегося магнитного поля применялся безразмерный критерий Тейлора [2]:

$$Ta = \frac{B^2 \omega_b R^4 \sigma}{2\rho v^2}, \quad (3)$$

где ω_b — угловая скорость вращающегося магнитного поля, s^{-1} ; R — радиус монокристалла, м; ρ — плотность жидкого кремния, $\rho = 2530 \text{ кг/m}^3$; v — его вязкость, $v = 3,5 \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$. Однако в данном случае магнитное поле было стационарным, а вращался монокристалл. Поэтому в формуле (3) использовали угловую скорость вращения монокристалла

$$\omega = \frac{n\pi}{30}, \quad (4)$$

где n — частота вращения монокристалла, об/мин. В расчете приняли $n = 30$ об/мин. После подстановки в формулу (3) значений физических параметров расплавленного кремния и рассчитанных значений вектора магнитной индукции получим, что критерий Тейлора составляет $Ta > 1 \cdot 10^5$. Это соответствует режиму с преобладающим действием магнитного поля, при котором термокапиллярный поток значительно уменьшается [2]. Таким образом, магнитное поле плавильного и подогревающего индукторов при частоте тока 2,8 МГц подавляет термокапиллярную конвекцию.

Наибольшее проникновение магнитного поля в объем расплава кремния достигается при частоте тока 50 или 400 Гц [2, 5]. Поскольку снизить частоту тока плавильного и подогревающего индукторов до указанных значений невозможно без нарушения оптимальных условий плавки, то применяется дополнительный индуктор, который располагают между плавильным и подогревающими индукторами. Картина магнитного поля, генерируемого таким индуктором, показана на рис. 3. Она заметно отличается от представленной на рис. 2. Видно, что значитель-

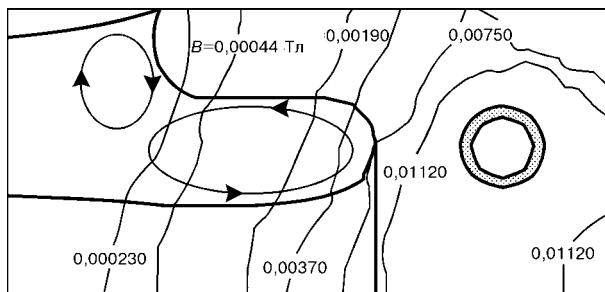


Рис. 3. Расчетная картина магнитного поля, полученная при частоте тока 50 Гц



ная часть расплава находится в магнитном поле. Именно в этой области развивается «основной» вихрь, влияющий на условия кристаллизации.

Степень воздействия магнитных сил на силы вязкости определили по критерию Гартмана

$$Ha = BR \sqrt{\frac{\sigma}{\rho v}} . \quad (5)$$

Рассчитанные значения критерия Гартмана вдоль отрезка CN (см. рис. 2) показаны на рис. 4. При $Ha > 1$ магнитные силы начинают доминировать над силами вязкости, что может препятствовать изменению температуры и скорости движения расплава.

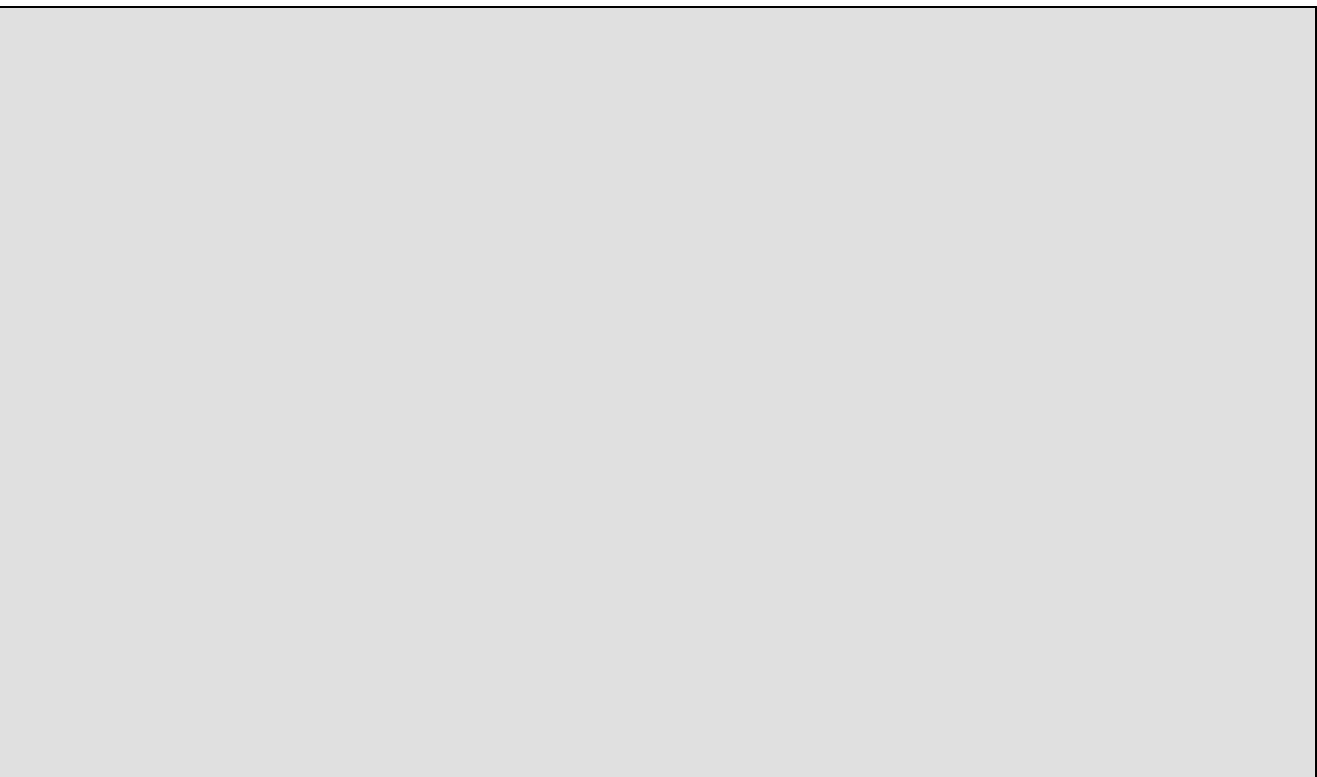
Таким образом, магнитное поле плавильного и подогревающего индукторов подавляет термокапиллярную конвекцию, а применение дополнительного индуктора с частотой тока 50 Гц может привести к улучшению условий кристаллизации. Кроме

того, в этом случае появляется дополнительная возможность управления концентрацией примеси в монокристаллах кремния.

1. Выращивание полупроводниковых монокристаллов с электромагнитным воздействием на расплав // Ю. М. Гельфгат, В. С. Земков, М. Р. Раухман, М. З. Соркин // Процессы роста полупроводниковых кристаллов и пленок. — Новосибирск: Наука, 1988. — С. 38–55.
2. Floating zone growth of silicon in magnetic fields: IV. Rotating magnetic field // P. Dold, A. Croll, M. Lichtensteiger et al. // J. Crystal Growth. — 2001. — V. 231. — P. 95–106.
3. Silicon float zone process with a weak transverse magnetic field and crystal rotation // Ma. Nancy, J. S. Walker, A. Ludge, H. Riemann // J. Electrochemical Society. — 2000. — V. 147. — P. 3529–3534.
4. Muhlbauer A., Erdmann W., Keller W. Electrodynamic convection in silicon floating zones // J. Crystal Growth. — 1983. — V. 64. — P. 529–545.
5. Джонстон В. С., Тиллер В. А. Регулирование потоков жидкости во время кристаллизации // Зонная плавка. — М.: Металлургия, 1966. — С. 71–94.

Запорожская государственная инженерная академия
Поступила 10.02.2003

КОРОТКО О ВАЖНОМ





УДК 669.187.25

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМА ВЕДЕНИЯ ПЛАВКИ СТАЛИ В ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ ПО ПРИБЫЛИ ПРЕДПРИЯТИЯ

С. А. Храпко

Проанализирована зависимость эффективности производства сталеплавильного цеха от технологических параметров процесса выплавки стали. Показано, что при различных вариантах технологии, а также в автоматизированных системах управления технологическими процессами выплавки и внепечной обработки в качестве целевой функции оптимизации должны использоваться не косвенные показатели работы цеха (производительность агрегата, себестоимость продукции), а конечная цель любого производства — прибыль предприятия.

Dependence of production effectiveness of steelmaking shop on technological parameters of the steel melting process is analyzed. It is shown that at different variants of the technology and also in automated systems of control of technological processes of melting and ladle treatment a final aim of any production, i.e. enterprise profit, should be used as a purposeful function of optimizing, but not the indirect indices of shop operation (efficiency of the unit, cost of products).

Ключевые слова: технология электроплавки, вдувание кислорода, экзотермические реакции, выход годного, производительность дуговой печи, себестоимость, прибыль предприятия

Для анализа зависимости прибыли от объема производства (или производительности печи) руководствуются следующими рассуждениями [1]. Затраты предприятия на производство продукции составляют

$$Z = SG, \quad (1)$$

где S — затраты на основные материалы и энергноснабжение на тонну готовой продукции, дол. США/т; G — масса произведенного металла, т/год. Выручка предприятия от продажи металла составляет

$$Y = CG, \quad (2)$$

где C — цена продукции, дол. США/т.

В результате получают такую формулу для определения годовой прибыли предприятия:

$$\Pi = Y - Z - Z_t = (C - S)G - Z_t, \quad (3)$$

где Z_t — условно-постоянные расходы (зарплата, налоги, плата за землю, ремонт оборудования — все, за что платит предприятие независимо от производства продукции), дол. США/год.

Из формулы следует, что при производительности менее $Z_t/(C - S)$ производство становится

© С. А. ХРАПКО, 2003

убыточным. Повышение производительности всегда однозначно приводит к возрастанию прибыли. Указанную зависимость иллюстрируют графиком, изображенным на рис. 1 [1].

В этих рассуждениях имеется один недостаток: считается, что при повышении производительности печи все исходные данные (расходные коэффициенты) остаются неизменными. Такая ситуация со-

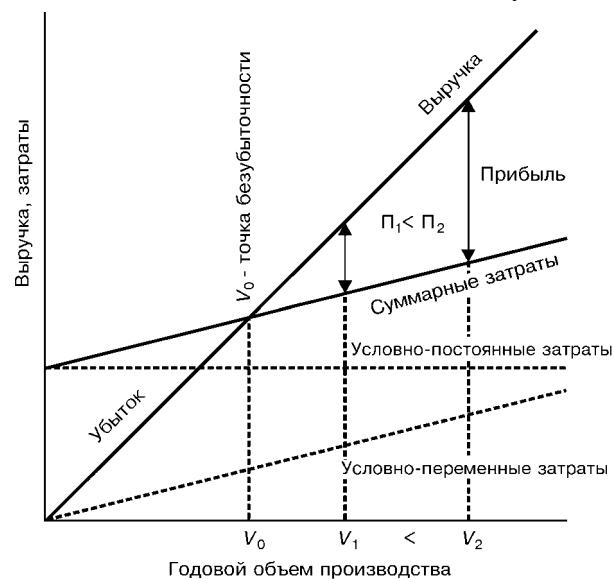


Рис. 1. Зависимость прибыли от объема производства и затрат



Таблица 1. Расходные коэффициенты (затраты на основные материалы и энергоносители) в базовом варианте при массе выпуска $M = 125$ т

Наименование ресурса	Цена единицы ресурса, дол. США	Расход ресурса на 1 т стали	Стоимость ресурса на 1 т стали, дол. США	Стоимость ресурса на плавку, дол. США
Лом (т)	50	1,2	60	7500
Электроэнергия (кВт·ч)	0,03	400	12	1500
Электроды (кг)	3	3	9	1125
Известь (кг)	0,05	50	2,5	312,5
Природный газ (м ³)	0,05	10	0,5	62,5
Итого:		84	$Z_o = 10500$	

отвечает «экстенсивному» пути повышения производительности (увеличение количества печей, их емкости и т.д.). Если же рассматривается способ повышения производительности печи путем изменения технологии плавки (в частности, интенсификации вдувания кислорода), то необходимо учитывать, что в этом случае уменьшается не только продолжительность плавки (за счет дополнительного тепла химических реакций), но и масса жидкого полупродукта на выпуске (за счет повышенного угаря железа). При этом затраты на основные материалы и энергоносители на одну плавку практически не изменяются, что эквивалентно росту всех расходных коэффициентов на 1 т жидкого металла. Таким образом, формула (1) уже не отражает зависимость затрат предприятия от массы произведенного металла и поэтому необходимо считать затраты фиксированными для каждой плавки. Другими словами, если в печь загрузили металлом определенной стоимости, то последняя никак не зависит от результатов плавки — 10 или 50 % металла перейдет в шлак.

В качестве примера рассмотрим два варианта технологии: базовый и сравнительный. Примем, что сравнительный вариант отличается от базового лишь меньшей массой выпущенного металла и продолжительностью плавки, все остальные показатели будем считать неизменными: условно-постоянные расходы $Z_\tau = 12$ млн дол. США/год (ориентировочная оценка; в дальнейшем показано, что эта величина не влияет на результаты сравнения); цена жидкого полупродукта (цена заготовки минус затраты на легирование, прокатку, разливку, транспортировку и т.д.) $C = 105$ дол. США/т; продолжительность работы печи за год $T = 8000$ ч; затраты на основные материалы и энергоносители на одну плавку $Z_o = 10500$ дол.

США (ориентировочный расчет приведен в табл. 1).

Оценим снижение массы и продолжительности плавки при повышении интенсивности вдувания кислорода. Общий расход тепла на выплавку 1 т металла составляет ориентировочно 540 кВт·ч/т или 1944 МДж/т. Для снижения продолжительности плавки на 1 мин (от 60 мин в базовом варианте до 59 мин в сравнительном варианте) необходимо ввести $1944/60 = 32,4$ МДж/т тепла за счет окисления железа кислородом продувки. Реакция окисления железа газообразным кислородом имеет тепловой эффект не более 5,9 МДж/кг железа. Следовательно, на каждую минуту сокращения продолжительности плавки дополнительный угар железа составит 5,5 кг/т, а при средней массе плавки 125 т снижение массы выпускаемого металла достигнет 0,686 т.

Проанализируем зависимость прибыли в единицу времени от интенсивности вдувания кислорода в дуговую сталеплавильную печь. Изменения показателей при повышении интенсивности продувки приведены в табл. 2.

Расчеты показывают, что сравнительный вариант является невыгодным (годовая прибыль снижается на 225 тыс. дол. США) несмотря на повышение производительности производства на 11,4 тыс.т стали в год. Для упрощения анализа различных вариантов технологии желательно иметь аналитический вид зависимости прибыли от приведенных выше факторов.

Подстановка приведенных в таблице выражений в формулу (3) дает следующий вид зависимости прибыли предприятия за год от продолжительности плавки:

$$P = T \frac{C M - Z_o}{\tau} - Z_\tau. \quad (4)$$

Для анализа формулы (4) вычислим производную

$$\frac{dP}{d\tau} = \frac{T}{\tau^2} \left(C \frac{dM}{d\tau} - (CM - Z_o) \right) = NC \left(\frac{dM}{d\tau} - Q \left(1 - \frac{S}{C} \right) \right). \quad (5)$$

Таблица 2. Сравнение показателей

Наименование показателя	Базовый вариант	Сравнительный вариант	Изменение
Длительность плавки τ , мин	60	59	- 1
Масса выпуска M , т	125	124,32	- 0,68
Производительность печи $Q = M/\tau$, т/ч	125	126,43	+ 1,43
Количество плавок за год $N = T/\tau$	8000	8135	+ 135
Удельные затраты на основные материалы и энергоносители $S = Z_o/M$, дол. США/т	84	84,46	+ 0,46
Объем годового производства $G = QT$, тыс. т	1000	1011,41	+ 11,41
Общие затраты за год $Z = Z_o N$, тыс. дол. США	84000	85424	+ 1424
Выручка завода за год $Y = GC$, тыс. дол. США	105000	106199	+ 1199
Прибыль за год $P = Y - Z - Z_\tau$, тыс. дол. США	9000	8775	- 225
Прибыль на одной плавке P/N , дол. США	1125	1078,60	- 46,40
Прибыль в час P/T , дол. США/ч	1125	1096,88	- 28,12



Снижение продолжительности плавки приводит к повышению прибыли ($d\Pi/d\tau < 0$), если

$$\frac{dM}{d\tau} < Q \left(1 - \frac{S}{C}\right). \quad (6)$$

Интересно, что в формуле (6) фигурирует только два показателя: производительность и отношение затрат на материалы к цене полуупродукта. Все остальные показатели (τ, M, T, Z_τ) не влияют на выгодность технологии. При приведенных выше базовых показателях выгодность интенсификации вдувания кислорода определяется выражением

$$\frac{dM}{d\tau} < 25 \text{ т/ч} (0,43 \text{ т/мин}), \quad (7)$$

т.е. сокращение продолжительности плавки на 1 мин должно приводить к снижению массы металла не более чем на 0,43 т (или, другими словами, каждая тонна окислившегося металла должна давать сокращение продолжительности плавки не менее, чем на 2,5 мин). Если масса металла снижается больше, чем на 0,43 т (0,68 т в сравнительном варианте), то выгоднее не увеличивать интенсивность вдувания кислорода, а наоборот, уменьшать. При этом снизится производительность, однако уменьшение стоимости основных материалов и энергоносителей на тонну металла будет преобладающим, что повысит прибыльность производства.

Приведенные расчеты вовсе не отрицают экономическую эффективность интенсификации вдувания кислорода в дуговую печь. Дело в том, что реакции окисления примесей металла (углерод, марганец, кремний) дают в 2...5 раз больше тепла (на килограмм примесей), чем реакция окисления железа. Окисление указанных примесей приводит к снижению массы металла на 0,14...0,34 т (на каждую минуту сокращения продолжительности плавки), что ниже критического значения 0,43 т. В результате прибыльность производства при повышении расхода кислорода растет, но только до тех пор, пока идет преимущественное окисление примесей, а не железа. При дальнейшем повышении расхода кислорода зависимость изменяется на противоположную. Другими словами, углерод, марганец и кремний как источники тепла выгодны, в то время как «отапливать» печь железом — невыгодно. Поэтому речь идет лишь о том, что существует определенный предел, после которого практически весь вдуваемый кислород расходуется на сжигание железа и дальнейшее увеличение его расхода становится нецелесообразным (рис. 2). Определить этот экстремум позволяют автоматизированные системы управления технологическим процессом выплавки стали, построенные на строгих термодинамических моделях, например система АСУ ТП-ОРАКУЛ [2-4].

Формула (6) позволяет сделать еще один вывод: экономическая целесообразность сжигания железа (и положение критической точки) определяется в

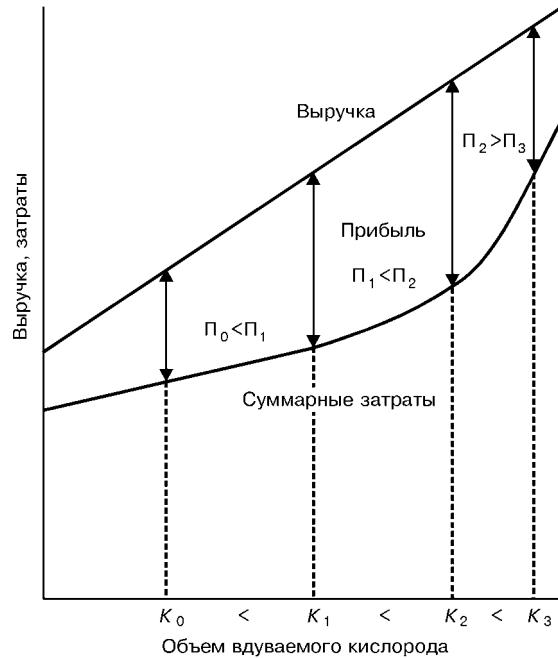


Рис. 2. Зависимость прибыли от интенсивности продувки

основном отношением затрат на материалы к цене полуупродукта. Например, если затраты на материалы и энергоносители составляют менее 67 % цены жидкого полуупродукта, то «отапливать» печь железом становится выгодным (работа на «дармовом» металломоломе).

В приведенных выше расчетах рассмотрены лишь общие принципы («скелет») анализа экономической «состоятельности» технологических вариантов выплавки стали. В частности, в условии (6) рассмотрен лишь один из влияющих факторов, поэтому оно является упрощенным и весьма приблизительным. В системе АСУ ТП-ОРАКУЛ учитываются не только основные, но и многие другие факторы, сопутствующие повышению интенсивности использования кислородной продувки (хотя и влияющие на экономическую эффективность технологий в меньшей степени): снижение расхода электроэнергии за счет дополнительного тепла химических реакций; повышение расхода электродов за счет более интенсивного окисления кислородом; стоимость кислорода; увеличение расхода раскислителей и угаря легирующих при легировании на выпуске полуупродукта в ковш.

Кроме того, при повышении интенсивности вдувания кислорода учитываются технические возможности устройств для ввода кислорода в металл, наличие резервов для интенсификации получения газообразного кислорода, облегчение технологии обработки на установке печь-ковш сталей с пониженным содержанием углерода и фосфора, ухудшение условий работы футеровки, газоочистки и т.д.

Выводы

1. Установлено, что повышение производительности (объема производства) не всегда приводит к увели-



чению прибыли. Последнее гарантировано только в том случае, если расходные коэффициенты основных материалов и энергоносителей на единицу продукции сохраняются неизменными (или изменяются незначительно).

2. Повышение производительности печи за счет изменения технологии выплавки полупродукта всегда вызывает изменение расходных коэффициентов, поэтому необходим более глубокий анализ выгодности тех или иных изменений технологии (повышается ли в результате прибыль предприятия, а не объем производства стали).

3. Все возможные варианты технологии выплавки стали «просчитываются» при помощи системы АСУ ТП-ОРАКУЛ, которая позволяет выбрать оптимальный способ ведения каждой конкретной плавки с учетом сегодняшних экономических условий и указанных выше дополнительных факторов.

1. Еланский Д. Г. Тенденции развития электросталеплавильного производства // Электрометаллургия. — 2001. — № 5. — С. 3–18.
2. Комплексная АСУ ТП выплавки стали // А. В. Старосоцкий, А. В. Керейник, Т. В. Щербина, С. А. Храпко // Материалы 2-й междунар. науч.-практ. конф. «Автоматизированные печные агрегаты и энергосберегающие технологии в металлургии». — М.: МИСиС, 2002. — С. 464–465.
3. Храпко С. А., Старосоцкий А. В. Система автоматического управления раскислением и легированием стали // Там же. — С. 468–470.
4. Создание системы автоматического ведения плавки в ДСП как первый шаг развертывания интеллектуальных систем управления в сталеплавильном производстве / А. В. Старосоцкий, А. К. Бабичев, И. В. Деревянченко и др. // Тр. шестого конгресса сталеплавильщиков. — М.: ОАО «Черметинформация», 2001. — С. 300–308.

Донецкий национальный технический университет

Поступила 05.02.2003

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

Журнал «Современная электрометаллургия» входит в перечень утвержденных ВАК Украины изданий, публикации в котором засчитываются как обязательные для соискателей ученых степеней.

ВАК Украины принял новое постановление от 15. 01. 2003 г. № 7-05/01 «Про підвищення вимог до фахових видань, внесених до переліків ВАК України». В соответствии с этим постановлением редакционные коллегии научных специализированных изданий, признаваемых ВАК, должны принимать к печати только те статьи, которые имеют следующие необходимые элементы:

- * постановка проблемы в общем виде и ее связь с важнейшими научными или практическими заданиями*
- * анализ последних достижений и публикаций, в которых начато решение данной проблемы и на которые ссылается автор*
- * выделение нерешенных ранее частей общей проблемы, которой посвящена данная статья*
- * формулировка целей статьи (постановка задачи)*
- * изложение основного материала исследования с полным обоснованием полученных научных результатов*
- * выводы из представленного исследования и перспективы дальнейших исследований в данном направлении.*

Специализированным ученым советам при приеме к защите диссертационных работ предписано засчитывать статьи, опубликованные, начиная с февраля 2003 года, только при условии выполнения изложенных выше требований.

В связи с этим редакция журнала «Современная электрометаллургия» будет принимать к печати только те статьи, которые отвечают требованиям ВАК Украины.

Редакционная коллегия журнала

ИНФОРМАЦИЯ



Ниже представлены рефераты научно-исследовательских работ, выполненных в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по бюджетной тематике в период 2000–2002 гг.

Тема 1.6.1.9.4 «Разработка научных основ технологических процессов плавления титана с использованием губки и некомпактных шихтовых материалов при электрошлаковом процессе и других источниках нагрева для плавления»

Научный руководитель д-р техн. наук **Л. Б. Медовар**

Ответственные исполнители: канд. техн. наук **В. И. Ус**, д-р техн. наук **В. Я. Саенко**

Целью работы по теме НИР № 1.6.1.9.4 являлась разработка научных основ технологических процессов плавления титана с использованием губки и некомпактных шихтовых материалов при электрошлаковом процессе, а также других способов нагрева для плавления, которые могут эффективно применяться при создании новых энергосберегающих технологий изготовления титановых полуфабрикатов и внедрении их в производство. Данные исследования были начаты по инициативе академика НАН Украины Б. И. Медовара.

Несмотря на то, что история плавки титана имеет почти вековую историю, интерес к выбору способа производства титановых слитков остается достаточно острым, поскольку он во многом определяет стоимость выплавленного металла и его качество.

Растущая потребность предприятий различных отраслей в титановых полуфабрикатах диктует необходимость создания в Украине производства титановой продукции, целесообразность чего подтверждается наличием в стране крупных, промышленно разрабатываемых месторождений титанового сырья. Важным аргументом является также существование Запорожского титано-магниевого комбината (ЗТМК).

Многие ведущие фирмы мира заняты поиском путей совершенствования технологии и оборудования для выплавки титановых слитков, обеспечивающих 100%-ю гарантию расплавления тугоплавких высокозаводистых α -включений, которые могут содержаться в расходуемых шихтовых материалах. Основным направлением этих работ является создание техно-

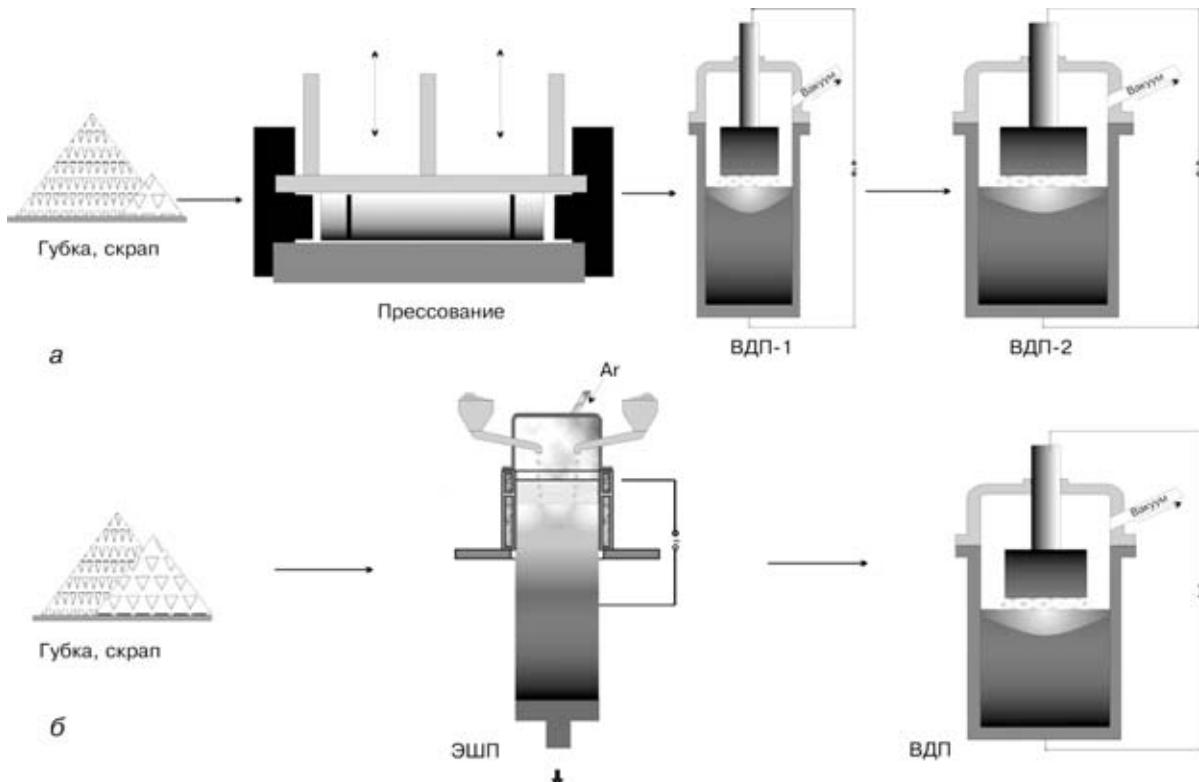


Рис. 1. Схема применения ЭШП в производстве титановых слитков: *а* — традиционная; *б* — с применением ЭШП ТК

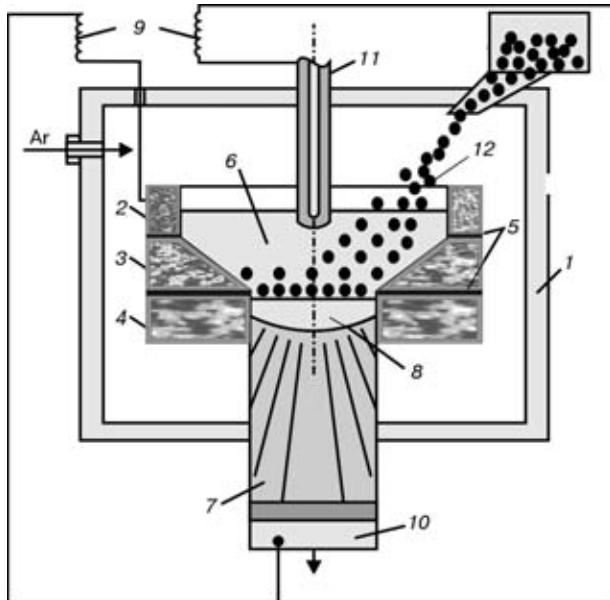


Рис. 2. Схема ЭШП ТК титановой губки [2]

логии и печей с разделением зон плавления и кристаллизации слитка. В частности, в России разработан способ вакуумной дуговой гарнисажной плавки с использованием гарнисажа в качестве расходуемого электрода предыдущей плавки.

Новые возможности в решении на основе электрошлаковой технологии проблемы получения титановых слитков без твердых включений открываются благодаря применению процесса ЭШП в токоподводящем кристаллизаторе (ЭШП ТК), при котором обеспечивается наиболее оптимальная технологическая схема ЭШП, заключающаяся в разделении зоны плавления расходуемых материалов и зоны формирования слитка. Наиболее важным достоинством ЭШП ТК является также то, что он может быть применен как процесс компактирования губки. В этом случае отпадает необходимость в такой дорогостоящей операции, как прессование расходуемых электродов из губки некомпактных шихтовых материалов.

В результате проведения комплекса исследований согласно плану НИР были разработаны технологические схемы для реализации переплава некомпактной титановой губки и шихтовых материалов [1, 2]. Схематически производство титановых слитков с применением процесса ЭШП ТК в сопоставлении с традиционной схемой переплава прессованных электродов представлено на рис. 1.

Схема разработанного процесса ЭШП ТК титановой губки в камерной печи показана на рис. 2. Процесс получения монолитного титанового слитка 7 из губки начинается с заполнения камеры 1 аргоном, заливки жидкого шлака в плавильное пространство токопроводящего кристаллизатора 3 на поддон 10, установленный внутри формирующей секции 4 кристаллизатора таким образом, чтобы верхний срез поддона 10 располагался несколько ниже верхнего среза формирующей секции 4 и включения источников питания 9. Секции кристаллизатора 2–4 разделены изолирующими вставками 5. Шлаковая ванна 6 электропроводна и замыкает электрическую цепь токопроводящая секция 2 – поддон 10 – слиток 7 и нерасходуемый электрод 11 – поддон 10 – слиток 7, по которым начинает протекать ток, нагревая шлаковую ванну 6 до температуры 1700...1800 °C. Ток регулируется путем варьирования напряжения холостого хода в цепи токоподводящая секция 2 – поддон 10 – слиток 7 и изменением заглубления

нерасходуемого электрода 11 в шлаковую ванну 6 в цепи нерасходуемый электрод 11 – поддон 10 – слиток 7. После прогрева шлаковой ванны до указанной температуры на шлаковую ванну 6 в плавильное пространство кристаллизатора с помощью дозатора подают титановую губку 12. Благодаря несколько более высокой плотности, чем у шлака, титановая губка опускается, нагреваясь в шлаковую ванне 6, на поддон 10, где и происходит ее плавление в зоне контактного сопротивления шлак – поддон с образованием металлической ванны 8. Скорость вытягивания закрепленного на поддоне 10 слитка 7 из формирующей секции 4 кристаллизатора поддерживают с помощью индуктивного датчика уровня жидкой металлической ванны. Экспериментальные плавки титановой губки фракционного состава 12...20 мм по этой схеме проводили в токоподводящем кристаллизаторе с внутренним диаметром токоподводящей секции 350 мм и внутренним диаметром формирующей секции 100 мм.

Применение при ЭШП титановых слитков процесса ЭШП ТК позволяет более эффективно бороться с твердыми высокоазотистыми включениями. Экспериментально установлен эффект быстрого растворения в шлаке при ЭШП ТК крупных азотистых включений, которые были имплантированы в специально подготовленный расходуемый электрод (рис. 3). Естественно, что при этом происходит не плавление такого рода включений, а, скорее, их измельчение и равномерное распределение по объему титанового слитка. В случае применения добавок металлического кальция к шлаку при ЭШП ТК скорость растворения высокозатистых включений может быть существенно увеличена. Однако реализация этого активного технологического процесса ЭШП возможна только в камерной печи с контролируемой атмосферой. Весьма перспективным может оказаться также применение вместо ЭШП менее энергомкого способа дугошлакового переплава.

В результате выполнения НИР созданы научные основы технологических процессов плавления титана с использованием губки и некомпактных шихтовых материалов при условии применения электрошлакового процесса и других источников нагрева для плавления. Получены исходные данные для разработки новых эффективных технологий и оборудования с целью производства титановых полуфабрикатов методом полу- или непрерывного электрошлакового литья.

Полученные результаты могут быть использованы при организации нового промышленного производства титановых полуфабрикатов методом полу- или непрерывного электрошлакового литья на предприятиях Украины, в частности на заводе «Днепропретсталъ», где такое производство предполагается создать в ближайшее время.

1. Пат. 31837 Україна, МПК 6 C 22 B 9/00. Способ безперервного розливу титану і його сплавів у камері / Б. Є. Патон, Б. І. Медовар, Л. Б. Медовар та інш. — Опубл. 17.12.2001; Бюл. № 11.
2. Пат. 34625 Україна, МПК 7 22 B 9/18. Способ одержання монолітного витратного електрода з титанової губки / Б. І. Медовар, Л. Б. Медовар, Б. Б. Федоровський та інш. — Опубл. 15.03.2002; Бюл. № 3.

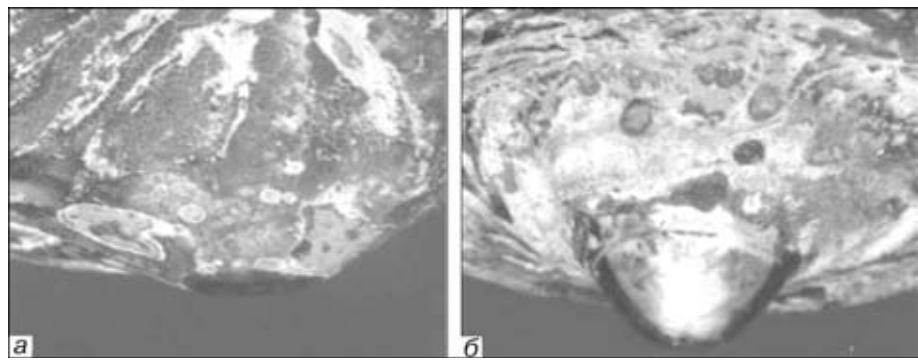


Рис. 3. Внешний вид оплавленных концов электродов, содержащих 30 (а) и 49 % (б) высокоазотистых включений



Тема 1.6.1.13.5 «Разработка электронно-лучевой технологии осаждения твердых градиентных покрытий с неравновесной структурой на основе углерода и бора»

Руководитель д-р техн. наук, акад. НАН Украины **Б. А. Мовчан**

Ответственный исполнитель инженер **А. Г. Маринский**

Выполнены исследования и разработка процесса электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме твердых градиентных защитных покрытий на основе карбидов титана, хрома и бора, в ходе которых изучали состав полученных конденсатов и структуру покрытий по толщине, а также их свойства.

Создана технология одновременного испарения много-компонентной смеси (таблетки) из одного тигля с получением сложных карбидных покрытий, которая обеспечивает повторяемость и надежность процесса, исключает необходимость применения готовых карбидных соединений в качестве исходного сырья, а также способствует сокращению времени технологического процесса и повышению энергетических показателей, что существенно упрощает и удешевляет его по сравнению с другими технологическими схемами.

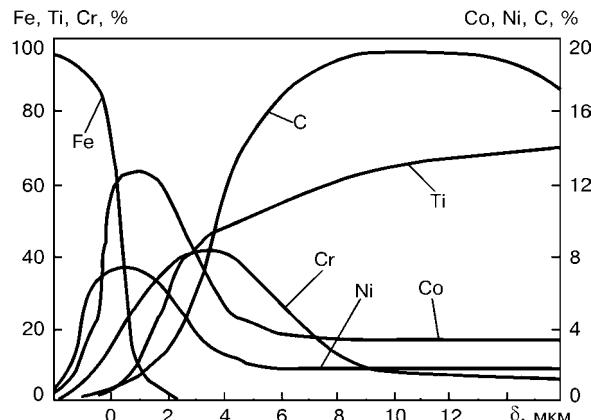


Рис. 1. Распределение элементов по толщине δ покрытий типа Ni-Co-Cr-Ti-C

Изучены закономерности формирования твердых покрытий с переменными, заранее заданными в широком диапазоне, составом и свойствами по толщине.

Путем испарения таблеток Ni-Cr-C; Co-Ti-C; Ni-Co-Ti-C и Ni-Co-Cr-Ti-C получены твердые карбидные покрытия на основе карбидов хрома и титана толщиной 15...20 мкм с градиентом состава, структуры и свойств по толщине.

Покрытия типа Co-Ti-C и Ni-Co-Ti-C в твердой области близки по составу и свойствам к стехиометрическому карбиду титана. Микротвердость покрытий достигает при этом 30...34 ГПа.

В покрытиях типа Ni-Co-Cr-Ti-C образуется смесь карбидов титана и хрома. Из-за высокого содержания элементов с большой упругостью пара начало роста концентраций титана и углерода смешено относительно начала покрытия, что способствует увеличению переходной зоны, смешению пика твердости к наружной поверхности при плавном темпе ее

изменения (рис. 1). Микротвердость таких покрытий составляет 30...32 ГПа (рис. 2).

Установлено, что при использовании электронно-лучевой технологии возможно получение сложных покрытий с отличающимися по своим свойствам компонентами, что было продемонстрировано на примере покрытий типа Ni-Cr-C. Состав, структура и свойства таких покрытий имеют ярко выраженный градиентный характер, а основной параметр (микротвердость) постепенно увеличивается по толщине покрытия и в поверхностной области составляет 20...22 ГПа, что соответствует свойствам высшего карбида хрома Cr₃C₂.

Применение разработанной технологии позволяет успешно синтезировать покрытия на основе карбида бора B₄C непосредственно на подложке, имеющей коэффициенты термического расширения, близкие к таковым карбида бора (например, на молибденовые пластины). Полученные таким образом карбидные покрытия имеют градиент состава, структуры и свойств по толщине. Микротвердость покрытия составляет 30...32 ГПа.

В ходе исследований свойств покрытий на основе конденсатов системы TiC-Cu зафиксирована их высокая мик-

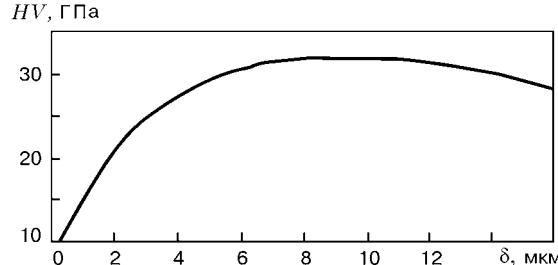


Рис. 2. Изменение микротвердости HV по толщине покрытий типа Ni-Co-Cr-Ti-C

ротвердость (20...25 ГПа), не зависящая от содержания меди вплоть до 30 % мас.

Изучение состава и структуры конденсатов системы TiC-Cu показало, что они состоят из твердых зерен карбида титана, расположенных в матрице меди, заполняющей пространство между узлами TiC вплоть до примерно 30 % мас. При массовой доле свыше 30 % в конденсатах системы TiC-Cu медь находится и внутри зерен, что снижает их микротвердость.

Результаты исследований могут быть положены в основу дальнейшей оптимизации технологии изготовления твердых покрытий и повышения их качества. Полученные покрытия можно рекомендовать для нанесения на стальной и твердосплавный режущий инструмент; на стальные изделия, работающие в условиях трения (скольжения) без смазки, в том числе при повышенных температурах; на детали, подвергаемые влиянию эрозии и коррозии, агрессивных сред и повышенной температуры.



Тема 20 / 6 «Исследование физико-химических процессов и разработка технологических параметров получения новых металлических материалов (на дисперсном поду, чешуйчатообразных, аморфных и монокристаллов) с использованием плазменно-дуговых и индукционных нагревателей новой генерации»

Руководитель канд. техн. наук В. А. Шаповалов

Ответственные исполнители: кандидаты техн. наук О. С. Забарилло, Г. Ф. Торхов, И. В. Шейко

Развитие современной техники требует применения новых металлических материалов, иногда с принципиально новым сочетанием свойств. В промышленно развитых странах с использованием новейших технологий создаются новые металлические материалы, а также разрабатываются и усовершенствуются существующие технологии и оборудование для их производства.

Структурно отчет состоит из трех разделов.

Первый посвящен изучению физико-химических и технологических особенностей плазменно-дуговой плавки на дисперсном поду и разработке технологии компактирования тугоплавких и теплопроводных металлов и сплавов.

Второй содержит описание исследований плазменной технологии выплавки и рафинирования стали и ферросплавов.

Третий является комплексным. Он включает изучение особенностей выплавки гомогенных слитков титана и марганца в условиях индукционной плавки в секционном кристаллизаторе электрошлакового процесса, выращивания монокристаллов тугоплавких металлов и диспергирования металлического расплава.

Конверсия в оборонной промышленности Украины привела к образованию большого количества отходов редких и ценных металлов и их сплавов. Одним из направлений настоящей работы было создание технологического процесса и оборудования для компактирования отходов молибдена, хрома, ниобия, вольфрама, титана и других дорогостоящих металлов в слитки и заготовки, а также производство на их основе ферросплавов и лигатур, необходимых для металлургической промышленности и производства сварочных материалов.

Технологии высокого уровня направлены на использование процессов, обеспечивающих высокий уровень качества получаемых сталей и ферросплавов при минимальных энерго- и ресурсозатратах. При производстве стали таким образом является дуплекс-процесс, при котором расплавление металла происходит в высокопроизводительных агрегатах, а доводка металла по химическому составу и его рафинирование выполняются внепечной обработкой с использованием электродугового нагрева металла графитированными электродами.

Целью исследований, проведенных в рамках указанной темы, было повышение качества стали и ферросплавов до уровня мировых стандартов, экономия энергетических и материальных ресурсов, уменьшение загрязнения окружающей среды.

В последние годы возрос интерес к проблемам производства и использования в промышленных масштабах металлических материалов, полученных способом быстрой закалки из расплава, а также выращивания крупных монокристаллов тугоплавких металлов. Эти материалы существенно превосходят по своим свойствам обычный литьй или деформированный металл. В отчете приведены результаты научных исследований процессов получения указанных материалов, на основании которых были разработаны технологии и оборудование для их производства.

В материалах отчета представлены результаты исследований физико-химических процессов, протекающих в металлической ванне при выплавке и рафинировании расплавов, содержащих высокоактивные компоненты, с использованием мелкодисперсных шихтовых материалов при плазменно-дуговом и индукционном нагреве, а также при электрошлаковом процессе с нерасходуемым электродом.

Одним из направлений настоящей работы стала разработка технологий переплава отходов химически активных и тугоплавких металлов, компактирование которых обычными металлургическими способами с использованием открытых агрегатов, как правило, приводит к значительным потерям ценных компонентов или к загрязнению их газовыми примесями. Цель проведенных исследований — получение цилиндрических или плоских заготовок титана, ниobia, молибдена, tantalа из их отходов с помощью плазменной металлургической технологии. Определены оптимальные режимы компактирования хрома, титана, tantalа в круглые заготовки. Показано, что переработка отходов в ферросплавы и лигатуры является наиболее пригодным видом переработки отходов конверсии.

В отчете приведены методики изучения тепловых процессов, которые протекают в дисперсном пласте, а также влияния размеров частиц и толщины дисперсного пласта на энергетические показатели процесса.

Основными недостатками применения в металлургии электродугового нагрева являются повышенные затраты электроэнергии, огнеупорных материалов и графитированных электродов.

Нами предложены плазменно-дуговые нагреватели развернутого типа (ПДНРТ), которые представляют собой многодуговые нагревательные комплексы. Их питание осуществляется от источников постоянного, переменного тока или по комбинированным схемам. Разработаны принципиальные схемы ПДНРТ, на основе которых были созданы лабораторные и опытно-промышленные образцы этих нагревателей. Исследованы изменения электрических параметров ПДНРТ с пустотелями графитированными электродами в зависимости от их геометрических размеров. Изучены энергетические параметры процесса выплавки ферросплавов с использованием ПДНРТ. Рекомендованы следующие удельные параметры дуговых сталеплавильных и рудовосстановительных печей: мощность на поверхности пода $600\ldots 1000 \text{ кВт}/\text{м}^2$; мощность в объеме ванны $450\ldots 600 \text{ кВт}/\text{м}^3$; активная мощность на площади распада электродов $1800\ldots 4400 \text{ кВт}/\text{м}^2$; плотность тока на поверхности ванны $5000\ldots 9000 \text{ А}/\text{м}^2$.

При производстве ряда прецизионных и специальных сплавов возникает необходимость в использовании марганца с низким содержанием примесей. В ИЭС им. Е. О. Патона разработан и успешно реализован в промышленности способ электрошлакового рафинирования электролитического марганца в форме чешуек толщиной несколько миллиметров путем переплава в слое жидкого шлака.



На основе способа электрошлакового рафинирования марганца освоена технология выплавки высокодемпфирующих марганцово-медных сплавов. Достигнутая степень чистоты металла в соединении с высоким выходом годного дает основание считать этот способ весьма перспективным для получения сплавов системы марганец–медь, используемых при изготовлении высококачественных вибропоглощающих устройств.

В отчете дан анализ существующих способов и приведены данные о принципиально новом способе получения крупных монокристаллов тугоплавких металлов.

Показано, что плазменно-индукционный способ выращивания крупных монокристаллов вследствие гибкого управ-

ления температурным полем слитка позволяет снизить до минимума температурный градиент и механические напряжения в нем.

В отчете представлены результаты исследований процессов быстрой закалки металлических расплавов в условиях индукционной плавки в секционном кристаллизаторе. Итогом проведенных исследований стала разработка технологических регламентов процессов производства сталей высокого качества и способов выплавки ферросплавов из руд и промышленных отходов, выращивания монокристаллов тугоплавких металлов, получения чешуйчатых металлических материалов с использованием плазменно-дуговых и индукционных нагревателей новой генерации.

Тема 1.16.22.17 «Разработка научных основ повышения эксплуатационных свойств сварных соединений и защитных покрытий методом изучения их тонкой структуры, химической неоднородности и определения параметров оптимизации структурно-фазового состава»

Руководитель чл.-кор. НАН Украины Г. М. Григоренко

По теме выполнялся комплекс аналитических, исследовательских, металловедческих и технологических работ. При проведении исследований использовались методы химического, атомно-абсорбционного, кулонометрического, эмиссионно-спектрального анализов. Металлографические исследования выполнялись с применением оптической, растровой и просвечивающей микроскопии. При изучении состава фаз использовались метод рентгеновской дифракции и дифференциальный термический анализ. В технологических работах применялась индукционная, электродуговая и плазменная плавки, диффузионная и ударная сварка в вакууме.

В работах, которые проводились совместно с технологическими отделами, использовались различные методы сварки, наплавки и напыления: электродуговая, электронно-лучевая, контактно-стыковая сварка, электродуговая и плазменная наплавка, плазменное и плазменно-детонационное напыление.

Работы по теме выполнялись по десяти разделам.

Первый раздел включал исследования кинетики сорбции азота жидкими высокореакционными металлами при различных условиях нагрева. Полученные результаты позволили определить численные значения констант скоростей реакции поглощения азота при индукционном, дуговом и плазменном плавлении и разработать физическую и математическую модели сорбции азота металлами IV и VA групп. Модель позволяет оптимизировать процессы сварки и плавки высокореакционных металлов и сплавов на их основе.

Во втором разделе рассмотрены закономерности формирования переходной зоны в соединениях трудносвариваемых разнородных металлов при различных термодеформационных условиях контактно-стыковой сварки. Исследованы тонкая структура, фазовые превращения, изменение концентрации элементов и образование интерметалличидных фаз при сварке аустенитной стали 110Г13Л с рельсовой сталью М76, меди с алюминием и стали с алюминием. Определены условия, при которых этот метод сварки может быть использован для соединения трудносвариваемых металлов.

Третий раздел посвящен исследованиям процессов формирования структуры и свойств покрытий с повышенным уровнем износстойкости, жаро- и коррозионной стойкости

путем совмещения методов газотермического напыления, процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с последующей пропиткой покрытий, термической и химико-термической обработкой. Газотермическое напыление с последующей пропиткой алюмофосфатными связующими и термообработкой увеличивает прочность сцепления с основой в 1,5 раза и износстойкость в условиях абразивного износа в 6 раз. Определен состав порошков и скорректированы режимы напыления, позволившие получить наивысшее качество покрытий при детонационном и микроплазменном напылении FeTi+B₄C и воздушно-газовом напылении FeTi+SiC.

В четвертом разделе исследованы структурные превращения при сварке и ремонте теплостойких корпусных сталей. Установлено, что использование флюса СФТ-6 при сварке теплостойкой корпусной стали 25Х2НМФА тормозит развитие полигонизации в металле шва, обеспечивает уменьшение в 2 раза объемной доли неметаллических включений, их дробление и равномерное распределение по шву. Указанные факторы способствуют увеличению ударной вязкости в 1,5 раза в сравнении со сваркой под флюсом АН-43.

Пятый раздел посвящен исследованиям структуры высокопрочных сварных швов, выполненных электродами с ультранизким содержанием углерода. Получены закономерности структурного состава и состава неметаллических включений в зависимости от окислительного потенциала флюса и показано, что наиболее высокие значения прочности и вязкости характерны для швов с ультранизким содержанием углерода, выполненных под нейтральным или основным флюсом.

В шестом разделе представлены исследования закономерностей образования фаз и фазовых переходов в гетерогенной структуре многослойного коррозионно-стойкого наплавленного металла на основе железа, легированного ванадием, хромом, молибденом и фосфором. По результатам проведенных исследований были оптимизированы состав и структура наплавленного металла, что позволило увеличить его твердость и износстойкость в 2–3 раза.



ИНФОРМАЦИЯ

Седьмой раздел посвящен исследованиям химической микронеоднородности в сварных соединениях алюминиево-литиевых сплавах и в зоне термического влияния при электродуговой и электронно-лучевой сварке. Показано, что легирование литием способствует упрочнению сварного шва и не влияет на перераспределение других легирующих элементов. Электронно-лучевая сварка позволяет получать сварные соединения с более высоким уровнем механических свойств.

В восьмом разделе представлены материалы, касающиеся разработки новой технологии изготовления оксидных катодов, был предложен новый способ изготовления оксидного катода, включающий использование вставки из порошковой смеси циркония с гексаборидом лантана и последующее ее соединение с медью методом ударной деформации в вакууме. Детальные металлографические исследования и стендовые испытания оксидных катодов в атмосфере аргона, углекислого газа и воздуха показали монолитность сварных соединений и их надежность в работе.

Девятый раздел посвящен изучению закономерностей образования структурной и химической неоднородности, а также неметаллических включений в приконтактных объемах металла при сварке давлением трубных сталей. Показано, что появление в зоне сварного соединения ферритной прослойки и белой полосы связано с наличием в ней физической и химической неоднородности. Предложен механизм образования ферритной прослойки, включающий совокупность диффузионных и рекристаллизационных процессов, приводящих к обезуглероживанию приконтактной зоны. Изучена природа светлой полосы и показано, что эти структурные изменения не имеют отрицательного влияния на качество сварного соединения.

В десятом разделе представлены разработанные и аттестованные новые методики эмиссионно-спектрального анализа содержания лития в алюминии и его сплавах в диапазоне 0,4...2,7 % мас.; лития в меди в диапазоне 1...10 % мас.; фосфора в меди, латунях и бронзах в пределах 0,035...1,0 % мас.

В результате выполнения работ по теме получены следующие практические результаты.

Определены физико-химические константы, характеризующие взаимодействие азота с жидкими высокореакционными металлами, которые позволяют управлять процессом легирования металла азотом из газовой фазы.

Созданы новые аналитические методики для химического и спектрального анализа лития и фосфора в металлах и сплавах.

Разработаны основы повышения эксплуатационных свойств сварных соединений и защитных покрытий путем оптимизации структурно-фазового и химического состава сварных швов, наплавок и покрытий для процессов: газотермического напыления с синтезом материалов покрытий; сварки давлением разнородных металлов; электродуговой сварки теплостойких сталей и низколегированных высокопрочных сталей, стойких против хрупкого разрушения; электродуговой и электронно-лучевой сварки высокопрочных алюминиевых сплавов, легированных литием и скандием; наплавки износостойких материалов, упрочненных углеродом и фосфором; контактнойстыковой сварки трубных сталей с повышенной стойкостью против разрушения при низких температурах; создания нового типа оксидных термохимических катодов со вставкой из порошковых материалов.

Тема 34 / 12 «Математическое моделирование макрофизических процессов при сварке разнородных сталей, гидродинамических явлений в сварке и спецэлектрометаллургии, кинетики роста дефектов в условиях нагружения сварных соединений»

Руководитель акад. НАН Украины **В. И. Махненко**

Работа проводилась по четырем направлениям.

Раздел 1. «Математическое моделирование макрофизических процессов при сварке разнородных сталей».

На основе тщательно выполненного литературного обзора процессов сварки плавлением разнородных сталей (ферритно-аустенитных) были сформулированы следующие семь основных проблем, определяющих качество сварного соединения, при решении которых роль математического моделирования может быть очень существенной:

нагрев изделия, размер зоны проплавления и ее химический состав;

первичная кристаллизация, особенности локальной химической неоднородности и микроструктура вблизи границ сплавления;

образование карбидов;

микроструктура и свойства сварного соединения;

сварочные напряжения и деформации при сварке разнородных сталей;

риск возникновения горячих и холодных трещин;

поведение сварочного соединения в эксплуатационных условиях, особенно при теплосменах.

Большинство из перечисленных проблем тесно связаны друг с другом, что во многих случаях требует комплексного

их рассмотрения при математическом моделировании реальных процессов сварки (наплавки) разнородных сталей.

Следует отметить, что при наплавке особенности разнородности проявляются наиболее остро и для их решения использование математического моделирования не менее актуально, чем для сварки. При наплавке количество технологических параметров, которые варьируются, как правило, больше и вопрос рационального их выбора с помощью соответствующих математических моделей решается эффективней, чем чисто экспериментальным путем.

В рамках сказанного работы данного раздела были связаны с созданием конкретных расчетных алгоритмов и выполнением соответствующих численных исследований типичных случаев сварки (наплавки) разнородных сталей.

Как типичные случаи, продиктованные потребностями промышленности Украины и зарубежных фирм, рассмотрены:

наплавка под углом кромок листов ферритной стали аустенитным слоем для получения разнородного стыкового соединения ферритная сталь — аустенитная сталь (сотрудничество с энергетиками по договору №2362 с НТК ИЭС от 30 мая 2002 г.);

приварка трубок из аустенитной стали к трубной решетке из ферритной стали (сотрудничество с немецкими фирмами «SLV Mecklenburg» и «Infracon»);



наплавка коррозионно-стойкого слоя электродуговой сваркой по винтовой линии на поверхность валов из стали типа 35 или 40Х (сотрудничество с судоремонтными предприятиями, ходовор с Управлением морских путей г. Одесса от 4 мая 2000 г.);

наплавка износостойкого слоя на тонкие пластины больших размеров из ферритной стали соответствующих заготовок для штамповки деталей, например, лопастей спецветвилляторов и т. п. (сотрудничество с немецкой фирмой «SLV Mecklenburg»);

контактная сварка оплавлением железнодорожных рельс из сталей Р65 и Гатфельда в стрелочных переходах (сотрудничество с отделом № 26 ИЭС и металлургическими предприятиями Украины, изготовителями стрелочных переходов);

особенности транспорта водорода в разнородных соединениях (сотрудничество с украинской фирмой НПФ «Корба»);

сварка встык через сплошной промежуточный слой пластины из пенистого материала (сотрудничество с немецкой фирмой «SLV Mecklenburg»).

Раздел 2. «Компьютерное моделирование гидродинамических явлений в технологических процессах сварки и специальной металлургии».

Разработаны сопряженные осесимметричные модели гидродинамики и тепломассообмена при формировании слитков методами специальной электрометаллургии: электронно-лучевого переплава слитков титановых сплавов и электронно-лучевой бестигельной зонной плавки монокристалла кремния. Модели основаны на полной системе уравнений динамики движения вязкой несжимаемой жидкости в приближении Буссинеска, уравнении конвективно-кондуктивного переноса энергии и уравнении конвективной диффузии. Рассмотрены несколько силовых факторов, влияющих на движение расплава: 1) термогравитационная конвекция, возникающая в термически неоднородной жидкости под действием силы тяжести; 2) термокапиллярная конвекция, обусловленная градиентом коэффициента поверхностного натяжения на свободной поверхности металлической ванны; 3) вынужденная конвекция, возникающая в результате воздействия струи металла, который периодически выливается в кристаллизатор из промежуточной емкости. Задача гидродинамики решается в области сложной формы, образованной границами фазовых переходов, геометрия которых определяется в процессе решения сопряженной задачи. Границные условия для определения поля температур учитывают радиационный теплообмен поверхности со стенками камеры (тепловым экраном), разные варианты распределения плотности источника электронно-лучевого нагрева, сканирования электронного луча по свободной поверхности металлической ванны. При зонной плавке монокристалла кремния предусмотрена возможность плавления в условиях невесомости. Для изучения перераспределения легирующих (примесных) элементов в процессе кристаллизации учитывается поток испарения по закону Ленгмюра, а также разбавление расплава за счет его слива из промежуточной емкости.

Проведен сравнительный анализ условий формирования монокристалла кремния при электронно-лучевой бестигельной плавке в земных условиях и в условиях микротяжести. Определено, что при микротяжести гидродинамика расплавленной зоны обусловлена действием силы Марангони, а скорость движения расплава уменьшается в 5 раз по сравнению со скоростью в земных условиях. Это приводит к большим потерям энергии на радиационное излучение, к уменьшению высоты расплавленной зоны и появлению выпуклого фронта кристаллизации с высотой прогиба 0,35 мм. Показано, что использование короткого теплового экрана, расположенного ниже фронта кристаллизации, позволяет сохранить параметры расплавленной зоны на уровне, отвечающем земным условиям плавки. Установлена целесообразность сканирования электронного луча с частотой 200 Гц и более — такой технологический прием позволяет уменьшить интенсивность термокапиллярной конвекции в условиях микротяжести за счет меньшего перегрева свободной поверхности расплавленной зоны. При этом одновременно достигается снижение электрической

мощности плавки при тех же геометрических параметрах зоны, что важно при проведении космического эксперимента в условиях ограниченного энергоснабжения.

Раздел 3. «Математическое моделирование дефектов в зоне сварных соединений и разработка расчетных алгоритмов и программ для оценки кинетики роста дефектов до критических размеров в условиях нагружения сварных соединений».

В этом разделе созданы математические модели для оценки несущей способности сварных узлов из разнородных сталей (главным образом толстостенных сварных оболочек из ферритной стали с наплавленным коррозионно-стойким слоем из аустенитной стали) в характерных условиях нагружения, соответствующих аварийному нагружению корпусов ядерных энергетических реакторов типа ВВЭР-1000, которые эксплуатируются в Украине.

В рамках этого же раздела разработана математическая модель для оценки безопасных условий заварки язвенных дефектов на внешней поверхности газо- и нефтепроводов без выведения соответствующих участков из эксплуатации. Результаты этой работы нашли практическое применение при создании нормативных материалов для устранения ремонтом указанных участков.

Раздел 4. «Разработка информационной системы компьютерного проектирования режимов электродуговой сварки конструкционных легированных сталей для сварочных материалов различных форм».

Интерес к современным информационным системам при решении различных технологических вопросов сварки, наплавки, нанесения покрытий всегда был одним из приоритетных в деятельности ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. За прошедшие годы выполнен целый ряд работ, связанных с созданием на электронных носителях баз данных, экспертных и расчетно-экспериментальных систем. Однако развитие вычислительной техники, методов математического моделирования, растущие потребности технологии требуют новых подходов в этом направлении.

В связи с этим работы выполняли по двум направлениям. Первое — связанное с актуализацией уже созданных баз данных и экспертных систем. Например, база данных «Механические свойства сварных соединений» или экспертная система «Наплавка». Второе направление связано с созданием систем на основе математического моделирования и определенных информационных подсистем, в которых математическому моделированию уделено достаточно большое внимание с целью получения необходимых для разработки технологий количественных данных. В частности, созданная совместно с НПФ «Корба» компьютерная система «Выбор сварочных материалов для дуговой сварки конструкционных сталей» предназначена, в определенной мере, для замены экспериментов, проводимых на соответствующих образцах сварных соединений.

Используя паспортные данные фирмы изготовителя сварочных материалов (электродов, порошковых проволок, флюсов) о рекомендуемых режимах дуговой сварки, коэффициенте наплавки, химическом составе наплавляемого металла, система позволяет получить для случаев сварки стыковых и тавровых соединений различных конструкционных сталей информацию относительно:

размеров и формы зоны проплавления (ЗП) для корневого шва и последующих проходов;

химического состава ЗП;

микроструктурного состава в ЗП и зоне термического влияния (ЗТВ);

механических свойств в ЗП и ЗТВ, включая твердость, временное сопротивление, границу текучести, относительное удлинение, ударную вязкость;

риска образования горячих и холодных трещин;

локальной концентрации водорода в ЗП и ее влияния на образование холодных трещин.

В данный момент система проходит апробацию на ряде предприятий Украины, в частности, на заводе «Океан» в г. Николаеве.



Тема 1.6.1.58.6 «Разработка электронно-лучевой технологии получения композиционных материалов на основе легких сплавов и упрочняющих волокон с диспергированного расплава в вакууме»

Руководитель д-р техн. наук Н. П. Трибу

Ответственные исполнители: кандидаты технических наук С. В. Ахонин,

Г. В. Жук, А. Н. Калинюк, П. А. Пап

Разработан новый способ диспергирования расплава металла из промежуточной емкости посредством вращающегося барабана-кристаллизатора (рис. 1). В электронно-лучевой установке происходит плавление расходуемой заготовки или шихты как при электронно-лучевом переплаве. Накопленный в промежуточной емкости в процессе плавления расходуемой заготовки жидкий металл периодически сливается из промежуточной емкости на вращающийся барабан-кристаллизатор. Затем барабану сообщается высокая скорость вращения (2000 об./мин), и жидкий металл срывается с поверхности барабана в виде потока дисперсных жидкых капель. Поток капель направляют на формообразующую поверхность (подложку), где капли растекаются и моментально кристаллизуются без образования жидкой ванны. В качестве подложки могут быть использованы водоохлаждаемый кристаллизатор (для получения слитков), металлическая пластина (для получения биметаллических композиций), разделка свариваемых деталей (для сварки), каркас из упрочняющих элементов (для получения композиционных материалов).

Для проведения экспериментальных исследований по получению волокнистых металлических композитов использовали многоцелевую лабораторную электронно-лучевую установку УЭ-208. На ней смонтировали механизм диспергирования, конструктивно состоящий из диспергирующего барабана, его крепления, системы передачи вращения с вакуумно-плотным переходником, электродвигателя и системы управления.

Управление механизмом вращения осуществляется с помощью электронной системы «Размер», при этом скорость вращения делителя плавно регулируется в диапазоне 0...2500 об./мин. Остаточное давление в ходе процесса в камере плавки составляло 0,05 Па, в камере электронно-лучевого нагревателя — 0,005 Па. В качестве шихты использовали лом алюминиевых и титановых сплавов. Была сформирована струя капель диспергированного расплава, направленная на подложку, на которой размещен стальной каркас

с натянутыми волокнами (сталь, вольфрам). Волокна предварительно не нагревали. Производительность струи диспергированного расплава составила 150 кг/ч. После нанесения матрицы толщиной 30...40 мм процесс прекращали и выделяли изделие в условиях вакуума в течение 1 ч.

Была создана математическая модель тепловых процессов в центрально-симметричной системе волокно-матрица с центром на оси волокна (рис. 2). Моделировали процесс, при котором материя матрицы наносили способом электронно-лучевого диспергированного расплава на подложку, над которой на разных уровнях натянуты упрочняющие волокна. На первом этапе моделировали теплофизические процессы в системе подложка-матрица без учета влияния волокна; на втором — рассчитывали локальные температурные поля в непосредственной близости к волокну.

В рамках предложенной модели были проведены расчеты тепловых полей для алюминиевой и титановой матриц. Определено, что для исключения возникновения на поверхности формирующейся матрицы жидкой ванны скорость нанесения диспергированного расплава для титана не должна превышать 3,0, для алюминия — 1,8 кг/с. При этом на протяжении всего процесса температура в области матрицы для алюминия составляет 820...855, для титана — 1350...1500 К, что гарантирует удовлетворительное качество соединения слоев наносимого материала.

Исследованы образцы композиционных материалов на основе алюминиевой и титановой матриц, упрочненных соответственно стальными и вольфрамовыми волокнами.

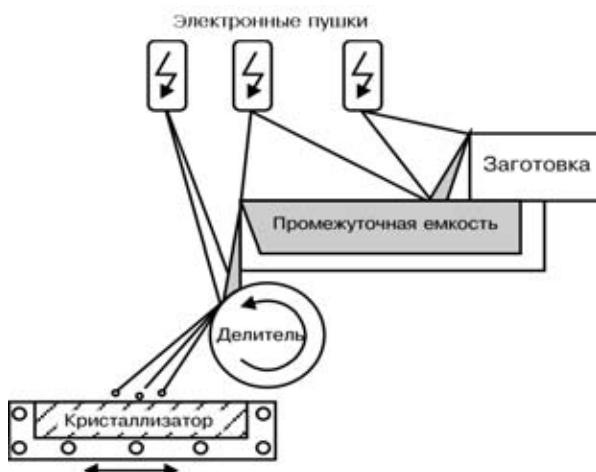


Рис. 1. Схема процесса диспергирования расплава из промежуточной емкости

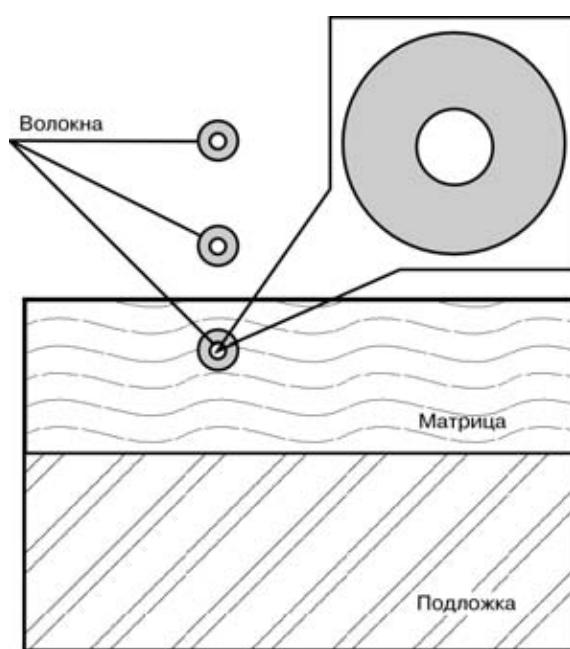


Рис. 2. Схема моделирования процесса получения волокнистого композиционного материала



Макроструктура поперечного сечения композита имеет полосчатую структуру с волнообразными границами, которые соответствуют слоям кристаллизации (рис. 3). Дефектов в виде пор и несплошностей, которые могут быть вызваны несплавлением последовательно кристаллизующихся слоев, не обнаружено.

Зафиксированные на макрошлифе слои кристаллизации образцов отличаются размером зерна и степенью травимости. Наряду с участками мелкого зерна (80... 130 мкм) обнаружены участки, где размер зерна достигает 400 мкм.

При предварительном нагреве подложки на границе матрица–волокно в композите на основе алюминия происходит химическое взаимодействие металлов и образуется прослойка FeAl₃, толщина которой изменяется в пределах 10...50 мкм в зависимости от температуры предварительного нагрева подложки.

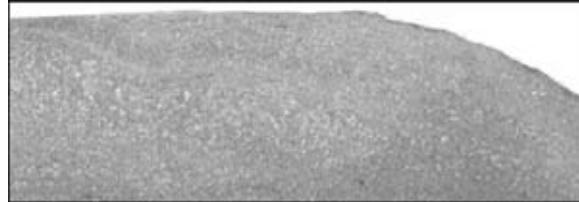


Рис. 3. Макроструктура поперечного сечения композита (X5)

Проведены механические испытания полученных образцов. Временное сопротивление композитов вдоль волокон для алюминиевой матрицы АМг1, армированной стальными волокнами, составило 90 МПа, для титановой ВТ1-0, армированной вольфрамовыми волокнами, — 550 МПа.

Тема 73/8 «Разработка научных основ и исследование физико-химических особенностей процессов нанесения покрытий, совмещенных с синтезом тугоплавких соединений и использованием термоактивных источников тепла»

Руководитель д-р техн. наук Ю. С. Борисов

Ответственный исполнитель канд. техн. наук Е. А. Астахов

На современном этапе развития инженерии поверхности, включающей технологии нанесения покрытий и модификации поверхности, все большее значение имеют процессы, в которых осаждение покрытия сочетается с синтезом материала покрытия, а также процессы активирования путем воздействия плазмы, лазера или других источников энергии. Примерами могут служить такие вакуумные способы, как активированное реакционное испарение, реакционное ионное осаждение, процесс газофазного осаждения, активированный плазмой, и др. Таким образом, удается повысить скорость осаждения покрытий, расширить их номенклатуру, улучшить качество.

Подобные идеи развиваются и в области газотермического напыления (ГТН). В процессах реактивного плазменно-дугового напыления активность компонентов плазменной струи используют для синтеза нитридов и карбидов в процессе нагрева порошков металлов с формированием упрочненных покрытий. Другим способом сочетания синтеза материала покрытия с процессом ГТН является применение композиционных порошков (КП) и порошковых проволок, при нагреве которых происходит взаимодействие компонентов с образованием нового вещества, например интерметаллида, который и является материалом покрытия. Однако все упомянутые результаты были получены в разрозненных экспериментах и в основном продемонстрировали лишь принципиальную возможность таких решений в области ГТН.

Цель данной работы состояла в исследовании процесса экзотермического синтеза материала покрытия при ГТН КП с учетом особенностей различных видов ГТН — плазменного, микроплазменного, детонационного; в оценке возможности активирования процесса диффузионного хромирования; в совершенствовании технологии реакционного вакуумно-дугового осаждения нитридных покрытий и определении условий совмещения плазменно-детонационной обработки поверхности с легированием модифицированного слоя.

При разработке первого раздела темы выполнен анализ современного состояния этого направления в ГТН, а также современного уровня теории и практики самораспространя-

ющегося высокотемпературного синтеза (СВС) как перспективного в условиях ГТН режима реализации процесса синтеза в связи с высокими скоростями его протекания. В результате этого анализа выделены характеристики СВС, которые должны играть наиболее существенную роль в условиях ГТН. К ним отнесены теплота реакции синтеза и связанное с ней адиабатическое повышение температуры композиции, показатель кинетики процесса, влияющий на линейную скорость движения фронта СВС.

В качестве объектов исследования были выбраны КП, состоящие из ферросплавов титана, ванадия или хрома, а также карбидов бора или кремния. Термодинамическая оценка и данные дифференциального термического анализа позволили определить характеристики процесса экзотермического синтеза в этих композициях и наибольшее эффективные составы этих композиций (FeTi-15B₄C, FeTi-23SiC, FeV-20B₄C, FeV-22,5SiC, Fe-Cr-18B₄C, Fe-Cr-14,5SiC). С целью получения опытных партий таких порошков для экспериментальных исследований были разработаны технологии изготовления КП способами конгломерирования на органических связках и реакционного припекания компонентов.

Для расчетно-теоретической оценки влияния экзотермической реакции синтеза на нагрев и движение частиц КП в плазменной струе разработана математическая модель процесса плазменного напыления, совмещенного с экзотермическим синтезом материала покрытия. На ее основе с учетом опыта разработки КП Ni-Al создано программное обеспечение для численного исследования особенностей плазменного напыления в данных условиях. Показано, что наибольшее влияние на динамику нагрева экзотермически реагирующих частиц оказывает кинетический показатель, связанный с механизмом межфазного взаимодействия, площадью контакта и рядом других характеристик. Высокие скорости процесса синтеза приводят к излишнему перегреву частиц, вплоть до их частичного испарения, а низкие — к переносу части процесса синтеза на основу с протеканием его в период формирования слоя покрытия. К другим факторам, влияющим на ход процесса синтеза в условиях плазменного напыления,



относятся размер частиц, расход порошка и температура плазменной струи (или мощного плазмотрона). Полученные результаты численного исследования позволят выработать рекомендации относительно особенностей технологии плазменного напыления экзотермически реагирующих КП.

Эксперименты по ГТН указанных КП проведены в условиях плазменного, микроплазменного и детонационного напыления, отличающихся температурой и скоростью высокотемпературной газовой струи, что должно отражаться на длительности пребывания частиц в зоне нагрева и степени завершения процесса синтеза в период движения частиц к поверхности основы.

Методами оптической микроскопии, фотометрии и рентгенофазового анализа были исследованы структура и состав как напыленных покрытий, так и напыляемых частиц, улавливаемых водяной ванной. Результаты исследования показали, что наибольшая степень завершенности процесса синтеза отмечена в случае микроплазменного напыления, достаточно высокая — при обычном плазменном напылении. При детонационном напылении процесс взаимодействия начинается еще в стволе пушки, но завершается, как правило, уже на основе при формировании покрытия, что объясняется длительностью пребывания частиц в струе.

Структура получаемых покрытий содержит такие продукты синтеза, как бориды (при использовании КП с B_4C — VB , V_2B_3 , V_5B_6 , TiB_2 , CrB , FeB и др.), карбиды (VC , V_4C_3 , Cr_7C_3 , TiC и др.), силициды (при использовании КП с SiC — V_6Si_{15} , Ti_5Si_2 , Ti_5Si_3 , CrSi_2 и др.), а также тройные фазы ($\text{Fe}-\text{TiSi}$, FeSiC). Кроме продуктов синтеза, обнаружен ряд оксидных фаз, причем наибольшее их количество зафиксировано в детонационных покрытиях. Микротвердость покрытий, содержащих боридные фазы, достигает 8000 МПа при детонационном напылении ($\text{Fe}-\text{Cr}-\text{B}_4\text{C}$) и 16900 МПа при плазменном напылении ($\text{FeV}-\text{B}_4\text{C}$). Микротвердость плазменных покрытий, содержащих карбиды и силициды, при напылении $\text{FeV}-\text{SiC}$ составляет 8200...18900, в случае $\text{FeTi}-\text{SiC}$ — 6000...11000 МПа.

Результаты испытаний покрытий на газоабразивный износ в сочетании с указанными значениями их твердости позволили рекомендовать разработанные КП для практического применения в качестве износостойкого компонента при напылении в составе механических смесей с никелевыми или железными сплавами.

Кроме композиций феросплав–неметаллическое тугоплавкое соединение, изучены условия формирования и свойства алюмокерамических покрытий, получаемых при плазменном напылении КП алюминий–ильменит. Показано наличие алюмотермической реакции при нагреве этой композиции с образованием в качестве продуктов синтеза оксида алюминия, а также алюминидов титана и алюминия. Полученные покрытия отличаются более высокой износостойкостью (в 5–10 раз),

чем покрытия из чистого алюминия, при сохранении высокой стойкости против коррозии, свойственной алюминию.

При исследовании возможности ускорения процессов диффузационного хромирования стальных изделий установлено, что введение активирующих добавок в насыщенную смесь в виде гидрида титана (2 % мас) и порошков сплавов алюминия с лантаном или кремнием (7 % мас) позволяет сформировать диффузионный слой толщиной 100...170 мкм в течение 60 мин. Полученные покрытия характеризуются высокой стойкостью против износа и коррозии. Испытания деталей с карбидохромовым покрытием в промышленных условиях показали увеличение их долговечности в 2–5 раз.

Изучено влияние скорости испарения катодного материала, давления реакционного газа в рабочей камере и энергии ионов в плазменном потоке на морфологию поверхности растущего слоя нитрида титана, структуру покрытия, адгезию конденсата к основе и физико-механические свойства покрытия. Показано, что формирование слоя стехиометрического нитрида титана происходит при давлении азота в рабочей камере $(2\dots 3)\cdot 10^{-1}$ Па, а максимальной микротвердости и минимальной вязкости покрытий достигают при давлении реакционного газа $(1,2\dots 2,5)\cdot 10^{-2}$ Па. Разработана и испытана новая конструкция цилиндрического вакуумно-дугового испарителя непрерывного действия с эродирующей в разряде боковой поверхностью. Установка предназначена для нанесения покрытий на большие поверхности при обеспечении равномерности толщины осаждаемого слоя.

С целью совершенствования способа плазменно-детонационного модифицирования (ПДМ) поверхности проведено математическое моделирование процесса взаимодействия импульсной плазменной струи с поверхностью. Показано, что максимальный тепловой поток в поверхность получается, когда изделие становится анодом, а минимальным — при изоляции изделия от токового разряда. Установлено, что наиболее интенсивное совмещение процесса ПДМ с легированием поверхности из парокапельной фазы, образованной продуктами эрозии центрального электрода, происходит в режиме разрядки конденсаторной батареи изделия-катод. Определено влияние условий генерирования плазменного импульса на процесс модифицирования и легирования поверхности. На ток воздействуют в основном емкость конденсаторной батареи, расстояния от среза сопла до изделия и от торца центрального электрода до среза сопла. Показано, что при ПДМ стали У8 скорость закалки в поверхностных слоях достигает $7,5\cdot 10^6$ град·с⁻¹, что приводит к формированию модифицированного слоя толщиной 60 мкм, а при использовании центрального электрода из молибдена возможно его легирование молибденом на глубину до 10 мкм. Практическое применение способа ПДМ с легированием поверхности обеспечивает повышение работоспособности инструмента в 2–6 раз.



ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Кривцун И. В. «Комбинированные лазерно-дуговые процессы обработки материалов и устройства для их реализации». Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.09.10 «Электротермические процессы и установки». — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2002. Дата защиты 4 декабря 2002 г.

В работе выполнен анализ современного состояния и обобщен опыт практического применения лазерно-дуговых и лазерно-плазменных технологий сварки и обработки материалов. Предложены новые схемы реализации комбинированных лазерно-плазменных процессов сварки, наплавки, напыления и др., базирующиеся на союзном объединении лазерного пучка и плазменной дуги при помощи специализированных устройств — интегрированных лазерно-дуговых плазмотронов. Разработаны основы теории комбинированных лазерно-плазменных процессов обработки материалов, методы расчета и опытные образцы устройств для их реализации.



Среди наиболее существенных научных результатов, полученных соискателем, следует отметить следующие.

Им установлено, что при взаимодействии сфокусированного пучка излучения CO₂-лазера с плазмой столба электрической дуги возникает особый вид газового разряда — комбинированный лазерно-дуговой, свойства которого отличаются от свойств как обычной дуги, так и оптического разряда. Доказано существование в таком разряде плазменной линзы, фокусирующие свойства которой зависят от тока дуги, состава и расхода плазмообразующего газа, что позволяет, варьируя режим горения дуги, управлять фокусировкой лазерного пучка в плазме. Показано, что комбинированный лазерно-дуговой разряд как источник тепла для обработки материалов, отличающийся новыми возможностями управления концентрацией тепловой и электромагнитной энергии, может быть положен в основу создания нового класса плазменных устройств — интегрированных лазерно-дуговых плазмотронов различного технологического назначения.

Диссертантом развита самосогласованная теория взаимодействия лазерного излучения и дуговой плазмы с конденсированными средами. Показана возможность лазерного управления катодными процессами на трубчатом термокатоде, рабочий конец которого подогревается пропускаемым через катод лазерным излучением. Получены выражения для расчета плотности теплового потока, вводимого в обрабатываемый металл каждой из составляющих комбинированного источника тепла, и давления на испаряющуюся поверхность расплава, установлены основные механизмы взаимовлияния лазерного и дугового воздействия на изделие при лазерно-дуговых процессах сварки и термообработки поверхности. Выявлены особенности лазерного нагрева диспергированных в газе керамических частиц, обусловленные интерференцией электромагнитных полей, возбуждаемых в мелкодисперсных керамических частицах лазерным излучением, и оптической неоднородностью частиц, возникающей в процессе их нагрева.

Результаты теоретических исследований легли в основу создания опытных образцов интегрированных плазмотронов для комбинированной лазерно-плазменной сварки и порошковой наплавки. Экспериментальные исследования разработанных устройств продемонстрировали широкие возможности и высокую эффективность их практического использования.

Создано программное обеспечение для компьютерного моделирования процесса напыления, используемое Институтом физики плазмы им. Пьера Калдирола (Италия); Учебным и исследовательским институтом сварки (Германия); Университетом Троллхеттан (Швеция), а также фирмами «Метал 7» (Канада); «Альстом Лтд.» (Швейцария); «Праксэир Инк.» (США) и «Зальцер Метко» (США).

Кузьменко О. Г. «Восстановление инструмента для горячей объемной штамповки электрошлаковой наплавкой некомпактными материалами». Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.03.06 «Сварка и родственные технологии». — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2003. Дата защиты 22 января 2003 года.

В работе соискателем определены условия образования качественного соединения слоев при электрошлаковой наплавке некомпактными материалами (ЭШН НМ). Показано, что определяющим фактором являются теплофизические свойства применяемого флюса, которым в полной мере соответствует низкокремнистый флюс АН-15М.



Экспериментально и методом математического моделирования исследованы основные закономерности нагрева поверхности основного металла при ЭШН НМ с использованием нерасходуемых электродов и разработаны оптимальные энергетические и технологические параметры процесса: графитовые электроды должны подключаться к разным фазам источника питания; при наплавке большей поверхности штампа отдельные электроды в группе должны располагаться так, чтобы расстояние между осями соседних электродов не превышало четырех диаметров; требуемая мощность процесса должна составлять $(150...180) \cdot 10^4 \text{ Вт}/\text{м}^2$.

Диссертантом с помощью физической (холодной) модели и метода математического моделирования исследована кинетика переноса и появления частиц НМ. Установлено, что определяющую роль в поведении частиц играют границы раздела фаз воздух—расплав шлака и расплав шлака—расплав металла. На основании расчета теплового баланса процесса ЭШН НМ при дозированной подаче частиц НМ в виде стружки инструментальной стали 5ХНМ определены массовая скорость их подачи, составляющая 0,3...0,7 кг/ч на 1 кВт подводимой мощности.

Результаты проведенных исследований легли в основу разработанной технологии восстановления и упрочнения штампов ЭШН НМ, проектирования специализированных и универсальных установок для ее реализации. Внедрение



новой технологии на ОАО «Токманский кузнечно-штамповочный завод» и АО «Ростсельмаш», где были созданы специализированные участки, позволило практически полностью использовать для восстановительной наплавки штампов отходы инструментального производства (стружка, изношенные штампы и др.), повысить в 1,5–3,0 раза стойкость штампов и снизить их себестоимость на 30%.



Ахонин С. В. «Процессы рафинирования в вакууме и оптимизация режимов электронно-лучевой плавки высокореакционных и тугоплавких металлов». Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.16.07 «Металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов». — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2003. Дата защиты 29 января 2003 года.

Получены кинетические уравнения удаления азота, водорода, кислорода и углерода из жидкого металла в вакууме, которые одновременно учитывают массоперенос атомов примесей в расплаве, реакции моллизации на межфазной поверхности и массоперенос молекул примесей в газовой фазе, и описывают процессы удаления газов с меняющимся в процессе рафинирования звеном лимитирующей реакции, а также процессы, протекающие в промежуточной области реакции.

Диссидентом создана математическая модель растворения в жидком титане в условиях электронно-лучевого переплава (ЭЛП) неметаллических включений, содержащих азот, определены скорости их растворения в зависимости от температуры расплава и размера включений. Экспериментально определены численные значения кинетических констант процессов удаления азота из расплавов тугоплавких металлов, а также водорода и алюминия из титана в условиях ЭЛП.

В диссертации построены математические модели процессов удаления азота, кислорода и углерода из тугоплавких металлов в процессе ЭЛП, а также десорбции водорода и испарения легирующих компонентов из титановых сплавов в процессе ЭЛП с промежуточной емкостью, позволяющие определить концентрацию этих элементов в слитках в зависимости от параметров процесса плавки.

Результаты исследований позволили автору разработать оптимизированные технологии многократного переплава tantalа в электронно-лучевых установках с радиальным нагревом и вертикальной подачей заготовки, что позволяет повысить выход годного металла на 3,7 %, увеличить производительность установок на 17%, а также уменьшить количество потребляемой энергии на 23%. Разработаны также оптимизированные режимы ЭЛП титана и титановых сплавов, гарантирующие получение высококачественных слитков с заданным химическим составом в соответствии с требованиями мировых стандартов.

НОВЫЕ КНИГИ

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ

Сб. тр. междунар. конф., пос. Кацивели, Крым, Украина, 16–20 сент. 2002 г. —

Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2002. — 266 с.



В сборнике представлены доклады международной конференции "Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах", в которых отражены достижения за последние годы в области математического моделирования физических явлений, протекающих при сварке, наплавке и других родственных процессах. Рассмотрены также перспективы развития информационных технологий.

Одной из характерных особенностей представленных докладов является стремление их авторов получить не только новые научные результаты, но и создать инструмент для практического применения при поиске рациональных технологических решений. В основу таких разработок положено комплексное математическое моделирование связанных друг с другом характерных физических явлений, определяющих качество технологического процесса, в сочетании с соответствующими информационными технологиями, способствующими достоверности полученных результатов и эффективности разработок.

По вопросам приобретения книги просьба обращаться в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел. (38 044) 261 56 80; e-mail: d34@pwi.recl.com



Косторнов А. Г. МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ ДИСПЕРСНЫХ И ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.

В 2 т. Т. 1. — Киев: Наук. думка, 2002. — 569 с.

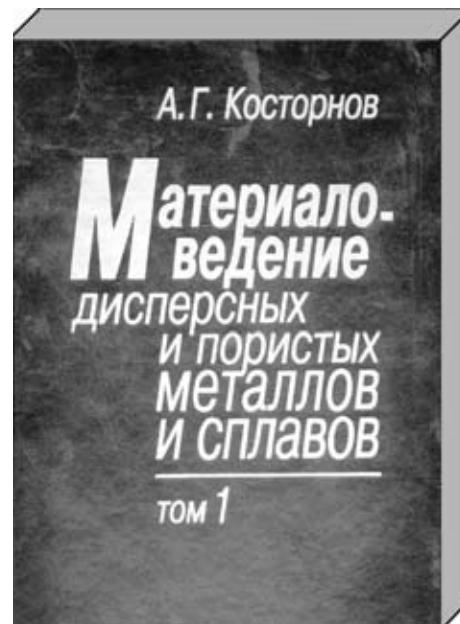
Вышел в свет первый том двухтомной монографии А. Г. Косторного — известного специалиста в области получения и изучения пористых материалов. В этом фундаментальном труде рассмотрены процессы получения металлов и сплавов в дисперсном состоянии, формирования из них изделий без приложения давления и с помощью обработки давлением, высокотемпературной обработки пористых объектов в твердой и жидкой фазах, в том числе в условиях воздействия ультразвуковых колебаний, электрических и магнитных полей, а также посредством горячего прессования, экструзии и штамповки. Проанализированы особенности рекристаллизации при температурной обработке пористых тел, а также спекания материалов из ультрадисперсных частиц и волокон.

Монография состоит из трех глав. В первой рассмотрены способы получения металлических порошков и волокон, в том числе волокон с металлическими покрытиями; описаны физико-механические и технологические свойства порошков и способы их определения; рассмотрено влияние высоких температур на структуру, химический состав и прочностные характеристики волокон и нитевидных кристаллов.

Во второй главе описаны способы формирования заготовок и изделий из металлических порошков и волокон, проанализированы механизмы уплотнения дисперсных сред без приложения давления, в том числе при вибрационном нагружении, шликерном литье и с приложением давления, т.е. способами статического и динамического прессования, а также прокатки, выдавливания и волочения порошковых заготовок.

Третья глава (почти 2/3 всего объема монографии) посвящена высокотемпературной обработке пористых порошковых объектов. Помимо описания механизма и закономерностей твердофазного спекания, спекания в присутствии жидкой фазы, горячего прессования, а также спекания в условиях внешних воздействий на пористый объект, здесь содержится большой фактический материал с изложением практических результатов о спекании порошков цветных, черных, тугоплавких металлов и сплавов, материалов из ультрадисперсных порошков и металлических волокон.

Материал данной монографии представлен с позиций единства технологических особенностей, структуры и свойств ме-



таллических композиций при переходе от дисперсного состояния исходного материала к компактному или заданному пористому.

При изложении материала автором использованы результаты как собственных многолетних исследований в области металлических дисперсных систем, так и отечественных и зарубежных авторов, опубликованные на протяжении последних сорока с лишним лет. Обширная библиография (свыше 600 источников) придает монографии фундаментально-справочный характер.

Книга предназначена для специалистов в области материаловедения, научных сотрудников, преподавателей, докторов, аспирантов и студентов вузов.

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

16 мая 2003 года в Большом конференц-зале Президиума Национальной академии наук Украины состоялись выборы действительных членов и членов-корреспондентов НАНУ.

Администрация Института электросварки им. Е. О. Патона и редакция журнала «Современная электрометаллургия» сердечно поздравляют:

Ющенко Константина Андреевича с избранием в действительные члены (академики) НАН Украины по специальности «Материаловедение»;

Жадкевича Михаила Львовича с избранием в члены-корреспонденты НАН Украины по специальности «Материаловедение, технология металлов»;

Кирьяна Валерия Ивановича с избранием в члены-корреспонденты НАН Украины по специальности «Прочность материалов и конструкций».