

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

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

Адрес редакции:

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

Редактор:

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

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Цыгуленко А. К., Федоровский Б. Б.,
Ус В. И. Новый технологический процесс получения сверхкрупных стальных
слитков способом ЭШН ЖМ 3

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Мовчан Б. А., Курапов Ю. А., Крушинская Л. А. Исследование ряда
закономерностей электронно-лучевого испарения и конденсации углерода 8
Тригуб Н. П., Жук Г. В., Корнейчук В. Д., Ищук Ю. Т., Северин А. Ю.,
Давыдов С. В. Промышленная электронно-лучевая установка УЭ-5812 11
Шпак П. А., Гречанюк Н. И., Осокин В. А., Артемчук А. А. Морфология
карбидов и микроструктура стали Р6М5 электронно-лучевого переплава 14

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Жадкевич М. Л., Шаповалов В. А., Мельник Г. А., Жиров Д. М.,
Ждановский А. А., Цыгуленко К. А., Вислобоков О. М. Изучение состава
отработанного газа при плазменном жидкофазном восстановлении железа из
рудного сырья газообразными восстановителями 19

ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

Червоний И. Ф., Швец Е. Я., Воляр Р. Н., Голев А. С. Распределение
кислорода в монокристаллах кремния и его влияние на время жизни
неравновесных носителей заряда 21

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Малашенко И. С., Куренкова В. В., Оноприенко Е. В., Трохимченко В. В.,
Белявин А. Ф., Червякова Л. В. Механические свойства и структура паяных
соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ. Часть 1 25
Цыгуленко К. А. Титан. Проблемы производства. Перспективы.
Аналитический обзор. Часть 1. 33

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Савьюк А. Н., Деревянченко И. В., Кучеренко О. Л., Прошадк Ю. С.,
Стовпченко А. П., Камкина Л. В., Грищенко Ю. Н. Опыт получения
особонизкоуглеродистой стали для пластичной катанки 41
Ефименко Г. Г., Постижено В. К. Состояние и векторы развития
электросталеплавленного производства Украины 46

ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ

Максюта И. И., Кваснищкая Ю. Г., Симановский В. М., Мьяльница Г. Ф.
Повышение коэффициента использования отходов жаропрочных сплавов
способами электрометаллургии 51

ИНФОРМАЦИЯ

И. К. Походне — 80 лет! 56
К 60-летию Г. С. Маринского 59
Поздравляем юбиляра! 59
В. И. Усу — 70 лет! 60
Новые книги 62
Памяти академика Николая Павловича Лякишева 50
Календарь конференций и выставок в 2007 г. 67
Правила оформления рукописей для журнала «Современная
электрометаллургия» 69



ОАО «Украинский графит»

Научно-производственный центр «ТИТАН»

КП «Запорожский титано-магний комбинат»

ТОВ ТД «ТЕХНОЛУЧ»

SOVREMENNAYA ELEKTROMETALLURGIYA

(Electrometallurgy Today)

Nº 1 (86)

2007

Published since January, 1985

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

Publisher: *International Association «Welding»*

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. Paton

M. I. Gasik,
G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.),
M. L. Zhadkevich, V. I. Lakomsky,
V. K. Lebedev, L. B. Medovar,
B. A. Movchan, A. N. Petrunko,
N. P. Trigub, A. A. Troyanskii

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

Address:

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

Editor:

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

State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

**Paton B. E., Medovar L. B., Saenko V. Ya., Tsykulenko A. K.,
Fedorovsky B. B., Us V. I.** New technological process of
producing super-large steel ingots using the ESC LM method 3

ELECTRON BEAM PROCESSES

Movchan B. A., Kurapov Yu. A., Krushinskaya L. A.
Investigation of some regularities of electron beam evaporation and
condensation of carbon 8

**Trigub N. P., Zhuk G. V., Korneichuk V. D., Ishchuk Yu. T.,
Severin A. Yu., Davydov S. V.** Industrial electron beam installation
UE-5812 11

Shpak P. A., Grechanyuk N. I., Osokin V. A., Artemchuk A. A.
Morphology of carbides and microstructure of steel R6M5 of
electron beam remelting 14

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

**Zhadkevich M. L., Shapovalov V. A., Melnik G. A., Zhirov D.
M., Zhdanovsky A. A., Tsykulenko K. A., Vislobokov O. M.**
Study of used gas composition in plasma liquid-phase reduction of
iron from ore materials by gaseous reducing agents 19

VACUUM-INDUCTION MELTING

Chervonyi I. F., Shvets E. Ya., Volyar R. N., Golev A. S. Oxygen
distribution in silicon single crystals and its effect on life of
non-equilibrium carriers of charge 21

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

**Malashenko I. S., Kurenkova V. V., Onoprienko E. V.,
Trokhimchenko V. V., Belyavin A. F., Chervyakova L. V.**
Mechanical properties and structure of brazed joints of cast nickel
alloy ZhS26V1. Part 1 25

Tsykulenko K. A. Titanium. Problems of production. Prospects.
Analytical review. Part 1 33

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

**Savjuk A. N., Derevyanchenko I. V., Kucherenko O. L.,
Proidak Yu. S., Stovpchenko A. P., Kamkina L. V.,
Grishchenko Yu. N.** Experience in production of ultralow-carbon
steel for plastic rolled wire 41

Efimenko G. G., Postizhenko V. K. State-of-the-art and vectors
of development of electric steel-making industry in Ukraine 46

ENERGY AND RESOURCES SAVING

**Maksyuta I. I., Kvasnitskaya Yu. G., Simanovsky V. M.,
Myalnitsa G. F.** Increase in utilization factor of waste of
heat-resistant alloys by using methods of electrometallurgy 51

INFORMATION

I. K. Pokhodnya is 80 56

G.S.Marinsky is 60 59

Happy birthday to jubilee person 59

V. I. Us is 70 60

New books 62

In memory of academician N.P. Lyakishev 50

Calendar of conferences and exhibitions in 2007 67

Rules of manuscripts preparation for journal «Sovremennaya
Elektrometallurgiya» 69

Journal «Sovremennaya Elektrometallurgiya»

is published in English under the title

«Advances in Electrometallurgy» by the E. O. Paton Electric Welding Institute.

*Concerning publication of articles, subscription and advertising, please,
contact the editorial board*



УДК 669.187.56.001.1

НОВЫЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ СВЕРХКРУПНЫХ СТАЛЬНЫХ СЛИТКОВ СПОСОБОМ ЭШН ЖМ*

Б. Е. Патон, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко,
А. К. Цыкуленко, Б. Б. Федоровский, В. И. Ус

Рассмотрены некоторые возможности разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона нового технологического процесса получения сверхкрупных стальных слитков способом ЭШН ЖМ, основанного на применении однократной или последовательной многократной кольцевой электрошлаковой наплавки слоя металла заданного химического состава на центральный осевой слиток или поковку аналогичного химического состава и обеспечении удовлетворительной однородной структуры в наплавленном слитке. Определены основные геометрические параметры наплавленных круглых слитков массой 100 т с применением процесса ЭШН на базе 20-тонной печи ЭШП в зависимости от диаметра исходного центрального слитка. Проведены экспериментальные исследования модельных слитков ЭШН диаметром 170 мм из высоколегированной стали типа 316L, подтвердившие их высокую однородность, а также перспективность нового процесса укрупнения сечения и массы стальных слитков.

Some possibilities of the new technological process of producing super-large steel ingots using ESC LM method, developed at the E.O.Paton Electric Welding Institute and based on application of single or sequential multiple circumferential electroslag cladding of metal layer of preset chemical composition on a central axial ingot or forging of similar chemical composition and on guarantee of a good homogeneous structure in the as-clad ingot, were considered. Main geometric parameters of as-clad round ingots of 100 t mass using ESC process were determined on the base of 20 t ESR furnace depending on diameter of initial central ingot. Experimental investigations were performed on model ESC ingots of 170 mm diameter, made from high-alloyed steel of 316L type, which confirmed their high homogeneity and also prospects of the new process of enlargement of section and mass of steel ingots.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; круглые крупнотоннажные стальные слитки ЭШП; высоколегированные стали и сплавы; пятнистая ликвация; укрупнение слитков ЭШП; электрошлаковый переплав по двухконтурной схеме питания; электрошлаковая наплавка жидким металлом; многократная кольцевая электрошлаковая наплавка

С развитием металлургической техники и повышением требований к энергомашиностроению изменяется и получает новый импульс производство крупнотоннажных слитков из высоколегированных сталей и сплавов. Для их изготовления используют разнообразные способы переплава, включающие как двойной вакуумно-индукционный переплав (ВИП) + электрошлаковый переплав (ЭШП) или ВИП + вакуумно-дуговой переплав (ВДП), так и тройной ВИП+ЭШП+ВДП переделы, что связано с проблемой образования пятнистой ликвации при

увеличении массы и сечения слитков, выплавляемых из современных высоколегированных сталей и сплавов [1].

Чтобы обеспечить решение данной проблемы, необходимо постоянное совершенствование технологий специальной электрометаллургии, в частности разработка новых технологических процессов ЭШП больших слитков из высоколегированных сталей и сплавов, склонных к пятнистой ликвации.

Приведенные в работе [2] макроструктуры продольного сечения большого и малого слитков ЭШП (рис. 1) показывают, что структура большого слитка имеет двухзонное строение — периферийную область столбчатых кристаллов и центральную область равноосных кристаллов —, а макроструктура малого слитка полностью состоит из столбчатых

* В работе принимали участие: инж. Н. Т. Шевченко, В. Л. Петренко, В. В. Жуков, В. М. Журавель, В. А. Зайцев, Р. В. Козин, А. А. Полишко, А. Г. Ремизов, В. М. Ярош (сотрудники ИЭС).

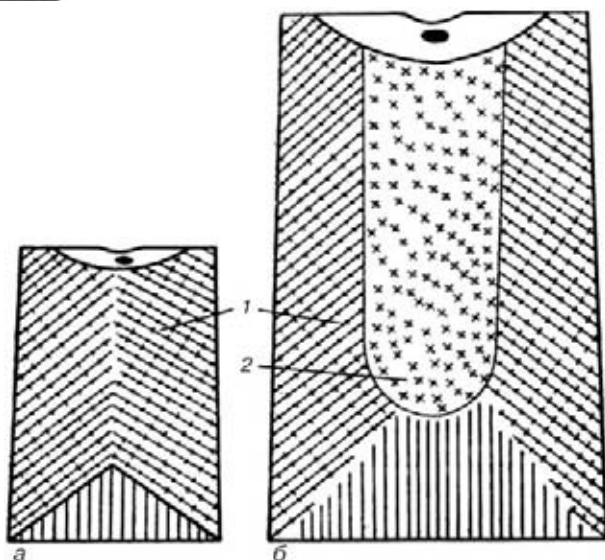


Рис. 1. Структурные зоны электрошлаковых слитков малого (а) и большого (б) сечения: 1 — столбчатые; 2 — равноосные кристаллы

кристаллов, отличающихся более тонкой структурой, по сравнению со структурой большого слитка. Для большого слитка ЭШП, имеющего значительное сечение, характерны более глубокая ванна и больший объем жидкого металла, кристаллизующегося в каждый момент процесса его наплавки по высоте, чем для слитка ЭШП гораздо меньшего сечения. Это и обуславливает более грубозернистую макроструктуру больших слитков, а также создает благоприятные условия для развития в них процессов ликвации.

Разработанная в ИЭС им. Е.О.Патона новая технологическая схема электрошлакового переплава

по двухконтурной схеме (ЭШП ДС) [3–5] отличается от канонической схемы ЭШП тем, что в ней не существует жесткой связи между производительностью процесса и температурным режимом плавки, характером теплоотвода, осуществляемого в центральную часть слитка, и отводом тепла по его периферии. Применение схемы ЭШП ДС в значительной мере расширяет возможности контроля профиля, глубины жидкометаллической ванны и протяженности двухфазной зоны при затвердевании слитков с целью предотвращения развития в них нежелательных ликвационных процессов [3–5]. Тем не менее практическая реализация ЭШП ДС возможна только при использовании расходоуемых электродов.

Большие возможности при решении проблемы производства крупных кузнечных слитков для поковок роторов и дисков мощных современных паровых и газовых турбин из высоколегированных сталей и сплавов получил разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона новый технологический процесс электрошлаковой наплавки укрупнения слитков (ЭШНУ) [6], основанный на применении одно- или многократной последовательной кольцевой электрошлаковой наплавки слоя металла заданного химического состава на центральный осевой слиток или поковку аналогичного химического состава (рис. 2), и обеспечении удовлетворительной однородной структуры в наплавленном слитке.

При использовании процесса ЭШНУ металлическая ванна имеет минимальный объем, а двухфазная зона твердожидкого состояния — минимальную протяженность, позволяющую избежать образования дефектов ликвационного происхождения в нап-

Толщина наплавленных слоев металла при многократном укрупнении способом ЭШН ЖМ круглых стальных слитков массой до 100 т

Исходный диаметр слитка D_0 , мм	Высота исходного слитка, мм	Диаметр слитка после первой наплавки D_1 , мм	Толщина наплавленного слоя после первой наплавки Δ_1 , мм	Диаметр слитка после второй наплавки D_2 , мм	Толщина наплавленного слоя после второй наплавки Δ_2 , мм	Диаметр слитка после третьей наплавки D_3 , мм	Толщина наплавленного слоя после третьей наплавки Δ_3 , мм	Диаметр слитка после четвертой наплавки D_4 , мм	Толщина наплавленного слоя после четвертой наплавки Δ_4 , мм
600	9000	846,0	123,0	1039	96,5	1200	80,5	1342	71,0
650	7680	916,5	133,0	1126	105,0	1300	87,0	1451	75,5
700	6600	987,0	143,5	1212	112,5	1400	94,0	1565	82,5
750	5800	1058,0	154,0	1300	121,0	1500	100,0	1674	87,0
800	5000	1131,0	165,5	1385	127,0	1600	107,5	1789	94,5
850	4500	1198,5	174,0	1472	137,0	1700	114,0	1900	100,0
900	4000	1269,0	184,5	1559	145,0	1800	120,5	2012	106,5
950	3600	1340,0	195,0	1645	152,5	1900	124,5	2120	110,0
1000	3250	1414,0	207,0	1732	159,0	2000	134,0	2236	118,0
1050	3000	1480,5	215,0	1819	169,0	2100	140,5	2348	124,0
1100	2680	1551,0	225,5	1905	177,0	2200	147,5	2460	130,0
1150	2450	1622,0	236,0	1992	185,0	2300	154,0	2571	135,5
1200	2260	1697,0	248,0	2078	190,5	2400	161,0	2683	141,5
1250	2000	1763,0	256,0	2165	201,0	2500	167,5	2795	147,5

Примечания: 1. Обозначения D_0 , D_1 , D_2 , D_3 , D_4 и Δ_1 , Δ_2 , Δ_3 , Δ_4 , указанные в таблице, соответствуют обозначениям, приведенным на рис. 3 2. Масса наплавленного металла каждого слоя одинакова для всех диаметров и равна массе исходного слитка (20 т).

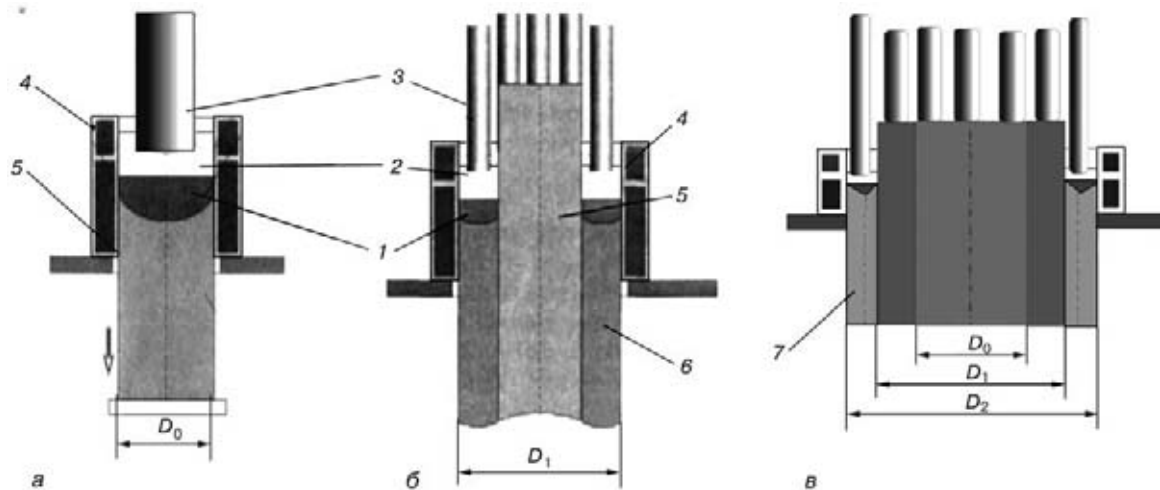


Рис. 2. Схема укрупнения круглых слитков по технологической схеме ЭШН с применением расходующих электродов: *а* — выплавка исходного слитка; *б* — однократная ЭШН; *в* — двукратная ЭШН; 1 — металлическая ванна; 2 — шлаковая ванна; 3 — расходующие электроды; 4 — токоподводящий кристаллизатор; 5 — слиток; 6, 7 — слои металла соответственно после одно- и двукратной наплавки

лавленном слое. Процесс ЭШНу может быть применен для изготовления как суперкрупных однородных, так и гетерогенных слитков и поковок из разных сталей и сплавов [7].

Для высоколегированных сталей и сплавов, склонных к сегрегации, толщина наплавленного слоя определяется, с одной стороны, техническими возможностями существующего оборудования для ЭШП, а с другой, — критическим размером кольцевого сечения металлического слоя наплавки, при превышении которого в металле развиваются нежелательные ликвационные процессы. Поэтому при необходимости увеличения сечения и массы крупных слитков из указанных материалов на основе процесса ЭШНу прежде всего следует оценить технические возможности существующего электрошлакового оборудования.

Нами проведен расчет (таблица) необходимой толщины слоев металла для нанесения путем многократной кольцевой электрошлаковой наплавки на исходные слитки разных диаметров (600... 1250 мм), но одинаковой массы (20 т), с целью получения укрупненных слитков ЭШП массой до 100 т при условии применения оборудования 20-тонной стандартной печи ЭШП, например ЭШП-20ВГ-И2, которыми оснащен электросталеплавильный цех МК «Азовсталь», или 20-тонной печи типа УШ-100 [8]. С целью использования основного оборудования 20-тонной печи ЭШП принято, что масса наплавленного металла каждого слоя должна быть одинаковой для всех диаметров и равняться массе исходного слитка (20 т). Для выполнения последнего ус-

ловия в расчетах исходили из тождественности площадей поперечного сечения 20-тонных первоначальных слитков соответствующих диаметров и площадей кольцевых поперечных сечений каждого наплавленного слоя. Это позволяет использовать для многократной последовательной наплавки слоев одинаковую электрическую мощность, не превышающую таковую для стандартной 20-тонной печи ЭШП.

Анализ расчетных данных (таблица), показал, что если для исходных слитков диаметром 600... 1250 мм толщина кольцевого наплавленного слоя после первой наплавки составляет 123... 256 мм, то после четвертой наплавки, при которой получают 100-тонный слиток, она уменьшается до 71,0... 147,5 мм.

Поскольку толщина наплавленного слоя определяется размером кольцевого зазора между поверхностью центрального слитка и формирующей по-

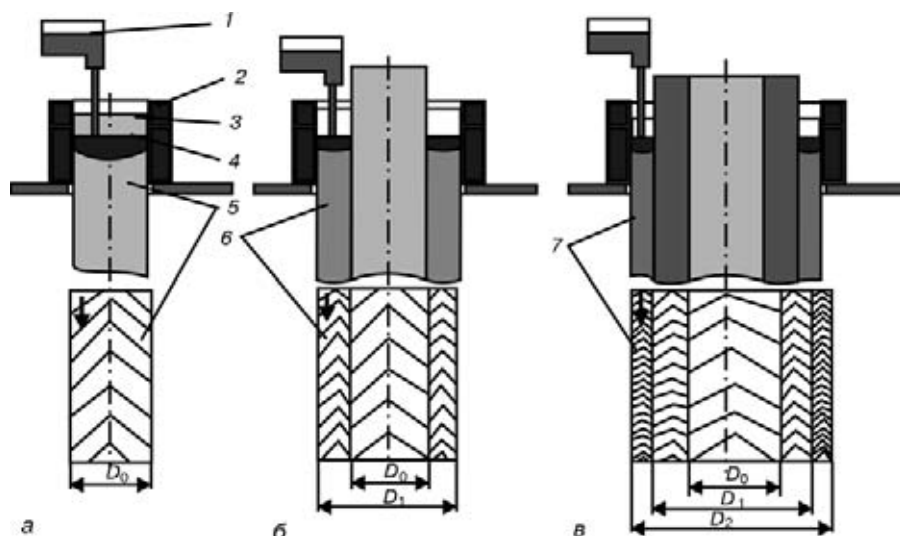


Рис. 3. Схема укрупнения круглых слитков по технологической схеме ЭШНу с применением ЖМ (верхний ряд) и схематическое изображение структуры продольного сечения исходного слитка (нижний ряд) (*а*), после одно- (*б*) и двукратной электрошлаковой наплавки (*в*): 1 — заливочное устройство для подачи ЖМ в кристаллизатор; 2 — токоподводящий кристаллизатор; 3 — шлаковая ванна; 4 — металлическая ванна; 5 — центральный слиток; 6, 7 — слои металла соответственно после одно- и двукратной наплавки

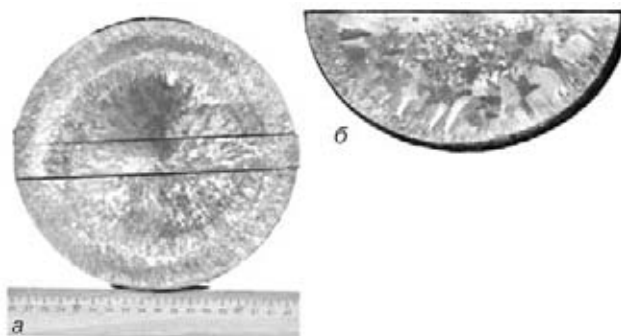


Рис. 4. Макроструктура поперечного сечения слитка ЭШП из высоколегированной стали типа 316L диаметром 170 мм: *а* — модельного, полученного в результате однократной наплавки по технологической схеме ЭШНу (рис. 3, *б*); *б* — контрольного, того же диаметра, изготовленного по технологической схеме (рис. 3, *а*)

верхностью кристаллизатора ЭШП, наплавка металла в таком малом промежутке с применением расходуемых электродов возможна только по схеме ЭШП, при которой реализуется встречное перемещение наплавленного слитка и короткого кристаллизатора с расширенной верхней (шлаковой) надставкой.

Для ЭШНу можно использовать ЭШН жидким металлом (ЭШН ЖМ) в сочетании с расходуемыми (или нерасходуемыми) электродами, или без них (при условии применения токоподводящего кристаллизатора, для которого расширенная верхняя надставка не требуется).

Для реализации ЭШН ЖМ нужно дополнительно оборудовать стандартную 20-тонную печь ЭШП специальным агрегатом для получения ЖМ требуемого химического состава, а также устройством для регламентированной заливки его в токоподводящий кристаллизатор (рис. 3).

Существует еще одна проблема, которую необходимо разрешить с целью реализации процесса ЭШНу на 20-тонной печи ЭШП, — это соответствующее усиление механизмов установки и удержания центральной заготовки в процессе многократной наплавки, когда ее диаметр и масса постепенно возрастают и достигают предельных размеров (диаметр 2795 мм, масса 100 т).

Следует также отметить, что центральный слиток при последовательной ЭШН каждого слоя иг-

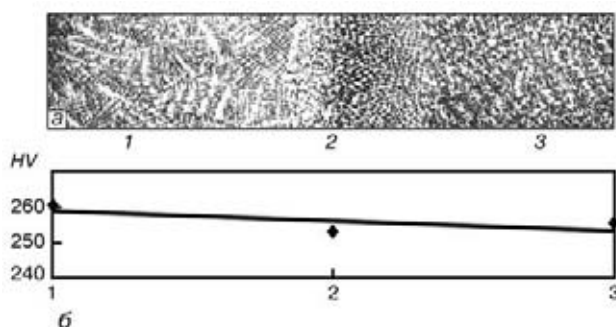


Рис. 5. Микроструктура (*а*) и микротвердость *HV* (*б*) зоны сплавления модельного слитка ЭШП диаметром 170 мм из высоколегированной стали типа 316L, полученного по технологической схеме ЭШНу (рис. 3, *б*); 1 — наплавленный слой; 2 — зона сплавления; 3 — центральная заготовка, $\times 50$

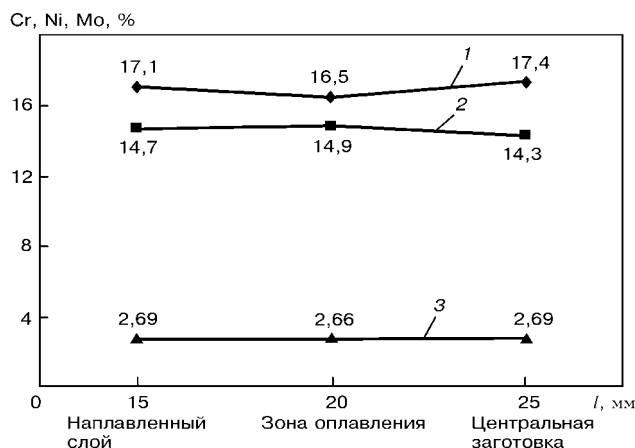


Рис. 6. Распределение хрома (1), никеля (2) и молибдена (3) в зоне сплавления модельного слитка ЭШП диаметром 170 мм из высоколегированной стали типа 316L, полученного по технологической схеме ЭШНу (рис. 3, *б*); 1 — протяженность зоны сплавления слоев в модельном слитке ЭШП

рает роль макрохолодильника, положительно влияющего на форму металлической ванны и структуру наплавленного металла. По мере увеличения с каждым наплавленным слоем диаметра центральной заготовки это влияние становится более существенным.

На рис. 4 представлены фрагменты макроструктуры поперечного сечения модельных слитков из высоколегированной стали типа 316L диаметром 170 мм, полученных по технологической схеме (рис. 3, *а*, *б*) и в результате однократной наплавки по технологической схеме ЭШНу (рис. 3, *б*). В качестве центральной заготовки для ЭШН ЖМ выбрали слиток ЭШП диаметром 110 мм из того же исходного металла.

Макро модельного слитка ЭШНу выделяется четким наличием границы между литым металлом центральной заготовки и наплавленным слоем. Толщина наплавленного слоя в поперечном сечении модельного слитка ЭШНу практически одинакова. При этом его структура отличается большей мелкозернистостью, особенно металл наплавленного слоя, по сравнению с контрольным слитком аналогичного диаметра, но полученного по стандартной технологии. Макро- и микроисследованиями (рис. 5) не выявлены какие-нибудь дефекты (трещины, шлаковые включения, отслоения и т. п.) в граничной зоне. Изучение распределения легирующих элементов (хрома, никеля, молибдена) и уровня микротвердости в граничной зоне (рис. 6) также свидетельствует о высокой гомогенности металла модельного слитка ЭШНу из высоколегированной стали типа 316L диаметром 170 мм.

Выводы

1. Путем численного расчета показана принципиальная возможность получения круглых стальных слитков массой до 100 т на базе 20-тонной печи ЭШП.

2. Определены основные геометрические параметры наплавленных слитков с применением про-



цесса ЭШНу в зависимости от диаметра исходного центрального слитка.

3. Проведенные экспериментальные исследования на модельных слитках ЭШНу диаметром 170 мм из высоколегированной стали типа 316L подтвердили высокий уровень гомогенности слитков ЭШНу, что свидетельствует о перспективности применения нового процесса ЭШНу при решении проблемы увеличения сечения и массы крупных слитков из высоколегированных сталей и сплавов, склонных к пятнистой ликвации, в том числе на базе современных 20-тонных печей ЭШП.

1. Митчелл А. Об изготовлении крупных поковок из сплавов, чувствительных к сегрегации // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 2. — С. 3–8.
2. Электрошлаковый металл / Под ред. Б. Е. Патона и Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.
3. К вопросу об электрошлаковой выплавке крупнотоннажных заготовок из высоколегированных специальных ста-

лей и сплавов / Б. И. Медовар, Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1999. — № 2. — С. 26–30.

4. Исследование влияния параметров двухконтурной схемы ЭШП на размеры и форму металлической ванны // Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко, А. В. Чернец и др. // Там же. — 2000. — № 4. — С. 3–7.
5. Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я. Повышение эффективности производства металла ЭШП // Там же. — 2002. — № 3. — С. 3–9.
6. Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я. / О некоторых «старых-новых» задачах ЭШП // Современ. электрометаллургия. — 2004. — № 3. — С. 7–10.
7. ESR for the compound ingots for special bimetallic products / L. B. Medovar, V. Ya. Saenko, Yu. M. Pomarin et al. // LMPC-2005: Proc. of the intern. conf. (Santa Fe, Sept. 18–21. 2005). — Santa Fe, 2005. — P. 715–731.
8. Электрошлаковая технология в машиностроении / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, И. Д. Нагаевский, А. Д. Чепурной. — Киев: Техніка, 1984. — 215 с.

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

Поступила 26.01.07

ЗАО «Титанспецмет» — компания, уверенно и динамично развивающаяся на рынке цветных металлов

- ➔ Продажа и закупка титанового металлопроката, полученного из разбронированного мобилизационного запаса Госрезерва
- ➔ Большой ассортимент сертифицированной титановой продукции следующей номенклатуры: лента, лист, плита, проволока, прутки, труба, а также теплообменное оборудование
- ➔ Весь спектр титановых марок (BT1-0, BT14, BT6, BT20, BT3-1, OT4 и т. д.)
- ➔ Широкая гамма продукции из стального и цветного проката
- ➔ Поставка продукции с собственного склада из наличия и под заказ
- ➔ Короткие сроки поставки
- ➔ Гибкая ценовая политика и удобная система оплаты заказанной продукции
- ➔ Качество продукции в полном соответствии с требованиями заказчика
- ➔ Основные заказчики — крупные предприятия оборонного комплекса, авиационной промышленности и машиностроения, а также предприятия нефтехимической отрасли и медицины

Приглашаем к сотрудничеству.

Россия, 443109, г. Самара, ул. Товарная, 8
www.titan-samara.ru



ИССЛЕДОВАНИЕ РЯДА ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ИСПАРЕНИЯ И КОНДЕНСАЦИИ УГЛЕРОДА

Б. А. Мовчан, Ю. А. Курапов, Л. А. Крушинская

Исследованы закономерности испарения и конденсации углерода при электронно-лучевом испарении его через расплав вольфрама, что позволяет существенно повысить скорость испарения углерода. Получены зависимости скорости испарения углерода и содержания примеси вольфрама в конденсате от мощности нагрева и угла падения парового потока.

Regularities of evaporation and condensation of carbon during its electron beam evaporation through a tungsten molten metal, that allows great increasing in carbon evaporation rate, were investigated. Dependencies of carbon evaporation rate and content of tungsten admixture in condensate on heating capacity and angle of vapor flow incidence were obtained.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение; расплав вольфрама; испарение и конденсация углерода; скорость испарения углерода; содержание примеси вольфрама; мощность нагрева; угол падения парового потока

Довольно широкое использование электронно-лучевого испарения и осаждения веществ в вакууме обусловлено в первую очередь высокой производительностью этих процессов [1]. Примером практического применения электронно-лучевой технологии могут быть коррозионно- и жаростойкие, а также теплозащитные покрытия на деталях газотурбинных двигателей.

В последнее время значительно возросло внимание исследователей к конденсированным материалам и покрытиям на основе углерода. Однако способы прямого испарения сопряжены с некоторыми трудностями. При электронно-лучевом нагреве поверхности графита происходит интенсивный выброс мельчайших чешуек, что делает невозможным

получение качественных покрытий [2]. Это обусловлено сублимацией углерода без образования жидкой ванны.

Существенно повысить скорость электронно-лучевого испарения углерода и получить при этом однородный паровой поток данного материала можно путем изменения условий испарения. Это достигается в результате испарения углерода из жидкой фазы, например из расплава. Подобный процесс осуществляют, разместив на испаряемой поверхности графита расплавленную ванну, состоящую из вещества с более низкой, чем у углерода, упругостью пара (например, вольфрама или рения) [2]. В силу разности значений упругости паров из ванны испаряется преимущественно углерод.

Недостатком указанного способа получения углеродсодержащих материалов является присутствие в конденсате небольших количеств тугоплавкого металла. Массовая доля вольфрама в конденсате при испарении углерода через расплав вольфрама может составлять от 2,5 до примерно 10,0 % [2].

Цель настоящей работы заключается в исследовании некоторых закономерностей испарения и конденсации углерода при его электронно-лучевом испарении из ванны жидкого вольфрама.

Эксперименты проводили в электронно-лучевой установке УЭ-150. Внутренний диаметр тигля сос-

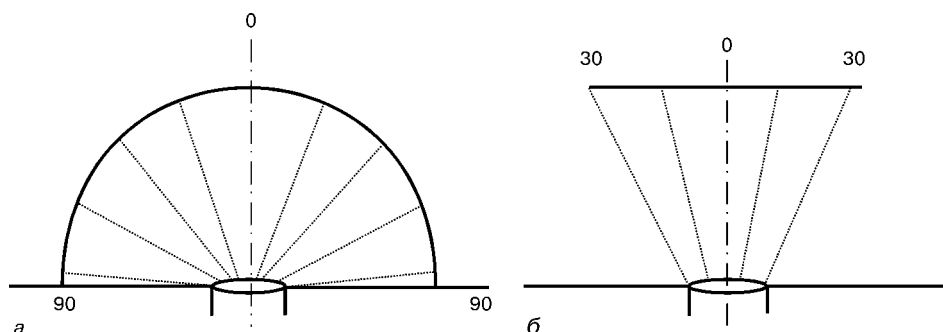


Рис. 1. Схемы электронно-лучевого испарения и конденсации углерода при исследовании парового потока в диапазоне значений угла его падения 180° (а); и 60° (б)



тавлял 50 мм. Расстояние от поверхности расплава до подложек — 250 мм. Вакуум в рабочей камере равнялся $1,33 \cdot 10^{-2}$ Па. Испаряемый стержень диаметром 48,5 мм и высотой 200 мм изготовили из мелкозернистого графита марки МГ-1. На расходуемый торец графитового стержня помещали шайбу из вольфрама марки ВЧ диаметром 48,5 мм и массой 125 г. Исследовали паровой поток углерода по двум схемам (рис. 1). В качестве подложек по схеме, приведенной на рис. 1, а, использовали стальную полосу шириной 100 мм, изогнутую по радиусу 250 мм, на которой закрепляли вдоль полуокружности дискретные подложки из сетки нержавеющей стали и узкие полоски из жести для сбора конденсата, а по схеме рис. 1, б — пластины из молибдена размером 250×250×1 мм.

Испарение графита проводили при различных значениях мощности электронного луча в диапазоне 27...42 кВт при фиксированном значении ускоряющего напряжения 24 кВ. По схеме рис. 1, а ток луча равнялся 1,15 и 1,50 А, по схеме рис. 1, б — 1,15; 1,30; 1,50; 1,70 А. Массу навески вольфрама поддерживали постоянной.

На рис. 2 представлена зависимость скорости испарения графита от мощности нагрева ванны расплава вольфрама. Скорость испарения графита определяли исходя из разницы массы графитового стержня до и после испарения, а также длительности процесса. После охлаждения навеска вольфрама легко отделялась от стержня для контроля ее массы.

Исследование зависимости содержания вольфрама в конденсате углерода от мощности нагрева (рис. 1, б) проводили с отбором проб для анализа в диапазоне углов падения парового потока 0, ± 15 и $\pm 30^\circ$ (рис. 3).

Общий характер зависимости содержания вольфрама в конденсате углерода от мощности нагрева, представленной на рис. 3, свидетельствует о том, что при малой мощности нагрева расплава (27,6...31,2 кВт) количество вольфрама в конденсате углерода убывает, а с ее увеличением (31,2...40,8 кВт) возрастает лишь в центре подложки.

Процесс снижения массовой доли вольфрама в конденсате при малой мощности нагрева связан, по нашему мнению, с увеличением количества углерода в расплаве вольфрама за счет его растворения и доставки на реакционную поверхность конвективными потоками с учетом увеличения объема жидкой ванны вольфрама и площади контакта расплава с твердым углеродом. Повышение мощности нагрева до 31,2 кВт приводит к насыщению

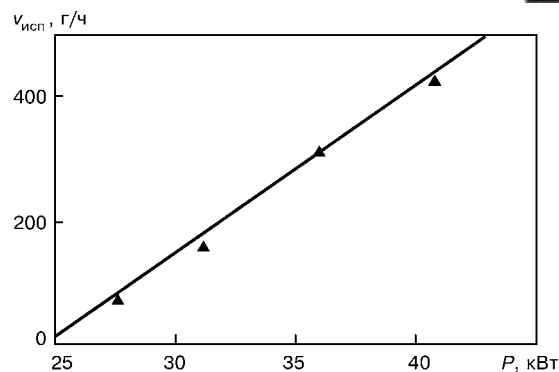


Рис. 2. Зависимость скорости испарения $v_{\text{исп}}$ графита от мощности P нагрева ванны расплава вольфрама

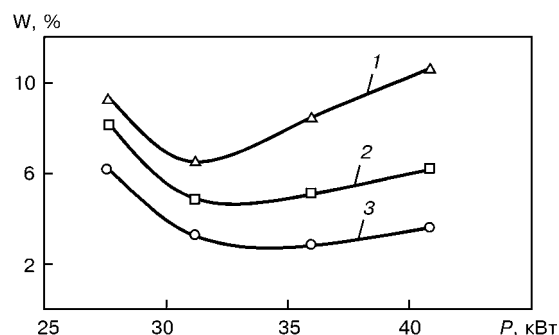


Рис. 3. Зависимость количества вольфрама в конденсате от мощности нагрева при следующих значениях угла падения парового потока, град: 1 — 0; 2 — ± 15 ; 3 — ± 30

расплава углеродом в результате стабилизации размера ванны и установления постоянной площади контакта жидкого вольфрама с твердым углеродом, вследствие чего наступает некоторое равновесное содержание вольфрама в соответствии с диаграммой состояния W-C (2,2...3,6 %) [2].

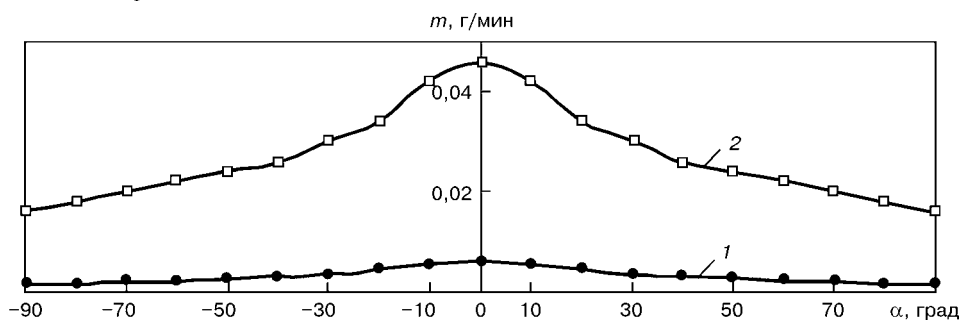


Рис. 4. Скорость конденсации m потока углерода в зависимости от угла его падения α при следующих значениях тока, А: 1 — 1,15; 2 — 1,5

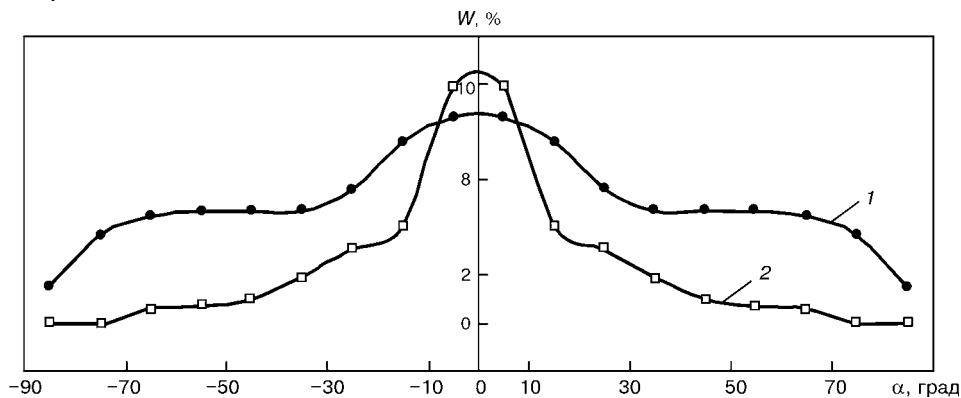


Рис. 5. Содержание вольфрама в конденсате углерода в зависимости от угла падения парового потока при следующих значениях тока, А: 1 — 1,15; 2 — 1,5

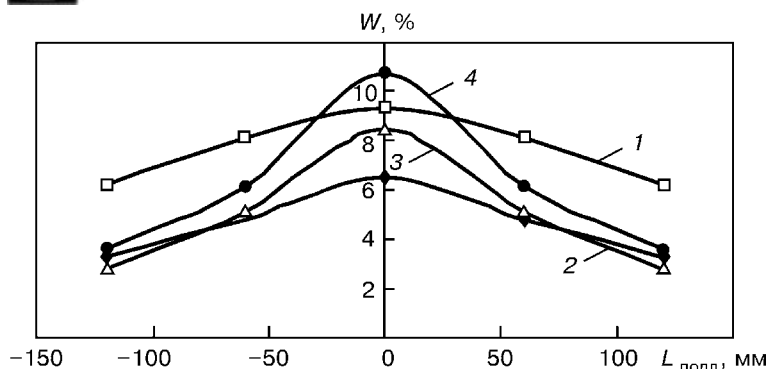


Рис. 6. Зависимость содержания вольфрама в конденсате углерода по поверхности подложки $L_{\text{подл}}$ от мощности нагрева, кВт: 1 — 27,6; 2 — 31,2; 3 — 36,0; 4 — 40,8

С дальнейшим увеличением мощности нагрева до 40,8 кВт процесс уменьшения количества вольфрама в конденсате приостанавливается (рис. 3, периферийные области подложки $\pm 30^\circ$) и возрастает лишь в центре подложки (0°).

Исследование зависимости скорости конденсации углерода и содержания вольфрама в конденсате от угла падения парового потока (рис. 1, а) проводили путем отбора проб для анализа через каждые 10° (рис. 4, 5). Изучение характеристик парового потока показало, что если при токе 1,15 А скорость испарения графита практически постоянна в диапазоне 180° , за исключением незначительного повышения в диапазоне 60° , то при интенсивном режиме (ток 1,5 А) за счет увеличения температуры поверхности расплава скорость испарения углерода плавно возрастает к центру и лишь в диапазоне 60° отмечается ее резкое повышение (рис. 4).

Данные рис. 5 свидетельствуют о влиянии более интенсивного режима испарения, а следовательно, и температуры, на содержание вольфрама в конденсате. Если при равномерной скорости испарения (близкой к ленточной) конденсат содержит практически постоянное количество вольфрама ($\approx 5\%$), кроме незначительного увеличения в центральной области, то в режиме интенсивного испарения, когда с ростом температуры расплава скорость испарения углерода возрастает (рис. 4), количество вольфрама в конденсате углерода на периферии сокращается до нуля, а в центральной зоне значительно увеличивается и локализуется с максимумом в 11 %.

Основная масса парового потока осаждается на подложках, расположенных в диапазоне углов $\pm 30^\circ$ и составляет примерно 60 % массы общего парового потока (рис. 1, б). Количество вольфрама в конденсате углерода на различных расстояниях от центра подложки ($0, \pm 60, \pm 120$ мм, что соответствует углу падения потока $0, \pm 15$ и $\pm 30^\circ$) при испарении с различной мощностью показано на рис. 6.

При малой мощности нагрева расплава (27,6 кВт) содержание вольфрама на всей поверхности подложки изменяется плавно с небольшой разницей к центру от края (3 %). С увеличением мощности нагрева (31,2...40,8 кВт), как и при исследовании по схеме, приведенной на рис. 1, а, в центральной зоне массовая доля вольфрама в конденсате углерода возрастает (максимум 11 %). Раз-

ница в количестве вольфрама в центре подложки и на периферии составляет 6...7 %.

Повышение температуры поверхности способствует не только увеличению интенсивности испарения, но и смене механизмов испарения и движения пара от поверхности испарения [3]. При слабом испарении молекулы пара свободно удаляются от поверхности, не сталкиваясь между собой. В случае интенсивного испарения вблизи границы раздела фаз возникает слой Кнудсена протяженностью в несколько длин свободного пробега, где происходят первичные столкновения молекул, покидающих поверхность, и начинается формирование парового потока. В результате множества столкновений некоторая часть молекул попадает обратно на поверхность испарения.

Далее, за слоем Кнудсена расположена газодинамическая область, где поток пара движется перпендикулярно поверхности с околосвуковой скоростью. Удаляясь от поверхности, паровой поток начинает расширяться в вакуум, что обусловлено его собственной упругостью. При этом расширение пара происходит не только перпендикулярно поверхности, но и в боковых направлениях, в результате чего формируется струя пара. Боковое расширение парового потока становится существенным на расстояниях от поверхности испарения, равных примерно ее линейному размеру, например, в случае электронно-лучевого испарения диаметру тигля.

Линии тока, по которым движется пар, искривляются, и появляется центробежная сила, действующая на тяжелые молекулы больше, чем на легкие. Это вызывает увеличение скорости диффузии тяжелых молекул к центру струи, что и приводит к разделению компонентов в струе [3–5].

Следует также учитывать, что при интенсивном испарении, вызванном увеличением плотности электронного луча, возрастает давление луча в центре ванны. Изменяется форма поверхности ванны, появляется вогнутость, и паровой поток сужается [6].

Таким образом, данные результаты позволяют оптимизировать технологический процесс испарения и конденсации при получении различных материалов на основе углерода.

1. Мовчан Б. А., Малашенко И. С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. — Киев: Наук. думка, 1983. — 232 с.
2. Чуйков Ю. Б., Мовчан Б. А., Гречанюк Н. И. Некоторые закономерности электронно-лучевого испарения углерода через расплавленную вольфрамовую ванну // Спец. электрометаллургия. — 1987. — № 63. — С. 43–48.
3. Лабунцов Д. А., Крюков А. П. Процессы интенсивного испарения // Теплоэнергетика. — 1977. — № 4. — С. 8–11.
4. Анисимов С. И. Действие излучения большой мощности на металлы. — М.: Наука, 1970. — 272 с.
5. Махоткин А. В., Малашенко И. С., Топал В. И. Процессы разделения при электронно-лучевом испарении сплавов и смесей веществ // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 3. — С. 36–43.
6. Шиллер Э., Гайзиг У. Электронно-лучевая технология. — М.: Энергия, 1980. — 528 с.

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

Поступила 26.12.2006



УДК 669.187.526:51.001.57

ПРОМЫШЛЕННАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ УСТАНОВКА УЭ-5812

Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, В. Д. Корнейчук,
Ю. Т. Ищук, А. Ю. Северин, С. В. Давыдов

Изложены конструктивные особенности и технические характеристики новой промышленной электронно-лучевой установки УЭ-5812. Обоснована необходимость широкого внедрения установок этого класса в металлургию титана. Показана экономическая эффективность данной установки за счет технических и технологических преимуществ, в частности возможности плавки недробленых блоков губчатого титана.

Design features and technical characteristics of the new industrial electron beam installation UE-5812 are described. The need in wide implementation of installations of this class in titanium metallurgy was grounded. The economical efficiency of this installation owing to technical and technological advantages, in particular the feasibility of melting uncrushed blocks of spongy titanium, is shown.

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

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) [1] благодаря наличию независимого концентрированного источника нагрева — электронного луча — значительно расширяет технологические возможности процесса. В ближайшие 10–15 лет она может составить серьезную конкуренцию вакуумно-дуговой плавке (ВДП) [2] в области производства слитков титановых сплавов благодаря таким более высоким технологическим возможностям и качеству металла, как расширение номенклатуры переплавляемой шихты (лом, непрессованная губка, блоки губчатого титана) [3] (рис.1); разделение процессов плавки металла, его рафинирования (в том числе от включений высокой и низкой плотности) и кристаллизации слитка в пространстве и во времени путем использования промежуточной емкости [1]; возможность производства слитков не только круглого, но и прямоугольного сечения, используемых в качестве ленточной литой заготовки для изготовления листового проката [4]; полное удаление неметаллических включений высокой плотности, а также значительное измельчение и удаление включений низкой плотности в промежуточной емкости, повышение за счет этого качества металла слитков [5]; увеличение выхода годного металла за счет сокращения количества переплавов (1 вместо 2–3) и оплавление поверхностного слоя слитков вместо механической обработки поверхности (повышение выхода годного на 10... 15 %) [6].

В настоящее время разработаны новейшие технологии выплавки слитков различных металлов и сплавов способом ЭЛПЕ [1, 4]. Для достижения максимального эффекта от реализации данных технологий необходимы новые высокопроизводительные установки промышленного типа. При создании новой установки УЭ-5812 (рис. 2) использовали



Рис. 1. Выплавка слитка из брикетов губчатого титана

© Н. П. ТРИГУБ, Г. В. ЖУК, В. Д. КОРНЕЙЧУК, Ю. Т. ИЩУК, А. Ю. СЕВЕРИН, С. В. ДАВЫДОВ, 2007



Рис. 2. Внешний вид электронно-лучевой установки УЭ-5812

опыт проектирования и эксплуатации электронно-лучевых установок УЭ-185М [1] и УЭ-121 [7].

Конструкция УЭ-5812 отличается от ранее разработанных и эксплуатируемых в промышленности Украины установок в основном тем, что штоковые механизмы подачи сырья на плавку и вытягивания слитка заменены цепными. Это позволило увеличить массу выплавляемых слитков в 2 раза. Кроме того, установка характеризуется высокой технологичностью при выполнении различных процессов плавки, достигаемой путем несложной замены одной оснастки другой, что позволяет изготавливать слитки круглого сечения от 100 до 600 мм, слитки прямоугольного сечения размером от 80×400 до 200×1250 мм и длиной до 4 м.

Конструктивно электронно-лучевая установка УЭ-5812 состоит из плавильной камеры (камеры плавки), а также камер загрузки и слитка. Все элементы конструкции выполнены с полыми стенками, в которых циркулирует вода для принудительного охлаждения в процессе плавки и остывания слитка. В плавильной камере расположены и пристыкованы к ней технологическая оснастка, механизмы подачи и вытягивания слитка. Установка оснащена электронно-лучевыми пушками, источниками электропитания, системами управления и стабилизации тока луча, а также вакуумной системой.

Технические характеристики электронно-лучевой установки УЭ-5812

Установленная мощность, кВт	1500
Ускоряющее напряжение, кВ	30
Количество пушек, шт.	5
Наибольшие размеры заготовки, м:	
длина	5,3
сечение	0,55×0,80
Наибольшие размеры слитков, м:	
длина	4
диаметр	0,6
для прямоугольного сечения	1,1×0,3
Габариты установки, м	14×8×5

Плавильная камера является центральной частью установки, в которой реализуется процесс плавки. Она представляет собой вертикально расположенный цилиндр, сверху ограниченный вакуумно-плотной крышкой с установленными на ней

электронно-лучевыми пушками (5 шт.), а снизу имеющий технологическое отверстие для подсоединения камеры слитка. Внутри камеры находится технологическая оснастка, состоящая из кристаллизатора и промежуточной емкости.

Для подъема и смещения верхней крышки с электронно-лучевыми пушками за пределы плавильной камеры используется система перемещения. Удобство данной системы заключается в упрощении извлечения готового слитка с помощью цехового крана и чистке внутренних поверхностей от возгонов вне камеры плавки.

Через имеющиеся на нижней крышке штуцеры охлаждающая вода подается в кристаллизатор с помощью системы труб, а на промежуточную емкость — со стороны камеры загрузки. На боковой стенке камеры установлена смотровая система оператора стробоскопического типа, а также патрубки для установки высоковакуумных ламп.

Слева от оператора в стенке камеры размещены патрубки диаметром 630 мм, через которые с помощью вакуумных затворов камера плавки соединяется с откачной системой. Справа от оператора на боковой стенке камеры находится вакуумно-плотная технологическая дверь с расположенной на ней смотровой системой, используемой технологом для наблюдения за процессом плавки. Напротив оператора камера плавки соединяется с камерой загрузки.

Камера загрузки представляет собой полый цилиндр с рубашкой охлаждения. На боковой стороне цилиндра расположена вакуумно-плотная технологическая дверь, используемая для удобства проведения различных технологических операций при обслуживании установки.

При загрузке шихты указанные части камеры расстыковываются после освобождения зажимов, расположенных по периметру уплотнения, затем задняя отделяемая часть камеры загрузки отъезжает с помощью электропривода.

В камере загрузки размещен механизм подачи шихты (пара параллельных направляющих, вдоль которых с помощью цепной передачи перемещается толкатель), отъезжающий вместе с отделяемой частью. Механизм подачи позволяет подавать цельную заготовку, расходуемый короб с шихтовыми материалами, кусковую шихту, насыпные материалы (например, губчатый титан), а также недробленые блоки губчатого титана массой до 1 т.

В двух первых случаях на направляющих устанавливаются рольганг, по которому толкатель подает заготовку в зону плавки. При раздельной шихте на направляющие устанавливаются нерасходуемый короб шириной, не превышающей ширину задней стенки промежуточной емкости, и толкатель равномерно сталкивает шихтовые материалы в промежуточную емкость. Возможность расстыковки камеры загрузки позволяет оперативно загружать шихту с помощью цехового крана.

Камера слитка представляет собой водоохлаждаемый цилиндр, крепящийся к нижней крышке ка-



меры плавки через фланец. Основой для наплавления слитка является медный водоохлаждаемый поддон, перемещающийся относительно камеры слитка с помощью траверсы, приводимой в движение цепным механизмом. На поддоне перед началом плавки крепят «закладные», изготовленные из материала выплавляемого слитка.

В нижней части камеры слитка расположен технологический люк, посредством которого обеспечивается доступ к внутренним частям механизма вытягивания. Через указанный технологический люк производят установку «закладных» перед плавкой и освобождение готового слитка из закрепления после плавки перед его извлечением из установки.

Технологическая оснастка состоит из промежуточной емкости и кристаллизатора [1, 5]. Первая представляет собой медную водоохлаждаемую поверхность, ограниченную стенками, в одной из которых выполнен проем для слива жидкого металла. В нее электронными лучами сплавляется шихта, подаваемая из камеры загрузки. Промежуточная емкость служит для усреднения химического состава, рафинирования расплава от примесей и включений [1].

В процессе плавки на дне промежуточной емкости образуется гарнисаж, предохраняющий ее стенки и дно от взаимодействия с расплавленным металлом, который из промежуточной емкости сливается в кристаллизатор (полый замкнутый водоохлаждаемый контур, внутренняя часть которого, контактирующая с металлом слитка, выполнена из меди). Кристаллизатор и промежуточная емкость закреплены на раме камеры загрузки и при откате камеры перемещаются вместе с ней, что позволяет оперативно обслуживать все узлы. Охлаждение оснастки осуществляется охлаждающей жидкостью, подаваемой по системе труб.

Установка УЭ-5812 оснащена электронными пушками аксиального типа «Патон-300» (рис. 3), размещенными на верхней крышке камеры плавки [1]. Каждая пушка состоит из катодного узла с вольфрамовым электродом, установленным на высоковольтном изоляторе анодного водоохлаждаемого узла, магнитной линзы, отклоняющей системы, лучевода и оснащена индивидуальной системой откачки, позволяющей стабилизировать работу пушки в условиях интенсивного газовыделения в процессе плавки первичных шихтовых материалов.

Технические характеристики пушки «Патон-300»

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

Конструктивное расположение электронных пушек над зоной плавки, возможность оперативно изменять как установленные зоны нагрева, так и вкладываемую в них тепловую мощность позволяют активно влиять на процесс электронно-лучевой плавки.

Электропитание пушек осуществляется с помощью высоковольтных источников постоянного



Рис. 3. Электронные пушки «Патон-300»

напряжения 30 кВ, состоящих из коммутационной пускозащитной аппаратуры, тиристорных ключей, дросселей, трансформаторов, выпрямителей и источников накала катодов пушек. Каждая пушка оснащена собственным источником напряжения, что позволяет повысить надежность работы нагревательной системы в целом.

Вакуумная система установки УЭ-5812 включает вакуумные магистрали, затворы и насосы (механические, пароструйные и диффузионные). Магистрали состоят из стальных труб, соединяющих насосы между собой, с камерой плавки, а также с пушками, и обеспечивают необходимые проходные сечения для максимального использования производительности насосов. Вакуумирование внутренних полостей камер установки с уровня атмосферного давления осуществляется механическим насосом РВН-6. Для вакуумирования установки и удаления газов и паров металла в процессе плавки используют следующие вакуумные насосы: НВЗ-300 (2 шт.); 2ДВН1500 (2 шт.); пароструйный насос 2НВБМ630 (2 шт.); диффузионный насос Н-160/700 (5 шт.).

Вакуумная система установки УЭ-5812 позволяет создавать разрежение в объеме плавильной камеры ($1 \cdot 10^{-2}$ Па) и в пушках ($1 \cdot 10^{-3}$ Па), обеспечивающее бесперебойную работу пушек и необходимую степень рафинирования переплавляемого металла в течение всего технологического процесса.

Выводы

1. Показано, что промышленная установка УЭ-5812 является высокопроизводительным агрегатом для плавки металлов и сплавов электронным лучом с промежуточной емкостью. Данная модель отличается от других электронно-лучевых установок более высоким уровнем технических и экономических характеристик. Так, замена штоковых механизмов цепными позволяет при той же производительности вдвое уменьшить габариты камер загрузки шихты и вытягивания слитка, что дает возможность уменьшить необходимое монтажное пространство и вакуумируемый объем.



2. Продemonстрировано, что основным преимуществом установки является возможность переплава недробленых блоков губчатого титана, способствующего исключению трудоемкой операции дробления и сортировки губки, вовлечению в переплав слоев губки низких сортов, что значительно снижает стоимость ЭЛПЕ титановых слитков. Благодаря возможности оперативной замены технологической оснастки можно выплавлять слитки как круглого, так 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. *Полуфабрикаты из титановых сплавов* / Н. Ф. Аношкин, М. З. Ерманык, Г. Д. Агарков и др. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.
3. *Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В.* Получение титановых слитков из недробленых блоков губчатого титана

способом электронно-лучевой плавки // Титан. — 2005. — № 2. — С. 23–26.

4. *Жук Г. В., Березос В. А., Тригуб Н. П.* Прогнозирование структуры титановых слитков-слябов, получаемых способом ЭЛПЕ // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 3. — С. 28–31.
5. *Ахонин С. В.* Математическое моделирование процесса растворения включений TiN в расплаве титана при ЭЛП // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 1. — С. 20–24.
6. *Электронно-лучевое оплавление слитков титана* / А. Н. Пикулин, Г. В. Жук, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 17–19.
7. *Электронно-лучевая установка УЭ-121* / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, П. А. Пап и др. // Там же. — 2003. — № 2. — С. 17–20.

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

ЗТМК, Запорожье

Поступила 11.01.2007

УДК 669.187.526.002

МОРФОЛОГИЯ КАРБИДОВ И МИКРОСТРУКТУРА СТАЛИ Р6М5 ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕПЛАВА

П. А. Шпак, Н. И. Гречанюк, В. А. Осокин, А. А. Артемчук

Приведены результаты исследования структуры, химического и фазового составов быстрорежущей стали Р6М5, полученной способом электронно-лучевого переплава, в структуре которой образуется эвтектика двух морфологических типов: преобладающая пластинчатая (на основе метастабильного карбида M_2C) и скелетная (на основе M_6C). Отмечены уменьшение химической неоднородности, высокие дисперсность и равномерность распределения карбидной фазы в слитках ЭЛП.

Results are given of investigation of structure, chemical and phase composition of high-speed steel R6M5, produced by electron beam remelting method, in the structure of which the eutectic of two morphological types is formed: dominating laminar type (on base of metastable carbide M_2C) and skeleton type (on base of M_6C). The decrease in chemical heterogeneity, high dispersity and uniformity of distribution of carbide phase in ESR ingots was outlined.

Ключевые слова: электронно-лучевой переплав; быстрорежущая сталь; слиток; микроструктура; зерно; карбиды; эвтектика; термическая обработка; теплостойкость

Введение. Ускоренное управляемое охлаждение при кристаллизации слитков быстрорежущей стали, получаемых способами специальной электрометаллургии, в частности электронно-лучевым переплавом в промежуточной емкости (ЭЛПЕ), вызывает фазовые и структурные изменения, что существенно влияет на свойства металла слитков. Это открывает широкие возможности для получения ка-

чественных слитков с заданным комплексом механических и эксплуатационных свойств путем варьирования контролируемых параметров технологического процесса переплава и последующей обработки [1–4].

Данные об управлении структурообразованием слитков быстрорежущей стали при ЭЛПЕ в литературе практически отсутствуют. В связи с этим в настоящей работе исследованы особенности структурообразования, морфология эвтектики, фазовый и химический составы быстрорежущей стали Р6М5 электронно-лучевого переплава.



Таблица 1. Химический состав быстрорежущей стали Р6М5

Объект исследования	Массовая доля элементов, %								
	C	W	Mo	Cr	V	Mn	Si	S	P
Р6М5 (ЭЛПРЕ)*	0,89	6,2	5,1	3,8	1,86	0,28	0,3	0,011	0,019
Р6М5 (ГОСТ19265–73)	0,82...0,90	5,50...6,50	4,80...5,30	3,80...4,40	1,70...2,10	0,20...0,50	0,20...0,50	≥ 0,025	≥ 0,03

*Результат усреднен по 5 образцам.

Методика проведения исследований. В качестве объекта исследований использовали цилиндрические слитки диаметром 70, 100 и 130 мм, а также слябы 140×160 мм из быстрорежущей стали Р6М5, выплавленные способом ЭЛПРЕ из промышленных отходов инструментального производства по разработанной в НПП «Геконт» технологии [5]. Образцы для исследований вырезали из головной, средней и донной частей слитков вдоль и поперек оси. Микроструктуру образцов изучали на оптическом микроскопе «Leica» DM4000M, оснащенный цифровой камерой «Leica» DFC 150 при увеличении 100, 200, 500 и 1200, на растровом электронном микроскопе «JEOL» Superprobe-733. Химический состав металла определяли с помощью микрорентгеноспектрального анализа на «Spectroscan». Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре «Philips» X'pert с автоматической регистрацией дифракционной картины. Полученные

результаты обрабатывали с помощью программного пакета PowderCell 2.2.

Результаты исследований и их обсуждение. Химический состав образцов из быстрорежущей стали Р6М5 (ЭЛПРЕ) соответствует марочному, согласно ГОСТ 19265–73 (табл. 1).

Быстрорежущая сталь относится к ледебуритному классу и в литом состоянии характеризуется низкими показателями механических и технологических свойств, особенно пластичности. Поэтому выход годного металла при первом переделе небольшой. Особенности первичной структуры литой стали наследуются даже после полной термической обработки и имеют определяющее влияние на формирование свойств быстрорежущей стали. В структуре быстрорежущей стали присутствует значительная доля эвтектики. При затвердевании в вольфрамо-молибденовых быстрорежущих сталях, имеющих широкий (1430...1235 °С) интервал кристалли-

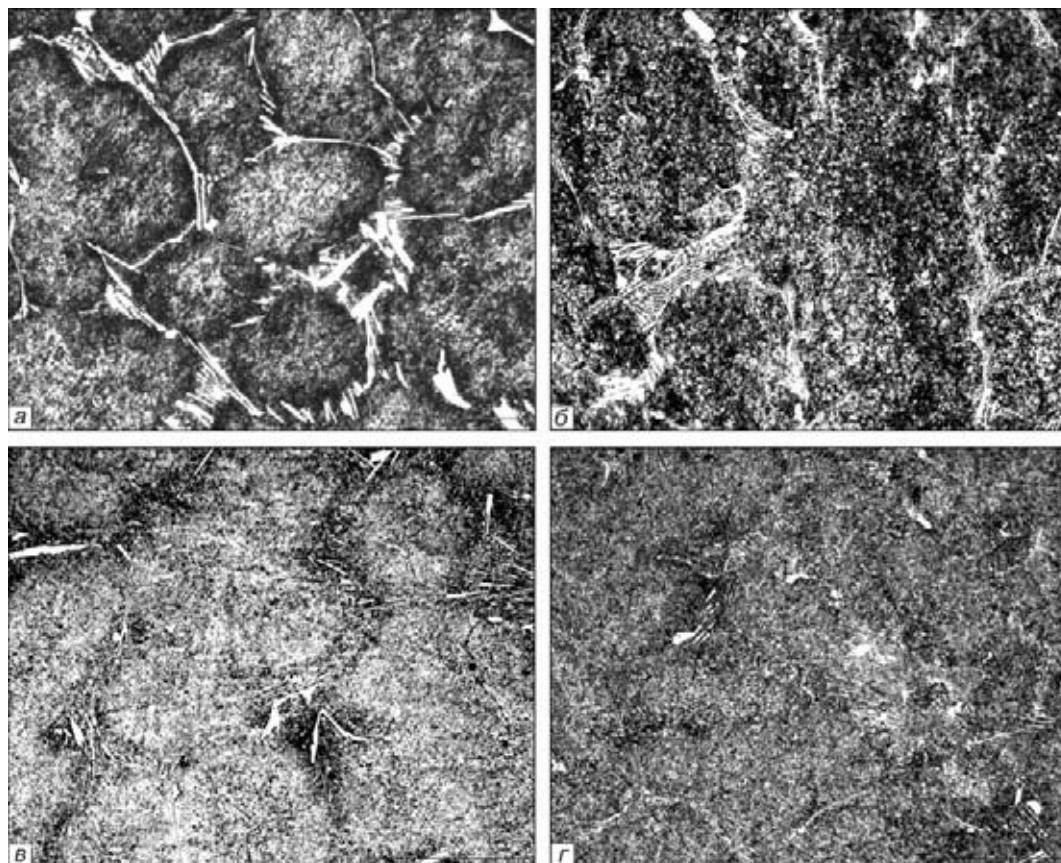


Рис. 1. Микроструктура (×500) быстрорежущей стали Р6М5 (ЭЛПРЕ): а — литая; б — после отжига; в — закаленная; г — после закалки с отпуском



Рис. 2. Морфология эвтектики в литой стали Р6М5 (ЭЛППЕ), $\times 1200$

зации, возможно образование эвтектик четырех морфологических типов: скелетной (на базе карбида M_6C), стержневой и пластинчатой (на основе метастабильного карбида M_2C), а также карбида MC . Для обеспечения максимальной технологической пластичности быстрорежущей стали желательно получение пластинчатой или стержневой эвтектики на базе карбида M_2C , мелкого аустенитного зерна и равномерного распределения структурных составляющих по всему объему слитка [6].

При исследовании поперечных макротемплетов слитков быстрорежущей стали Р6М5 (ЭЛППЕ) выявлено, что их макроструктура имеет плотное однородное строение, дефекты ликвационного и усадочного характера отсутствуют. При этом в структуре приповерхностной зоны обнаружены равноосные кристаллы диаметром 0,4...1,0 мм (в зависимости от размера слитка), в центральной части слитка — столбчатые кристаллиты. В макроструктуре продольных сечений слитков различаются оси дендритов, ориентированные под углом 30...40° к крайним зонам (нормально к поверхности фронта кристаллизации).

Микроструктура литой быстрорежущей стали Р6М5 (ЭЛППЕ) состоит из мартенсита (балл аустенитного зерна 9–10), остаточного аустенита, разорванной карбидной сетки (балл 6–7 карбидной неоднородности, согласно ГОСТ 19265–73, шкала 2) по границам зерен и дисперсных карбидов, равномерно распределенных по всему объему слитков (рис. 1, а).

Повышенная ($10...10^2$ °C/с) скорость охлаждения перегретого в промежуточной емкости расплава стали при затвердевании в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе скольжения при ЭЛППЕ вызвала изменение кинетики ее эвтектической кристаллизации, что сказалось на количестве, морфологии и характере распределения эвтектической составляющей структуры. Карбидная сетка вокруг зерен мартенсита — разорвана (дискретна), а сама эвтектика толщиной 2...7 мкм имеет тонкое ажурное строение (рис. 2).

На дифрактограммах, полученных от образцов из литой стали Р6М5 (ЭЛППЕ) (рис. 3, а), кроме

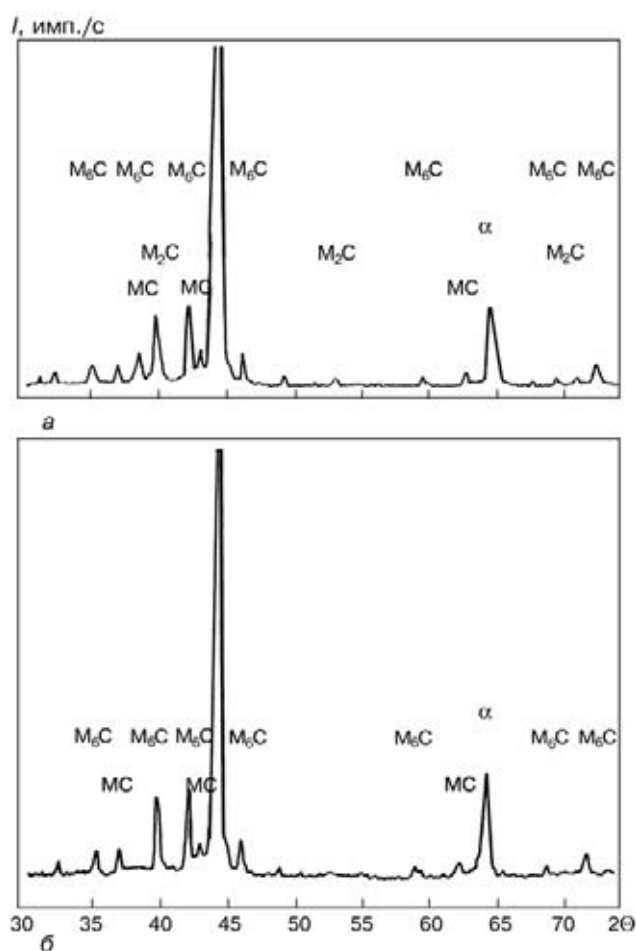


Рис. 3. Дифрактограммы стали Р6М5 (ЭЛППЕ): а — литая (M_2C — 4,98; $MC(VC)$ — 5,36; M_6C — 6,33; α -Fe — 83,33 мас. %); б — после закалки и отпуска ($MC(VC)$ — 4,21; M_6C — 6,36; α -Fe — 89,43 мас. %); α — твердый раствор углерода в железе (мартенсит); I — интенсивность

интерференций α -твердого раствора (мартенсита), присутствуют пики сравнительной интенсивности и от карбида M_6C , входящего в состав скелетной эвтектики, и от метастабильного M_2C (пластинчатая эвтектика), а также от тугоплавкого карбида MC (VC). Общее количество карбидной фазы в структуре литой стали составляет 18...22 об. %.

Интерференционные максимумы от аустенита на дифрактограммах неразличимы из-за одинакового значения параметра d/n (углового положения интерференции) для аналогичных максимумов карбида M_6C , когерентно связанного с ним в эвтектике. Поэтому количество остаточного аустенита в структуре литой быстрорежущей стали Р6М5 (ЭЛППЕ) определяли методом магнитного анализа на магнитном аустенометре МАК-2М по калибровочному эталону из закаленной и отпущенной стали Р6М5. Оно относительно невелико (10...12 об. %).

Результаты микрорентгеноспектрального анализа, а также данные растровой электронной микроскопии, полученные в режиме «фазового контраста» в обратно-рассеянных электронах (BEI) подтвердили наличие в структуре литой стали Р6М5 (ЭЛППЕ) карбидов M_6C , M_2C и MC , а также дисперсных

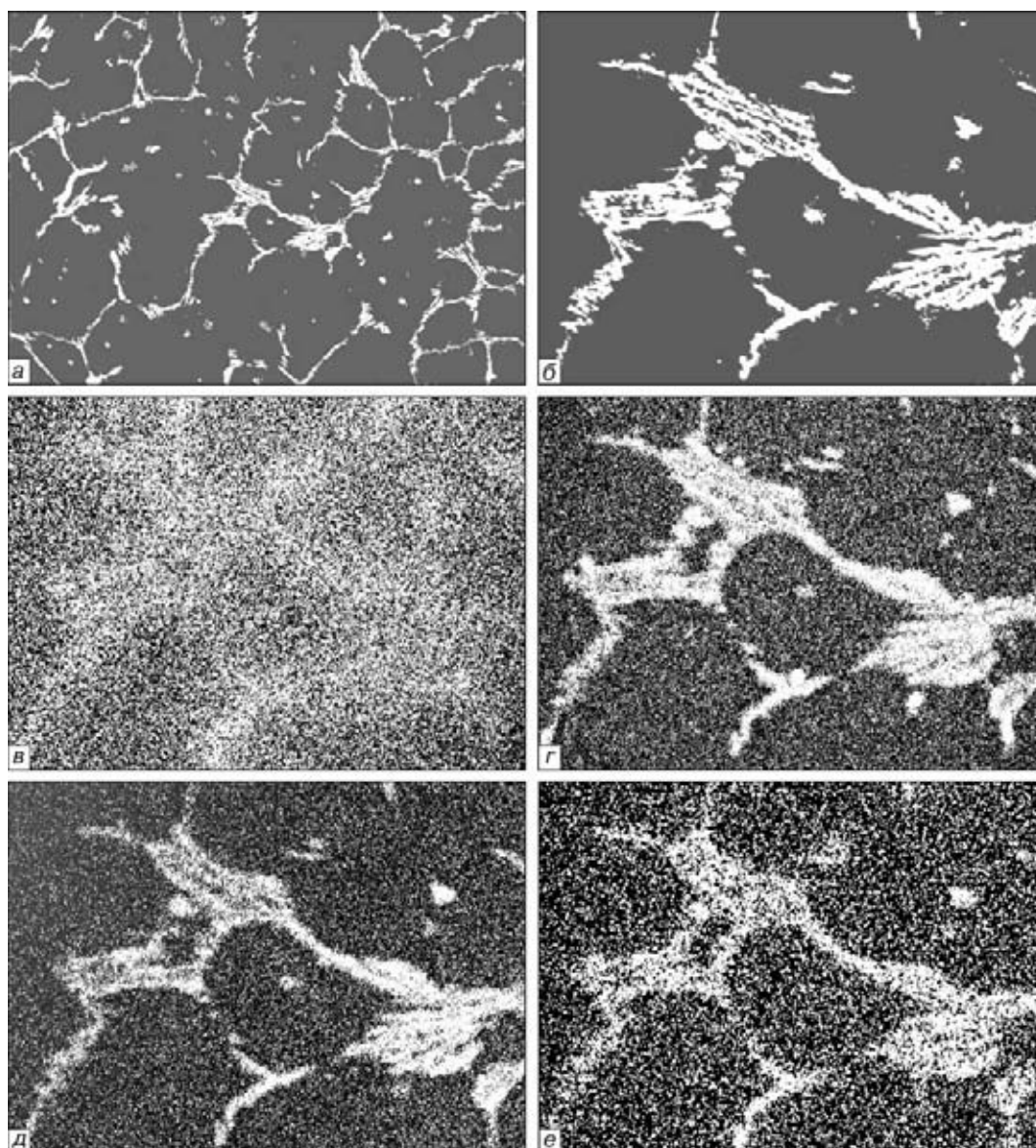


Рис. 4. Распределение легирующих элементов по структурным составляющим в литой быстрорежущей стали Р6М5 (ЭЛПРЕ): а — $\times 300$, ВЕI; б — $\times 1000$, ВЕI; в — $\times 1000$, $\text{Cr}_{K\alpha}$ -излучение; г — $\times 1000$, $\text{V}_{K\alpha}$ -излучение; д — $\times 1000$, $\text{W}_{K\alpha}$ -излучение; е — $\times 1000$, $\text{Mo}_{K\alpha}$ -излучение

вторичных карбидов, равномерно распределенных в объеме зерна (рис. 4).

Анализ распределения основных легирующих элементов по структурным и фазовым составляющим литой стали Р6М5 (ЭЛПРЕ) свидетельствует о высоком уровне легирования твердого раствора (мартенсита). Хром распределен равномерно между карбидами и твердым раствором, вольфрам и мо-

либден связаны преимущественно в карбидах M_6C и M_2C , а ванадий — в MC (VC). Также в состав карбидной фазы входят вторичные карбиды на основе хрома M_{23}C_6 и M_3C_2 , которые рентгенографически неразличимы из-за высокой дисперсности.

Полученные слитки стали Р6М5 (ЭЛПРЕ) подвергали гомогенизирующему изотермическому отжигу по схеме: аустенизация—нагрев до $880\ldots 900^\circ\text{C}$,

Таблица 2. Твердость HRC стали Р6М5 (ЭЛПРЕ) после закалки с отпуском

Температура нагрева под закалку, $^\circ\text{C}$	Закалка	Отпуск при температуре 560°C		
		первый	второй	третий
1180	61,0... 61,5	61... 63	62... 64	62,5... 64,0
1200	59,0... 60,5	62... 63	63... 64	63,0... 65,0
1220	58,0... 59,5	62... 63	63... 65	63,0... 65,5
1240	58,0... 60,0	62... 63	62... 65	63,0... 65,0



выдержка 3 ч (эвтектоидное превращение), охлаждение до 760...780 °С, изотермическая выдержка 6 ч (диффузионное превращение) с последующим медленным охлаждением с печью до 400 °С. Для защиты поверхности слитков от обезуглероживания и окисления использовали засыпку из чугунной стружки и защитную атмосферу в печи (эндогаз).

Структура отожженной стали по приведенной выше схеме состоит из глобулярных зерен сорбитоподобного перлита (бал зерна 9–10, согласно ГОСТ 19265–73), остатков разорванной карбидной сетки по границам зерен и равномерно распределенных дисперсных карбидов (рис. 1, б).

Для определения оптимальных режимов окончательной термообработки быстрорежущей стали Р6М5 (ЭЛПРЕ) исследовали влияние параметров закалки и отпуска на ее структуру, фазовый состав, твердость и теплостойкость (табл. 2).

Значения твердости *HRC* стали Р6М5 (ЭЛПРЕ) в зависимости от среды охлаждения для закалки после дополнительного отпуска при температуре 580 °С продолжительностью 180 мин следующие: $\text{KNO}_3 + 30\% \text{NaOH}$ (400...420 °С) — 61,0...62,0; масло — 61,0...61,5; вода — 60,0...61,5; воздух — 58,5...59,0.

Структура быстрорежущей стали Р6М5 (ЭЛПРЕ) после закалки состоит из игольчатого мартенсита, остаточного аустенита, остатков карбидной сетки по границам зерен и структурно-обособленных карбидов компактной формы, равномерно распределенных по сечению шлифа (рис. 1, в). Высоколегированный мартенсит быстрорежущей стали относительно трудно поддается травлению. Количество остаточного аустенита составляет 14...18 об. %.

При отпуске закаленной быстрорежущей стали в металле происходит вторичное упрочнение в результате выделения из твердого раствора дисперсных избыточных карбидов, а при последующем охлаждении — превращение остаточного аустенита в мартенсит. В ходе исследования микроструктуры выявлено, что в образцах, нагретых для закалки ниже принятого интервала температур и после однократного отпуска в структуре сохраняются границы полиэдров (зерен). На фоне мартенсита остаются поля, обогащенные аустенитом с малой протравливаемостью. При повышении температуры нагрева под закалку увеличивается размер зерна от балла 10–11 при 1180 °С до балла 8–9 при 1240 °С (ГОСТ 5639–65, шкала 1). Структура быстрорежущей стали Р6М5 (ЭЛПРЕ) после закалки с отпуском состоит из высоколегированного отпущенного мартенсита, остаточного аустенита (3...5 об. %), остатков разорванной карбидной сетки по границам и карбидов, основным из которых является M_6C . Присутствуют также M_3C_2 и MC , составляющие 8...12 об. % всей карбидной фазы (рис. 1, г). Стро-

ение мартенсита между карбидными строчками вследствие микроликации является безыгольчатым, а в областях скопления карбидов присутствует игольчатый мартенсит с низкой травимостью.

Анализ дифрактограмм от закаленных и отпущенных образцов (рис. 3, б) свидетельствует о том, что при их нагреве до температуры закалки в исходном метастабильном карбиде M_2C происходит его превращение в более стабильные карбиды MC и M_6C с последующей коагуляцией. Также обнаружено уменьшение удельного углового уширения пиков интерференционных линий мартенсита и увеличение их интенсивности, что свидетельствует об уменьшении внутренних напряжений в твердом растворе и о кубическом строении мартенсита после двукратного отпуска закаленной быстрорежущей стали.

Выводы

1. Показано, что структурные изменения, происходящие на стадии затвердевания расплава быстрорежущей стали Р6М5 при ЭЛПРЕ, оказывают благоприятное влияние на фазовые превращения и формирование однородной дисперсной структуры литого металла.

2. Определено, что при электронно-лучевом переплаве в структуре литой быстрорежущей стали Р6М5 образуются эвтектики двух типов: пластинчатой (55...60 об. %) на основе метастабильного карбида M_2C и скелетной на основе карбида M_6C .

3. Обнаружено, что тугоплавкие карбиды типа MC в стали Р6М5 (ЭЛПРЕ) выделяются при кристаллизации на стадии перитектического превращения и эвтектики не образуют.

1. Чаус А. С., Рудницкий Ф. И. Структура и свойства литой быстроохлажденной быстрорежущей стали Р6М5 // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 2003. — № 5. — С. 3–7.
2. Балабанов П. А., Боримський О. І., Делеві В. Г. Структура і механічні властивості матриць апаратів високого тиску із сталі Р6М5, одержаної різними методами // Металознав. та оброб. металів. — 2004. — № 1. — С. 7–11.
3. Шпак П. А., Гречанюк В. Г., Осокин В. А. Влияние электронно-лучевого переплава на структуру и свойства быстрорежущей стали Р6М5 // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 3. — С. 14–17.
4. Boccacini M., Goldstein H. Solidification of high speed steel // Intern. Materials Rev. — 2001. — 46, No. 2. — P. 92–107.
5. Пат. 37658 Україна, МКІ С22 В9/22, С22 С38/12, 38/10. Спосіб виготовлення заготовок для інструменту із швидкокорізальної сталі та пристрій для його здійснення / М. І. Гречанюк, І. Б. Афанасьєв, П. О. Шпак та ін. — Опубл. 15.07.2003; Бюл. № 7.
6. Формирование структуры быстрорежущих сталей при кристаллизации / П. Ф. Нижниковская, Е. П. Калинушкин, Л. М. Снаговский и др. // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 1982. — № 11. — С. 23–30.

НПП «Геконт», Винница

Поступила 16.06.2006



УДК 669.187.002.3

ИЗУЧЕНИЕ СОСТАВА ОТРАБОТАННОГО ГАЗА ПРИ ПЛАЗМЕННОМ ЖИДКОФАЗНОМ ВОССТАНОВЛЕНИИ ЖЕЛЕЗА ИЗ РУДНОГО СЫРЬЯ ГАЗООБРАЗНЫМИ ВОССТАНОВИТЕЛЯМИ

М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник,
Д. М. Жиров, А. А. Ждановский,
К. А. Цыкуленко, О. М. Вислобоков

С использованием хроматографического анализа определено изменение состава отработанного газа во времени в ходе плазменного жидкофазного восстановления железа из железорудных окатышей газообразными восстановителями при их пиролизе и воздушной конверсии.

Using the chromatographic analysis, the change in composition of used gas during plasma liquid-phase reduction of iron from iron ore pellets by gaseous reducing agents in their pyrolysis and air conversion was determined.

Ключевые слова: жидкофазное восстановление; плазма; газообразный восстановитель; хроматограф; состав газа; окисленность

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАНУ осуществляется разработка процесса восстановления железа из рудного сырья с применением плазменных источников нагрева. Предполагается выполнять процесс в два этапа: предварительное восстановление в твердой фазе и окончательное — в жидкой. Твердофазное восстановление железа детально исследовано и уже нашло довольно широкое применение в промышленности [1–3]. Жидкофазное восстановление, особенно с применением плазменных источников нагрева, изучено меньше, в связи с этим в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАНУ исследуют процесс плазменного жидкофазного восстановления (ПЖФВ) [4, 5]. При этом в случае применения газообразных восстановителей особый интерес представляет определение состава отработанного газа и возможности его использования для твердофазного восстановления.

Исследования проводили на усовершенствованной лабораторной установке. Устройство последней и методика экспериментов описаны в работе [5]. Усовершенствование установки заключалось в добавлении к ней блока отбора газовых проб, представляющего собой водоохлаждаемый холодильник, через который проходит газовый канал с развитой поверхностью. Этот канал присоединен к трубе, предназначенной для вывода отходящих газов из

рабочего пространства установки. При необходимости отбора проб на выходе газового канала создают разрежение. В этом случае часть отходящих газов поступает по каналу через холодильник, после которого их можно отбирать для хроматографического анализа.

Хроматографический анализ проводили на хроматографе «Газохром 3101», позволяющем определять содержание в газовой смеси O_2 , H_2 , CH_4 , CO и CO_2 .

Проведена серия экспериментов по ПЖФВ железа из железорудных окатышей следующего состава, мас. %: 9,18 SiO_2 ; 0,32 Al_2O_3 ; 0,87 CaO ; 0,37 MgO ; 0,039 S ; 0,007 P ; 0,062 C ; Fe_2O_3 — основа. В качестве восстановителя и плазмообразующего газа служила пропан-бутановая смесь, содержащая 6 % бутана. Ее расход составлял 15 л/мин. Эксперименты проводили в режимах пиролиза и воздушной конверсии (расход воздуха 30 л/мин) в плазме непосредственно над железорудным расплавом.

Представлен состав отработанного газа при этих режимах в различные периоды процесса восстановления (таблица). Поскольку водяной пар в процессе прохождения через холодильник конденсируется, то сумма концентраций CO , CO_2 и H_2 в газовой фазе составляет 100 % при пиролизе и около 80 % при воздушной конверсии из-за наличия в газовой смеси азота. В таблице указаны объемные доли водорода, моно- и диоксида углерода, измеренные хроматографом и полученные в результате пересчета в предположении, что пироуглерод полностью

© М. Л. ЖАДКЕВИЧ, В. А. ШАПОВАЛОВ, Г. А. МЕЛЬНИК, Д. М. ЖИРОВ, А. А. ЖДАНОВСКИЙ,
К. А. ЦЫКУЛЕНКО, О. М. ВИСЛОБОКОВ, 2007



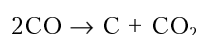
Состав отработанного газа при ПЖФВ железа из рудного сырья газообразными восстановителями

Режим	t, мин	CO, об. %		CO ₂ , об. %		CO/CO ₂	H ₂ , об. %		H ₂ O, об. %	H ₂ /H ₂ O	β _x	β _ж
		Измерение	Пересчет	Измерение	Пересчет		Измерение	Пересчет				
Пиролиз	3	35	22	34,0	21	1,05	31	19	38	0,50	71	67
	5	45	34	12,5	9	3,78	42	32	25	1,28	54	58
	7	46	35	10,0	8	4,375	45	35	22	1,59	51	49
	10	48	40	3,0	3	13,33	49	41	16	2,56	43	38
Воздушная конверсия	3	33	24	16,0	11	2,18	27	19	27	0,70	63	60
	5	40	30	6,0	5	6,00	30	23	23	1,00	54	51
	7	41	33	2,0	2	16,5	38	31	15	2,07	45	40

реагирует со шлаковым расплавом с образованием CO, а сумма концентраций водорода и водяных паров относится к сумме концентраций моно- и диоксида углерода как 4:3, т. е. как водород к углероду в молекуле пропана, суммарное содержание CO, CO₂, H₂ и H₂O равняется 100 % при пиролизе и 81 % при воздушной конверсии (19 % должен составлять азот исходя из соотношения объемов поданных воздуха и пропан-бутановой смеси).

При восстановлении высших оксидов железа до вюстита содержание H₂O и CO₂ в отработанном газе в равновесном состоянии превышает 90 % [6]. Однако при восстановлении железа из расплава чистого вюстита окисляется не более 16 % CO до CO₂ и не более 51 % H₂ до H₂O в начале процесса. В дальнейшем эти показатели уменьшаются. Наличие в расплаве SiO₂ также ухудшает выход диоксида углерода и паров воды [1, 3, 7–9]. Представленные в таблице соотношения CO/CO₂ и H₂/H₂O в целом соответствуют литературным данным о большей восстановительной способности водорода, по сравнению с монооксидом углерода при высоких температурах, и о снижении степени их использования по ходу процесса, что связано с уменьшением активности оксида железа. Меньшее содержание H₂O и CO₂ в отработанном газе, чем указано в литературе, объясняется большой длительностью достижения состояния равновесия.

Важным показателем процесса восстановления является степень окисленности отработанного газа β, представляющая собой отношение количества молей кислорода в газовой смеси к количеству молей кислорода при полном окислении всех ее компонентов до H₂O и CO₂ [1]. Таким образом, степень окисленности отработанного газа является показателем полноты использования газообразного восстановителя. В таблице представлена степень окисленности, определенная двумя методами: на основе данных хроматографического анализа β_x и путем подсчета количества кислорода β_ж, которое необходимо изъять из оксидов для получения выплавленного количества железа. Как правило, β_x > β_ж. Возможными причинами этого расхождения могут быть неполное реагирование пироуглерода с оксидами и протекающие реакции



при понижении температуры [1]. Подтверждением этого является осаждение сажи на холодных стенках камеры и в газовом канале холодильника.

Содержание CO и H₂ в отработанном газе после сушки должно соответствовать данным, полученным путем хроматографического анализа. Таким образом, отходящий из плавильного пространства газ целесообразно использовать для предварительного твердофазного восстановления. С целью уменьшения тепловых потерь отработанный газ можно направлять напрямую на предварительное восстановление, хотя при этом его восстановительный потенциал будет ниже, чем после сушки.

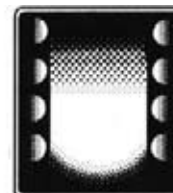
Выводы

1. Подтверждена более высокая восстановительная способность водорода, по сравнению с монооксидом углерода, при значениях температуры, характерных для жидкофазного восстановления.
2. Показано, что отработанный после ПЖФВ газ целесообразно использовать для предварительного твердофазного восстановления.

1. Бондаренко Б. И., Шаповалов В. А., Гармаш Н. И. Теория и технология бескоксовой металлургии / Под ред. Б. И. Бондаренко. — Киев: Наук. думка, 2003. — 534 с.
2. Курунов И. Ф., Савчук Н. А. Состояние и перспективы бездомной металлургии железа. — М.: Черметинформация, 2002. — 198 с.
3. Безкоксова металлургия железа: Пособие / В. П. Иващенко, О. Г. Величко, В. С. Терещенко, В. А. Чеченев. — Днепропетровск: Дніпро-ВАЛ, 2002. — 338 с.
4. К вопросу о плазменном жидкофазном восстановлении железа из оксидного сырья / В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник, Д. М. Жиров и др. // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 1. — С. 30 — 32.
5. Плазменное жидкофазное восстановление железа из его оксидов с применением газообразных восстановителей / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник и др. // Там же. — 2006. — № 2. — С. 20–24.
6. Перспективы развития технологии черной металлургии (научные предпосылки) / И. Н. Голиков, Г. В. Губин, А. К. Карклит и др. — М.: Металлургия, 1973. — 568 с.
7. Кожевников И. Ю. Бескоксовая металлургия железа. — М.: Металлургия, 1970. — 336 с.
8. Юсфин Ю. С., Гиммельфарб А. А., Пашков Н. Ф. Новые процессы получения металла (металлургия железа): Учебник для вузов. — М.: Металлургия, 1994. — 320 с.
9. Иващенко В. П., Величко А. Г., Терещенко В. С. Прямое получение металла с применением низкотемпературной плазмы. — Днепропетровск: Системные технологии, 2002. — 254 с.

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

Поступила 16.01.2007



УДК 621.315.592

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КИСЛОРОДА В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ВРЕМЯ ЖИЗНИ НЕРАВНОВЕСНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА

И. Ф. Червоный, Е. Я. Швец, Р. Н. Воляр, А. С. Голев

Исследовано влияние фоновой примеси кислорода и суммарной концентрации примесей на время жизни неравновесных носителей заряда (ННЗ) в монокристаллах кремния, выращенных методом Чохральского и предназначенных для использования в солнечной энергетике. Рассмотрен вопрос распределения концентрации кислорода и времени жизни ННЗ по длине монокристалла.

The effect of background impurity of oxygen and total concentration of impurities on life of non-equilibrium carriers of charge (NCC) in silicon single crystals grown by the method of Czochralski and designed for use in solar power engineering was studied. Problem of distribution of oxygen concentration and NCC life in the single crystal length was studied.

Ключевые слова: метод Чохральского; монокристаллический кремний; время жизни ННЗ; экранировка; примесь; кислород; углерод

Введение. В настоящее время все более актуальными являются создание и развитие альтернативных источников энергии, способных заменить жидко- и твердотопливные преобразователи тепловой энергии в электрическую, ввиду возросшей стоимости традиционных видов сырья.

В последнее время интенсивно развивается солнечная энергетика, что связано не только с новыми достижениями науки и техники, но и с потребностью в экологически чистых генераторах электрической энергии. Например, использование установки для преобразователя солнечной энергии мощностью 5 кВт (с коэффициентом преобразования 15,7 %) позволяет уменьшить ежегодное потребление жидкого топлива на 243 л и выбросы в атмосферу двуокиси углерода от использования ископаемого топлива на 180 кг [1].

Современное развитие солнечной энергетики осуществляется в двух направлениях: фотоэлектроника (преобразование солнечной энергии в электрическую посредством полупроводниковых элементов) и теплоэнергетика (получение тепловой энергии с помощью солнечных коллекторов).

Перспективность развития солнечной энергетики подтверждается огромным вниманием к этой

проблеме таких развитых стран, как Япония, являющаяся мировым лидером. Следом за Японией идет Германия. США замыкает тройку лидеров по масштабам развития и внедрения преобразователей солнечной энергии [2].

Значительные перспективы применения солнечной электроэнергетики отмечены в областях, где для работы оборудования необходимы автономные системы электроснабжения, в регионах, где отсутствуют централизованные системы снабжения электрической энергией, а также в космической и бытовой электронике.

Основным материалом для производства фотоэлектрических преобразователей (ФЭП) является мульти- (58 %) и монокристаллический, произведенный по методу Чохральского (32 %), кремний. Первый характеризуется высокой степенью деградации электрофизических свойств, ограничивающих его применение.

Эффективность фотоэлектрического преобразователя из монокристаллического кремния главным образом зависит от концентрации дефектов, влияющих на основной параметр солнечных батарей — время жизни ННЗ в активных слоях прибора. Все дефекты подразделяют на две группы: структурные и примесные [3]. В случае примесных дефектов особого внимания заслуживают так называемые фоно-

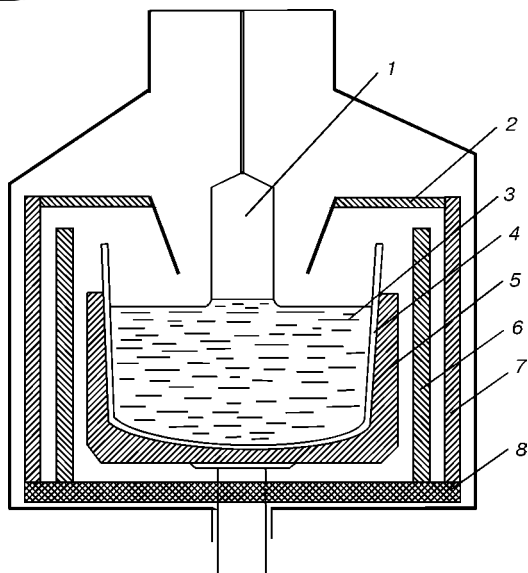


Рис. 1. Схема теплового узла установки для выращивания монокристаллов кремния по методу Чохральского: 1 — монокристалл; 2 — верхний экран; 3 — расплав; 4 — кварцевый тигель; 5 — графитовая подставка под тигель; 6 — нагреватель; 7 — боковой защитный экран; 8 — поддон

вые примеси (углерод и кислород), которые являются электрически неактивными.

Современная установка для выращивания монокристаллов кремния по методу Чохральского является сложным комплексом технических средств. Она состоит из плавильной камеры с механизмами вращения и перемещения верхнего и нижнего штоков, вакуумной системы, систем электропитания, очистки, подачи и регулирования расхода инертного газа, водяного охлаждения, автоматического регулирования процесса роста кристалла [4].

Наиболее важным узлом установки является тепловой (рис. 1), состоящий из резистивного нагревателя, подставки под тигель и системы экранов. Конструкция теплового узла во многом определяет особенности кристаллизации, макро- и микроструктуру выращиваемого монокристалла, распределение в нем примесей.

Резистивный нагреватель изготавливают из высококачественного графита круглой формы с определенным количеством нагревательных элементов, полученных при фрезеровке исходной заготовки. Нагреватель питается постоянным электрическим током, подаваемым по водоохлаждаемым медным токоподво-

дам, проходящим через поддон камеры. Крепление нагревателя к токоподводам осуществляется при помощи графитовых болтов.

Экранировка представляет собой систему тепловых экранов и элементов, влияющих на градиент температуры в расплаве и растущем кристалле. Она существенно уменьшает тепловые потери и обеспечивает создание требуемого температурного градиента в зоне роста кристалла с целью получения заданных свойств.

Цели и задачи исследования. Цель данных исследований заключалась в определении влияния примесей и технологических факторов на время жизни ННЗ в монокристаллах кремния.

Проведение исследования. Исследования проводили на монокристаллах кремния, предназначенных для применения в солнечной энергетике при использовании сырья равномерного состава и тиглей одной партии по методу Чохральского на промышленной установке «Редмет-30». В результате получены монокристаллы кремния *p*-типа электропроводности (легированные бором) с концентрацией $1,5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, диаметром 135 мм и длиной до 800 мм. Кристаллографическая ориентация полученных монокристаллов соответствовала $\langle 100 \rangle$.

Выращивали монокристаллы при следующих технологических режимах: скорость выращивания — от 1,8 в начале и 0,7 мм/мин в конце процесса, скорость вращения кристалла — 15 мин^{-1} , скорость вращения тигля — 5 мин^{-1} . Напряжение на нагревателе составляло 45 В, ток — 1500 А. Расход инертного газа аргона соответствовал 30 л/мин. Измерение концентрации кислорода в монокристаллах проводили методом ИК-поглощения [5] с использованием инфракрасного спектрофотометра типа ВЕКТОР 22. Время жизни ННЗ в монокристаллах определяли методом модуляции проводимости в точечном контакте на установке ТАУ-102 по ГОСТ 19658–81 [6].

По результатам измерения параметров исследуемых монокристаллов построены кривые распределения концентрации кислорода 1 и времени жизни ННЗ по длине монокристаллов 3, для анализа полученных результатов теоретически рассчитано суммарное распределение концентрации примесей 2 по длине монокристалла (рис. 2).

Приведенные на рис. 2 распределения значений электрофизических параметров характеризуются монотонным убыванием вдоль длины монокристалла. Несколько отличается распределение кислорода. Примерно на половине длины монокристалла значительно изменяется угол наклона линии, соответствующей концентрации кислорода. На том же участке происходит изменение, но в противоположном направлении, распределения времени жизни ННЗ и суммарной концентрации примесей (кривые 2 и 3). При этом изменение времени жизни ННЗ более явно, чем распределения примесей. Неоднотип-

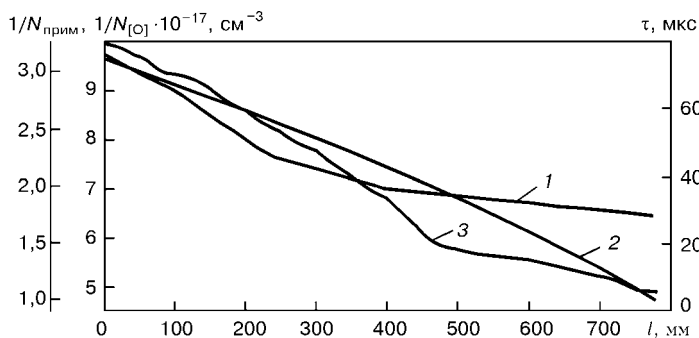


Рис. 2. Распределение концентрации кислорода $1/N_{[O]}$ (1), суммарной концентрации примесей $N_{\text{прим}}$ (2) и времени τ жизни ННЗ по длине l монокристалла (3)

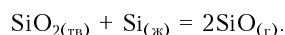


ный характер распределения электрофизических параметров по длине выращенных монокристаллов указывает на сложность процессов, происходящих в расплаве при выращивании монокристаллов.

Обсуждение полученных результатов. Установлено, что концентрация кислорода в монокристаллах кремния зависит от условий выращивания — скорости вращения тигля и кристалла, скорости выращивания, окружающей атмосферы и состава расплава [7]. В данном исследовании эти условия поддерживали постоянными.

Источником загрязнения монокристалла кремния кислородом является кварцевый тигель, стенки которого реагируют с расплавом кремния в процессе выращивания с образованием атомарно свободного кислорода, переходящего в монокристалл. Интенсивность растворения тигля и перехода кислорода в расплав зависит от площади соприкосновения поверхности тигля и расплава, от состояния внутренней поверхности тигля и содержания примесей в кварце, а также от конвекционных потоков в расплаве [8].

В кристаллической решетке кремния атомы кислорода занимают междоузельное положение, образуя с ближайшими атомами кремния цепочку Si—O—Si. Растворение кварца в расплаве кремния происходит с образованием SiO по реакции



На рис. 3 показана схема перехода кислорода из кварцевого тигля в расплав. В процессе кристаллизации атомы кислорода перераспределяются между жидкой, газовой и твердой фазой. В атмосферу рабочей камеры кислород попадает в виде монооксида кремния, который испаряется с поверхности расплава. Часть монооксида кремния конденсируется и оседает в виде твердого осадка на менее нагретых деталях рабочей камеры печи и экранировке, другая часть в газообразном состоянии уносится инертным газом в вакуумную систему и улавливается фильтром.

Исходя из характера распределения кислорода по длине монокристалла (рис. 3), процесс выращивания можно условно разделить на три этапа (участка): первый — 0... 250, второй — 250... 430, третий — 430... 800 мм.

Первый этап характеризуется высоким растворением кварцем тигля и насыщением расплава кислородом, что можно объяснить предшествующим этапу вытягивания процессом плавления исходной шихты, который проводится при более высокой температуре (на 150... 200 К выше температуры плавления кремния).

После полного расплавления шихты проводят выдержку расплава для его гомогенизации, в течение которой поверхность тигля продолжает интенсивно растворяться. В этот же период начинает образовываться диффузионный барьер между кварцем и расплавленным кремнием в виде слоя пленки SiO [8].

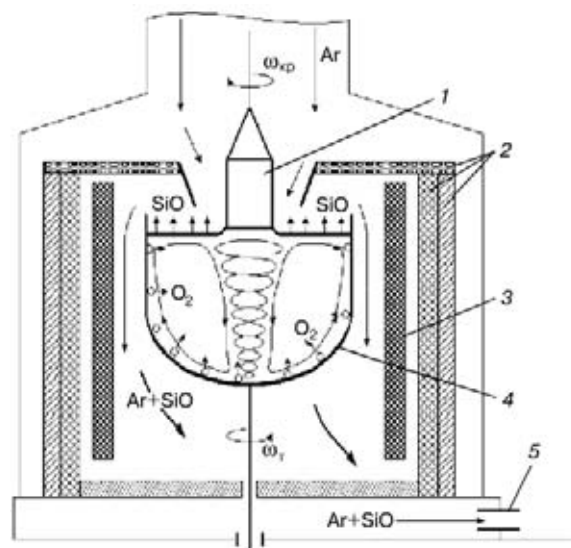


Рис. 3. Схема распределения кислорода в процессе выращивания монокристаллов по методу Чохральского: 1 — монокристалл; 2 — система экранов; 3 — нагреватель; 4 — кварцевый тигель

Возникающие в расплаве интенсивные конвекционные потоки на этом этапе способствуют размыванию появившейся оксидной пленки, тем самым ускоряют переход кислорода в расплав.

На этом участке концентрация кислорода в монокристалле самая высокая, а характер распределения кислорода имеет значительный наклон. На последующих участках линия распределения становится более полой, неоднородность концентрации кислорода уменьшается приблизительно вдвое.

На втором этапе происходит заметное снижение концентрации кислорода, что объясняется уменьшением площади контакта расплава кремния со стенками тигля по мере роста монокристалла. На этом участке в расплав переходит меньшее количество кислорода, поскольку площадь свободной поверхности расплава, с которой происходит испарение монооксида кремния в течение процесса выращивания, остается постоянной. В это же время уменьшается интенсивность конвекционных потоков в расплаве, что способствует укреплению оксидного слоя между расплавом кремния и стенками тигля и уменьшению перехода кислорода в расплав.

Третий этап характеризуется стабилизацией процесса выращивания, упорядочением конвекционных потоков и закреплением оксидного слоя между расплавленным кремнием и кварцем тигля. Градиент концентрации кислорода на данном участке невелик.

Измерение времени жизни ННЗ по длине монокристалла представлено на рис. 2, кривая 3. Неравновесными называются подвижные носители заряда, возникающие вследствие энергетического воздействия на полупроводник и не находящиеся в термодинамическом равновесии [9].

Изменение времени жизни ННЗ по длине монокристалла на первых двух участках происходит пропорционально изменению концентрации кислорода.



Как видно, на первом участке кривые проходят параллельно друг другу, что позволяет предположить зависимость времени жизни ННЗ от концентрации кислорода в монокристалле.

На третьем участке время жизни ННЗ уменьшается значительно быстрее, чем концентрация кислорода, что можно объяснить существенным накоплением суммарной примеси в расплаве в результате оттеснения ее фронтом кристаллизации и ее влиянием на время жизни ННЗ.

Для анализа полученных результатов рассчитано распределение суммарной концентрации примесей по длине монокристалла (рис. 2, кривая 3). Анализ данных измерения электрофизических параметров по длине монокристаллов показал, что коэффициент корреляции между значением времени жизни ННЗ и суммарной концентрацией примесей составил 0,915, а между временем жизни ННЗ и концентрацией кислорода — 0,950.

Выводы

1. На основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что на значение времени жизни ННЗ в монокристаллах кремния, выращенных по методу Чохральского, существенное влияние оказывает примесь кислорода. При повышении концентрации время жизни ННЗ снижается, аналогичное влияние оказывает и суммарное содержание примесей, концентрация которых возрастает в процессе выращивания в результате зонного эффекта, чем

объясняется продолжение снижения времени жизни ННЗ при стабилизации концентрации кислорода.

2. Показано, что увеличение времени жизни ННЗ можно обеспечить путем применения «чистого» исходного сырья и технологических приемов, обеспечивающих снижение растворения материала тигля в расплаве кремния, а также специальных тиглей с покрытием, снижающим их растворимость.

1. Япония прокладывает путь к применению более эффективных солнечных установок. — Бюл. инж. коммерческой информ. № 1–2; Оpubл. 11.01.2005. — С. 14.
2. В солнечной энергетике ФРГ. — Бюл. инж. коммерческой информ. № 137; Оpubл. 29.11.2005. — С. 11–13.
3. Ференбрух А., Бьюб Р. Солнечные элементы: Теория и эксперимент / Пер. с англ., под ред. М. М. Колтуна. — М.: Энергоатомиздат, 1987. — 280 с.
4. Технология полупроводникового кремния / Э. С. Фалькевич, Э. О. Пульнер, И. Ф. Червоний и др. — М.: Металлургия, 1992. — 408 с.
5. ASTM F 1188 Standard test method for interstitial atomic oxygen content of silicon by infra-red absorption // Annual book of ASTM Standards. — 1997. — № 10. — P. 10–12.
6. ГОСТ 19658–81. Кремний монокристаллический в слитках. Технические условия. — М.: Изд-во стандартов, 1990. — 72 с.
7. Нашельский А. Я. Технология полупроводниковых материалов. — М.: Металлургия, 1972. — 432 с.
8. Бабич В. М., Блецкан Н. И., Венгер Е. Ф. Кислород в монокристаллах кремния. — Киев: Интерпрес Лтд., 1997. — 240 с.
9. Батенков В. А. Электрохимия полупроводников. Учеб. пособие. — 2-е изд. доп. — Барнаул: Изд-во Алт. ун-та, 2002. — 162 с.

Запорож. гос. инж. акад.

Поступила 14.04.2006

Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона
Совет научной молодежи ИЭС им. Е. О. Патона

IV ВСЕУКРАИНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ «СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

23–25 мая 2007 г.
Украина, г. Ворзель, Киевская обл.

Основные направления конференции:

- прогрессивные технологии сварки и соединения материалов
- прочность, надежность и долговечность сварных конструкций
- технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхности
- процессы специальной электрометаллургии
- новые конструкционные и функциональные материалы
- техническая диагностика и неразрушающий контроль
- автоматизация процессов сварки и родственных технологий
- фундаментальные исследования физико-химических процессов (термодинамика, кинетика, микроструктура, фазовые превращения, электронная структура, свойства)
- математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах

Адрес оргкомитета:
Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11
Совет научной молодежи ИЭС им. Е. О. Патона
Тел.: (044) 271 25 60
E-mail: vorzel2007@ukr.net



УДК 621.791.3: 669: 620.17

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИТЕЙНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖС26ВИ. Часть 1

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

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

Interrelation of physical-mechanical properties of metal and brazed joints with microstructure of cast nickel alloy ZhS26VI, produced using complex brazing alloys, containing boron and silicon as depressants, was studied. Silicon was added in the form of industrial brazing alloy NS12 (Ni — 12wt. % Si). The best results were obtained in adding of 20 wt. % NS12 into the complex brazing alloy. In this case the brazed joints are characterized by strength at the level of 670-760 MPa, and their elongation reaches 13 % at room temperature.

Ключевые слова: пайка в вакууме; литейный сплав ЖС26ВИ; борсодержащий припой; кремнийсодержащий припой НС12; паяное соединение; прочность; удлинение; структура; разрушение

Введение. Среди отечественных никелевых жаропрочных сплавов (ЖС) литейный сплав ЖС26ВИ используется в качестве одного из основных материалов при изготовлении теплонапряженных деталей (рабочих лопаток) турбин. В серийном производстве его получают как равноосной, так и направленной кристаллизацией [1–4]. Служебные характеристики сплава существенно зависят от технологии выплавки, в частности от температуры перегрева расплава, определяющей изменение дендритной структуры [2], и полноты дегазации металла отливки [3].

Функциональные свойства деталей из никелевых ЖС улучшают путем применения в процессе отливки направленной кристаллизации. Ориентированное затвердевание литого металла препятствует возникновению границ зерен, перпендикулярных направлению действия внешних нагрузок.

Механические свойства сплава ЖС26 с поликристаллической структурой исследовали в работе [4]. В публикациях [4, 5] показана зависимость вре-

менного сопротивления и относительного удлинения литого металла от кристаллографической ориентации макрозерен в образцах отливок. Максимальное значение временного сопротивления сплава ЖС26НК, равное 1200...1253 МПа при 20 °С, соответствовало направлению <111>. При этом относительное удлинение металла составляло около 10 %. Образцы сплавов, проекции осей роста которых соответствовали центральной части стереографического треугольника, имели минимальные значения прочности (780...840 МПа) при относительном удлинении 14,5...20,0 %. Разориентировка образцов друг относительно друга в этом случае не превышала 12 градусов. Таким образом, механические свойства сплава ЖС26, микроструктура которого отвечает центральной области стереографического треугольника, близки таковым поликристаллического сплава с равноосным зерном. Приведенные данные служили базой для сравнения с механическими свойствами паяных соединений (ПС) сплава ЖС26ВИ, имевших при комнатной температуре относительное удлинение 7...13 %.

Основное требование, предъявляемое к никелевым ЖС, — это термическая стабильность их струк-



туры при температуре эксплуатации изделия, определяемая жаропрочностью твердого матричного раствора, низкой скоростью коагуляции и растворения основной упрочняющей γ -фазы, кинетикой карбидных реакций. Термическая стабильность связана с легирующим комплексом сплава, т. е. с составом и количеством компонентов, особенно имеющих низкие коэффициенты диффузии. Ниобий, ванадий, как и гафний, тантал, распределяясь между матрицей, γ -фазой и карбидными фазами, ограничивают диффузионные процессы в базовой жаропрочной системе Ni–Cr–Co–W–Mo–Ti–Al и увеличивают энергию атомных связей. Ванадий, входящий в состав ЖС26, является наиболее слабым γ -образующим элементом. Его роль в основном заключается в увеличении растворимости тугоплавких компонентов в матричном растворе, что способствует торможению диффузионных процессов в никелевых сплавах [6–7].

Сопротивление коагуляции и растворение γ -фазы при пайке ЖС определяется легирующим комплексом металла шва, в связи с чем химический состав низкоплавкого припоя и наполнителя служат факторами, определяющими уровень термостабильности соединения. Резервом повышения функциональной надежности ПС являются оптимизация химического состава используемого наполнителя, наличие в его составе элементов с высокой температурой плавления и низкими коэффициентами диффузии, а также финальная термообработка восстанавливаемого изделия.

Уровень жаропрочности, технологической пластичности, сопротивления усталости литейных никелевых сплавов определяют количество и форма карбидных фаз в матричном растворе. Выделяясь вдоль границ кристаллитов, карбидные частицы препятствуют межзеренному проскальзыванию при высоких значениях температуры и напряжения, повышают сопротивление ползучести и длительную прочность материала. Вместе с тем они снижают пластичность и выносливость металла.

При относительно медленном охлаждении отливок или восстанавливаемых пайкой деталей в литом металле образуются карбиды $Me_{23}C_6$ сложной формы (преимущественно на основе хрома), являющиеся источниками зарождения трещин и обуславливающие снижение пластичности и вязкости разрушения при низкой температуре. В процессе затвердевания вследствие разницы термических коэффициентов линейного расширения матрицы и карбидных фаз возникает концентрация внутренних напряжений, что также уменьшает сопротивление усталости. При низком содержании углерода в литом металле (<0,02 %) карбиды вместо формы иероглифов приобретают округлую, что способствует росту пластичности ЖС [8].

Изотермическая пайка при высокой (>1180 °C) температуре в вакууме является эффективным способом ремонта деталей горячего тракта современных газотурбинных двигателей и установок. Подбор

рациональных систем припоев, где в качестве депрессантов присутствуют кремний и бор в сочетании с порошковыми наполнителями из многокомпонентных никелевых ЖС (типа Rene-142, ЖС6У, ЖС32), совместно с финишной вакуумной термообработкой позволяет восстанавливать единичные и сложные детали соплового аппарата турбины, а также створки сопел, претерпевшие в процессе эксплуатации термоусталостное разрушение и т. д.

Материалы и методика эксперимента. Для получения паяных соединений сплава ЖС26ВИ способом контактной изотермической пайки в вакууме использовали литые пластины толщиной 6 мм и размерами 45×100 мм заводского изготовления. Пластины получены с равноосной кристаллизацией. После распуска пластины на более тонкие заготовки толщиной 2,6...2,8 мм их шлифовали и подвергали вакуумному отжигу при температуре 1220 °C в течение 1 ч. Давление остаточных газов в камере составляло не более $5,6 \cdot 10^{-3}$ Па. Для изготовления ПС способом контактной пайки использовали пластинки 12×21 мм. Применяли также заполнение зазоров длиной примерно 10 мм и шириной 550...600 мкм, выполненных в заготовках 13×60 мм при помощи электроискровой резки. Надрезанные заготовки обдували порошком SiC и повторно отжигали.

Пластины имели произвольную структуру роста. Преимущественная ориентация дендритов в затвердевшем металле обусловлена сопутствующим теплоотводом при заливке в форму. При формировании ПС фактор направленности роста дендритов в заготовке не учитывали, и стыковка пластинок, составляющих будущее соединение, была произвольной. Таким образом, ПС получали из металла равноосной кристаллизации.

В качестве базового припоя использовали композицию из легкоплавкой составляющей на основе системы Ni–Co–Cr–Al–2,5 % В (#1), а также порошков литейных ЖС Rene-142 и ЖС6У. Традиционно применение порошка сплава Rene-142 в качестве наполнителя обусловлено тем, что вольфрам, тантал и рений как основные легирующие добавки способствовали снижению диффузионной подвижности компонентов в расплаве и увеличению энергии межатомных связей в металле шва. Использование порошка сплава ЖС6У в качестве наполнителя припоя позволяло приблизить химический состав паяльной смеси к таковому основы.

Опыт работы с ПС, полученными с использованием борсодержащих припоев и имеющими в качестве депрессанта порошок Ni–12 % Si, а также с ремонтом створок АГТД из литейного сплава ВЖЛ12У, показал несомненное преимущество первых [9]. Находясь в твердом растворе металла шва, кремний влияет на форму выделяющихся карбидных фаз, а также подавляет формирование первичных карбидов типа «китайский шрифт», снижает температуру растворения карбидных фаз матрицы, способствует

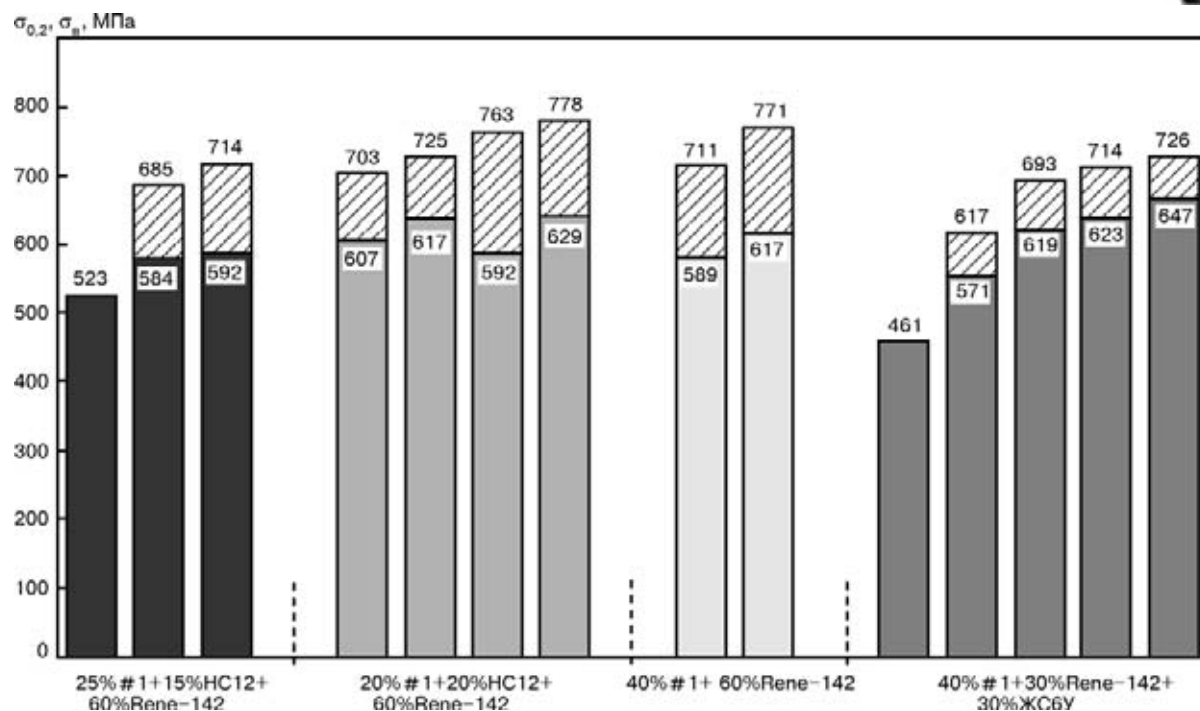


Рис. 1. Прочность ПС сплава ЖС26ВИ, полученных способом контактной пайки при 1220 °С, 15 мин в вакууме $8 \cdot 10^{-3}$ Па с использованием композиционных борсодержащих припоев без кремния и с добавлением кремния в виде порошка сплава Ni-12 % Si; нижние цифры обозначают $\sigma_{0.2}$; верхние — σ_b .

выпадению более мелких карбидных фракций, диспергирует карбидную фазу в объеме поликристалла и по границам закристаллизовавшихся зерен металла шва.

Для изотермической пайки сплава ЖС26 рассмотрено несколько композиций припоев, содержащих дополнительно в качестве присадки промышленный припой HC12 и без него. Основным наполнителем в паяных смесях служил порошок сплава Rene-142 (рис. 1): 40 % #1 + 60 % Rene-142; 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142; 25 % #1 + 15 % HC12 + 60 % Rene-142; 40 % #1 + 30 % Rene-142 + 30 % ЖС6У.

Припой наносили на контактируемые поверхности заготовок и сжимали их при усилии до 30 Н либо покрывали щель зазора, запрессовывая паяльную смесь внутрь. Технологический процесс пайки был неизменным, применяли ступенчатый режим нагрева [10].

Максимальная температура пайки в различных опытах составляла 1210...1230 °С. В зависимости

от температуры длительность изотермической выдержки при $T_{\max}$ составляла 30...10 мин: с повышением температуры сокращалось время пайки. Спаянные образцы подвергали финишной термообработке. Оптимизация режимов вакуумного отжига после пайки являлась наиболее ответственной задачей.

Помимо оценки механических свойств ПС, исследовали кратковременную и длительную прочность основного металла — сплава ЖС26ВИ в состоянии поставки и после двух вариантов комплексной термообработки для образцов ПС. Оба варианта включали гомогенизирующий отжиг ПС при 1160 °С, 2 ч, позволяющий перераспределить в растворе легирующие элементы, а также способствующий растворению грубых первичных карбидных фаз и выравниванию размеров и формы упрочняющей γ' -фазы; старение при температуре 1050 (2 ч) и 900 °С (3 ч), приводящее к дополнительному выделению субдисперсной γ' -фазы из твердой фазы, объемная доля которой определяет прочность и пластичность ЖС.

Таблица 1. Результаты механических испытаний на растяжение образцов сплава ЖС26 после различных режимов термообработки

№ образца	Режим термообработки	Сечение образца, мм ²	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
G1	Исходный	5,33	644,0	773,0	16,2
G2		5,21	659,0	738,0	8,5
G3	1210 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч	5,17	578,7	719,0	13,2
G4		5,19	567,0	705,0	8,5
G5	1210 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч	5,27	670,0	774,4	13,2
G6		5,17	683,0	872,8	8,5

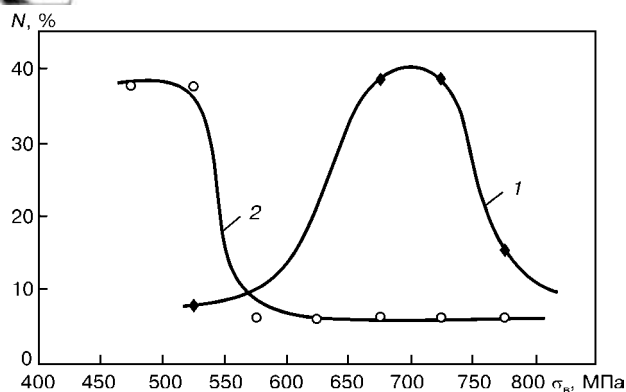


Рис. 2. Статистические кривые распределения значений прочности ПС сплава ЖС26ВИ, полученных с использованием припоя #1 + 60 % Rene-142 с присадкой 20 % порошка HC12 при температуре пайки 1220 °С, 15 мин (1) и 1230 °С, 10 мин (2); N — количество образцов

Экспериментальные результаты. Результаты механических испытаний сплава ЖС26 показали, что термообработка основного сплава по режиму, близкому к таковому термообработки металла ПС (отжиг при 1220 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч) немного повышает временное сопротивление и предел текучести сплава, обеспечивая механические свойства, характерные для ЖС26 равноосной кристаллизации (табл. 1) [4].

Влияние различных теплофизических режимов пайки $T_{\text{п}} = 1220, 15 \text{ мин}$ и $1230 \text{ °С, } 10 \text{ мин}$ прослеживается на рис. 2, где сравниваются результаты статистической обработки данных механических испытаний ПС на растяжение, полученных с использованием комплексного припоя с 20 % HC12. Увеличение температуры пайки на 10 °С вызвало снижение значений пластических и прочностных характеристик металла шва и линии сплавления ПС сплава ЖС26.

Более 70 % образцов, полученных при $T_{\text{п}} = 1230 \text{ °С}$, имели прочность 450...550 МПа и нулевую пластичность. В то же время 85 % образцов, выполненных при $T_{\text{п}} = 1220 \text{ °С, } 15 \text{ мин}$, сочетали удовлетворительную прочность (650...800 МПа) с относительным удлинением (3...13 %). Добротность D паяных соединений составляла 83...110 %.

Однозначно увеличение температуры пайки на 10 °С вызывало незначительный рост предела текучести (более легированный твердый раствор), снижение пластичности и временного сопротивления металла шва. Контактная пайка пластин при 1220 °С в течение 15 мин дала значительно лучший результат, по сравнению с выдержкой 10 мин при 1230 °С (рис. 2).

Увеличение температуры процесса пайки не гарантировало улучшения функциональных характеристик ПС. В случае пайки при 1220 °С металл шва сохранял плотность своей структуры. При более высокой температуре пайки возрастала склонность к выпотеванию эвтектической составляющей затвердевшего припоя из металла шва при высокотемпературном гомогенизирующем отжиге (1160 °С, 2 ч), что приводило к разупрочнению шва.

Для ПС, сформированных при 1230 °С, 10 мин, использовали два режима окончательного отжига: двух- (1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч) и одностадийный при 1080 °С, 2 ч. Одностадийный отжиг дал худшие результаты по пластичности ПС для обоих вариантов припоев. Разрушение происходило ниже предела текучести. В то же время часть ПС, отожженных по двухстадийной схеме, показала удовлетворительную пластичность — относительное удлинение составило 2,3...8,0 %. Таким образом, температура пайки 1230 °С для припоя с 20 мас. % HC12 является пороговой. Избирательное выпотевание низкоплавкой фракции припоя из металла шва вызывает появление в нем пористости и, соответственно, снижение прочности и пластичности металла ПС.

Прочность ПС, полученных с использованием различных систем припоев составляла 685...771 МПа ($\sigma_{\text{в}} = 721 \text{ МПа}$). Достигнута стабильность высоких значений прочности ПС, выполненных комплексным припоем с 20 % HC12, в сравнении с соединениями, полученными с использованием базового припоя 40 % #1 + 60 % Rene-142 (рис. 2). Базовый припой не обеспечивает запас пластичности соединениям, подверженным хрупкому разрушению при растяжении. Такой эффект связан с миграцией бора к линии сплавления при температуре пайки. Его накопление у линии сплавления является основной причиной данного негативного явления.

Обращает внимание высокая плотность значений кратковременной прочности металла ПС, полученных с использованием в паяльной композиции порошка HC12. Главный результат заключается в одинаковом уровне прочности соединений, определяемый структурным состоянием паяемого металла, т. е. режимом окончательной термообработки ПС. В ПС, полученных с использованием комплексного припоя 20 % HC12, разрушение происходило, как правило, по основному металлу либо по линии сплавления. При этом относительное удлинение образцов соединений равнялось 7...18 %.

В соответствии с принятой технологией, финишный отжиг после изотермической пайки и быстрого охлаждения состоял из двух ступеней: 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч. Механические свойства основного металла после указанной термообработки приведены в табл. 1 и соответствуют результатам испытаний ПС на растяжение. Совпадение значений пределов текучести металла ПС и основного близко к идеальному.

Упрочнение матрицы обеспечивается за счет выделения в твердом растворе интерметаллидных фаз сложного химического состава. Что касается временного сопротивления, то здесь вступает в конкуренцию структура границ зерен паяемого металла и морфология выделяющихся фаз в зоне термодиффузионного взаимодействия (химической эрозии).

Влияние режима окончательного старения на физико-механические свойства металла ПС прослеживается на рис. 3. Основной результат заключается в том, что все ПС, отожженные при 900 °С, 3 ч, имели более высокий уровень прочности и не-

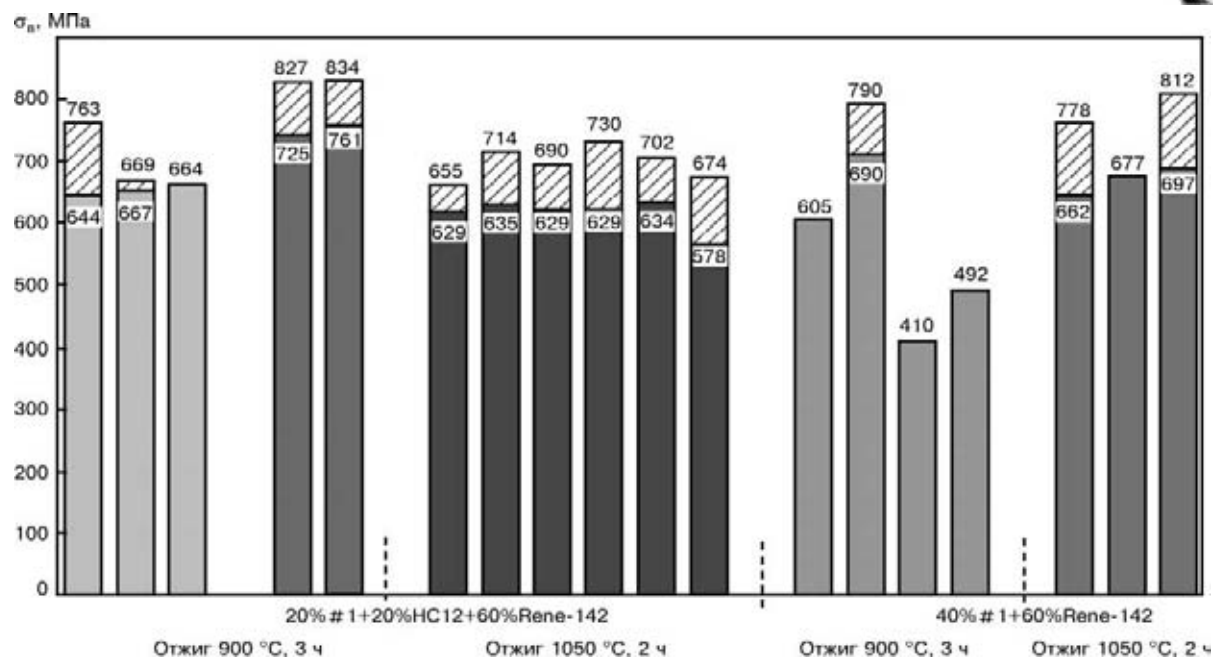


Рис. 3. Предел текучести и временное сопротивление при 20 °C ПС сплава ЖС26ВИ, полученных способом контактной изотермической пайки при 1220 °C, 20 мин, в вакууме $5,5 \cdot 10^{-3}$ Па с использованием базового припоя 40 % #1 + 60 % Rene-142 и комплексного припоя (с добавлением 20 % HC12); нижние цифры обозначают $\sigma_{0.2}$; верхние — σ_e .

сколькую меньшую пластичность, в сравнении с образцами, отожженными при 1050 °C, 2 ч.

Другой результат состоит в том, что ПС, выполненные с использованием комплексного припоя, содержащего 20 % HC12, характеризуются высокой технологической пластичностью при комнатной температуре и большей работой, затрачиваемой на разрушение образцов при их испытаниях на растяжение.

Паяные соединения сплавов ВЖЛ12У и ЖС6У, выполненные теми же припоями и в аналогичных теплофизических условиях, имели σ_b на 100 МПа выше таковой соединений сплава ЖС26ВИ (табл. 1) [9]. Химия металла шва соединений этих сплавов примерно одинакова (в силу идентичности паяльных смесей). Таким образом, прочность металла швов ПС сплава ЖС26ВИ должна быть выше прочности паяемого металла, что и зафиксировано в реальном эксперименте при испытаниях на растяжение.

Очагами разрушения ПС сплава ЖС26ВИ стали дефекты структуры основного металла вблизи линии сплавления. Возникающие в основном металле трещины у карбидных частиц или в самих карбидах распространяются в металл паяного шва по границам зерен, имеющим избыточные выделения карбидных фаз.

Как следует из рис. 3, окончательное старение, выполненное при 1050 °C, 2 ч и 900 °C, 3 ч, гарантировало примерно одинаковый уровень предела текучести и временного сопротивления металла ПС, для изготовления которых применяли комплексный припой с кремнием. В то же время старение при 900 °C, 3 ч охрупчивало металл ПС на основе базового припоя. Отжиг при 1050 °C, 2 ч позволял получать ПС, разрушение которых происходило по основному металлу (удлинение 6,5...8,5 %) при средней прочности 756 МПа.

Данные статистической обработки результатов испытаний массива образцов сплава ЖС26ВИ, выполненных композиционными припоями без кремния и содержащими в качестве низкоплавкой составляющей промышленный припой HC12, показаны на рис.4. Приведенные зависимости обобщают результаты механических испытаний на растяжение образцов ПС металла равноосной кристаллизации после различных вариантов окончательной термической обработки.

Более высокой пластичностью при 20 °C отличались ПС, для формирования которых использовали комплексный припой. 50 % образцов имели предел текучести 600...650 МПа, временное сопротивление 650...750 МПа.

Острый пик кривой предела текучести (рис. 4), подтверждает добротность и стабильность технологического процесса пайки. В этом случае (более 50 % образцов) ПС способны пластически деформироваться при 20 °C до окончательного разрушения.

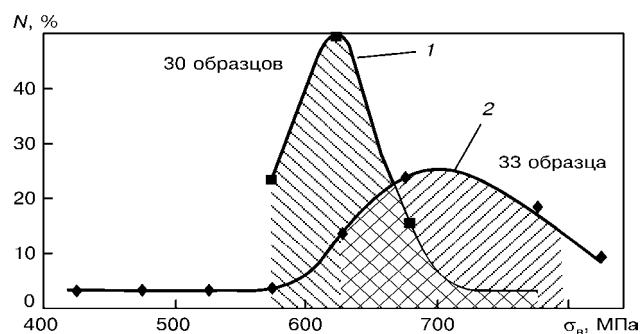


Рис. 4. Статистические кривые распределения значений предела текучести (1) и временного сопротивления (2) ПС, полученных способом изотермической пайки при 1220...1225 °C сплава ЖС26ВИ после различных видов термообработки в ходе испытаний при 20 °C; N — количество образцов



Диаграмма четко фиксирует способность ПС выдерживать определенную пластическую деформацию, поскольку на представленных кривых зафиксировано существенное различие (до 100 МПа) между значениями $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$ испытанных ПС. Размытый максимум кривой $\sigma_{\text{в}}$, по сравнению с кривой для $\sigma_{0,2}$, указывает на наличие технологических от-

клонений в процессе пайки. Вероятно, имелись различия в гранулометрическом составе припоя либо в условиях приготовления паяльных смесей при пайке различных образцов. Это может вызвать либо снижение прочности ПС, либо обеспечить им максимально возможное значение добротности.

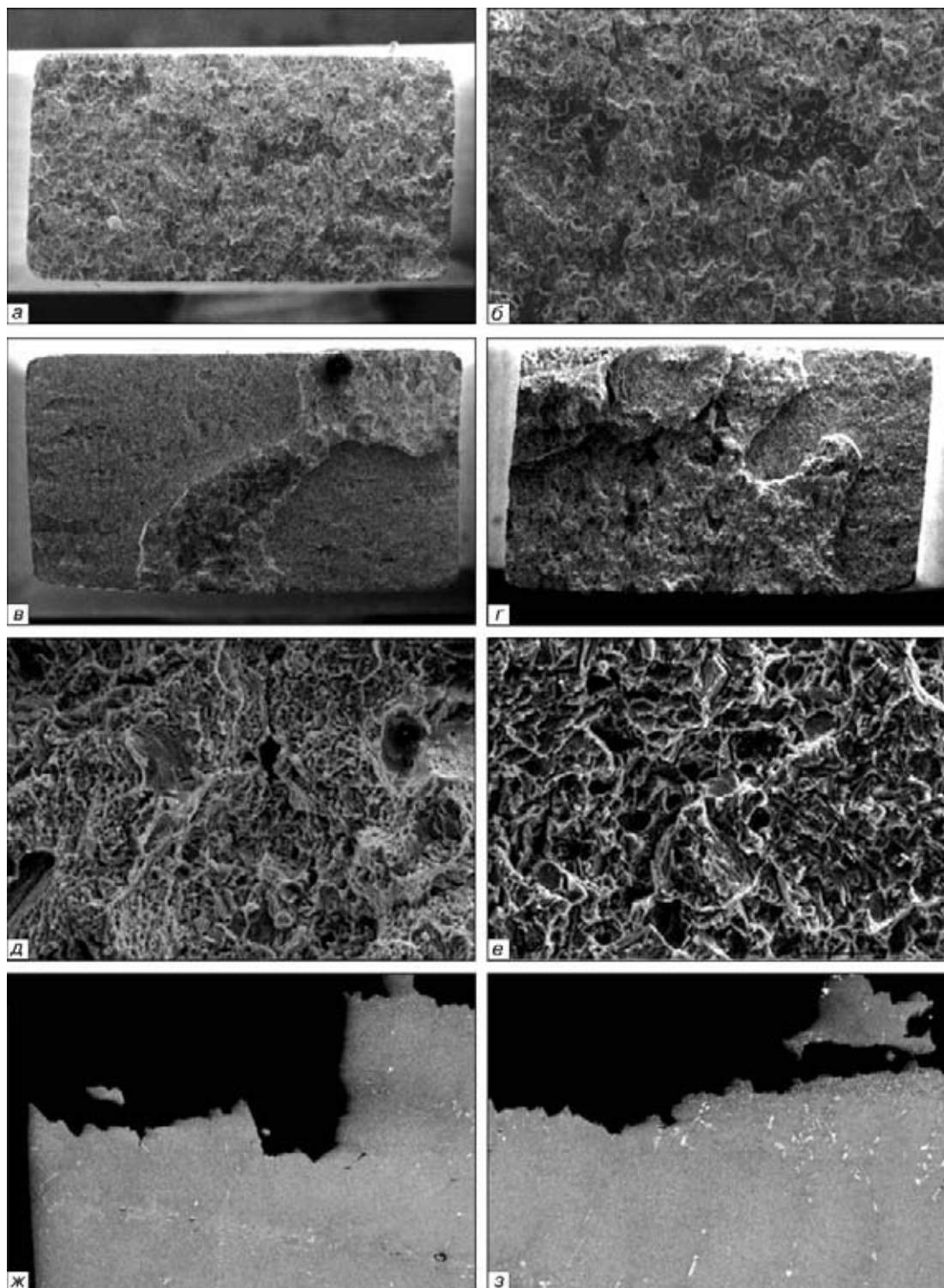


Рис. 5. Картина разрушения при кратковременных прочностных испытаниях образцов из сплава ЖС26 с ПС, сформированными с использованием композиционного припоя 40 % #1 + 60 % Rene-142 (а, б) и 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 (в-ж): а, б — хрупкое разрушение по металлу шва образца; в, г — комбинированное разрушение по металлу основы и далее в металл шва (с максимальной пластичностью $\delta = 7,5 \dots 10,8 \%$); д, е — излом металла шва и диффузионной зоны в основном металле; ж, з — плоская картина распространения трещины в образце с ПС; а, в, г — $\times 26$; б — $\times 50$; д, е — $\times 500$; ж — $\times 120$; з — $\times 200$



Микроструктурные особенности разрушения. Взаимосвязь между механическими свойствами ПС и микроструктурой использованных припоев изучали по фрактограммам испытанных образцов, наиболее точно отражающих характер разрушения ПС при нагружении.

Пример хрупкого разрушения образца ПС сплава ЖС26 при $\sigma_b = 460$ МПа и $\epsilon = 0$ %, полученного пайкой борсодержащим припоем #1 с наполнителем из 30 мас. % Rene-142 + 30 мас. % ЖС6У при 1220 °С, 15 мин, приведен на рис. 5, а, б. В изломе ПС обнаружена пористость, ослабляющая эффективное сечение образца. Это и стало причиной низкой прочности ПС при растяжении. Разрушение произошло в результате слияния несплошностей в пластической зоне перед вершиной трещины. Механизм разрушения соединений — нормальный отрыв [11].

Картину разрушения образца ПС с относительным удлинением $\epsilon = 7,5$ % иллюстрирует рис. 5, в. При контактной пайке данного образца использовали припой с 20 % НС12. В изломе сочеталось разрушение основного металла и металла паяного шва. Трещина в образце ПС при использовании такого припоя возникла на поверхности (у дефекта) базового сплава и вызвала окончательное разрушение соединения при переходе из основного металла в шов.

Аналогичная картина излома ПС получена в другом эксперименте (пайка комплексным припоем при 1220 °С, 20 мин; отжиг при 1160 °С, 2 ч + старение 900 °С, 3 ч. Удлинение при растяжении образца составило 10,8 % (рис. 5, г). Разрушение ПС инициировалось в основном металле вблизи линии сплавления и перешло в металл шва на окончательной стадии долома.

Смешанный характер разрушения ПС, полученного комплексным припоем при растяжении, указывает на то, что магистральная трещина проходила не только по металлу шва, но и задевала объемы паемого металла (рис. 5, ж, з). В изломе присутствуют островки разрушения, примыкающие к ос-

новному металлу (рис. 5, д) или линии сплавления (рис. 5, е). Такую же картину разрушения обнаружили в образце ПС с удлинением 13 %. В изломе этого образца ($\sigma_b = 762,6$ МПа) металл паяного шва (20 % НС12 + 20 % #1 + 60 % Rene-142) претерпевал вязкое (сдвиговое) разрушение на микроуровне.

Изломы образцов ПС демонстрируют различное количество карбидной фазы, выявляющейся по границам зерен в паяных швах с присадкой 20 % кремнийсодержащего припоя и без него. Большее количество карбидов в матрице шва прослеживается в случае традиционного припоя без кремния. Карбидные частицы по границам зерен способствуют передаче пластической деформации от зерна к зерну при нагружении, способствуя равномерному пластическому течению поликристаллического агрегата.

Фрактограммы поверхности изломов ПС подтверждают вывод о том, что чем больше удлинение ПС, тем выше его прочность. Вязкость соединения определяется способностью материала пластически деформироваться.

Длительная прочность. В соответствии с ГОСТ 10145081 длительная (50 ч) прочность сплава ЖС26ВИ (равноосной кристаллизации) при температуре испытания 900 °С должна составлять не менее 422 МПа (в среднем 450 МПа). При этом 100-часовая длительная прочность составляет не менее 373 МПа (в среднем 402 МПа).

При испытании образцов основного металла ЖС26ВИ при 900 °С 50-часовая длительная прочность должна быть достигнута при уровне приложенных напряжений 420...425 МПа [12].

В случае ПС к образцам прилагали вдвое меньшее напряжение (196 МПа), чем к образцам из основного металла, а основное влияние на различия в свойствах оказывал химический состав припоя (табл. 2).

В ходе испытаний на длительную прочность в настоящей работе применяли ПС с фиксированным зазором шириной 600...800 мкм. Таким образом оп-

Таблица 2. Долговечность ПС сплава ЖС26ВИ при 900 °С, полученных запайкой зазоров шириной до 600 мкм при температуре 1225 °С, 20 мин после различных режимов старения

№ образца	Тип припоя	Финишная термообработка ПС перед испытанием	$\sigma_{0,98}^{-1}$, МПа	τ , мин	ϵ , %
0G1	Основной сплав	1220 °С, 1 ч + 1050 °С, 4 ч	45	70	0,75
0G0			40	115	1,28
0G2			35	300	3,3
3G4	20 % #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142	1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч	20	105	1,4
3G1		1160 °С, 2 ч + 900 °С, 4 ч	20	60	0,7
3G2			20	90	0,4
3G3			20	90	2,1
3G6			20	70	2,6
3G9			20	70	0,37
3G5	40 % #1 + 60 % Rene-142	1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч	20	260	1,5
3G7		1160 °С, 2 ч + 900 °С, 4 ч	20	75	0



ределяли длительную прочность закристаллизовавшегося металла развитого шва ПС.

Испытания на длительную прочность проводили при температуре 900 и 950 °С. Результаты испытаний ПС, полученные в двух экспериментах, приведены в табл. 2.

Долговечность ПС, выполненных припоем без добавки НС12, заметно выше таковой ПС, полученных с использованием комплексного припоя. Длительная прочность образцов ПС, выполненных с добавкой НС12, отличалась высокой стабильностью результатов.

Двухстадийная термообработка всех образцов включала гомогенизирующий отжиг при 1160 °С, 2 ч, а на заключительном этапе — старение.

Режим старения не оказывал существенного влияния на длительную прочность ПС. Удовлетворительная долговечность получена на образцах ПС, прошедших окончательное старение при 900 °С в течение 3 ч. Время до разрушения ПС сплава ЖС26ВИ составляло 1,0...1,5 ч при 900 °С и напряжении 196 МПа (20 кг/мм²) для комплексного припоя с 20 % НС12. Долговечность единственного образца составила 4 ч 20 мин в случае запайки зазора базовым припоем 40%#1+60% Renc-142.

1. Каблов Е. Н., Кишкин С. Т. Перспективы применения литейных жаропрочных сплавов для производства турбинных лопаток ГТД // Газотурбинные технологии. — 2002. — № 1. — С. 34–37.
2. Совершенствование технологии литья деталей из жаропрочного сплава ЖС26 / В. Н. Ларионов, Е. А. Кулешова, Г. В. Тягунов и др. // Авиац. пром-ть. — 1989. — № 12. — С. 50–52.
3. Долгов Б. В., Лысенко Н. А., Цивирко Э. И. Высококоростная направленная кристаллизация при производстве

турбинных лопаток // Процессы литья. — 1998. — № 1. — С. 49–55.

4. Ягодкин Ю. Д., Шуляк В. П., Орехов В. Б. Механические свойства и ориентация кристаллов в образцах из сплава ЖС26, выплавленных методом направленной кристаллизации // Авиац. пром-ть. — 1987. — № 2. — С. 50–51.
5. Ver Snyder F. L., Shank M. E. The development of columnar grain and single crystal high temperature materials through directional solidification // Materials Sci. and Eng. — 1970. — 6, № 4. — P. 213–247.
6. Структура, фазовый состав и свойства сплавов системы Ni–Cr–Co–W–Mo–Nb–Al–Ti с гафнием, полученных при сверхбыстрой кристаллизации / В. Т. Мусиенко, Н. Л. Властова, Н. М. Семенова и др. // Авиац. пром-ть. — 1986. — № 6. — С. 48–49.
7. Структурная стабильность жаропрочных никелевых сплавов и ее повышение путем оптимального легирования / Е. В. Бабурин, Ю. М. Должанский, Б. С. Ломберг и др. // Там же. — 1987. — № 5. — С. 62–63.
8. Влияние карбидов на пластические и усталостные характеристики сплава ЖС6Ф / В. В. Сидоров, М. С. Беляев, Н. Д. Жуков, В. М. Мирошниченко // Там же. — 1981. — № 7. — С. 61–63.
9. Кратковременная прочность и микроструктура паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием борсодержащего припоя с присадкой кремния / И. С. Малащенко, В. В. Куренкова, А. Ф. Белявин, В. В. Трохимченко // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 4. — С. 26–42.
10. Прочность и металловедение паяных соединений литейного никелевого сплава ЧС70ВИ / Там же. — 2006. — № 1. — С. 23–35.
11. Вигли Д. А. Механические свойства материалов при низких температурах. — М.: Мир, 1974. — 374 с.
12. Голубовский Е. Р., Хвацкий К. К. Особенности разрушения в условиях ползучести сплава ЖС26 с направленной структурой // Авиац. пром-ть. — 1989. — № 2. — С. 43–46.

ИЦ «Пратт и Уитни», Киев

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

Поступила 18.01.2007

СИ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

Сигнальная информация (СИ) «Сварка и родственные технологии» содержит оперативную информацию на языке оригинала и в русском переводе — оглавления научно-технических журналов, монографий, сборников, трудов конференций. Кроме того, в СИ включаются названия переводов статей, перечни документов Международного института сварки и другие отечественные и зарубежные информационные материалы из более чем 100 периодических изданий 52 стран мира.

СИ «Сварка и родственные технологии» издается научно-технической библиотекой Института электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины с 1995 года. Периодичность — 6 номеров в год. С 2005 года СИ выпускается и рассылается в электронном варианте.

СИ «Сварка и родственные технологии» предназначена для научных работников и инженеров, профессорско-преподавательского состава, аспирантов и специалистов сварочного производства.

Местом хранения оригиналов всех изданий, представленных в выпусках СИ, является научно-техническая библиотека Института электросварки. С материалами можно ознакомиться в читальном зале библиотеки или заказать ксерокопии отдельных статей, переводов, документов и т. п.

Для заказа определенного документа достаточно указать только регистрационный номер материала, который находится в конце каждого описания. Например: СИ. 06.01.10.

По вопросам подписки и условиям выполнения заказов обращаться по адресу:

03680, ГСП, Киев-150, ул. Боженко, 11.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

Научно-техническая библиотека.

Факс: (044) 5280486; справки по телефону: 287-07-77.

E-mail: library@paton.kiev.ua



УДК 669.187.2

ТИТАН. ПРОБЛЕМЫ ПРОИЗВОДСТВА. ПЕРСПЕКТИВЫ. Аналитический обзор. Часть 1.

К. А. Цыкуленко

В первой части обзора рассмотрены социально-экономические аспекты металлургии титана, стоимость титановой продукции, проблемы производства губчатого титана, а также потенциальные возможности Украины и ее роль в мировой титановой промышленности.

The first part of review describes the social-economical aspects of titanium metallurgy, cost of titanium products, problems of production of spongy titanium, as well as the potential opportunities of Ukraine and its role in the world titanium industry.

Ключевые слова: титан; распространение и применение; рудные ресурсы и производственные мощности; стоимость концентратов; стоимость титановой губки; формирование цены на металлический титан; проблемы производства губчатого титана

В земной коре содержится около 0,6 % титана [1]. По распространенности он занимает четвертое место после алюминия, железа и магния. Титан отличается сочетанием таких ценных свойств, как малая плотность, высокий уровень удельной прочности, коррозионной стойкости, хладостойкости, немагнитностью и рядом других ценных физико-механических характеристик. Благодаря своим привлекательным качествам титан нашел применение прежде всего в авиакосмической и военной промышленности, а также в некоторых гражданских отраслях, например в автомобилестроении, при производстве двигателей гоночных автомобилей, в системах подвесок, изготовлении коленчатых валов, соединительных тяг и выхлопных систем; в химической промышленности, энергетике, судостроении, медицине и т. д.

Титан уже более 25 лет используется в промышленном и жилищном строительстве Японии, причем опыт этой страны успешно внедряется архитекторами в США, Канаде, Великобритании, Германии, Бельгии и Перу.

Согласно данным аналитического подразделения «Timet» — крупнейшей титановой компании США, — проекты строительных сооружений с использованием титана разрабатываются в Швейцарии, Сингапуре и Египте. Другой областью применения титана является производство спортивных товаров, например велосипедов и клюшек для гольфа.

Около 10 % мирового объема потребления титановой продукции составляют кресла-коляски, корпуса компьютеров и часов, подложки жестких дисков для компьютеров, оправы для очков, а также ювелирные изделия. По мнению Эдварда Розенберга, президента американской ювелирной компании «Spectore Corp.», несмотря на консервативность производителей ювелирных изделий в последнее время они приравнивают титан к таким благородным металлам, как платина, золото и серебро. Розенберг считает, что при благоприятных условиях продукция указанных отраслей может достигать не 10, а 35 и даже 45 % [2].

Главным препятствием на пути расширения сферы применения титана является его цена. Себестоимость титана в несколько раз выше, чем алюминия. Поэтому владельцы заводов ищут менее дорогие способы производства, которые помогут сделать их продукцию более привлекательной для самых разнообразных рынков.

Производство титановой продукции является многостадийным, наукоемким и технологически сложным процессом, включающим множество переделов. Горно-обогатительные комбинаты (ГОК) добывают сырье, обогащают его, перерабатывают и поставляют концентрат на предприятия, изготавливающие губчатый титан, который затем поступает на металлургические предприятия, выплавливающие металлический титан, а из него получают слитки, прокат, штамповки.

Кратко рассмотрим некоторые социально-экономические аспекты металлургии титана, стоимость титановой продукции, а также потенциальные возможности Украины и ее роль в мировой титановой промышленности.



Таблица 1. Объемы мирового производства рутиловых концентратов, тыс. т

Основные страны-производители	Период, годы				
	1995	1996	1997	1998	1999
Всего	416,0	366,0	406,0	441,0	390,0
В том числе:					
Австралия	195,00	180,00	214,00	241,00	190,0
ЮАР	90,00	115,00	123,00	130,00	130,0
Украина	112,00	50,00	50,00	50,00	50,0
Бразилия	1,985	2,018	1,742	1,80	1,8
Шри-Ланка	2,697	3,532	2,97	1,93	2,0
Индия	14,00	15,00	14,00	16,00	16,0

Таблица 2. Динамика среднегодовых цен на титановые концентраты на рынке Западной Европы, дол. /т

Тип концентрата	Период, годы							
	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001
Рутиловый, 95...97 %	420	508	642	562	543,0	476	507	500
TiO ₂ , навалом		467,5	548	504	492,5	437	454	470
Ильменитовый, 54 %	77	77,5	89,4	87,8	74,4	84,7	99,6	109,1
TiO ₂ , навалом		71,4	80,1	77,3	69,0	76,5	80,6	89,1

Примечание. В числителе указана максимальная, в знаменателе — минимальная цена.

Период стремительного развития металлургии титана, начавшийся в конце 1950-х гг., к концу 1980-х закончился, что обусловлено рядом причин, главными из которых были ослабление конфронтации крупных политических блоков и военной напряженности, сокращение заказов на вооружение, а также замедление темпов экономического роста и последующий спад в экономике ряда промышленно развитых стран. Наиболее сильный экономический спад и дезинтеграция титановой промышленности произошли в странах, ранее входивших в СССР. Все это повлекло за собой существенное сокращение производства военной техники и гражданских самолетов в мире (в среднем 800... 500 в год). В целом мировой спрос на титан в 1990–1994 гг. у основных потребителей — космической промышленности и военного самолетостроения — упал примерно на 30... 35 % [3].

Превышение предложения над спросом и последовавшее за этим падение цен на мировом рынке вынудило сократить производство титана. В частности, в 1990... 1993 гг. производство концентратов (в пересчете на диоксид титана) снизилось на 555,6 тыс. т. Последующий период (1994–2000 гг.) характеризуется некоторой нестабильностью объемов производства и цен (табл. 1, 2).

В производстве другого важного компонента — титановой губки — в технологической цепочке металлургии титана в 1980–1990 гг. СССР занимал первое место в мире (80... 95 тыс. т в год), существенно превышая его аналогичные показатели в США. Дезинтеграция титановой промышленности

привела к сокращению мирового выпуска губчатого титана от 134,0 в 1991 г. до 46,7 тыс. т в 1994 г. Существенно снизили его производство (к 1998 г. по сравнению с 1990 г.) США — на 55,5, Япония — на 43,7 и СССР/СНГ — на 61,7 %. Великобритания в 1993 г. и Украина в 1994 г. полностью прекратили выпуск титановой губки. В табл. 3 и 4 отражено изменение объемов производства титановой губки как в мире (табл. 3), так и в странах СНГ (табл. 4) за период 1991–1999 гг. Соответствующие изменения цен на титановую губку представлены в табл. 5.

Примерно с 2000 г. конъюнктура мирового рынка титана начала постепенно улучшаться. Несмотря на циклические спады, характерные для титановой промышленности, можно отметить стабильное повышение спроса на титан. После некоторого спада в 2003 г. в 2004–2005 гг. зафиксировано резкое повышение спроса, а, следовательно, и возрастание цен сначала на титановое сырье, а затем на продукцию из него. Так, в 2004 г. цены на титановый лом и ферротитан даже превысили таковые на титановую губку, причем стоимость 70 % ферротитана была в 1,5... 2,0 раза больше, чем титановой губки. Такое положение не могло долго продолжаться и к началу 2005 г. цена на титановую губку, по данным «Platt's Metals Week», составляла уже 21 дол. /кг. Согласно оценкам различных специалистов, в 2005 и до сентября 2006 г. мировая цена на титановую губку составляла 25... 30 дол. /кг. К концу 2006 г. она несколько снизилась (до 22... 24 дол. /кг). Основной причиной повышения спроса на титан стало окончание спада в экономике ведущих стран мира.



Таблица 3. Мировое производство титановой губки, тыс. т

Основные страны-производители	Период, годы								
	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999
Всего:	134,0	94,1	67,0	46,7	52,5	56,3	70,8	70,5	60,6
Япония	18,9	14,6	14,4	14,8	16,7	21,1	23,1	24,2	19,2
США	13,4	13,6	14,8	11,0	10,2	12,8	10,5	10,6	10,4
КНР	1,8	1,7	1,5	0,9	0,8	1,0	0,9	2,5	2,5
Страны СНГ	95,5	62,4	38,3	20,0	24,5	21,4	36,3	35,9	31,7

Таблица 4. Производство титановой губки в странах СНГ, тыс. т

Страны	Период, годы							
	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999
Всего:	62,4	38,3	20,0	24,5	21,4	36,3	35,9	31,7
Россия	33,4	23,3	10,0	14,7	9,3	23,2	21,9	16,2
Казахстан	17,0	15,0	10,0	9,8	12,1	13,1	12,8	13,0
Украина	12,0	6,0	5,0	—	—	—	1,2	2,5

Таблица 5. Среднегодовые цены на титановую губку (титан марки ТГ-100, 12×25 мм) на рынке Западной Европы, дол./кг

1992–1993 гг.	1995 г.	1996 г.	1997 г.	1998 г.	1999 г.	2000 г.	2001 г.
3,2/4,5	5,59/5,97	6,52/6,85	7,55/7,83	7,35/7,75	6,75/6,96	6,02/6,56	6,54/6,85

Примечание. В числителе указано минимальное, в знаменателе — максимальное значение.

Возобновились планы строительства крупных гражданских самолетов, при этом увеличилось удельное потребление этого металла на единицу продукции; в металлургии повысился спрос на титановое сырье для микролегирования сталей; началось строительство заводов по опреснению воды на Ближнем Востоке, нефтехимических заводов в Китае и др.

В связи с возросшим спросом увеличились и объемы производства титана, заработали ранее остановленные предприятия. Так, в Украине еще в 1998 г. возобновил производство титановой губки Запорожский титаномагнийевый комбинат. Если в 1998 г. выпуск губки составил всего 1,2 тыс. т, то в 2001 г. уже 4,5 тыс. т, а в 2005 г. — 8,4 тыс. т. В Японии компания «Sumitomo Titanium Corp.» в 2004 г. вернулась к полномасштабному производству в 18 тыс. т в год, начав эксплуатацию ряда ранее остановленных печей. Российская компания «ВСМПО-Ависма» повысила выпуск губки с 14,37 в 2000 г. до 20,1 тыс. т в 2004 г.

В сентябре 2005 г. J. Martin — председатель совета директоров крупнейшей титановой компании США «Timet» — в своем ежегодном докладе [4] представил данные о текущем состоянии мирового рынка титана и прогноз аналитиков до 2010 г. При-

веденные статистические макроэкономические показатели (рис. 1) убедительно свидетельствуют о росте активности рынка титановой продукции не только в аэрокосмической и военной отраслях промышленности (163 %), но и в нефтегазовой (803 %) и химической (2288 %). На рис. 2 представлено реальное (2004 г.) и ожидаемое (до 2010 г.) потребление титанового проката. Необходимо отметить прогнозируемое повышение объемов потребления титана с 61,8 в 2004 г. до 86,0 тыс. т в 2010 г. Предполагается, что оно произойдет прежде всего за счет гражданского самолетостроения (где потребление будет расти, по крайней мере, до 2009 г.) 1, ежегодного увеличения, примерно на 3 %, потребностей промышленности стран Ближнего Востока и Китая 3, а также нефтегазовой промышленности развивающихся стран 4 (рис. 2).

Для увеличения выпуска титановой продукции прежде всего следует использовать имеющиеся мощности и разведанные рудные ресурсы.

В настоящее время основные мировые мощности по производству титановой губки (полуфабриката для получения слитков и проката) сосредоточены в странах СНГ — России, Казахстане и Украине (от 60 [3] до 70 % [5] мировых мощностей).

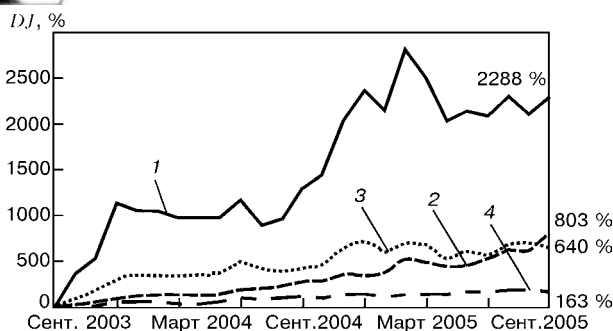


Рис. 1. [4]. Рост активности рынка титановой продукции в химической (1) и нефтегазовой (2) промышленности, металлургии и машиностроении (3), аэрокосмической и военной (4) отраслях промышленности; DJ — промышленный индекс Доу-Джонса

По оценке японской компании «Toho Titanium», загруженность мировых производственных мощностей по выпуску титановой губки составила в 2001 г. 69 % и продолжает расти. В табл. 6 представлены имеющиеся мощности некоторых производителей губки и объемы производства.

По запасам титана страны СНГ занимают первое место в мире. Его промышленные запасы разведаны в России, Украине и Казахстане. В табл. 7 приведены данные по подтвержденным запасам титана этих стран.

Извлеченные из недр титановые руды либо обогащают с получением селективных ильменитового, рутилового, анатазового и лейкоксенового концентратов, содержащих до 45...70 % TiO_2 , либо подвергают плавке с выходом титанового шлака (до 85 % TiO_2) и чугуна или переработке на синтетический рутил. Наиболее высококачественным сырьем для производства двух основных видов продукции (металлического титана и пигментного диоксида титана) являются рутил (92...98 % TiO_2), ильменит (43...70 % TiO_2) и анатаз (90...95 % TiO_2). Рутил и анатаз, в отличие от ильменита, не требуют предварительного обогащения путем передела в промежуточные продукты. Из всей добываемой титановой руды лишь 5 % идет непосредственно на производство металлического титана, остальные 95 % используют при производстве красок, пластмасс, каучука, бумаги и т. д.

Таблица 6 [6]. Мировое производство титановой губки в 2001 г.

Страна	Фирма	Мощность, тыс. т/год	Производство, тыс. т
Япония	«Sumitomo Titanium» «Toho Titanium»	27	25,6
Россия	«Ависма»	25	18,0
Казахстан	УКТМК	20	12,0
США	«Timet»	9	8,0
Украина	ЗТМК	18	4,5
Китай	—	3	2,5
Всего		102	70,6

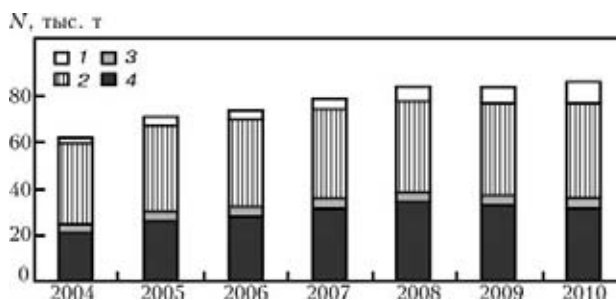


Рис. 2. [4]. Потребление N титанового проката; 1 — нефтегазовая промышленность развивающихся стран; 2 — промышленность стран Ближнего Востока и Китая; 3, 4 — соответственно военное и гражданское самолетостроение

В табл. 8 приведены данные о добыче титановой руды, используемой для производства металлического титана.

Основными производителями ильменитовых и рутиловых концентратов являются Австралия, ЮАР, Канада и Норвегия, на долю которых приходится 74...78 %. В странах СНГ монополистом по производству концентратов является Украина (около 8 % мирового производства).

Крупнейшие производители титановой губки Япония и Россия (табл. 6) зависят от внешних факторов, поскольку не имеют собственной сырьевой базы. Например, небольшое количество титанового сырья, выпускаемого Ловозерским ГОКом «Северодмет» и Курнахаским рудником АО «Амуртитан» (РФ), не обеспечивает потребности металлургического производства металла. Практически все рудное сырье (ильменитовый концентрат) поставляется из Украины. Одной из причин этого (помимо дезинтеграции титановой промышленности СССР) является низкое содержание диоксида титана в добываемых рудах. Так, лопаритовый концентрат, получаемый при переработке руд Ловозерского месторождения (РФ), содержит 0,6 % TiO_2 , в то время как иршанский ильменит из Украины — 57...59,5 % [3]. Титановая промышленность России зависит от поставок не только сырья (концентратов и губки) из Украины, но и губчатого титана из Казахстана. Использование собственного и импортируемого сырья позволило российской компании «ВСМПО-Ависма» стать крупнейшим поставщиком ведущих авиастроительных компаний мира. На ее долю приходится 65 % титановой продукции для крупнейшего в Европе концерна «Airbus» и 35 % [5] (по другим данным, 50 % [7]) — американской компании «Вое-инг» (к 2008 г. она должна возрасти до 70 %).

Таблица 7 [3]. Подтвержденные запасы титана в странах СНГ

Страна	Количество месторождений	Доля в общих запасах стран СНГ, %
Всего СНГ:	19	100,0
Россия	13	58,5
Украина	4	40,5
Казахстан	5	1,0



Таблица 8 [6]. Производство титановой руды в мире в 2001 г., тыс. т

Регион	Ильменит	Рутил
Австралия	1190	220
Южная Африка	1000	90
Канада	720	—
США	300	Включен в ильменит
Норвегия	270	—
Украина	240	55
Индия	200	15
Другие страны	320	4
Всего в мире	4200	380

Украина, по мнению западных экспертов, обладает большими возможностями для повышения своей роли в мировой титановой промышленности. Сырьевой потенциал страны оценивается в 900 млн т ильменита и рутила, что соответствует 30 % зафиксированных мировых запасов [3].

Однако после 1991 г. Украина лишилась существенного звена в технологической цепочке получения металлического титана — производства титановых слитков. Добывающие и перерабатывающие предприятия (Вольногорский и Иршанский ГОКи, ЗТМК) стали в основном поставщиками сырья за рубеж. Так, на базе Иршанского месторождения организован консорциум по добыче и переработке ильменита (примерно 200 тыс. т/год), 50 % продукции которого будет поставляться американской компании «Kerr-McGee Chemical Corp.» [3]. Запорожский титаномагнийевый комбинат в 2003–2004 гг. 95 % своей продукции тоже экспортировал [5]. Предприятия, выпускающие титановые трубы (Никополь) и листовой прокат (Алчевск, Мариуполь), стали зависимы от внешних поставок.

В 1994 г. принята государственная программа «Титан Украины», в которой, в частности, предусматривалось создание производства титановых слитков. Мнения, каким должно быть такое производство, разделились. Один из вариантов предусматривал выбор традиционной, многократно проверенной, технологической схемы, основанной на прессовании титановой губки в расходный электрод и последующем его вакуумно-дуговом переплаве (ВДП), достаточно обоснованном, поскольку этот способ хорошо отработан [7], проверен и т. д. По этой схеме производится большая часть титановых слитков в России, США и других странах. В условиях, когда для изготовления расходного титанового электрода для ВДП требуется мощное дорогостоящее кузнечно-прессовое оборудование, а его нет в Украине, это путь, как отмечено в работе [8], «представляется порочным». Прежде всего, воссоздавая доведенную до совершенства традиционную технологию, Украина отстанет в развитии и будет вынуждена конкурировать с производителями титановых слитков по стоимости продукции только за счет

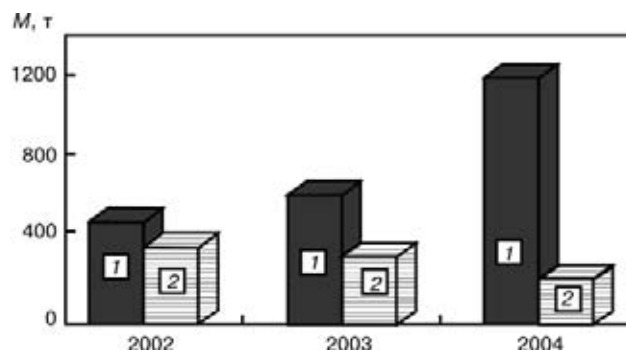


Рис. 3 [9]. Общий выпуск титановых слитков M в Украине по годам: 1 — выпуск; 2 — использование в Украине

дешевой рабочей силы. За это время другие страны, развивая новые альтернативные технологии, уйдут далеко вперед.

Одной из таких альтернативных технологий является электронно-лучевой переплав. Производство слитков по данной технологии было освоено в созданном в 1996 г. научно-производственном центре «Титан» Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины [9]. В 2003 г. было закончено строительство и пущены в работу плавильные мощности компании «Антарес». Общий выпуск титановых слитков в Украине в 2002–2004 гг. представлен на рис. 3. Украинская титановая промышленность, продолжая наращивать мощности, предусматривает в 2006–2008 гг. создать на ЗТМК еще одно производство титановых слитков способом электронно-лучевого переплава. На первом этапе предусмотрено выпускать до 2000, а к 2012 г. — 4500 т/год [10].

Как отмечалось на прошедшей в мае 2006 г. в Ялте первой международной конференции «Рынок цветных металлов СНГ-2006», сегодня в Украине все еще отсутствует вертикально интегрированная цепочка по производству титана. Единого объединения, подобного российскому «ВСМПО-Ависма», нет. Предприятия титановой отрасли Украины втянуты в междоусобную войну, например, между НПЦ «Титан» и компаний «Фико», в результате которой производство титановых слитков на последней остановлено; между ЗТМК и компанией «Антарес», которая совместно с Закарпатским металлургическим заводом (ЗМЗ) борется за дефицитное сырье — титановую губку. Монопольный производитель этой продукции в Украине — Казенное предприятие «Запорожский титано-магнийевый комбинат» — в 2005 г. отказался поставлять им сырье. Оставшись без сырья, в 2005 г. полностью остановился киевский завод компании «Антарес». По той же причине, как сообщалось в работе [10], ЗМЗ простаивает 27 дней в месяц, а передовой производитель слитков НПЦ «Титан» при Институте электросварки им. Е. О. Патона работает по давальческой схеме. В это же время российская компания «ВСМПО-Ависма» купила украинский завод по производству титановых труб «СЕТАБ-Никополь» [11].

В последнее время в средствах массовой информации стали появляться публикации [12, 13] об ошибочности приоритетов государственной прог-



Таблица 9 [14]. Структура стоимости титана по основным переделам, %

Технологический процесс	Доля затрат [21]	Расчетные данные	
Получение концентрата	4	3,5	4,1
Получение шлака	8	1,9	2,2
Получение четыреххлористого титана	8	2,1	2,5
Магние-термия	26	34,9	28,8
Получение титановой губки в целом	—	47	38
Первичная плавка	12	—	—
Конечная плавка	2	—	—
Производство проката	48	52,9	62

раммы «Титан Украины» и программы развития цветной металлургии Украины на период до 2010 г. Авторы данных публикаций считают, что Украине нужны не титановые слитки, а реконструкция добывающих и перерабатывающих предприятий, замена устаревшего оборудования; следует развивать производство не металлического титана, а пигментной двуокиси титана для химической промышленности.

Безусловно, реконструкция предприятий и замена устаревшего оборудования необходимы, как и широкое привлечение инвестиций. Однако специфика экономики титанового производства такова, что добывающие активы играют в титановой промышленности незначительную роль, почти вся добавленная стоимость формируется на металлургических предприятиях. Максимальную прибыль и в химической, и в металлургической промышленности получают предприятия, выпускающие конечную продукцию. Поэтому надо ориентироваться на выпуск не химического сырья — пигментной двуокиси титана (около 2 дол./кг) — или даже металлического полуфабриката — титановой губки (примерно 22 дол./кг), — а на производство лаков, красок, титановых слитков, проката и изделий из них. Ведь не случайно Россия, имеющая большое количество месторождений титановой руды, предпочитает покупать в Украине более качественный концентрат, губку, отдавая приоритет производству конечной продукции из металлического титана.

Рассмотрим формирование цены на титан. В табл. 9 представлена структура стоимости титана по основным переделам [14]. Как видно из таблицы, основные затраты приходятся, во-первых, на передел губки в прокат (48...62 % стоимости проката), во-вторых, на процесс непосредственного получения губки — магние-термическое восстановление и сепарацию (26...34,9 %). Анализ структуры стоимости титановой губки, приведенный в работе [15] (табл. 10), несколько отличается от данных табл. 9, однако несомненно, что вторым по стоимости переделом является магние-термическое восстановление титана.

Затраты на двукратный переплав титана (табл. 9) нельзя считать показательными, поскольку это дан-

Таблица 10 [15]. Структура стоимости губчатого титана

Переделы	Доля общих затрат, %
Производство титанового шлака	4...6
Подготовка шихты	4...6
Производство четыреххлористого титана и его очистка	30...33
Магние-термическое восстановление, вакуумная сепарация и разделка блоков губчатого титана	55...60

ные заявителей [16], предлагающих новый способ производства, а не затраты в сложившемся технологическом цикле. Несомненно, реальные затраты на переплав выше, особенно если учитывать затраты при изготовлении расходуемых электродов для вакуумно-дугового переплава. Согласно данным работ [17, 18], стоимость губчатого титана и лигатуры, из которых прессуют расходуемый электрод, составляет от 40 до 75 % стоимости слитка.

Большие затраты на указанные переделы объясняются использованием в процессе производства ряда дорогостоящих материалов (магния, хлора, аргона и т.д.), а также сложностью, высокими материало- и энергоемкостью технологических процессов. Поэтому существенное снижение стоимости титана возможно только за счет модернизации технологического процесса того или другого передела либо замены его более дешевым способом производства.

Поиск новых способов восстановления титана проводят многие фирмы. Так, например, итальянская фирма «Электрохимика Марко Джинатта» разрабатывает технологию получения порошкообразного титана электрохимическим способом [19]. Процесс восстановления осуществляется в два этапа. На первом — восстанавливается тетрахлорид титана до дихлорида титана, на втором — происходит окончательное электролитическое восстановление до кристаллов высокой чистоты. Процесс электролиза протекает в расплаве хлористого натрия и дихлорида титана при 800...870 °С. Фирма рассчитывает получать титан высокой чистоты с себестоимостью, на 30 % меньшей, чем при традиционном способе [19, 20].

Другой разработкой является так называемый способ «FFC Cambridge process» или «Fray Process», предложенный сотрудниками Кембриджского университета. Суть запатентованного процесса состоит в электролитическом восстановлении диоксида титана в расплаве хлорида кальция [21]. В FFC-процессе катодные пластины, изготовленные из двуокиси титана и связующего вещества, помещают в ванну жидкого хлорида кальция вместе с графитовым анодом. В процессе электролиза кислород удаляется из оксида титана в виде свободного кислорода, СО и СО₂, оставляя на катоде чистый титан. Процесс осуществляется при температуре 900...950 °С под напряжением всего 3 В [14, 22].



Предполагается, что стоимость губчатого титана при таком способе производства может уменьшиться более чем в два раза, приблизившись к стоимости первичного алюминия и магния. Данная технология предусматривает получение не только чистого губчатого титана, но и губки, легированной различными элементами, для производства сплавов на основе титана, что является одним из главных преимуществ нового процесса. На пути к его использованию в промышленных масштабах достигнуты определенные успехи. В 2003 г. Американское агентство перспективных исследований оборонного значения выделило 12,5 млн дол. консорциуму во главе с фирмой «Timet» для внедрения этого процесса в промышленное производство.

Предложен еще один новый способ электрохимического получения химически активных металлов, включая титан, в котором используются твердые оксидные мембраны [23]. Сущность жидкофазного процесса заключается в проведении электрохимического разложения смешанных оксидов титана, таких как расплавленный титановый шлак, ильменит, перовскит, лейкоксен, титанит, природный и синтетический рутил, находящихся в жидком состоянии.

В ходе процесса на катоде выделяется жидкий титан или сплав титана с другими компонентами исходного материала, а на пористом или газодиффузионном аноде — кислород. Анод отделен от расплава, имеющего высокую температуру, твердой ионной мембраной, способной к переносу анионов электролита на анод. В качестве анода может служить графитовый расходный электрод. Можно использовать и инертный анод с постоянными размерами или газодиффузионный анод, которые устанавливают и извлекают из реактора на разных этапах цикла. Электролиз проводят при напряжении 3 В, катодной плотности тока 5 кА/м^2 , температуре расплава 1860... 1872 °С.

Авторы работы [14] пришли к выводу, что получать высокочистый титан последним из указанных способов практически невозможно. В лучшем случае этот процесс можно использовать для производства ферротитана. Кроме того, стоимость титана, полученного процессом FFC, не будет значительно отличаться (тем более в несколько раз) от та-

ковой титана, произведенного по способу Кроля (стандартного способа магние-термического восстановления титана).

Несмотря на указанные недостатки процесс FFC отличается таким преимуществом, как условное совмещение электролиза и восстановления в одном агрегате. В работе [14] отмечается необходимость совершенствования магние-термического процесса. Работы в этом направлении ведутся по пути укрупнения и выбора оптимальных соотношений размеров (диаметр и высота) агрегатов [24], создания непрерывных процессов [25–27], а также совмещения нескольких процессов в одном агрегате [28, 29]. В мировой практике известны агрегаты полусовмещенного и совмещенного типов с цикловым съемом (производительностью) до 10 т [29]. Агрегаты полусовмещенного типа используют в России и Казахстане, совмещенного — в Японии, Китае и Индии. В последнее время появились новые конструктивные решения агрегатов совмещенного типа, принятые за основу при техническом перевооружении цеха по производству губчатого титана на ЗТМК [30–32].

Основное отличие совмещенного агрегата ЗТМК заключается в наличии паропровода, обогреваемого в результате пропускания через него электрического тока, а также в возможности многократного увеличения скорости восстановления титана за счет периодически обновляемой поверхности титаносодержащего расплава. Агрегат такого типа имеет производительность 3,8 т/цикл. Предусмотрен ввод в эксплуатацию подобного агрегата производительностью 10 т/цикл. Исследование процесса вакуумной сепарации в агрегате показало, что несмотря на существенное увеличение скорости восстановления титана на первом этапе, на последующих этот процесс (впрочем, как и в агрегатах другого типа) существенно замедляется. Остатки магния и хлористого магния удаляются очень медленно, что связано со снижением теплопроводности реакционной массы по мере испарения магния. На этот период приходится до 75% времени всего процесса сепарации [33].

Для сокращения продолжительности производственного цикла предложено исследовать возможность переплава губки с повышенным, по сравнению с требованиями стандарта (табл. 11), содержа-

Таблица 11 [35]. Марка, химический состав и твердость губчатого титана (ГОСТ 17746–96)

Марка	Ti (не менее)	Массовая доля элементов, % (не более)							Твердость HB 10/1500/30 (не более)
		Fe	Si	Ni	C	Cl	N	O	
ТГ-90	99,74	0,05	0,01	0,04	0,02	0,08	0,02	0,04	90
ТГ-100	99,72	0,06	0,01	0,04	0,03	0,08	0,02	0,04	100
ТГ-110	99,67	0,09	0,02	0,04	0,03	0,08	0,02	0,05	110
ТГ-120	99,64	0,11	0,02	0,04	0,03	0,08	0,02	0,06	120
ТГ-130	99,56	0,13	0,03	0,04	0,03	0,10	0,03	0,08	130
ТГ-150	99,45	0,2	0,03	0,04	0,03	0,12	0,03	0,10	150
ТГ-Тв	99,75	1,9	—	—	0,10	0,15	0,10	—	—



нием техногенных примесей. Анализ возможностей традиционных способов переплава титановой губки, основанных на концентрированных источниках нагрева (электрическая и плазменная дуги, электронный луч), проведенный в работе [34], показал, что применение таких источников энергии для переплава губки с повышенным содержанием соединений хлора (более 0,15 мас. %) экономически невыгодно, а порой и опасно. Как отмечают авторы, более перспективно использовать для этой цели бездуговые источники нагрева. Дальнейшие исследования [36–38] подтвердили принципиальную возможность переплава губчатого титана с повышенным содержанием хлоридов (до 0,52 мас. %) способом индукционного переплава в секционном кристаллизаторе.

Во второй части обзора будут рассмотрены способы получения слитков титана и его сплавов с использованием как расходуемого титанового электрода, так и нерасходуемого, т. е. способы, в которых предусмотрен непосредственный переплав губки и скрапа.

1. *Металлургия титана* / В. А. Гармата, Б. С. Гуляницкий, В. Ю. Крамник и др. — М.: Металлургия, 1967. — 643 с.
2. *Николаев В.* Обзор мирового рынка титана // Материалы информационного агентства KZ-Today. — Оpubл. 30.04.04. — www.onfgeo.ru/KZ-today
3. *Состояние и перспективы мирового и внутреннего рынков цветных, редких и благородных металлов* // Титан. — 2002. — Вып. 9. — С. 32.
4. *Martin J. L.* Titanium companies and the capital markets // Timet Annual Meeting. — 2005. — September. — P.18.
5. *Сикачина А.* Первым делом самолеты // Металл. — 2006. — Март. — С. 46–49.
6. *Рынок титана — современное состояние.* Материалы аналитической группы «MetalTorg.Ru» // <http://www.metal-torg.ru>.
7. *Петрунько А. Н.* О проблемах развития производства и применения титана в Украине // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 3. — С. 49–54.
8. *Патон Б. Е.* Ставка на опережение // Металл. — 2003. — № 9. — С. 4–5.
9. *Петрунько А. Н., Тэлин В. В., Тригуб Н. П.* Состояние производства и перспективы развития титановой промышленности в Украине // Титан. — 2005. — № 2. — С. 3–8.
10. *Закиянов Д.* Продолжение титановой войны // <http://infogeo.ru/metalls> (ECONOMICA 21.12.05).
11. *Новости металлургии. Украина. Цветная металлургия: спектр проблем* // <http://metallserves.ru>.
12. *Викторов А.* Битва титанов с пустым кошельком // Киевский телеграф, № 182 // <http://www.versii.com/telegraf>.
13. *Землянский В.* Титановая осень страны // Контекст-медиа, 2003. — 11 ноября. — <http://crimealinet.tik.com.ua/2003/november/11>.
14. *Анализ тенденций развития технологий, производства и потребления титана* / Тэлин В. В., Иващенко В. А., Червонный И. Ф. и др. // Титан. — 2005. — № 2. — С. 62–68.
15. *Титан* / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Н. В. Галицкий и др. — М.: Металлургия, 1983. — 559 с.
16. *Пат. WO 03/016594 A1 BHP, C25c 3/28, C22b 34.12.* Метод производства продуктов из титана и титановых сплавов. — Оpubл. 16.08.2002.
17. *Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В.* Перспективные технологии электронно-лучевой плавки титана // Титан. — 2003. — № 2. — С. 20–25.
18. *Сергеев В. В., Безукладников Л. Б., Мальшин В. Н.* Металлургия титана. — М.: Металлургия, 1979. — 264 с.
19. *Получение слитков титана и его сплавов путем переплава непосредственно титановой губки и скрапа* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, В. И. Кумыш // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1995. — № 3. — С. 14–23.
20. *Metal Bulletin Monthly.* — 1988. — № 126. — P. 43.
21. *Landis Martin J.* Low-cost titanium process development // Timet annual meeting (Monterey, California, Oct. 13, 2003). — California, 2003. — P. 23–30.
22. *Александров А. В., Прудковский Б. А.* Разные грани титана и его сплавов // Титан. — 2003. — № 2. — С. 66–71.
23. *Пат. WO 03/046258 A2, C25c 3/28.* Метод электрохимического извлечения металлического титана или титанового сплава из диоксида титана, содержащего соединение в жидком состоянии. — Оpubл. 22.11.2002.
24. *Современные направления совершенствования и развития производства губчатого титана* / Ю. П. Кирилл, А. В. Заторский, В. Ф. Беккер, Н. Ф. Бильфельд // Титан. — 2003. — № 2. — С. 11–16.
25. *Пат. 2163936 РФ.* Непрерывный магние-термический способ получения титана / В. И. Евдокимов. — Бюл. № 7; Оpubл. 05.07.2001.
26. *Евдокимов В. И., Кренин В. А.* Непрерывный магние-термический способ получения титана // Цветные металлы. — 2002. — № 9. — С. 69–72.
27. *Основы создания непрерывного процесса получения губчатого титана* / А. Е. Андреев, А. П. Яценко, В. М. Проценко и др. // Титан. — 2003. — № 2. — С. 16–19.
28. *Пат. 6063254 США, МПК C25c 1,00/C25c 3/28.* Способ получения титановых кристаллов и слитков / Н. Rosenberg, N. Winters, Y. Xu. — Оpubл. 16.05.2000.
29. *Аппараты совмещенного типа с цикловым съемом 7–10 т* (Информ. подборка по открыто изданной иностранной литературе). — Запорожье: Институт титана, 1988. — С. 6–11.
30. *Тэлин В. В., Петрунько А. П., Тригуб Н. П.* О ходе выполнения комплексной программы развития титановой промышленности в Украине // Титан. — 2004. — № 2. — С. 4–11.
31. *О некоторых путях интенсификации процесса получения губчатого титана* / С. М. Теслевич, Л. Я. Шварцман, А. Н. Пампушко, А. И. Яценко // Там же. — 2004. — № 2. — С. 12–14.
32. *Основные результаты опытно-промышленных испытаний совмещенного процесса получения губчатого титана на КП ЗТМК* / В. В. Тэлин, С. М. Теслевич, Л. Я. Шварцман и др. // Там же. — 2005. — № 2. — С. 14–20.
33. *Теслевич С. М.* Новые технологии и оборудование для получения титановой губки и переплава ее в слиток: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 2006. — 20 с.
34. *К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей.* Сообщение 1 / М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, И. В. Шейко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 1. — С. 55–60.
35. *Металлы и сплавы.* Справочник / Под ред. Ю. П. Солнцева. — СПб: НПО «Профессионал», 2003. — 163 с.
36. *К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей.* Сообщение 2 / М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, В. С. Константинов и др. // Там же. — 1998. — № 3. — С. 43–45.
37. *Исследование состава газовой атмосферы при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе губчатого титана* / М. Л. Жадкевич, И. В. Шейко, С. М. Теслевич и др. // Современ. электрометаллургия. — 2004. — № 3. — С. 37–41.
38. *Исследование состава газовой фазы при плазменно-дуговой плавке титана из спрессованной заготовки* / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, В. В. Тэлин и др. // Там же. — 2004. — № 4. — С. 24–27.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 11.12.2006



УДК 669.187.58

ОПЫТ ПОЛУЧЕНИЯ ОСОБОНИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ДЛЯ ПЛАСТИЧНОЙ КАТАНКИ

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

Рассмотрены технологические особенности производства в комплексе дуговая сталеплавильная печь–вакууматор–ковш–печь особонизкоуглеродистых марок стали с гарантированным содержанием углерода менее 0,01 %. Установлено, что такое содержание углерода может быть получено путем вакуумного обезуглероживания нераскисленного металла. Показано, что для повышения степени десульфурации перед вводом кальцийсодержащей проволоки необходима присадка алюминия. Структура полученной катанки обеспечивает ее волочение без промежуточных отжигов.

Technological peculiarities of production of ultralow-carbon grades of steel with a guaranteed carbon content of not less than 0.01 % are studied. It was established that this amount of carbon can be obtained by a vacuum decarburization of a non-deoxidized metal. It is shown that aluminium filler is necessary before putting the calcium-containing wire into the mill. Structure of produced rolled wire guarantees its drawing without intermediate annealing.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь; вакуум-кислородное обезуглероживание; пластические свойства; катанка; микроструктура

Введение. Конкуренентоспособность стали на рынке может быть гарантирована только в том случае, если изделия из нее отличаются устойчиво высокими эксплуатационными свойствами. Характерной особенностью процесса производства стали в последние годы является необходимость достижения такой устойчивости. Во многих случаях требуется, чтобы чистота стали была технологическим параметром. Это гарантирует стабильные физические и механические свойства конечного стального продукта [1].

Требования к эксплуатационным характеристикам стали становятся более жесткими по мере того, как усложняются области ее применения. Эти характеристики должны удовлетворять не только сегодняшним требованиям потребителей к степени чистоты стали, но и будущим. Более того, необходимо предусмотреть технологии, потребность в разработке которых может возникнуть в будущем. Очень важно, что в науке существует абсолютное понимание взаимосвязи между чистотой металла и его свойствами, так что производители отдельных конструкций могут воплотить понимание этой вза-

имосвязи в технические и экономические процессы. Конечный потребитель впоследствии может проектировать конструкции на основе стали, которая отличается не только требуемой чистотой, но и гарантированным качеством, соответствующим ее назначению. Таким образом, чистота стали является целью на каждом этапе цепочки движения стали от производителя к потребителю [2].

Сталь IF (Interstitial Free) впервые разработана в Японии в 1970 гг. и стала всемирно признанным наилучшим высококачественным материалом для глубокой вытяжки. Ее применяют для изделий широкой гаммы — начиная от корпуса автомобиля до электронных компонентов и эмалированных бытовых приборов. Сталь IF разработана в результате большого комплекса исследований по улучшению свойств традиционной низкоуглеродистой раскисленной алюминием стали для глубокой вытяжки. Сочетание очень низкого содержания углерода ($< 80 \text{ ppm}$) и добавок титана и ниобия в качестве микролегирующих элементов приводит к тому, что теоретически стали IF не имеют атомов внедрения (таких, как углерод, водород, кислород, азот или бор) в междоузлиях кристаллической решетки. Это сочетание обеспечивает исключительную способ-

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

Таблица 1. Параметры полупродукта и планируемый химический состав готовой стали

Вид материала	T, °C	a _O , ppm	Массовая доля элементов, %				
			C	Mn	Si	P	S
Полупродукт	1653...1741	1100...2100	0,03...0,09	0,024...0,06	≤0,01	0,005...0,006	0,038...0,080
Готовая сталь (рекомендуемый состав)	—	10...20	0,03	≤0,15	≤0,03	<0,015	<0,008
Готовая сталь (целевой состав)	—	10...20	≤0,02	≤0,12	≤0,01	<0,012	<0,005

ность к деформированию и отсутствие эффекта старения. Поэтому ее превосходные свойства сохраняются значительно дольше, чем у традиционной низкоуглеродистой стали, раскисленной алюминием. Сверхнизкое содержание углерода обеспечивает стали IF дополнительные преимущества в обеспечении деформируемости.

Следует отметить, что стали IF производятся по особому технологическому маршруту. Процессы выплавки стали горячей и холодной прокатки существенно отличаются от традиционной схемы получения низкоуглеродистых сталей обычного качества. Процессы производства этих сталей различны, как и химические составы.

Так, технологическая схема получения особо-низкоуглеродистых сталей обязательно включает процессы вакуумирования, раскисления и доводки выплавленного в сталеплавильном агрегате полупродукта. Отработке параметров внепечной обработки особонизкоуглеродистой стали для пластичной катанки в условиях СЗАО «Молдавский металлургический завод» (ММЗ) посвящена настоящая работа.

Обоснование параметров и экспериментальное опробование технологии вакуумно-кислородного обезуглероживания электропечного полупродукта. Внепечной обработке подвергали полупродукт,

выплавленный в электродуговой печи СЗАО «ММЗ», основные параметры которого приведены в табл. 1. Внепечную обработку полупродукта производили по схеме дуговая сталеплавильная печь (ДСП) – вакууматор – ковш-печь – МНЛЗ. Вакуумирование и раскисление металла направлено на получение особо низкого содержания углерода и примесей в готовой стали.

В реакции раскисления металла углеродом (в отличие от всех остальных элементов-раскислителей) образуются газообразные продукты раскисления и поэтому понижение давления усиливает раскислительную способность углерода. Причем существенное влияние оказывает температура. Увеличение температуры сдвигает равновесие реакции вакуумно-углеродного раскисления, в результате чего при одинаковых концентрациях раскислительная способность углерода превышает таковую марганца и кремния при температурах выше 1600 °C и давлении ниже $1 \cdot 10^4$ Па. Поэтому для стали целевого химического состава рассчитаны равновесные концентрации кислорода в диапазоне температур технологического процесса СЗАО «ММЗ» при заданной концентрации раскислителей, а для углерода — при нормальном и пониженном давлении (рис. 1).

Расчетом показано, что понижения давления в вакуумной камере до $1 \cdot 10^4$ Па достаточно для превалирующего окисления углерода, в сравнении с марганцем и кремнием, во всем рассмотренном диапазоне температур технологического процесса.

Для предотвращения вскипания в ковше во время выпуска из-за высокой окисленности металла производили его предварительное раскисление алюминием. Расход алюминия должен быть достаточным для обеспечения снятия переокисленности (разность между реальным замером окисленности и минимально необходимым для обезуглероживания количеством кислорода) полупродукта и в то же время не препятствующим протеканию реакции вакуумно-кислородного обезуглероживания металла при вакуумировании (рис. 2).

С учетом определения необходимой исходной окисленности произведен расчет количества CO, выделяющегося при вакуумном обезуглероживании стали до 0,005 % (рис. 3).

Расчет выделения газа при вакуумировании металла показал, что стали с относительно высоким содержанием углерода (0,05...0,08 %) могут до-

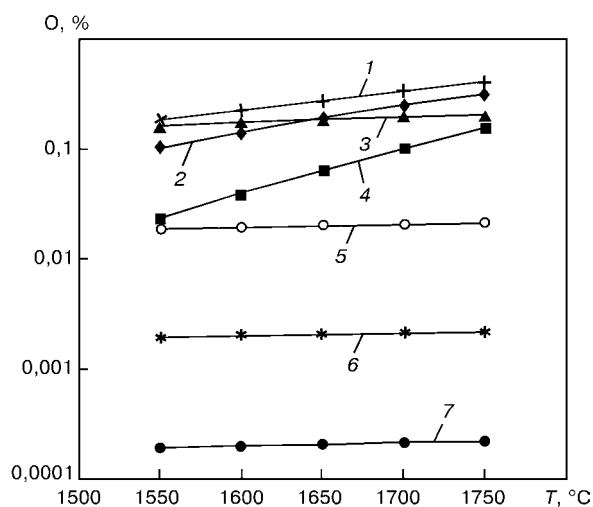


Рис. 1. Равновесное содержание кислорода в стали с заданным количеством элементов (по отдельности) при различных значениях температуры: 1 — растворимость кислорода в железе; 2 — 0,12 Mn; 3 — 0,01 C при $P(\text{CO} + \text{CO}_2) 1 \cdot 10^4$ Па; 4 — 0,01 Si; 5 — 0,01 C при $P(\text{CO} + \text{CO}_2) 1 \cdot 10^4$ Па; 6 — 0,01 C при $P(\text{CO} + \text{CO}_2) 1 \cdot 10^5$ Па; 7 — C при $P(\text{CO} + \text{CO}_2) 1 \cdot 10^5$ Па

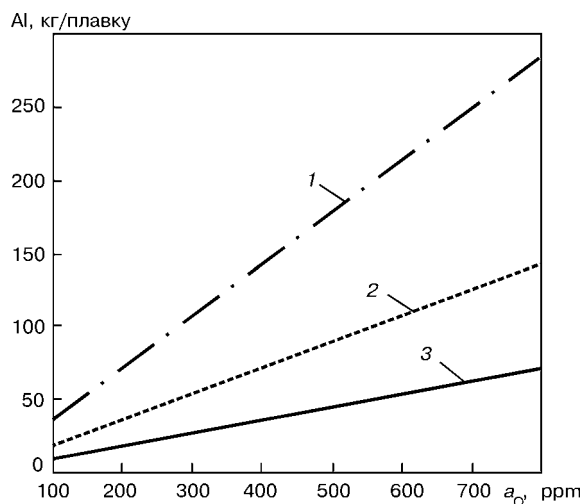


Рис. 2. Расход алюминия на выпуске для снятия переокисленности металла для различных значений угара алюминия: 1 — 75 %; 2 — 50 %; 3 — без учета угара

вольно существенно вспениваться при понижении давления, так как объем выделяющегося СО весьма значителен. Поскольку при указанных концентрациях углерода реакция его окисления идет практически без кинетических ограничений, интенсивность выделения газа также будет велика, что следует учитывать при наборе вакуума.

При зафиксированных значениях окисленности металла количество образующегося СО зависит от объема удаляемого углерода (разница между исходным и заданным содержанием углерода) и по расчету на опытных плавках составляло 53... 124 м³, что значительно больше, чем объем аргона, вдуваемого в металл в процессе вакуумирования.

Опытным путем установлено, что способом вакуумного обезуглероживания металла возможно получение требуемого низкого содержания углерода (менее 0,01 %) как при вакуумировании металла с предварительным раскислением алюминием, так и без ввода последнего. Практика показывает, что при вакуумировании нераскисленного алюминием металла достигается конечное содержание углерода в металле 0,01 % даже при исходном его количестве (по данным химического анализа) 0,0742 %.

Ввод алюминия в металл перед вакуумированием снижает исходную окисленность металла, в результате чего интенсивность образования СО при вакуумировании падает, и вспенивание металла уменьшается.

Усредненные показатели процесса вакуумирования плавков опытно-промышленного опробования следующие: количество углерода перед вакуумированием 0,0293... 0,0564 %; после вакуумирования 0,01 %; всего удалено углерода при вакуумировании 0,0193... 0,0464 %; снижение окисленности при вакуумировании за счет углерода 257... 619 ppm; расчетное количество СО, выделившегося при вакуумировании, 36,03... 86,61 м³; окисленность перед вакуумированием 644... 884 ppm; фактическая окисленность после вакуумирования 573 ppm.

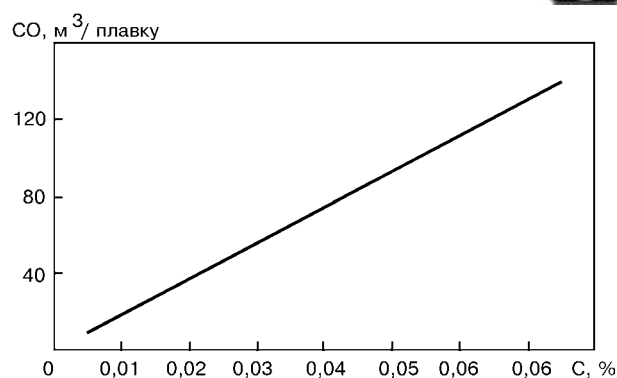


Рис. 3. Количество СО, выделяющегося при вакуумировании металла, в зависимости от необходимого уменьшения количества углерода; $y = 1866,7x - 1E-13$; $R^2 = 1$

В ходе вакуумирования плавков присадки в ковш не вводили. При наборе вакуума и в течение всего цикла вакуумирования расплав интенсивно «кипел». Свободный борт составлял не менее 800 мм. Выплесков и выбросов металла в вакуумной камере не зафиксировано, оголение зеркала металла (по визуальной оценке) составляло 40... 60 %, в зависимости от интенсивности «кипения» расплава. Общий расход аргона на продувку на всех плавках составил 2 м³. В процессе вакуумирования снизилось количество углерода на 0,019... 0,046 %, что вызвало уменьшение окисленности на 257... 619 ppm. Расчетная окисленность после вакуумирования за счет самораскисления углеродом довольно близка к полученной фактически, что служит подтверждением расчетных выкладок, сделанных ранее.

После вакуумирования ковш поступал на установку ковш-печь для корректировки металла по составу и температуре.

Обоснование режимов доводки стали с особо низким содержанием кислорода на установке ковш-печь. Следует отметить, что содержание серы в металле перед ковшом-печью является нестабильным (0,0306... 0,0748 %) и в большинстве случаев значительно выше требуемого марочного содержания. Следовательно, одной из задач внепечной обработки на ковше-печи является обессеривание металла, которое в условиях ММЗ осуществляется как путем наведения высокоосновного шлака (присадками извести и плавикового шпата), так и за счет десульфурующей способности кальцийсодержащих материалов (силикокальция и феррокальция). Согласно литературным данным [3], средняя степень десульфурации за счет такого шлака составляет 20,5 %. Следовательно, большая часть серы на ковше-печи удаляется в результате взаимодействия с кальцийсодержащими материалами. В то же время следует учитывать, что кальций из кальцийсодержащих ферросплавов взаимодействует не только с серой, но и с кислородом.

При использовании силикокальция для модифицирования стали кремний, входящий в состав силикокальция, может оказывать раскисляющее действие при условии образования окисной фазы (си-

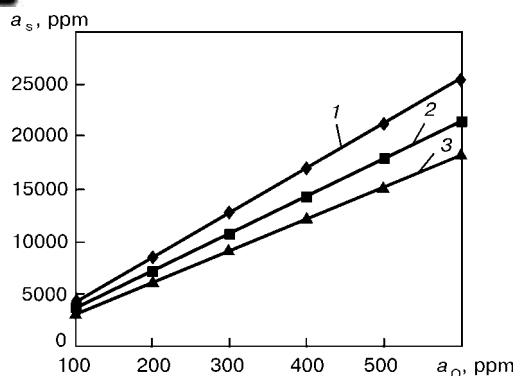


Рис. 4. Равновесные значения активности кислорода и серы при взаимодействии их с кальцием в условиях различных температур, °С: 1 – 1550; 2 – 1600; 3 – 1650

ликатов кальция), в которой активность SiO_2 будет меньше единицы, и тем в большей степени, чем меньше α_{SiO_2} .

Минимальная активность SiO_2 характерна для двухкальциевых силикатов и равна 0,024. Расчет равновесного содержания кислорода, характерного для выплавляемой особонизкоуглеродистой стали, показал, что кремний силикокальция способен оказывать раскислительное воздействие с образованием силикатных неметаллических включений.

Равновесное содержание кислорода в стали при раскислении кремнием силикокальция (температура 1600 °С) следующее:

Активность кислорода $a_{[\text{O}]}$, ppm	0,01	0,02	0,03	0,04
Массовая доля кремния, %	61,50	43,50	35,60	30,80

Во избежание образования силикатов кальция необходимо обеспечить содержание активного кислорода ниже указанных значений.

действия кальция с кислородом и серой по следующим реакциям:



Решение системы термодинамических уравнений позволяет получить температурную зависимость отношения активностей кислорода и серы в металле, выражаемую следующим уравнением:

$$\lg \frac{a_{\text{S}}}{a_{\text{O}}} = \frac{5141}{T} - 1,191.$$

На рис. 4 приведены равновесные значения активностей кислорода и серы при взаимодействии их с кальцием для различных температур.

Для значений температуры 1550 и 1600 °С получаем, что при отношении активности серы к активности кислорода, равными соответственно 42,5 и 35,8, произойдет одновременное взаимодействие кальция и с серой, и с кислородом.

При несоблюдении указанного отношения будет происходить преимущественное взаимодействие с одним из упомянутых элементов до достижения этого соотношения.

Расчет условий взаимодействия серы и кислорода с кальцием по реальным данным плавов опытно-промышленного опробования приведен в табл. 2.

Таким образом, расчетом установлено, что для эффективной десульфурации стали при вводе кальция необходимо предварительно произвести раскисление металла до уровня активности кислорода ниже значения, обусловленного соотношением активности серы и кислорода при температуре ввода добавки. Результаты расчета подтверждают экспериментальные данные о необходимости ввода алюминия

Таблица 2. Расчет необходимого снижения активности кислорода перед вводом кальцийсодержащих материалов

Условный номер плавки	a_{O} , реальная, ppm	T , °С	$a_{\text{S}}/a_{\text{O}}$	a_{S} , ppm	a_{S} реальная, ppm	a_{O} расчетная, ppm	Снижение a_{O} , ppm
1	573	1648	30,56	17513	477	15,6	557,4
2	472	1576	38,85	18338	418	10,76	461,24
3	186	1592	36,78	6840	410	11,15	174,85

Для максимально полного протекания десульфурации кальцийсодержащими ферросплавами необходимо оценить условия конкурентного взаимо-

перед вводом кальцийсодержащих ферросплавов.

Степень соответствия расчетных значений реальным зависит от температуры металла и вида применяемого материала, поскольку эффективность использования кальция увеличивается при снижении давления его паров: при применении ферросплавов, более бедных кальцием, и при более низкой температуре обрабатываемой стали.

На опытных плавках зафиксировано незначительное увеличение содержания углерода в металле за счет контакта его с графитовыми электродами, что может быть исключено ведением нагрева в шлаковом режиме. Следует учитывать, что огнеупорная футеровка ковша содержит 5...12 % углерода и в

Таблица 3. Изменение содержания углерода и кремния при выпечной обработке на ковше-печи

Элемент	Массовая доля элемента, %	
	Перед ковшем-печью	После ковша-печи
Углерод	Менее 0,01	0,0100... 0,0122
Кремний	0,01	0,0100... 0,0248

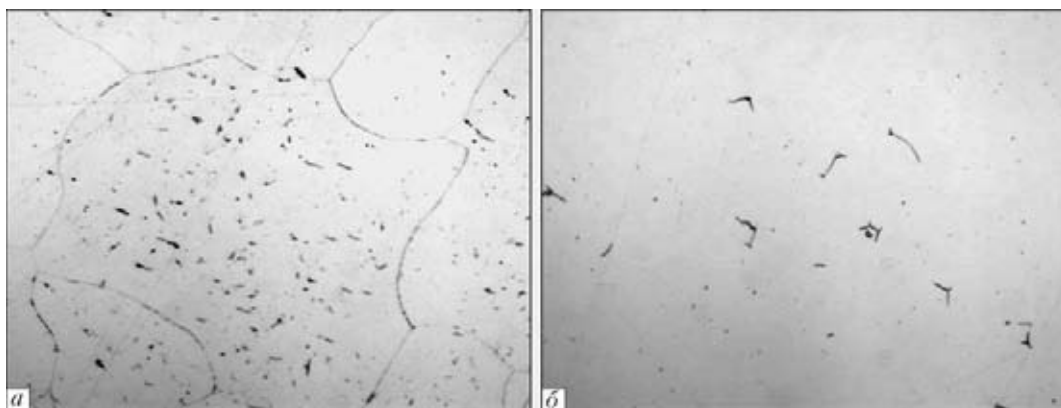


Рис. 5. Характерная микроструктура (Х1000) исследованных образцов в поперечном сечении катанки: а — травление в 2%-м растворе азотной кислоты в этиловом спирте; б — травление в растворе для выявления цементита

ходе разливки может происходить увеличение содержание последнего (до 0,01 %). Выявленные причины науглероживания металла на ковше-печи после вакуумирования были учтены при опытно-промышленном опробовании — нагрев вели в шлаковом режиме, длительность нахождения плавки под током на ковше-печи была минимально возможной. Основные результаты внепечной обработки металла в печи ковше приведены в табл. 3.

Анализ структуры и свойств полученных особонизкоуглеродистых сталей. Микроструктура поперечных сечений всех исследованных образцов катанки диаметром 5,5 мм из особонизкоуглеродистой стали состоит из практически чистого феррита с включениями третичного цементита в виде относительно равномерно распределенных фрагментов сетки по границам зерен (не более 1/6 периметра зерен феррита, точечной и мелкоглобулярной сыпи). Характерный вид микроструктуры приведен на рис. 5. Такая структура способствует получению высоких значений пластических свойств катанки.

Размер действительного зерна и степень загрязненности неметаллическими включениями по ГОСТ 1778–70 (метод III) и по ASTM E45 (метод A) соответствуют требованиям, предъявляемым к низколегированным сталям типа C4D.

В результате механических испытаний установлено, что на металле катанки одной из плавов временное сопротивление составляет 321 МПа, а в двух других его значение весьма близко к заданному (354...362). Относительное сужение ψ составило 84...85 %, а относительное удлинение δ_5 — 42...44 %; δ_{10} — 33...36 %.

Механические свойства полученного металла с диаграммой временное сопротивление–общее удлинение для листовых сталей [4], в производстве которых наиболее часто используют особонизкоугле-

родистые составы, показало, что они соответствуют уровню высокопластичных сталей IF как по химическому составу, так и по свойствам.

Структура и свойства полученного металла обеспечивают выполнение процесса волочения катанки на метизных предприятиях без использования промежуточных отжигов, что значительно удешевляет ее передел. Кроме того, заготовка из металла такого состава может быть востребована при производстве низкоуглеродистых нержавеющей, жаропрочных и специальных сплавов.

Таким образом, подтверждена возможность производства в условиях СЗАО ММЗ с использованием установки вакуумирования особонизкоуглеродистых марок стали (за счет использования реакции вакуумно-кислородного обезуглероживания без дополнительного ввода кислорода в газообразном виде или в виде оксидов) с гарантированным содержанием углерода менее 0,01 %, а также низким количеством примесей и легирующих элементов, что обеспечивает высокие пластические свойства производимой катанки.

1. *Studies in development of clean steels. Part 1. Modeling aspects* // G. J. Hassall, K. G. Bain, R. W. Young, M. S. Millman // *Ironmaking & Steelmaking*. — 1998. — 25, № 4. — P. 273–282.
2. *Studies in development of clean steels. Part 2. Use of chemical analysis* // D. J. Dyson, A. J. Rose, M. M. Whitwood, D.P. Wilcox // *Ibid.* — 1998. — 25, № 4. — P. 279–286.
3. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. — М.: Металлургия, 1973. — 312 с.
4. Baker L. J., Daniel S. R., Parker J. D. *Metallurgy and processing of ultralow carbon bake hardening steels* // *Materials Science and Technology*. — 2002. — № 18. — P. 355–368.

СЗАО «Молдавский металлургический завод», Рыбница
Нац. металлург. акад. Украины, Днепропетровск
Поступила 26.12.2006



УДК 669.187.2

СОСТОЯНИЕ И ВЕКТОРЫ РАЗВИТИЯ ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА УКРАИНЫ

Г. Г. Ефименко, В. К. Постиженко

Представлен обзор развития электросталеплавильного производства в Украине. Показаны зависимости экономического развития страны от структуры металлургического производства. Проанализированы причины отставания электросталеплавильного производства Украины от мирового уровня. Научно обоснованы пути развития электросталеплавильного производства Украины.

Review of development of steel-making industry in Ukraine is presented. Dependencies of economical development of the country on structure of metallurgical production are shown. Reasons of lag of electric steel-making production of Ukraine behind the world level were analyzed. The ways of progress of the electric steel-making production in Ukraine are scientifically-grounded.

Ключевые слова: электросталеплавильное производство; железорудное сырье; непрерывная разливка; качественные стали; легирующие элементы

В период спада в производстве мировой металлургии (2001–2005 гг.) украинская металлургия

проявляла положительную динамику. В 2004 г. прирост по чугуну составил 5,4, по стали — 4,9 %, в сравнении с 2003 г. В мировой металлургии эти показатели достигали соответственно 7,1 и 9,1 %. Занимая в мировом рейтинге производителей рафинированной стали седьмое место, Украина в 2005 г. произвела 38,6 млн т стали [1]. Это обеспечило ей 40 % валютной выручки и составило 27 % промышленного производства Украины при рентабельности продукции 26,3 %. Объем внутреннего рынка металлопотребления страны составляет около 21 % всех объемов производства украинской металлургии. Поэтому металлургическое производство Украины носит ярко выраженный экспортно-ориентированный характер. Для сравнения, в Китае, занимающем первые места среди производителей металла и имевшем в 2002–2004 гг. 20 % прироста темпов производства стали, доля внутреннего потребления составляет около 90 %, в промышленно развитых странах объем внутреннего рынка потребления металлов достигает 80 %.

Для черной металлургии Украины характерной остается очень большая доля мартеновского производства (45 %), а также разливки стали в изложницы, в то время как на современных заводах эти технологии давно не используются (рис. 1, 2).

По этим и ряду других причин (низкое качество железорудного сырья, восстановителей, огнеупоров и энергоносителей; незначительная — примерно 3,6 % — доля электроплавки, сверхнормативные сроки эксплуатации и др.) удельные расходы энергии и материалов на 30...60 % уступают мировым показателям, что в совокупности с относитель-

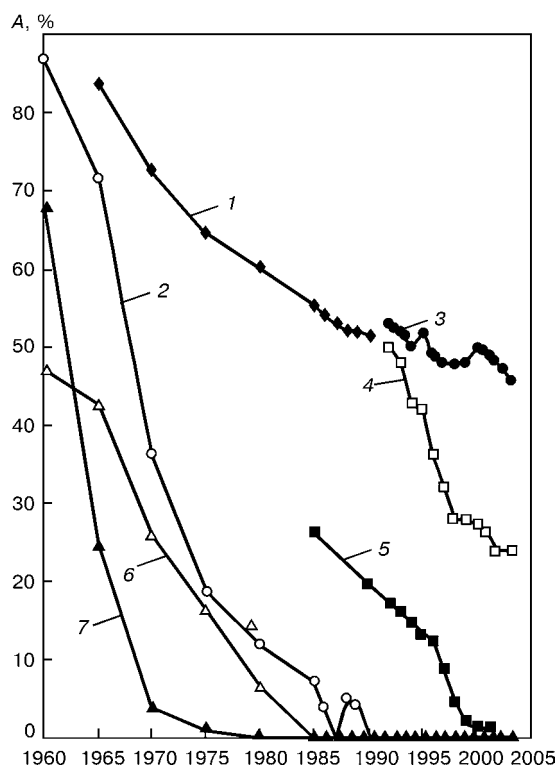


Рис. 1. Изменение доли мартеновского производства стали А с 1960 по 2005 г.: 1 — СССР; 2 — США; 3 — Украина; 4 — Россия; 5 — Китай; 6 — Германия; 7 — Япония

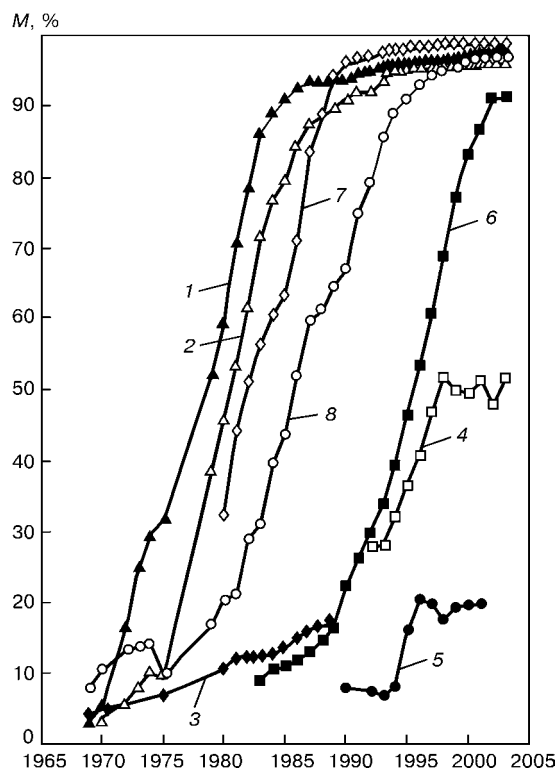


Рис. 2. Изменение доли непрерывно разлитой стали M с 1968 по 2005 г.: 1 — Япония; 2 — Германия; 3 — СССР; 4 — Россия; 5 — Украина; 6 — Китай; 7 — Южная Корея; 8 — США

но невысоким качеством металлопродукции снижает ее конкурентоспособность.

При этом потребности украинской экономики в большей мере удовлетворяются в продукции низких переделов, тогда как металлургическая продукция с высокой добавленной стоимостью в основном импортируется из других стран. Потребление стали в Украине в 2001 г. составляло 187,3 кг на человека (рис. 3).

Основная часть прибыли в металлургической отрасли развитых стран создается на этапе производства продукции высоких переделов с большой добавленной стоимостью на базе относительной дороговизны энергии и рабочей силы [2]. За счет высокой производительности труда центр прибыли переносится на производство продукции высоких переделов. До тех пор, пока дешевое сырье, электроэнергия, рабочая сила будут считаться конкурентным преимуществом, а именно таково нынешнее состояние украинской металлургии, невозможно решить задачу увеличения доли продукции с большей добавленной стоимостью.

Можно выделить ряд следующих проблем, свойственных современной металлургической отрасли Украины:

- высокая степень износа основных средств;
- преобладание продукции с низкой добавленной стоимостью в структуре производства;
- низкий технический уровень оборудования и технологии;
- невысокая производительность;
- малый уровень потребления металлов на человека.

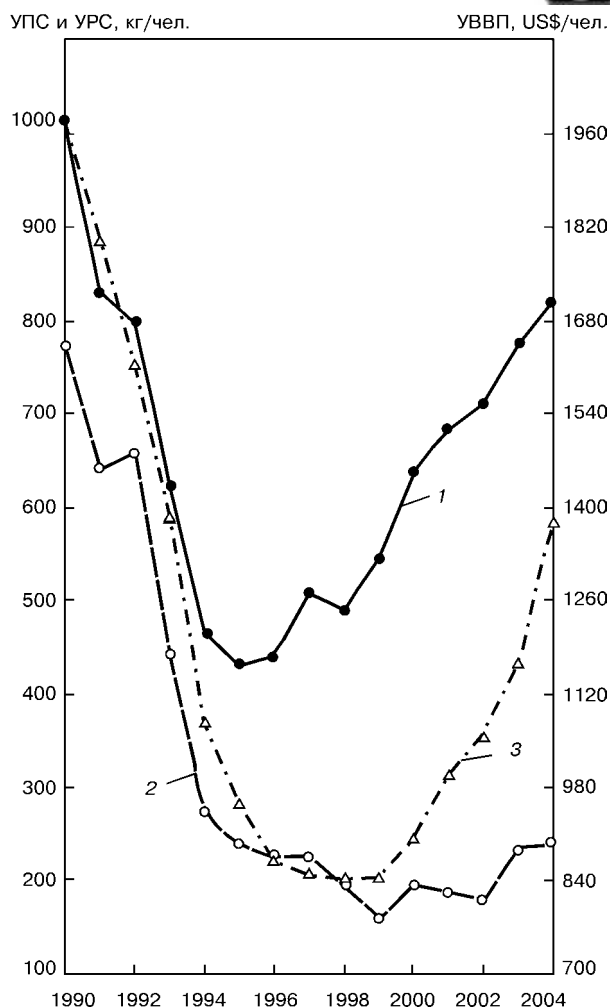


Рис. 3. Изменение удельного производства (УПС) и удельного расхода (внутреннего потребления стали) (УРС), а также удельного валового внутреннего продукта (УВВП) за период с 1990 по 2004 г.: 1 — УПС; 2 — УРС; 3 — УВВП

Нужно подчеркнуть, что перечисленные проблемы характерны для большинства стран-участниц мирового рынка металла.

Особо следует отметить, что глобализация мировой экономики выявила тенденцию перемещения экологически грязного производства в развивающиеся страны. Развитые страны концентрируют свои ресурсы на производстве товаров высокой степени переработки и завершенности, тогда как экологически опасное первичное производство перемещается в менее развитые страны, где производственные ресурсы относительно дешевы, а экологический контроль не развит [3].

Именно в силу указанных причин металлургическая промышленность Украины сохраняет свои позиции на мировом рынке.

В то же время, начавшийся в Украине в 2006 г. рост стоимости топливно-энергетических ресурсов, помимо повышения себестоимости украинской металлопродукции и (в ряде случаев) сокращения объемов производства (особенно мартеновской стали), вызывает необходимость в переориентации металлургических технологий на выпуск следующих видов продукции с высокой добавленной стоимостью:

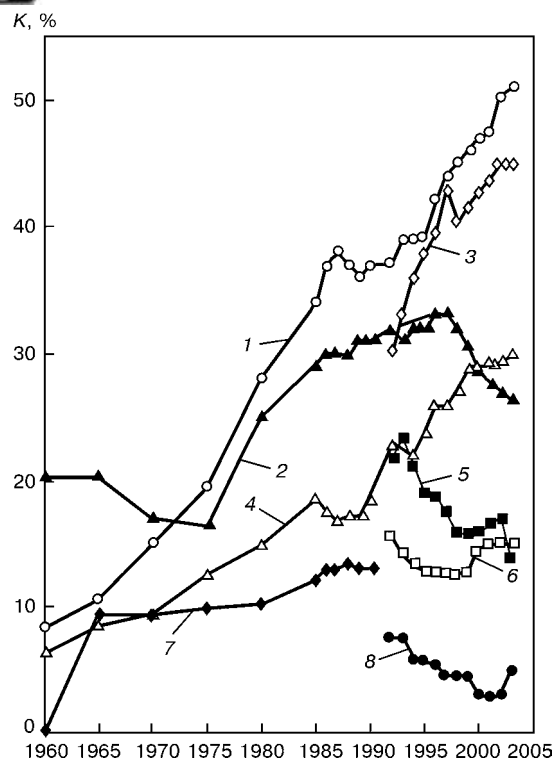


Рис. 4. Изменение доли электросталеплавильного производства K с 1960 по 2005 г.: 1 — США; 2 — Япония; 3 — Южная Корея; 4 — Германия; 5 — Китай; 6 — Россия; 7 — СССР; 8 — Украина

высококачественных легированных сталей;
листового и конструкционного проката коррозионно-стойких сталей;
трубной и листовой продукции с гальваническими и полимерными покрытиями;
продукции переплавных процессов специальной электрометаллургии.

Кабинет Министров Украины постановлением от 28 июля 2004 г. № 967 утвердил государственную программу развития и реформирования горно-металлургического комплекса Украины на период до 2011 г. Целью программы является обеспечение эффективного использования производственного и научно-технического потенциала горно-металлургического комплекса, определения приоритетных направлений структурной перестройки отрасли и реструктуризации производственных мощностей. Программой предусматривается осуществление следующих направлений развития сталеплавильного производства:

максимальное использование мощностей кислородно-конверторных цехов;

увеличение объема производства стали в электропечах в результате ввода в эксплуатацию новых и реконструкции действующих мощностей;

использование способов специальной электрометаллургии;

техническое переоснащение сталеплавильных цехов со строительством установок внепечной обработки стали печь-ковш и машин непрерывного литья заготовок;

разработка и внедрение в производство экономолегированных марок сталей с использованием отечественной сырьевой базы недефицитных легирующих компонентов.

Производство электростали в Украине в настоящее время в значительных объемах сосредоточено на двух заводах: «Истиль», г. Донецк и «Днепро-спецсталь», г. Запорожье. В 2005 г. на указанных предприятиях произведено 1320 тыс. т стали, в том числе на «Истиле» — 812 тыс. т, на «Днепрспецстали» — 508 тыс. т. Кроме того, около 60...70 тыс. т электростали производят литейные и ремонтные цеха металлургических предприятий.

В сталелитейных цехах машиностроительного комплекса страны сталь выплавляют как в мартеновских, так и в дуговых печах. На большинстве предприятий электросталь для литья производят в малотоннажных (3...6 т) электропечах небольшой мощности. Всего в сталелитейных цехах машиностроительных заводов установлено около 100 дуговых и индукционных электропечей. Общее производство электростали в Украине составляет около 1400 тыс. т в год — 3,6 % общего объема выплавляемой стали (рис. 4).

В рамках реализации национальной программы начата диверсификация сталеплавильного производства в направлении вывода из эксплуатации мартеновских печей ОАО «Нижнеднепровский трубопрокатный завод» и создания в его структуре электросталеплавильного комплекса ОАО «Днепровский металлургический завод», строительства современного электросталеплавильного комплекса по переработке окисленных окатышей Полтавского ГОКа на мощностях проектируемого завода «Ворскла-сталь» с объемом производства 3 млн т непрерывно литых заготовок в год с последующим сооружением прокатного комплекса.

Указанные предприятия планируют оборудовать комплексами непрерывной разливки стали и внепечной обработки на установках электропеч-ковш и вакууматор, что обеспечит снижение энергоемкости, повышение качества готового проката и выпуск конкурентоспособной продукции (путем повышения добавленной стоимости при высоком использовании существующей инфраструктуры, включая сохранение занятости высококвалифицированного персонала). При этом доля стали, выплавляемой электропечным способом, возрастет с 3,6 в 2005 г. до 17,4 % (без учета ввода проектируемых электросталеплавильных мощностей на ОАО «ДМЗ им. Петровского»), что изменит структуру не только металлургического производства Украины в направлении мировых тенденций развития черной металлургии, но и металлопотребления внутреннего рынка путем увеличения импортозамещающих технологий.

Очевидно, что в рамках задач национальной программы увеличение объемов производства электростали планируется осуществить путем развития крупнотоннажного производства стали рядового



назначения посредством использования плавильных агрегатов с увеличенной до 130...200 т емкостью печи и последующим получением длинномерного проката [4].

Вне сферы национальной программы остаются проблемные вопросы металлургии стали и сплавов специального назначения, совершенствования технологий и модернизации малотоннажных печей, преобладающих в парке плавильного оборудования литейных и металлургических производств машиностроительного комплекса, составляющих основу плавильных мощностей единственного в Украине завода качественных сталей — «ОАО «Днепроспецсталь».

При выплавке стали в указанных агрегатах удельный расход электроэнергии составляет 850...1000 кВт·ч/т, что в 2,0...2,5 раза превышает показатели крупнотоннажных печей черной металлургии. При эксплуатации данных плавильных агрегатов практически не реализуются вопросы соблюдения экологической безопасности металлургического производства, исключены технологии повышения качества металлопродукции посредством внепечной обработки металла. Последнее является причиной повышенной металлоемкости и, как следствие, снижения конкурентоспособности продукции машиностроения.

Альтернативой малоэффективному плавильному оборудованию малотоннажных производств является внедрение дуговых печей и двух электродных установок внепечной обработки печь—ковш постоянного тока.

Упомянутые конструкторские и технические решения создают предпосылки не только для повышения технико-экономических показателей производства, но и для расширения марочного сортамента продукции в аспекте производства высоколегированных сталей. Высокая значимость металлургии легированных сталей в современном машиностроении усиливает роль ее внутренних проблем и выводит их решение за рамки отдельного предприятия, региона. Этому способствуют процессы глобализации производства, экспорта, импорта и потребления металлопродукции.

В такой ситуации, помимо повышения добавленной стоимости как положительного фактора конкурентоспособности на внешнем рынке, возрастает доля потребления металла на внутреннем рынке за счет увеличения импортозамещающей металлопродукции для нужд отечественного машиностроения.

Объемы производства специальных высококачественных металлов, сплавов с особыми свойствами, композиционных материалов, как правило, небольшие (1,0...1,5 % общего объема производства черной металлургии), однако высокая добавленная стоимость делает их производство экономически выгодным.

Наиболее высокого качества стали с определенными функциональными свойствами можно достичь лишь при легировании ее рядом высокоэффективных легирующих элементов, входящих в составы

ферросплавов различных видов и марок. Высококачественные стали и сплавы содержат 6...8 легирующих элементов в различных сочетаниях.

Суммарная электрическая мощность ферросплавных печей трех ферросплавных заводов Украины составляет 1780 МВ·А (в России 1030 МВ·А) — Никопольского ОАО «НЗФ» 1000 МВ·А, Запорожского ОАО «ЗФЗ» 467 МВ·А, Стахановского ОАО «СФЗ» 220 МВ·А, ООО «Побужский ферроникелевый комбинат» («ПФК») 100 МВ·А и т. д. На заводах Украины выплавляют в основном марганцевые ферросплавы и ферросилиций, а на ООО «ПФК» — ферроникель. Вместе с тем для выплавки низко-, средне- и высоколегированной стали различных марок, функционального назначения и эксплуатационных характеристик требуется, чтобы сталь была легирована одним или несколькими ферросплавами в разнообразном сочетании, перечень которых включает свыше 10...12 металлов (марганец, кремний, хром, никель, вольфрам, молибден, ванадий, титан, ниобий, церий, бор, кальций, редкоземельные металлы и др.).

Поэтому большинство электроферросплавов, кроме марганцевых и ферросилиция, импортируются из России, Казахстана и других стран. Причинами сложившейся ситуации с производством ряда ферросплавов являются отсутствие минеральных видов сырья, а также полной загрузки всех ферросплавных печей.

С учетом требований рыночной экономики в отношении повышения качества стали в настоящее время необходимы инвестиции в создание ферросплавного производства для выплавки сплавов, содержащих ванадий, вольфрам, молибден и прежде всего феррохром широкого марочного сортамента. Производство ферросплавов указанных видов можно организовать в Украине за счет использования импортных руд и концентратов с получением значительного экономического эффекта. Лучшим примером здесь является производство электропечного ферроникеля на ОАО «ПФК» (18...23 % Ni) с использованием новокаледонской никелевой руды (2,0...2,5 % Ni), хотя комбинат проектировался для выплавки ферроникеля (5...8 % Ni) побужской бедной руды (0,9...1,1 % Ni). Несмотря на высокую стоимость и затраты электроэнергии, большие транспортные расходы, производство ферроникеля с использованием импортной никелевой руды характеризуется высокой экономической эффективностью.

Реализуя повышение энергопотребления в электросталеплавильном и ферросплавном производствах целесообразно избыток электроэнергии, экспортируемой Украиной в настоящее время, и планируемое увеличение производства электроэнергии на атомных электростанциях использовать при производстве высококачественных легированных сталей и «элитных» ферросплавов, что, безусловно, повысит потенциал и эффективность металлургической отрасли Украины в целом.



Выводы

1. Показано, что тенденции и перспективы развития мировой металлургии подтверждают необходимость реструктуризации металлургического производства Украины, имеющего экспортоориентированный характер.

2. Установлено, что структура и состояние металлургической отрасли Украины требуют более динамичного развития электросталеплавильного производства как в плане увеличения объема выплавляемой электростали, так и расширения сортамента качественных высоколегированных сталей.

3. Рассмотрены следующие приоритетные направления электросталеплавильного производства: реорганизация; увеличение доли продукции с высокой добавленной стоимостью; максимально возможная переориентация производства на удовлетворение внутреннего рынка и увеличение импортозамещающих технологий.

4. Определено, что одним из кардинальных направлений модернизации структуры черной металлургии Украины является создание на государственном уровне механизмов финансово-кредитных отношений, стимулирующих производителей стали проводить техническое и технологическое перевооружение электросталеплавильных и электроферросплавных мощностей предприятий.

1. *International Iron & Steel Institute* — Statistics: <http://www.worldsteel.org/figures.php>.
2. Колпаков С. В. Перспективы развития мировой металлургии // Металлургия машиностроения. — 2005. — № 3. — С. 15–23.
3. Ефименко Г. Г., Самарай В. П., Клименко В. А. Жизнь после глобализации // Металл. — 2004. — № 9. — С. 6–10.
4. Сафонов В. М., Смирнов А. Н. Современная электродуговая печь: основные параметры и концептуальные решения // Электрометаллургия. — 2005. — № 6. — С. 11–13.

Нац. техн. ун-т Украины «КПИ», Киев

Поступила 21.12.2006

Памяти академика Николая Павловича Лякишева



18 ноября 2006 г. из жизни ушел Николай Павлович Лякишев — ученый-металлург и материаловед, крупный организатор науки.

Н. П. Лякишев родился 5 октября 1929 г. После окончания Московского института стали и сплавов он начал свою научную деятельность в 1954 г. в Центральном научно-исследовательском институте черной металлургии им. И. П. Бардина, где прошел путь от младшего научного сотрудника до директора института. В 1987 г. Николай Павлович возглавил

Институт металлургии им. А. А. Байкова Российской академии наук, а в последние годы был научным руководителем этого учреждения.

Обширные научные знания, незаурядный талант ученого, колоссальную энергию и огромные организаторские способности Николай Павлович целеустремленно направлял на решение важнейших проблем черной металлургии страны. Он автор более 300 научных монографий, статей, изобретений и патентов. Результаты своих исследований Н. П. Лякишев блестяще докладывал на многочисленных отечественных и международных конференциях и симпозиумах.

Н. П. Лякишевым выполнены глубокие фундаментальные работы по проблемам технологии ферро- и силихрома, в области металлургических процессов, реализованные в промышленном производстве различных ферросплавов. Им внесен существенный вклад в разработку и промышленное внедрение экономнолегированных трубных сталей для магистральных газопроводов высокого давления, в том числе эксплуатируемых в районах Крайнего Севера. С его именем связаны успехи в разработке и внедрении оборудования и способов промышленного получения

сплавов с аморфной микрокристаллической структурой, производство которых широко освоено в промышленном масштабе. Н. П. Лякишев был одним из инициаторов освоения на предприятиях черной металлургии прогрессивного способа прямого получения железа из окатышей.

Научные достижения академика Н. П. Лякишева известны каждому ученому-металлургу и специалистам металлургической отрасли России, стран СНГ и дальнего зарубежья. Двадцать пять лет Николай Павлович активно трудился в Академии наук СССР, Российской академии наук, был членом Президиума РАН. Он был избран иностранным членом Национальной академии наук Украины и Китайской академии наук, почетным доктором Национальной металлургической академии Украины. В Научном совете по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук Н. П. Лякишев был председателем секции «Материалы на основе железа».

Николай Павлович Лякишев был кавалером ряда государственных наград, лауреатом Ленинской премии и государственных премий СССР, Премии Правительства Российской Федерации, Премии имени Евгения Оскаровича Патона. За выдающийся вклад в укрепление сотрудничества ученых Украины и России академик Н. П. Лякишев был награжден Почетной грамотой Кабинета Министров Украины.

Николай Павлович Лякишев — видный ученый и прекрасный человек — оставил в сердцах знавших его ученых и специалистов добрую, светлую память и неизбывную боль утраты.

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

Редколлегия и редакция журнала

«Современная электрометаллургия»



УДК 669.187.58.001.5

ПОВЫШЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ОТХОДОВ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СПОСОБАМИ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ

И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая,
В. М. Симановский, Г. Ф. Мьяльница

Одновременно с системой усовершенствования внутризаводского учета, классификации и паспортизации отходов на примере предприятия НПКГ «Зоря»–«Машпроект» (г. Николаев) авторами предложена новая технология фильтрации и рафинирования расплава при вакуумном переплаве некондиционных отходов многокомпонентных никелевых сплавов в серийном плавильном агрегате ПМП-4М с целью получения вторичной шихтовой заготовки. Процесс предусматривает выдержку жидкого металла в специально сконструированной многоуровневой форме с керамическим фильтром. Это обеспечивает эффективную зонную очистку металла за счет отеснения примесей с фронта кристаллизации с последующим удалением проблемной зоны литой заготовки путем механической обработки. Проведенные организационно-технические мероприятия при опытно-промышленном опробовании предложенной технологии показали возможность повышения коэффициента использования литейных отходов при литье изделий от 30...40 по массе шихты до 70...80 % в зависимости от типа изделий.

Simultaneously with a system of improving the inplant accounting, classification and certification of waste on the example of enterprise «Zorya»–«Mashproekt» (Nikolaev city), the authors have suggested a new technology of filtering and refining of molten metal in vacuum remelting of off-grade waste of multi-component nickel alloys in the serial melting unit PMP-4M to produce a secondary charge billet. The process envisages the holding of molten metal in a specially-designed multi-level mould with a ceramic filter. This provides an effective zonal purification of metal due to forcing-out of impurities from the crystallization front with a subsequent removal of a problematic zone of a cast billet by mechanical treatment. The carried out organizational-technical measures at experimental-industrial testing of the suggested technology showed the feasibility of increasing the utilization factor of waste in casting of products from 30...40 % by charge mass up to 70...80 % depending on the type of products.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы; литейные отходы; лопатки ГТД; вакуумно-индукционный переплав; электронно-лучевой переплав; модифицированная керамика

Введение. В технологическом цикле изготовления литых и деформированных деталей газотурбинных двигателей (ГТД) применяют дорогостоящие жаропрочные сплавы на никелевой, кобальтовой и железной основах, производство которых отсутствует в Украине.

В то же время отечественная промышленность располагает крупными центрами изготовления стационарных (энергетических) и транспортных (авиация, судостроение) газовых турбин (ГП НПКГ «Зоря»–«Машпроект», г. Николаев, ОАО «МоторСич», ЗМКБ «Прогресс», г. Запорожье, «Турбоатом», г. Харьков), чем объясняется актуальность решения технологических задач по эффективному использованию первичных материалов и восстанов-

лению образующихся отходов. Выбор технологии передела литейных и механических отходов целиком зависит от их четкого предварительного ранжирования не только по маркам сплавов, количеству, но и по степени загрязненности инородными примесями (остатки формовочных и стержневых керамических масс, вредные примесные элементы, газы и т. п.).

В настоящей работе с целью повышения эффективности использования дорогостоящих отходов жаропрочных сплавов на никелевой и железной основах авторами проведен анализ внутризаводской учетной документации образования и динамики накопления литейных отходов различных видов продукции (сопловые и рабочие лопатки, стойки, обтекатели и др.) на примере ГП НПКГ «Зоря»–«Машпроект» и предложена усовершенствованная система классификации и паспортизации литейных

Таблица 1. Полный химический состав жаропрочных сплавов ЧС88У и IN 738 LC разных производителей, согласно действующим стандартам [1–3]

Элемент	CM88UVI «First Rixson»	ЧС88УВИ Россия, Ступино	IN 738 LC	Элемент	CM88UVI «First Rixson»	ЧС88УВИ Россия, Ступино	IN 738 LC
Массовая доля элемента, %							
Ni	Основа	59,88	Основа	Ta	0	0,030	1,600
C	0,09	0,084	0,10	P	0,006	0,005	0,005
Cr	15,43	15,56	16,00	S	0,001	0,002	0,001
Co	10,97	8,59	8,30	Ga	< 0,002	0,001	–
Mo	2,13	0,76	1,70	In	0	1·10 ^{–5}	–
Fe	0,08	0,49	0,13	Mg	< 0,005	0,002	< 0,005
Al	3,16	3,90	3,50	Ag	< 1·10 ^{–4}	1·10 ^{–5}	< 1·10 ^{–5}
Ti	4,76	3,99	3,40	N	8·10 ^{–4}	0,006	0,002
B	0,093	0,011	0,10	O	0,0015	0,0014	6·10 ^{–4}
W	5,35	6,38	2,70	As	< 0,0015	3,8·10 ^{–4}	–
Nb	0,26	0,29	0,90	Bi	< 5·10 ^{–4}	6,27·10 ^{–4}	< 1·10 ^{–5}
Zr	0,04	0	0,40	Pb	< 5·10 ^{–5}	7,5·10 ^{–4}	< 3·10 ^{–5}
Hf	0,50	0,029	–	Sb	< 2·10 ^{–4}	1,4·10 ^{–4}	–
Y	0,03	–	–	Se	< 1·10 ^{–4}	3,7·10 ^{–5}	–
Ce	0,015	–	–	Sn	< 0,002	0,0024	–
Cu	0,01	–	< 0,20	Te	< 5·10 ^{–5}	0,0016	< 5·10 ^{–5}
Si	0,03	0,07	< 0,10	Tl	< 2·10 ^{–5}	2·10 ^{–6}	Не определяются
Mn	0,01	0,06	< 0,20	Zn	< 4·10 ^{–4}	6·10 ^{–5}	»

Примечание. Массовая доля Hg, Ge, Au, K, Na, U, Th составляет ≤50 ppm.

отходов, образующихся при производстве деталей энергетических и транспортных ГТД.

Состояние вопроса, материалы и технологические процессы. Следует отметить, что в последние годы основным поставщиком коррозионно-стойких жаропрочных сплавов, используемых при изготовлении лопаток ГТД с ресурсом 5000... 10000 ч, для энергетики и газоперекачивающих электростанций является Челябинский металлургический комбинат; для судовых и энергетических турбин с большим ресурсом (до 100000 ч) — такие известные фирмы, как «INCO», «First Rixson» (обе Великобритания) и «Teledyne» (США). Так, начиная с 2000 г. фирма «First Rixson» поставляет на предприятие сплавы CM88UVI (российский аналог — сплав ЧС88УВИ), CM104VI (ЧС104ВИ), CM648VI (типа ВХ4Л) (табл. 1).

Примером эффективной реализации малоотходного производства на зарубежных предприятиях является технологическая цепочка, установленная между заводом-изготовителем сплавов (фирмой «First Rixson») и предприятием-изготовителем ГТД («Howmet», Великобритания). Так, для выплавки вторичной шихтовой заготовки фирма «First Rixson» использует от 10 до 50 % отходов производства фирмы «Howmet» (литейных и механических), предварительно рассортированных по плавкам и прошедших очистку от керамики. Такая сортировка отходов обеспечивает вторичной шихтовой заготовке соответствие химического состава, включая примеси, стандарту [1] на жаропрочные сплавы типа IN 738.

В отечественной практике тщательно контролируемую систему возвращения отходов литейного производства для изготовления шихтовой заготовки удалось применить только для некоторых особо дорогостоящих ренийсодержащих сплавов (типа ЖС32) на ЗМКБ «Прогресс» (г. Запорожье).

Для остальных украинских предприятий отрасли экономически нецелесообразно возвращать отходы на зарубежные металлургические предприятия-изготовители сплавов. А внутризаводская технология использования собственных отходов литейного производства до настоящего времени предусматривает добавление к первичной заготовке только 30... 50 мас. % кондиционных отходов при выплавке изделий способом вакуумно-индукционного переплава.

Такой способ переплава не может обеспечивать эффективное рафинирование расплава от примесей, включая тугоплавкую керамику, щелочные металлы, газы и т. п. При указанной схеме производственного цикла для повышения коэффициента использования отходов необходима разработка как эффективной рафинирующей технологии внутризаводского процесса регенерации отходов, так и рациональной системы классификации и паспортизации отходов для каждого предприятия в соответствии с видами продукции.

Анализ технических условий зарубежных фирм на жаропрочные сплавы [1, 2] относительно допустимого количества примесных элементов, в том числе цветных металлов (свинец, висмут, теллур, галлий, селен, кремний и другие, суммарно до 0,05 мас. %), свидетельствует о необходимости их

Таблица 2. Структура расхода сплавов при изготовлении лопаток ГТД, %*

Марка сплава	Выход годного, %	Некондиционные отходы		Кондиционные отходы		Отходы при механической обработке	Угар и безвозвратные потери	Суммарное количество отходов
		По лопаткам	Литейные чаши	По лопаткам	Литники, питатели			
ЧС70	34	8,2	20,3	9,3	17,1	8	3,1	66
ЧС88У	32	9,6	19,4	12,6	13,2	10	3,2	68
ЧС91	43	6,6	20,8	7,3	10,0	9	3,3	57
ЧС104	32	8,1	20,8	9,2	16,7	10	3,2	68
ЭК9	37	7,2	20,0	8,5	16,3	8	3,0	63
ЭП648	42	5,3	20,5	6,1	12,9	10	3,2	58
Среднее значение	37	7,4	20,3	8,7	14,3	9,1	3,2	63

* За 100 % принято количество загружаемой шихты.

строного контроля в литом изделии. К сожалению, отечественные стандарты не предъявляют таких строгих требований к первичным заготовкам сплавов.

Согласно существующим стандартам, суммарное количество примесей, внесенных с исходными шихтовыми материалами, может составлять более 1 % массы сплава. Кроме того, в процессе непосредственной выплавки изделий ощутимым источником загрязнения могут служить неметаллические включения, попадающие из футеровки плавильного тигля, представляющего собой плавленый магнезит (выплавка шихтовой заготовки) и муллито-корундовые тигли (выплавка изделий) [4]. В связи с этим важнейшее значение приобретают разработка и использование в производственном цикле новых термостабильных и термостойких керамических материалов) [4].

Как показывает проведенный на предприятиях отрасли анализ, количество образующихся кондиционных отходов при выплавке изделий рассматриваемого сортамента в среднем составляет 23 % общей массы расходуемой шихты (табл. 2). Некондиционные отходы, к которым относятся литейные чаши с остатками керамической сетки для фильтрации металла и лопатки, отбракованные при ЛЮММА-контроле за счет дефектов внутренних полостей, составляют в среднем 28 % массы расходуемой шихты независимо от марки сплава. Таким образом, результаты статистического анализа показали, что суммарное количество образующихся отходов при выплавке лопаток ГТД в среднем составляет 60...70 % массы загружаемой шихты, из них до настоящего времени допустимо было из-за отсутствия системного учета отходов и эффективного процесса регенерации использовать повторно не более 30...40 %.

Для экономически обоснованного решения проблем по полноценному восстановлению кондиционных и некондиционных отходов жаропрочных сплавов, отбракованных в том числе и по химическому составу, авторы предлагают технологию двухстадийного переплава жаропрочных сплавов с включением в технологическую цепочку разработанного

на ГП НПКГ «Зоря-Машпроект» совместно со ФТИМС НАНУ так называемого способа направленного зонного переплава [5].

В качестве литейного агрегата применяли горизонтальную вакуумную печь сопротивления ПМП-4М. Для обеспечения первичной механической фильтрации расплава от крупных неметаллических включений использовали стандартный керамический фильтр марки К657-2783ЧИ, вставленный в верхнюю часть специально разработанной многоуровневой корундовой формы, позволяющей непосредственно в ней проводить фильтрацию.

Рафинирование расплава от неметаллических включений происходит за счет наличия в горизонтальной печи трех термических зон (нагрев, плавление и кристаллизация). Скорость кристаллизации при стационарном режиме регулируется скоростью передвижения форм с расплавленным металлом вдоль печи из одной зоны в другую. В соответствии с термодинамическими характеристиками сплавов, температура расплава поддерживается на уровне, не превышающем 1460 °С. Термический градиент на фронте роста зерен составляет 15...20 °С/см, что способствует отторжению примесных элементов на границу фронта кристаллизации и в дальнейшем позволяет удалять их путем механической обработки заготовки.

В процессе кристаллизации расплава в заданных термовременных параметрах практически не зафиксировано выделение в межзеренном пространстве глыбообразных карбидных фаз, являющихся концентраторами напряжений и стимулирующих зарождение микротрещин.

При сохранении эффекта рафинирования расплава от газов и неметаллических включений в процессе кристаллизации и после затвердевания заготовки важным является правильный выбор огнеупорных материалов и технологии получения тиглей, фильтров и литейных форм. Критерием работоспособности огнеупорных материалов прежде всего служит степень контактного взаимодействия между огнеупором и расплавом.

Проведена серия экспериментов по исследованию межфазного взаимодействия таких материалов, как кварц, дистенсилиманит, корунд, циркон, алюмомагнезиальная шпинель с расплавами жаропрочных сплавов марок ЧС70, ЧС88У и ЧС104. Опытные плавки проводили в промышленной вакуумно-индукционной печи УППФ-2 по регламентированному на предприятиях-производителях лопаток ГТД для каждой марки сплавов технологическому режиму (давление в печи 1,2... 2,5 Па, температура заливки в формы 1560... 1580 °С, температура формы 800 °С). Основным параметром, характеризующим степень взаимодействия, выбрана глубина зоны измененного слоя отливки (так называемая зона контакта), измеряемая при помощи металлографического микроскопа. Структурно-химические особенности зоны контакта изучали методами микрорентгеноспектрального анализа, оже-спектроскопии, оптической металлографии, также измеряли микротвердость отливки вдоль поперечного разреза образцов. Исследования показали, что глубина зоны составляла от 0,5... 5,0 при взаимодействии с алюмомагнезиальной шпинелью до 150... 200 мкм для кварца и убывала в ряду кварц-дистенсилиманит-циркон-корунд-алюмомагнезиальная шпинель.

При анализе структурных изменений контактной зоны обнаружено отсутствие в ней выделений карбидов, что свидетельствует об обеднении углеродом зоны взаимодействия. В ходе микрорентгеноспектрального анализа в приповерхностной зоне зафиксировано снижение содержания таких элементов, как алюминий, титан, хром. Вероятно, механизм взаимодействия сплава с формой обусловлен окислением компонентов сплава (углерода, алюминия и титана кислородом), выделившихся при диссоциации SiO_2 из формы, и перераспределением этих элементов в приповерхностной зоне отливок.

На основе полученных результатов с учетом использования в качестве связующих при изготовлении форм для получения лопаток ГТД преимущественно гидролизованного этилсиликата или си-

ликогелей (источники слабоструктурированного аморфного SiO_2) нами разработан способ связывания SiO_2 в более термостабильные соединения [6].

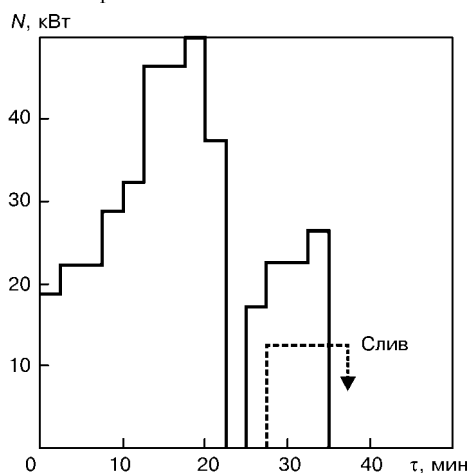
Авторами экспериментально показано, что для связывания SiO_2 эффективным модификатором может служить тонкодисперсный порошок металлического алюминия. Это позволяет при термообработке форм перевести SiO_2 в алюмосиликат-муллит. Так, глубина измененного слоя отливки, залитой в корундовую форму со связующим этилсиликатом, содержащим 14... 16 % SiO_2 , составила 30... 40 мкм, в отличие от таковой, залитой в модифицированную форму (20... 25 мкм).

Испытания образцов на кратковременную и длительную прочность показали, что температура ниже 800 °С и глубина контактной зоны в пределах 40 мкм не оказывают существенного влияния на значения механических характеристик, однако усталостная прочность образцов, залитых в формы из различных материалов, имеет явную зависимость от глубины зоны контакта. Так, предел выносливости на базе $2 \cdot 10^7$ циклов при температуре 800 °С сплава ЧС70 составил для образцов, залитых в форму без модификатора, 400... 420 МПа, а с применением модификатора — 430... 440 МПа. Аналогичная тенденция зафиксирована при испытаниях образцов из сплавов ЧС88У [7].

На основе результатов проведенных исследований по выбору огнеупорных материалов для изготовления фильтров и тиглей рекомендовано использование корунда и алюмомагнезиальной шпинели. В условиях производства отработан технологический процесс изготовления оболочковых форм из модифицированной керамики.

Для повышения степени очистки вторичной шихтовой заготовки при изготовлении наиболее ответственных деталей ГТД (рабочие лопатки первой и второй ступеней) рекомендовано проводить после зонной очистки вторую стадию рафинирующего переплава полученной заготовки разработанным во ФТИМС НАНУ способом совмещенной плавки [8], который предусматривает переплав отходов в вакуумно-индукционной установке, смонтированной на базе серийной промышленной печи УППФ-3М.

Плавка шихты и перегрев расплава производятся в керамическом тигле путем индукционного нагрева, а рафинирование и термовременная обработка — за счет дополнительного электронно-лучевого обогрева расплава с помощью установленной электронно-лучевой пушки [9]. Технологические режимы переплава варьируются в зависимости от соотношения кондиционных и некондиционных отходов, применяемых при изготовлении вторичной заготовки. При проведении плавки (рисунок) с целью сокращения времени оплавления негабаритной кусковой шихты мощность вакуумно-индукционного индуктора поднимали до максимума (50 кВт). После наведения жидкометаллической ванны для удаления шлака с поверхности и интенсификации процесса рафинирования расплава дополнительно к



Режимы проведения плавки сплава ЧС88У; сплошной линией обозначен вакуумно-индукционный нагрев; штриховой — электронно-лучевой; N — мощность; τ — время плавки



вакуумно-индукционному нагреву включали электронно-лучевую пушку и прогревали ванну лучом для более полного испарения шлака с поверхности. Интегральная температура ванны после этих манипуляций составляла 1600... 1700 °С.

Эффективность нового способа была проверена при рафинировании кондиционных отходов жаропрочных коррозионно-стойких сплавов, используемых для изготовления лопаток авиационных, судовых и стационарных двигателей [10, 11]. Установлено, что совмещенная плавка обеспечивает эффективное снижение в сплавах газов, примесных элементов и неметаллических включений для всех исследованных типов сплавов, а также способствует измельчению структуры и очищению границ зерен в сравнении с отливками, полученными по стандартной технологии.

Так, сера и фосфор относятся к наиболее вредным примесям, образующим легкоплавкие эвтектики из сульфидов и фосфатов некоторых металлов, поэтому их содержание в сплавах строго ограничивается в соответствии с действующими стандартами концентрацией 0,01... 0,001 %. Важно подчеркнуть, что для сплава ЧС88У при соотношении кондиционных и некондиционных отходов в шихте 1:1 после двухстадийного переплава по приведенному режиму зафиксирована тенденция к снижению содержания фосфора в сплаве (от 0,005 в первичной шихтовой заготовке до 0,0037 % во вторичной), а количество серы не превышает заданного стандартом уровня.

Что касается выхода годного металла, который оценивали отношением массы металла в заготовках к массе загрузки отходов, то при рафинировании кондиционных отходов способом ВИП+ЭЛП он составляет 98, а некондиционных в смеси с кондиционными — 89,5 %. При переплаве некондиционных отходов способом направленного зонного переплава выход годного также составляет 89,5 %. Хотя переплав некондиционных отходов сопровождается значительно большими безвозвратными потерями металла, по сравнению с кондиционными, использование разработанной технологии является эффективным, поскольку позволяет вернуть в производство около 90 % отходов.

Выводы

1. Проведен анализ внутриваровской учетной документации образования и динамики накопления литейных отходов при производстве литых деталей ГТД (сопловые и рабочие лопатки, стойки, обтекатели и др. на базе предприятия ГП НПКГ «Зоря» — «Машпроект»). Согласно полученным данным образования кондиционных и некондиционных отходов (количество, степень загрязненности), составлены нормы соотношения их при переплаве во вторичную шихтовую заготовку, даны рекомендации допустимого содержания типов отходов соответс-

твенно каждой марке сплавов с учетом ответственности изготавливаемой детали.

2. Показано, что существенное повышение (до 90 % по массе шихты) коэффициента использования некондиционных отходов достигнуто путем разработки и опробования технологии зонного переплава отходов жаропрочных сплавов в горизонтальном плавильном агрегате ПМП-4 с использованием оригинальной конструкции многоуровневой керамической формы, позволяющей проводить первичное механическое рафинирование расплава за счет вставного керамического фильтра. Термический градиент на фронте роста зерен, составляющий 15... 20 °С/см, способствует отторжению примесных элементов на границу фронта кристаллизации и в дальнейшем позволяет удалять их путем механической обработки заготовки.

3. Исследования показали, что главной причиной взаимодействия расплава с материалом формы является SiO₂ связующего — гидролизованного этилсиликата. Для устранения этого явления разработана технология связывания SiO₂ (муллита), который является термохимически стабильным материалом и не взаимодействует с расплавом.

1. *Standard AMS 2280A. Trace elements control. Nickel alloys castings.* — Issued 01.07.1992
2. *Инструкция И ЖАКИ. 105.015-89: Система качества. Отливки из жаропрочных сплавов вакуумной заливки. Технические требования. Правила приемки и методы контроля.* — Введ. на НПП «Машпроект» в 1989 г. — Николаев, 2001. — 90 с.
3. *105.509-2001. Инструкция М ЖАКИ. Сплавы жаропрочные литейные для лопаток газовых турбин (Паспорт сплава ЧС88УВИ).* — Введ. на НПП «Машпроект» в 2001 г. — Николаев, 2001. — 16 с.
4. *Степанов В. М., Шаев О. В., Трефилов А. Ф.* Исследование возможности применения муллито-карбокорундовых тиглей для литья лопаток ГТД на печах УППФ // *Авиационные материалы. Прогрессивные процессы литья охлаждаемых лопаток.* — М.: ОНТИ ВИАМ, 1981. — Вып. 6. — С. 16-19.
5. *Добкина Ю. Г.* Специальная конструкция многоуровневой формы с фильтрацией расплава для утилизации суперсплавов // *Процессы литья.* — 2001. — № 1. — С. 68-74.
6. *Симановский В. М.* Теоретические основы получения литейных форм и стержней на основе модифицированной керамики // *Там же.* — 2001. — № 2. — С. 41-47.
7. *Симановский В. М.* Исследование взаимодействия контактной зоны металл-форма для жаропрочных сплавов // *Там же.* — 2000. — № 3. — С. 83-85.
8. *Myalnitsa H., Dobkyna Yu.* Thermal stability of superalloys structure after cast waste recovery // *Proc. 6th World Congr. on R'2002 (Recovery, Recycling, Reintegration).* — Geneva (Switzerland), 2002. — P. 5.
9. *Установка для совмещенной индукционной и электронно-лучевой плавки металлов и сплавов* / Ю. Ф. Аникин, А. Д. Жежера, С. В. Ладохин, Т. В. Лапшук // *Металл и литье Украины.* — 1998. — № 5-6. — С. 8-10.
10. *Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных ГТД* / Под ред. С. И. Яцыка. — М.: Машиностроение, 1995. — 256 с.
11. *Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей* / Под ред. А. Г. Братухина, Г. К. Язова, Б. Е. Карасева. — М.: Машиностроение, 1997. — 416 с.

Физико-технолог. ин-т металлов и сплавов

НАН Украины, Киев

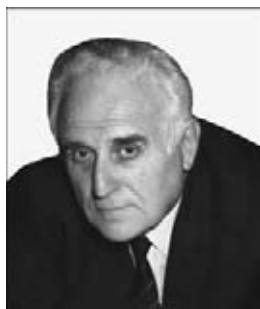
НПКГ «Зоря» — «Машпроект», Николаев

Поступила 04.10.2006



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

И. К. ПОХОДНЕ — 80 лет!



Игорь Константинович Походня — известный украинский ученый в области металлургии и технологии металлов, материаловедения, электросварки, видный общественный деятель, крупный организатор науки, академик Национальной академии наук Украины, лауреат Государственных премий СССР и Государ-

ственной премии Украины в области науки и техники, премии Совета Министров СССР, премии им. Е. О. Патона и премии им. Н. Н. Доброхотова НАН Украины, профессор, доктор технических наук, заслуженный деятель науки и техники Украины. Он является представителем всемирно известной научной школы, созданной Е. О. Патонам и Б. Е. Патонам. С именем И. К. Походни связаны фундаментальные исследования физикохимических процессов дуговой сварки, разработка новых высокопроизводительных процессов механизированной сварки и наплавки. И. К. Походня создал научную школу в области металлургии и технологии сварки, внес огромный вклад в развитие важнейших разделов теории дуговой сварки и в создание наукоемких технологий и прогрессивных сварочных материалов, в становление отечественного производства сварочных материалов. Он проводит активную деятельность по реализации научных идей в конкретные разработки и их широкомасштабному внедрению во многие отрасли народного хозяйства.

Игорь Константинович родился 24 января 1927 г. в Москве. В 1930–1941 гг. жил и учился в Минске. Во время Великой отечественной войны эвакуировался в Тамбовскую область (Россия). Работал чернорабочим, затем трактористом. В 1944 г. экстерном окончил среднюю школу и поступил в Киевский политехнический институт (КПИ). В 1949 г. окончил КПИ и получил квалификацию инженера-механика. В 1950–1952 гг. он — инженер-сварщик, начальник бюро сварки Донецкого машиностроительного завода им. 15-летия комсомола Украины. Руководил работами по автоматизации сварки конструкций горношахтного оборудования. В 1952 г. — аспирант, инженер-исследователь Института электросварки им. Е. О. Патона Академии наук Украинской ССР. С тех пор вся жизнь и деятельность И. К. Походни неразрывно связаны с Институтом электросварки им. Е. О. Патона, Национальной академией наук Украины.

В 1954 г. И. К. Походня получил основополагающие данные о средней температуре сварочной ванны при сварке под флюсом, о распределении температуры в ванне, взаимосвязи температуры ванны и ее химического состава. Эти результаты получили мировое признание.

И. К. Походня исследовал металлургические проблемы наплавки высокохромистых ледебуритных сталей, создал сплавы и технологии дуговой и электрошлаковой наплавки под флюсом и в защитных газах, которые до сих пор используются на предприятиях горно-металлургического комплекса. Эти исследования легли в основу кандидатской диссертации, успешно защищенной им в 1955 г.

В 1956 г. Б. Е. Патон инициировал разработку программы развития сварочной науки и техники СССР. И. К. Походня активно участвовал в этой работе. В 1958 г. директивные органы СССР утвердили эту программу. Выполнение ее предопределило прогресс сварочной науки и техники в СССР во второй половине XX века.

С 1958 г. И. К. Походня руководит лабораторией, а с 1962 г. — отделом физико-химических процессов в сварочной дуге Института электросварки им. Е. О. Патона.

В 1960-е годы И. К. Походня создал оригинальный метод скоростной рентгеновской киносъемки быстротекущих процессов, который позволил впервые получить достоверные данные о процессах плавления и переноса электродного металла при дуговой сварке покрытыми электродами, под водой и под флюсом. Изучены процессы абсорбции и десорбции газов расплавленным металлом в условиях существования дугового разряда. Установлены закономерности влияния режимов сварки, плотности и полярности тока на температуру капель, время взаимодействия капель с окружающей средой; влияния типа покрытия на процесс плавления и переноса металла при сварке покрытыми электродами. Результаты этих исследований обобщены в докторской диссертации (1968 г.) и в монографии «Газы в сварных швах». Эти работы явились крупным вкладом в теорию сварочных процессов, стали теоретической базой для создания многих новых марок низкотоксичных и высокопроизводительных электродов. Было организовано массовое производство этих электродов. Широкое внедрение низкотоксичных электродов позволило коренным образом улучшить условия труда сварщиков и рабочих смежных профессий, резко снизить количество профзаболеваний.

Несколько десятилетий под руководством И. К. Походни проводятся исследования металлургических процессов сварки порошковыми проволоками.



В 1959 г. разработан промышленный образец порошковой проволоки, не требующей дополнительной защиты расплавленного металла. Открыто новое эффективное направление механизации дуговой сварки. Разработка самозащитных порошковых проволок явилась принципиально новым шагом в технике и технологии сварочного производства. Их применение позволило решить проблему механизации сварочных процессов на монтаже, в открытых цехах, в полевых условиях, на стапелях.

И. К. Походня вместе с сотрудниками отдела создал гамму газозащитных порошковых проволок, организовал их промышленное производство в Украине и России.

Приоритет наших ученых защищен авторскими свидетельствами СССР, Болгарии и ЧССР, патентами США, ФРГ, Великобритании, Франции, Италии, Австрии, Швейцарии, ГДР, ВНР и других стран. Отечественные технологические линии, оборудование, «ноу-хау» поставлены фирмам США, ФРГ, Франции, Японии, ЧССР, ВНР, НРБ, Аргентины, Китая.

Исследования основных закономерностей формирования металла шва, легирования и кристаллизации сварочной ванны в условиях искусственного охлаждения поверхности шва и изменяющегося пространственного положения ванны, проведенные под руководством И. К. Походни, позволили создать новые самозащитные порошковые проволоки, прогрессивную технологию и оборудование для дуговой сварки неповоротных стыков труб. Эти решения осуществлены в специализированном комплексе «Стык». Широкое внедрение прогрессивной технологии дуговой сварки и оборудования позволило технически перевооружить сварочное производство при сооружении магистральных трубопроводов.

В 1965 г. под руководством Б. Е. Патона начались работы по созданию способов и оборудования для сварки в космических условиях. И. К. Походня принимал активное участие в выполнении исследований поведения жидкого металла при дуговой сварке в условиях изменяющейся гравитации. В результате разработан оригинальный способ дуговой сварки в вакууме и невесомости. Испытание этого способа вошло в программу первого в мире технологического эксперимента — сварки в космосе, осуществленной в 1969 г.

В 1970-х годах И. К. Походня развивает новые идеи об использовании порошковых проволок для внепечной обработки металлических расплавов. Созданы новые типы проволок, содержащие высокоактивные элементы для микролегирования, модифицирования и десульфурации сталей и чугунов, разработаны технологии и оборудование для изготовления порошковых проволок большого диаметра. Технологии обработки расплавов методом инъекции порошковых проволок широко применяются на заводах Украины, России, Белоруссии и других стран.

Для школы И. К. Походни характерны глубокий теоретический анализ, высокая техника эксперимента, широкое использование современных физических методов исследований.

Разработаны новые методы анализа диффузионного водорода в сварных швах. Они стандартизированы в СССР и включены в национальные стандарты США и Японии.

Созданы информационно-измерительные системы для статистического анализа электрических и временных параметров процессов дуговой сварки, исследования и контроля технологических свойств сварочных материалов, источников питания.

Результаты исследований обобщены в монографии «Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов» (1990 г.), получившей мировое признание. Она была переведена на английский язык и в 1995 г. издана в Кембридже (Великобритания).

Одним из первых И. К. Походня применил методы математического моделирования сварочных процессов. В 1978 г. он представил на конгресс Международного института сварки доклад «Математическое моделирование поведения газов в сварных швах», в котором изложены результаты исследований особенностей роста газового пузырька в кристаллизующейся сварочной ванне, взаимодействия расплавленного шлака с закристаллизовавшимся металлом, термодинамические исследования высокотемпературных процессов в системе металл-газ-шлак, кинетические исследования взаимодействия слабоионизированной плазмы с расплавленным металлом, прогнозирование структуры зоны термического влияния сварного соединения, исследования кинетики твердофазного взаимодействия многокомпонентных систем и др. Доклад вышел отдельным изданием.

Под руководством И. К. Походни продолжается поиск эффективных путей улучшения санитарно-гигиенических характеристик сварочных материалов. Исследования структуры и фазового состава аэрозоля, определение взаимосвязи растворимости твердой составляющей сварочного аэрозоля и его биологической активности позволили получить наиболее полные данные, необходимые для гигиенической оценки сварочных материалов. Разработаны методы экспресс-оценки токсичности сварочных аэрозолей. Результаты этих исследований получили мировое признание и изложены в монографии В. Г. Войткевич, изданной в Кембридже.

Работы последнего десятилетия, выполненные И. К. Походней и его учениками, посвящены дальнейшему развитию теории процессов дуговой сварки и физическому материаловедению сварных соединений.

Следует упомянуть исследование ликвации элементов в сварных швах и образование химической микронеоднородности, изучение условий рационального легирования металла сварного шва и роли отдельных элементов (никеля, марганца, кремния, фосфора, меди, хрома, молибдена) в формировании структуры металла шва и изменении его хладостойкости.

Большое внимание уделяется исследованию проблемы газов в сварных швах. Физическая модель абсорбции газов при дуговой сварке, разработанная под руководством И. К. Походни, послужила базой для создания математического описания поглощения газов из плазмы дуги и развития компьютерного моделирования данного процесса. Иссле-



дована кинетика поглощения газов, установлены зависимости потока поглощаемого газа от времени, температуры плазмы, парциального давления газов и других факторов. Результаты этих исследований обобщены в монографии «Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами» (2004 г.).

Под руководством И. К. Походни В. И. Швачко разработал новую модель водородного охрупчивания ОЦК-металлов. В соответствии с ней атомарный водород, адсорбированный на поверхности железа в виде отрицательных ионов, изменяет энергетическое состояние субмикротрещины, которая возникает в дислокационном кластере во время деформации и в начальный период распространяется по классической схеме Гриффитса. Новая модель раскрывает физическую природу влияния водорода и позволяет объяснить его особенности.

Новые представления о механизме влияния водорода позволили разработать методику экспериментального исследования чувствительности сталей к хрупкому разрушению в присутствии водорода. Для оценки сопротивления хрупкому разрушению предложен новый критерий.

Отдел, руководимый И. К. Походней, отличает тесная связь с производителями и потребителями сварочных материалов в нашей стране и за рубежом. Прогрессивные сварочные материалы — электроды, порошковые проволоки, флюсы, — созданные в отделе, широко внедрены и сегодня применяются на тысячах предприятий и строек Украины, России, Беларуси и других стран ближнего и дальнего зарубежья.

И. К. Походня — автор и соавтор более 900 научных работ, в том числе 28 монографий, 8 из которых изданы в США, Великобритании, Китае, Чехословакии, 118 изобретений, 158 зарубежных патентов, 6 патентов Украины. Под его научным руководством подготовлено 38 кандидатов наук, шестеро из которых стали докторами наук. За активную работу по подготовке научных кадров ему в 1970 г. присвоено звание профессора. В 2001 г. он был избран почетным доктором Национального технического университета Украины «Киевский политехнический институт».

За плодотворную научную и практическую деятельность, вклад в развитие народного хозяйства И. К. Походня награжден орденами СССР, многими медалями. Под его руководством осуществлены работы по реализации лицензий на производство новых сварочных материалов в США, ФРГ, Франции, Чехии и Словакии, Венгрии, Болгарии, Китае, Аргентине.

И. К. Походня принимал активное участие в организации работ по ликвидации аварии на Чернобыльской АЭС как член оперативной комиссии и председатель подкомиссии НАН Украины по научно-техническим проблемам. Его роль отражена в двухтомном издании НАН Украины «Чернобыль 1986–1987 гг.» и отмечена благодарностью председателя правительственной комиссии СССР, Почетным знаком ликвидатора аварии на ЧАЭС, знаком отличия НАН Украины «За научные достижения».

На протяжении 36 лет И. К. Походня проводит плодотворную научно-организационную работу в

Национальной академии наук Украины. Он внес большой вклад в развитие науки, в утверждение международного авторитета Украины. На посту главного ученого секретаря Президиума АН УССР (1970–1983 гг.) и первого вице-президента АН УССР (1983–1988 гг.) И. К. Походня много сил и энергии отдает совершенствованию планирования, организации и координации научных исследований, укреплению международных научных связей НАН Украины, пропаганде достижений институтов академии, распространению ее опыта по повышению эффективности научных исследований и сокращению сроков их реализации, подбору и обучению специалистов-организаторов научных исследований.

С 1988 г. И. К. Походня многократно избирается академиком-секретарем Отделения физико-технических проблем материаловедения НАН Украины. На этом ответственном посту И. К. Походня много внимания уделяет организации новых направлений исследований в области материаловедения, координации работ, подготовке кадров научных сотрудников и организаторов науки, работе с научной молодежью, укреплению материальной базы институтов.

И. К. Походня — ответственный редактор и автор монографий «Сучасне матеріалознавство: ХХІ століття», изданной в Украине и Великобритании, «Прогресивні матеріали і технології» в 2 томах. В подготовке этих монографий принимали участие выдающиеся ученые-материаловеды Украины, России, Великобритании, Китая, Югославии, Польши, Словакии. В монографиях проанализировано состояние различных направлений материаловедения и прогнозируются пути его развития.

Отделение физико-технических проблем материаловедения, возглавляемое И. К. Походней, занимает достойное место в НАН Украины.

Научную и научно-организационную работу Игорь Константинович сочетает с активной общественной деятельностью. И. К. Походня был депутатом Верховного Совета УССР, членом Президиума Верховного Совета УССР, членом Совета профсоюзов Украины, комиссии Украины по делам ЮНЕСКО, в настоящее время является президентом Общества «Украина-Беларусь».

За весомый вклад в развитие науки, разработку и внедрение новых высокоэффективных технологий, укрепление международного авторитета отечественной инженерной школы в области сварки, многолетнюю научную и общественную деятельность И. К. Походня награжден орденами Украины «За заслуги» I, II и III степеней.

Игорю Константиновичу Походне — выдающемуся ученому, педагогу, видному общественному деятелю — присущи большая работоспособность, увлеченность делом, принципиальность, порядочность, скромность, чуткость. Эти качества снискали ему авторитет, уважение коллег и друзей.

Свой юбилей Игорь Константинович встречает новыми творческими замыслами и идеями, целеустремленно и энергично работает над воплощением их в жизнь.

*Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала
«Современная электрометаллургия»*



К 60-летию Г. С. МАРИНСКОГО

20 декабря 2006 года исполнилось 60 лет Георгию Сергеевичу Маринскому — доктору технических наук, известному ученому в области специальной электрометаллургии.

Г. С. Маринский родился в 1946 году в г. Киеве. После окончания в 1969 году теплоэнергетического факультета Киевского политехнического института он поступил на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, где продолжает успешно трудиться и сегодня. За время работы в институте Г. С. Маринский прошел путь от рядового инженера до заместителя генерального директора НТК «ИЭС им. Е. О. Патона».

Г. С. Маринским выполнены глубокие и обстоятельные исследования в области теплофизики электрошлаковых процессов, результаты которых в 1976 году он успешно защитил в кандидатской диссертации. Георгий Сергеевич — один из основных разработчиков процесса центробежного электрошлакового литья, получившего широкое развитие в качественном металлургическом производстве. Комплексные исследования физических и технологических основ указанного процесса положены в основу докторской диссертации, защищенной им в 1990 году.

Г. С. Маринский является автором более 150 научных трудов и патентов в области специальной электрометаллургии.

Научно-организационная деятельность Г. С. Маринского способствовала продвижению на рынок научных разработок института. При непосредственном участии Г. С. Маринского и под его руководством были успешно реализованы крупные про-

екты с известными западноевропейскими и американскими компаниями.

Г. С. Маринский является одним из основных разработчиков концепции, создателей и руководителей технопарка «Институт электросварки им. Е. О. Патона». Как вице-президент этого технопарка он внес заметный вклад в продвижение инновационных проектов в Украине.

Г. С. Маринский — инициатор формирования в институте нового научно-исследовательского направления по использованию плазменных процессов для решения экологических проблем и создания альтернативных источников энергии. Работы в данном направлении, выполняемые под его непосредственным руководством, отличаются смелыми научно-техническими решениями и имеют, без преувеличения, крайне важное значение для дальнейшего развития Украины.

Сердечно поздравляем Георгия Сергеевича со славным юбилеем, желаем ему крепкого здоровья, дальнейших творческих успехов и вдохновения, долгой и плодотворной деятельности на благо отечественной науки.

*Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала
«Современная электрометаллургия»*



Поздравляем юбиляра!

Исполнилось 70 лет Геннадию Федоровичу Торхову — крупному специалисту в области металлургии высокочистых металлов и сплавов, кандидату технических наук, лауреату Государственной премии Украины.

Г. Ф. Торхов родился 24 января 1937 года в с. Каменный Ключ (Удмуртия, РФ). Работать начал в 1957 году на Ижевском металлургическом заводе после окончания с отличием индустриального техникума. Высшее образование получил в Ижевском механическом институте и Уральском политехническом институте им. С. М. Кирова, который окончил в 1963 году с отличием. Являясь заводским стипендиатом, Г. Ф. Торхов возвратился на Ижевский металлургический завод руководителем группы по производству высоколегированных сталей и сплавов в ЦЗЛ.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона Г. Ф. Торхов трудится с 1966 года — вначале в

качестве аспиранта, а затем младшим, старшим научным сотрудником, заведующим лабораторией.

В 1970 году Г. Ф. Торхов защитил кандидатскую диссертацию, прошел трехмесячную научную стажировку в Огайском университете (США). В 1976 году ему присвоили ученое звание старшего научного сотрудника. Основное научное направление, которым он занимался, — разработка плазменно-дуговых процессов получения высококачественных металлов и сплавов.

Г. Ф. Торхов активно привлекает талантливых выпускников вузов для разработки в Институте электросварки им. Е. О. Патона новых металлургических технологий. При его непосредственной



**70 лет со дня рождения
50 лет с начала работы
40 лет работы в ИЭС**



помощи выполнили оригинальные исследования и успешно защитили кандидатские диссертации такие известные специалисты, как В. К. Грановский, Ю. И. Костенко, В. К. Кедрин, М. И. Таранов, А. В. Лихобаба.

Государственная премия Украинской ССР в области науки и техники присуждена Г. Ф. Торхову в 1980 году за разработку основ, создание и внедрение в промышленность технологии и оборудования для плазменно-дуговой выплавки слитков сталей и сплавов из заготовок и некомпактной шихты.

Геннадия Федоровича хорошо знают и уважают на заводах качественной металлургии СНГ, где при его непосредственном участии реализовывались высокоэффективные плазменные металлургические процессы, среди которых особо следует отметить легирование стали азотом из газовой фазы и плазменно-дуговой переплав поверхностного слоя слитков и заготовок — безотходную технологию в металлургии, получившую широкое применение в

промышленности. В 1990-е годы на заводах «Днепро-спецсталь» (Запорожье) и «Электросталь» (Электросталь, РФ) основная масса электродов ВДП спецсплавов обрабатывалась с применением этой технологии.

Г. Ф. Торхов многократно принимал участие в международных научных конференциях, где достойно представлял разработки Института электросварки им. Е. О. Патона и украинскую науку.

В списке научных трудов Г. Ф. Торхова насчитывается 197 статей, 105 авторских свидетельств и патентов на изобретения, две книги.

Сердечно поздравляем Геннадия Федоровича Торхова с юбилеем, желаем ему творческих успехов и крепкого здоровья.

*Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала
«Современная электрометаллургия»*

В. И. УСУ — 70 лет!



Исполняется 70 лет известному специалисту в области специальной электрометаллургии и сварочного производства, ведущему научному сотруднику Института электросварки им. Е. О. Патона, заслуженному технолог УССР, кандидату технических наук, Усу Василию Ивановичу.

Ус В. И. родился 30 марта 1937 г. в с. Нечипоровка Киевской обл.

Свою трудовую деятельность В. И. Ус начинал в 1954 г. слесарем-инструментальщиком на заводе «Точэлектробрибор», куда пришел после окончания киевской средней школы № 30. В 1957 г. был призван в ряды Советской Армии. В ИЭС им. Е. О. Патона работает с 1960 г. Здесь он прошел путь от техника, слесаря, физика-механика до заведующего лабораторией. Решающую роль в становлении В. И. Уса как высококвалифицированного специалиста и ученого в области ЭШП и сварочного производства сыграл его учитель академик НАНУ Борис Израилевич Медовар, под руководством которого он успешно трудился четыре десятилетия.

В 1965 г. В. И. Ус окончил Киевский политехнический институт (вечернее отделение) по специальности «Оборудование и технология сварочного производства». В этот период при непосредственном участии В. И. Уса выполнены работы по созданию технологии сварки толстостенных биметаллических сосудов высокого давления, разработке коррозионно-стойких и жаропрочных высокобористых сталей (ЭП-381, ЭП-467, ЭП-537 и др.) и технологии их сварки. С 1967 г. Василий Иванович

работает в области ЭШП валковых, конструкционных, роторных и других марок сталей. С его участием введена в промышленную эксплуатацию самая крупная в СССР 40-тонная электрошлаковая печь ОКБ 1111 на Ижорском заводе.

В 1970 г. В. И. Уса в составе бригады специалистов командировали в Швецию для выполнения монтажных, наладочных и пусковых работ комплекса печи У-436 на фирме «Авеста»; в 1972 г. он возглавил бригаду специалистов по пуску печи Р-951 и передачу «ноу-хау» ЭШП ряда сталей на заводе «Железарна Равне» (СФРЮ). С участием В. И. Уса в 1976 г. на шведской фирме СКФ запущена в эксплуатацию уникальная двухпозиционная электрошлаковая печь ЭШП-16ВГ для выплавки полых слитков массой до 16 т. В конце 1970-х — начале 1980-х гг. он возглавил группу по разработке технологии получения литых и кованных валков способом ЭШТ для станков холодной прокатки, а также по электрошлаковой подпитке слитков и отливок.

В 1983 г. В. И. Ус защитил кандидатскую диссертацию по специальности «Металлургия металлов высокой чистоты и прецизионных сплавов». В последующие годы он принимал участие в создании металлических материалов нового класса — армированных квазимонолитных и квазислоистых. Будучи одним из ответственных исполнителей по теме НДР 90/1, он занимался созданием новых конструкций раскатных квазислоистых ловушек и технологии их изготовления, разработкой новых армированных квазимонолитных сталей для платформ большегрузных самосвалов, металлургического оборудования, газопроводных труб и других изделий. В середине 1980-х гг. в составе бригады специалистов ИЭС В. И. Ус принимал участие в изго-



товлении и полигонных испытаниях опытно-промышленных газопроводных труб для магистральных газопроводов из армированной квазимонолитной стали и раскатных ловушек из квазислоистых материалов, подтвердивших высокую эффективность применения нового класса конструкционных материалов для предотвращения лавинного распространения трещин.

В 1987 г. Василию Ивановичу присвоено звание заслуженного технолога УССР. В. И. Ус внес заметный вклад в такие научные и технологические разработки, как процесс электрошлаковой наплавки с жидким металлом без расходных электродов (ЭШН ЖМ), создание технологии наплавки способом ЭШН ЖМ прокатных валков; исследование технологических процессов плавления титановой губки и некомпактных шихтовых материалов с применением ЭШП и ДШП; создание двухконтурной

схемы ЭШП и пр., оказавшие плодотворное воздействие на дальнейшее развитие ЭШП.

Василий Иванович — автор трех монографий, брошюры и более 180 статей, авторских свидетельств и патентов на изобретения.

Ему присущи прекрасные человеческие качества — скромность, любовь к труду, открытость. В. И. Ус пользуется заслуженным авторитетом и уважением коллег по работе, а также специалистов многих предприятий и организаций Украины, Российской Федерации, ближнего и дальнего зарубежья, с которыми осуществляется многолетнее и плодотворное сотрудничество.

Сердечно поздравляем юбиляра, желаем ему крепкого здоровья, долгих лет и новых творческих успехов.

*Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала
«Современная электрометаллургия»*

НОВЫЕ КНИГИ

Григоренко Г. М., Шейко И. В.

Индукционная плавка металлов в холодных тиглях и охлаждаемых секционных кристаллизаторах. —

Киев: Сталь, 2006. — 320 с.

Представлены научные и практические аспекты новых металлургических процессов и технологий выплавки слитков, основанных на индукционном нагреве металла, — индукционной плавки в холодном тигле (ИПХТ) и индукционного переплава с формированием слитка в секционном кристаллизаторе (ИПСК). Описаны особенности этих процессов. Рассмотрены конструкции плавильных установок ИПХТ и ИПСК, приведены их технические характеристики, области применения, даны рекомендации по конструированию секционных кристаллизаторов. Проанализированы результаты практического использования ИПХТ и ИПСК применительно к переплаву и рафинированию различных металлопродуктов. Оценена перспектива применения процессов ИПХТ и ИПСК. Отражены основные результаты разработок, выполненных в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

Для научных и инженерно-технических работников, аспирантов и студентов высших учебных заведений.

*По вопросам приобретения обращаться
в редакцию журнала.*

Тел./факс: (38044) 528-34-84, 529-26-23; E-mail: journal@paton.kiev.ua.

