

## СОДЕРЖАНИЕ

### РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор  
**Б. Е. Патон**

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

### МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

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

### Адрес редакции:

Украина, 03680, г. Киев-150,  
ул. Боженко, 11  
Институт электросварки  
им. Е. О. Патона НАН Украины  
Тел./факс: (38044) 200 82 77;  
200 54 84  
Тел.: (38044) 205 22 07  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
www.patonpublishinghouse.com  
URL: www.rucont.ru

### Редактор:

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

Свидетельство  
о государственной регистрации  
КВ 6185 от 31.05.2002

ISSN 0233-7681

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

При перепечатке материалов  
ссылка на журнал обязательна

За содержание рекламных  
материалов редакция журнала  
ответственности не несет

Цена договорная

### ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Ивочкин Ю. П., Тепляков И. О., Протокивилев И. В.** Физическое моделирование  
электровихревых течений при ЭШП ..... 3

### ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

**Пузрин А. Л., Северин А. Ю.** Способ электронно-лучевой плавки  
низколегированного титанового сплава Grade 12 ..... 8

**Мушеган В. О.** Влияние параметров ЭЛПЕ на свойства слитков молибдена  
и сплавов на его основе ..... 11

**Собко-Нестерук О. Е., Третяк Н. Г., Чайка Н. В., Горгуль С. И.,  
Медведев М. И., Беспалова Н. А.** Производство горячепрессованных и  
холоднодеформированных труб из литой полой заготовки титанового сплава  
BT1-0, изготовленной способом электронно-лучевой плавки ..... 15

### ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Дабижа Е. В., Лешук А. А., Бондарь И. В., Борисова Н. Н.** Получение эрозионно-  
и жаростойких многослойных покрытий для лопаток ГТД способом микро-  
электродугового ионно-плазменного вакуумного распыления материалов ..... 21

### ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

**Григоренко Г. М., Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А.,  
Якуша В. В., Степаненко В. В.** Рафинирование кремния при плавке во взвешенном  
состоянии ..... 29

### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

**Григоренко Г. М., Костин В. А.** Прогнозирование температур фазовых  
превращений в высокопрочных низколегированных сталях ..... 33

### ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ

**Шаповалов В. А., Биктагиров Ф. К., Бурнашев В. Р., Степаненко В. В.,  
Рейда Н. В.** Переработка промышленных отходов металлопроизводства ..... 40

**Гнатушенко А. В.** Поведение магния при электрошлаковой плавке отходов  
алюминиевых магнийсодержащих сплавов ..... 45

### НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

**Белявин А. Ф., Федотов Д. А., Куренкова В. В., Хомич Д. П.** Восстановление  
монокристалльных рабочих лопаток с применением аргодуговой  
наплавки и нанесения теплозащитного покрытия. Часть I ..... 49

### РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ

**Шаповалов В. А., Цыкуленко К. А.** Качество крупнотоннажных слитков,  
отливаемых в изложнице (Аналитический обзор) ..... 58

### ИНФОРМАЦИЯ

**Рябцев И. А.** Научно-техническая конференция «Проблемы ресурса и безопас-  
ности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» ..... 66

Б. А. Мовчану — 85 ..... 69

Памяти В. И. Махненко ..... 70

Новые книги ..... 10, 44, 57, 71

Календарь конференций и выставок на 2013 г. .... 72

Правила для авторов журнала «Современная электрометаллургия» ..... 73

Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием  
«Advances in Electrometallurgy» (ISSN 1810-0384)  
издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания  
www.cisp-publishing.com

**SOVREMENNAYA  
ELEKTROMETALLURGIYA**  
(Electrometallurgy Today)

**№ 1 (110)**  
**2013**

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**

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

**THE INTERNATIONAL**

**EDITORIAL COUNCIL:**

D. Ablitzer (France)  
G. M. Grigorenko (Ukraine)  
K. V. Grigorovich (Russia)  
A. A. Iljin (Russia)  
B. Koroushich (Slovenia)  
S. F. Medina (Spain)  
A. Mitchell (Canada)  
B. E. Paton (Ukraine)  
Ts. V. Rashev (Bulgaria)  
J. Foct (France)  
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) 200 82 77;  
200 54 84  
Tel.: (38044) 205 22 07  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
www.patonpublishinghouse.com  
URL: www.rucont.ru

**Editor:**

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

State Registration Certificate  
KV 6185 of 31.05.2002

ISSN 0233-7681

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**

<b>ELECTROSLAG TECHNOLOGY</b> <b>Ivochkin Yu. P., Teplyakov I. O., Protokovilov I. V.</b> Physical modeling of electro-vortex flows in ESR.....	3
<b>ELECTRON BEAM PROCESSES</b> <b>Puzrin A. L., Severin A. Yu.</b> Method of electron beam melting of Grade 12 low-alloy titanium alloy.....	8
<b>Mushegyan V. O.</b> Effect of parameters of EBCH melting on properties of ingots of molybdenum and alloys on its base .....	11
<b>Sobko-Nesteruk O. E., Tretyak N. G., Chaika N. V., Gorgul S. I., Medve- dev M. I., Bepalova N. A.</b> Manufacture of hot-pressed and cold-deformed pipes of VT1-0 titanium alloy cast hollow billet, produced by electron beam melting method .....	15
<b>PLASMA-ARC TECHNOLOGY</b> <b>Dabizha E. V., Leshchuk A. A., Bondar I. V., Borisova N. N.</b> Producing of erosion-resistant and heat-resistant multi-layer coatings for GTE blades by the method of micro electric arc ion-plasma vacuum sputtering of materials.....	21
<b>VACUUM-INDUCTION MELTING</b> <b>Grigorenko G. M., Shapovalov V. A., Sheiko I. V., Nikitenko Yu. A., Yakusha V. V., Stepanenko V. V.</b> Refining of silicon in levitation melting .....	29
<b>GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY</b> <b>Grigorenko G. M., Kostin V. A.</b> Prediction of temperatures of phase transformations in high-strength low-alloy steels .....	33
<b>ENERGY AND RESOURCES SAVING</b> <b>Shapovalov V. A., Biktagirov F. K., Burnashev V. R., Stepanenko V. V., Reida N. V.</b> Recycling of industrial wastes of metal industry .....	40
<b>Gnatushenko A. V.</b> Behavior of magnesium in electroslag melting of wastes of aluminium magnesium-containing alloys.....	45
<b>NEW MATERIALS</b> <b>Belyavin A. F., Fedotov D. A., Kurenkova V. V., Khomich D. P.</b> Restoration of single-crystal blades using argon-arc surfacing and deposition of thermal barrier coating. Part 1 .....	49
<b>REVIEWS AND SCIENTIFIC DISCUSSIONS</b> Shapovalov V. A., Tsykulyenko K. A. Quality of large-tonnage ingots in mould casting (Analytic review) .....	58
<b>INFORMATION</b> <b>Ryabtsev I. A.</b> Scientific-Technical Conference «Problems of life and safety in service of structures, constructions and machines» .....	66
B. A. Movchan is 85 .....	69
In memory of V. I. Makhnenko .....	70
New books .....	10, 44, 57, 71
Calendar of conferences and exhibitions for 2013 .....	72
Rules for authors of journal «Advances in Electrometallurgy» .....	73

«Sovremennaya Elektrometallurgiya» journal  
is published in English under the title of «Advances in Electrometallurgy»  
by Cambridge International Science Publishing, United Kingdom  
www.cisp-publishing.com



УДК 669.187.56.530.17

## ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОВИХРЕВЫХ ТЕЧЕНИЙ ПРИ ЭШП

Ю. П. Ивочкин<sup>1</sup>, И. О. Тепляков<sup>1</sup>, И. В. Протокивиллов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Объединенный институт высоких температур РАН,  
125412, г. Москва, ул. Ижорская, д. 13, стр. 2.

E-mail: vortex@iht.mpei.ac.ru

<sup>2</sup> Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,  
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.ua

Разработаны методика и оборудование для физического моделирования гидродинамики в токонесущем расплаве электрошлаковой печи. Физическая модель основана на использовании в качестве рабочей среды эвтектического сплава In–Ga–Sn, жидкого при комнатной температуре, и оригинальных волоконно-оптических датчиков для измерения скорости течений в объеме жидкого металла. Получены экспериментальные данные по полям скорости модельной жидкости в условиях отсутствия внешнего магнитного поля и при воздействии продольным магнитным полем, создаваемым электрическим током, протекающим по горизонтально расположенному участку токоподвода. Показано, что в условиях отсутствия внешнего магнитного поля течения жидкости представляют собой осесимметричный тороидальный вихрь с подэлектродной струей, направленной ко дну ванны. Скорость таких течений пропорциональна значению электрического тока и достигает 16 см/с. Продольное магнитное поле индукций  $B = 2 \cdot 10^{-4}$  Тл приводит к закрутке жидкости в горизонтальной плоскости (вокруг оси ванны) с максимальной скоростью течений до 5 см/с. Проведенный анализ поля скоростей показал, что азимутальное вращение жидкости способствует формированию вторичных течений в меридиональной плоскости, противоположных первичным электровихревым течениям. Указанные эффекты приводят к коренной перестройке гидродинамической обстановки в ванне и формированию сложной трехмерной структуры электровихревых течений, существенно отличающейся от упрощенной осесимметричной картины потока, которая обычно используется при описании процесса ЭШП. Библиогр. 10, ил. 7.

**Ключевые слова:** физическое моделирование; гидродинамика; токопроводящий расплав; электровихревые течения; скорость; электрошлаковый переplав; магнитное поле; электрический ток

Гидродинамика расплавов шлаковой и металлической ванн при электрошлаковом переplаве (ЭШП) оказывает существенное влияние на плавление и перенос электродного металла, физико-химические процессы на поверхностях раздела, кристаллизацию металла и, в конечном итоге, на качество выплавляемых слитков [1, 2].

Электрошлаковые технологии относятся к сильноточным металлургическим процессам, характеризующимся наличием токопроводящих расплавов с высокой плотностью электрического тока в них. Гидродинамика таких расплавов, помимо термогравитационных сил, в значительной степени определяется объемными электромагнитными силами, образующимися в результате взаимодействия электрического тока с собственным магнитным полем [2]. Порождаемые такими силами потоки токопроводящей жидкости получили название электровихревых течений (ЭВТ) [3].

Одним из методов исследования гидродинамических процессов при ЭШП является «холодное» физическое моделирование [2–6]. В качестве рабочей жидкости используют ртуть, галлий, легкоплавкие эвтектики, солевые растворы и пр. При исследовании классической схемы ЭШП (переplав цилиндрического электрода в цилиндрическом кристаллизаторе) обычно применяют двухмерное осесимметричное приближение, значитель-

но упрощающее численные и экспериментальные исследования [2, 3].

Для исследования гидродинамических процессов при ЭШП используют преимущественно горизонтально расположенные модели, заполняемые электропроводной жидкостью, свободная поверхность которой имитирует продольное сечение ванны (рис. 1, а) [2–5]. Структуру потоков жидкого металла исследуют по форме и скорости поверхностных течений, которые фиксируют при помощи мелкодисперсных порошков, наносимых на зеркало ванны. Моделирование проводят с учетом критериев подобия и размерности. В работах [2–5] показано, что в данных условиях ЭВТ представляют собой тороидальный вихрь с подэлектродной осевой струей, направленной к металлической ванне. Аналогичные тороидальные течения имеют место и в металлической ванне (рис. 1, б).

Недостатком указанных моделей является невозможность исследования течений в объеме металла, которые могут существенно отличаться от поверхностных течений. Кроме того, такие модели не позволяют воссоздавать объемные трехмерные течения. В то же время результаты производственных и лабораторных исследований свидетельствуют о наличии условий, при которых появляется спонтанная азимутальная (вокруг оси ванны) закрутка расплава, механизм которой в настоящее время

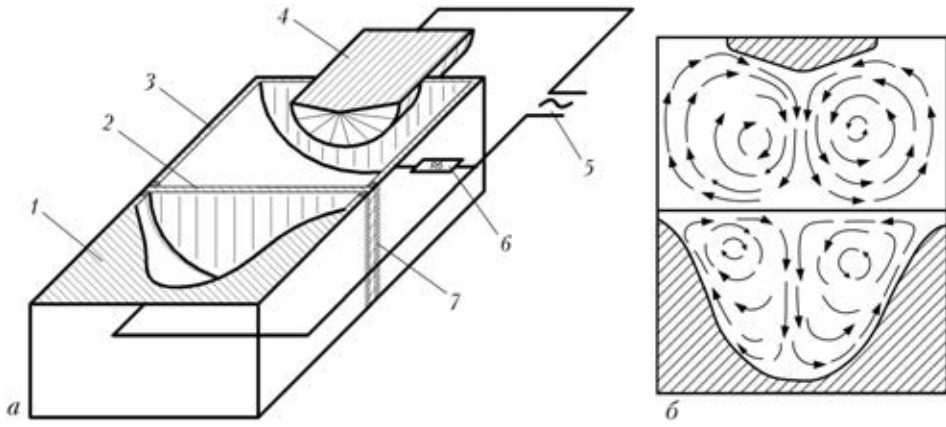


Рис. 1. Схема модели для исследования гидродинамических процессов при ЭШП (а) и характер вращения расплава (б): 1 — емкость для моделирования металлической ванны; 2 — электропроводная перегородка; 3 — емкость для моделирования шлаковой ванны; 4 — электрод; 5 — источник питания; 6 — балластный реостат; 7 — электроизолятор

недостаточно изучен. Возможные причины азимутальной закрутки связывают с влиянием внешних магнитных полей (например, поля Земли или токоподводов), асимметричностью расположения расходомерного электрода, неустойчивостью стоковых течений, эффектом МГД-динамо и др. [7, 8].

Азимутальная закрутка может приводить к коренной перестройке ЭВТ в объеме жидкого металла и оказывать существенное влияние на тепло- и массоперенос в металлургической ванне. В связи с этим изучение механизмов образования и развития таких течений важно для понимания и адекватного описания гидродинамики электрошлакового процесса.

Цель настоящей работы заключалась в разработке методики и создании соответствующих устройств для физического моделирования трехмерных ЭВТ при классической схеме ЭШП, а также исследовании влияния на характер течения жидкости внешних продольных магнитных полей, создаваемых электрическим током, протекающим по горизонтально расположенным участкам токоподвода.

**Методика проведения экспериментов.** Исследования проводили на экспериментальной установке, схема которой показана на рис. 2. В качестве рабочей жидкости,

моделирующей металлическую ванну при ЭШП, использовали эвтектический сплав 67Ga–20,55In–12,5Sn (мас. %) с температурой плавления +10,5 °С. Указанный сплав позволяет проводить моделирование с соблюдением безразмерного критерия подобия  $S = \mu_0 I^2 / \rho \nu^2$  (где  $\mu_0$  — магнитная проницаемость;  $I$  — электрический ток;  $\rho, \nu$  — соответственно плотность и кинематическая вязкость среды), характеризующего движение жидкости в модели и натурном процессе. Сплав заполнял изготовленную из меди полусферическую емкость диаметром 188 мм, которая одновременно являлась одним из электродов. Другим электродом служил медный водоохлаждаемый цилиндр с торцом в форме выпуклой полусферы диаметром 6 мм, который погружали в расплав по центру ванны. Для электропитания установки использовали источник, разработанный на основе трехфазного выпрямителя переменного тока, позволяющий регулировать рабочий ток в диапазоне 50...400 А.

При проведении экспериментов (за исключением специальных условий, описанных ниже) горизонтальные части токоподвода располагали на достаточном расстоянии от рабочей зоны, чтобы свести к минимуму влияние создаваемого ими магнитного поля. В других экспериментах горизонтальный участок токоподводящего кабеля размещали в непосредственной близости от рабочей зо-

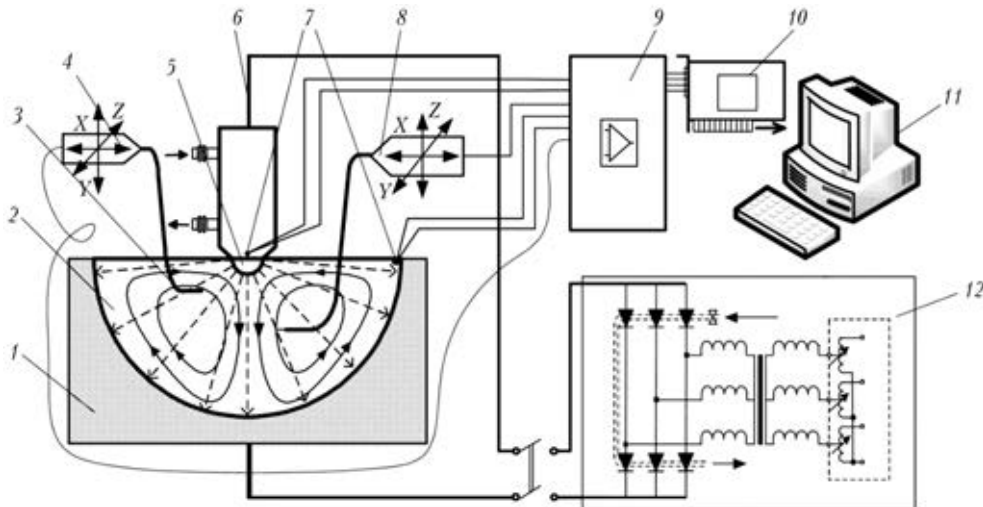


Рис. 2. Схема экспериментальной установки: 1 — медная емкость; 2 — модельная жидкость; 3 — чувствительный элемент волоконно-оптического преобразователя; 4, 8 — преобразователи скорости; 5 — электрод; 6 — токоподвод; 7 — термопары; 9 — усилитель; 10 — аналого-цифровой преобразователь; 11 — компьютер; 12 — источник питания

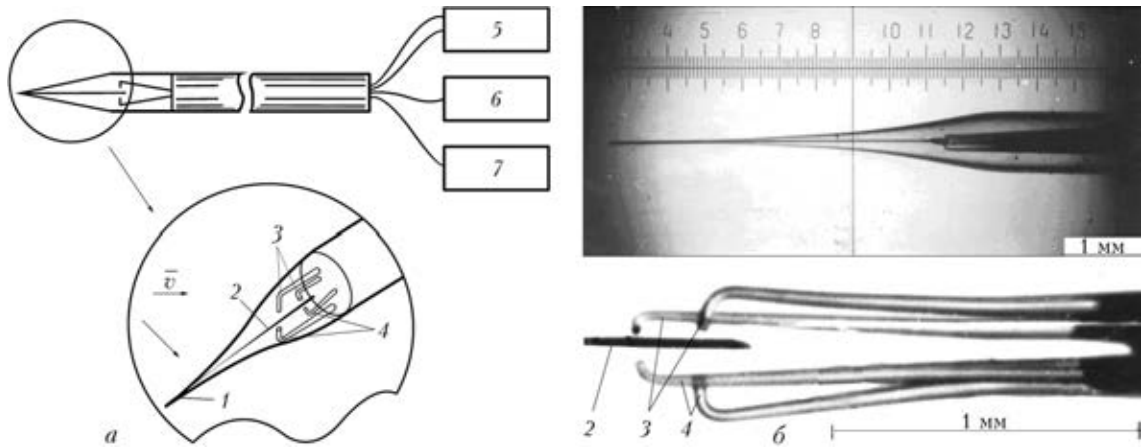


Рис. 3. Конструкция волоконно-оптического преобразователя скорости: а — схематическое изображение; б — фото датчика и волоконно-оптической системы; 1 — чувствительный элемент; 2 — стеклянный указатель; 3, 4 — световоды; 5 — источник света (светодиод); 6, 7 — фотоприемники (фотодиоды);  $\bar{v}$  — скорость течения жидкости

ны (0,15...0,4 м от оси ванны) для исследования влияния создаваемого им магнитного поля на азимутальную закрутку расплава.

Для измерения скорости течений токонесущей жидкости использовали волоконно-оптический преобразователь (рис. 3) [9], работающий следующим образом. При погружении зонда в расплав поток жидкости действует на цилиндрический чувствительный элемент на кончике тонкого стеклянного конуса. Чувствительный элемент изгибается, вызывая движение жестко закрепленного на его конце стеклянного указателя. Перемещение указателя измеряется с помощью волоконно-оптического преобразователя, состоящего из двух пар взаимно перпендикулярных изогнутых световодов, два из которых оптически связаны с источником света, а два других — с фотоприемниками. Световоды образуют два взаимно перпендикулярных луча света в воздушном зазоре. В исходном положении (при нулевой скорости) указатель перекрывает оба луча. Под действием потока жидкости чувствительный элемент изгибается, и указатель изменяет количество света, попадающего в световоды. Таким образом, уровень электрического сигнала от фотоприемника функционально связан со значениями двух компонент скорости потока жидкости.

Для калибровки датчика его помещали в ванночку с жидким металлом и передвигали с постоянной скоростью относительно неподвижной жидкости. Скорость варьировалась от эксперимента к эксперименту. В результате установлена зависимость уровня сигналов двух фотоприемников от двух компонент скорости.

**Основные характеристики датчика, калиброванного в потоке сплава In-Ga-Sn**

Диапазон измерения скорости, см/с.....	1...50
Диапазон частот, Гц.....	0...200
Размеры чувствительного элемента, мм.....	0,04×0,04×0,7
Диапазон рабочих температур, °С.....	≤90

Зонд преобразователя скорости имел Г-образную форму и крепился на координатном устройстве, позволяющем перемещать датчик в трех взаимно перпендикулярных направлениях. Выходной сигнал от датчиков усиливался и фильтровался блоками формирования сигналов, затем подавался на АЦП и обрабатывался на компьютере.

Для определения скорости на поверхности расплава также использовался метод визуализации потока с помощью пузырьков водорода, выделяющихся при попадании на поверхность жидкого металла 3%-го раствора соляной кислоты ( $Ga + HCl \rightarrow GaCl_3 + H_2$ ). Значение скорости оценивали по изменению положения отдельных пузырьков на различных кадрах видеосъемки (скорость видео 25 кадров в секунду).

Для температурных измерений использовали хромель-алюмелевые и медь-константановые термопары.

Численные исследования ЭВТ выполняли на основе решения трехмерного уравнения Навье-Стокса методом контрольного объема с использованием  $k-\epsilon$ -модели турбулентности, имеющей стандартные параметры [10]. Расчет суммарного (собственного и внешнего) магнитного поля и объемной электромагнитной силы, действующей на жидкость, выполняли аналитически. Рассматривали случаи отсутствия внешнего магнитного поля и наличия поля горизонтального токоподвода.

**Результаты исследований.** Экспериментальные данные по полям вертикальной составляющей скорости ЭВТ представлены на рис. 4. Измерения выполнены на различных расстояниях  $z$  от свободной поверхности ванны при условии отсутствия внешнего магнитного поля, создаваемого током в горизонтальном участке токоподвода. Как видно, профили скорости сильно вытянуты вдоль оси, что типично для струйных течений. Максимальная скорость потоков достигает 0,16 м/с, что хорошо согласуется с данными, полученными в работах [2–5]. На вкладке рис. 4 показана зависимость скорости течения по оси ванны от электрического тока. Приведенные результаты свидетельствуют о том, что в интервале токов  $50 < I < 300$  А данная зависимость является линейной. При этом отмечено удовлетворительное соответствие между результатами расчетов и экспериментов (разность значений не превышает 12 %).

Визуальное наблюдение за поверхностью ванны показало отсутствие азимутального вращения расплава. Напротив, при экспериментах с размещением горизонтального участка токоподводящего кабеля вблизи рабочей зоны на поверхности ванны зафиксирована закрутка модельной жидкости в горизонтальной плоскости (рис. 5). Такое вращение вызвано взаимодействием осевой (вертикальной) составляющей внешнего магнитно-

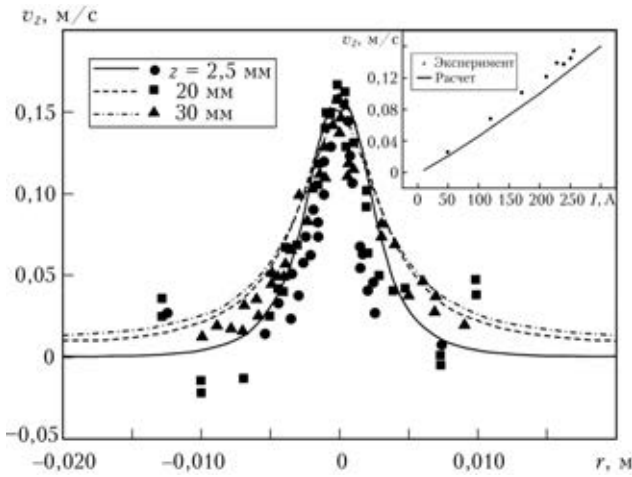


Рис. 4. Профили вертикальной составляющей скорости в приэлектродной области при  $I = 250$  А. На вкладке показана зависимость скорости по оси ванны от электрического тока при  $z = 35$  мм;  $r$  — радиус ванны

го поля от горизонтального токоподвода с радиальной составляющей электрического тока в ванне.

Эксперименты показали, что вращение возникло сразу после включения электрического тока, только при довольно больших его значениях  $I \sim 400$  А, т. е. когда индукция внешнего магнитного поля в рабочей зоне составляла  $B \sim 2 \cdot 10^{-4}$  Тл. При этом азимутальная скорость, измеренная волоконно-оптическим датчиком на расстоянии 2 мм от свободной поверхности, достигала 5 см/с (рис. 5). Результаты экспериментов также свидетельствуют о хорошем соответствии используемых способов измерения скорости потоков жидкости (рис. 5).

Изменение вертикальной составляющей скорости во времени показано на рис. 6. Эксперименты и расчеты проводились при значении тока  $I = 400$  А и индукции вертикальной составляющей магнитного поля в рабочей зоне  $B = 2 \cdot 10^{-4}$  Тл. Как видно из рис. 6, после включения электрического тока ( $t = 0$ ) скорость линейно возрастает примерно до 10...14 см/с, а затем относительно медленно уменьшается до значений, близких к нулю. Очевидно, что такое изменение вертикальной составляющей скорости связано с подавлением осевого нисходящего потока вторичными течениями, вызванными взаимодей-

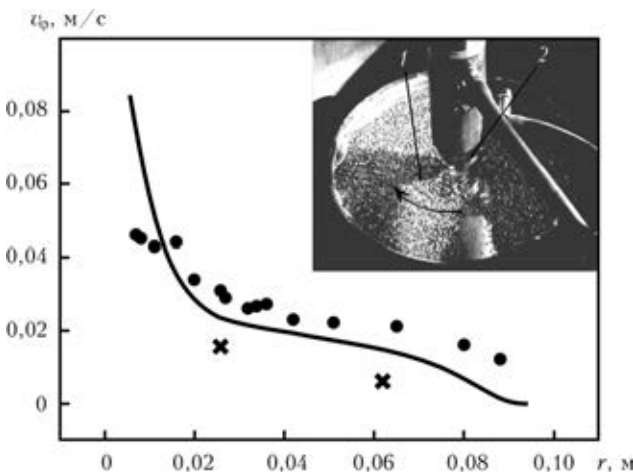


Рис. 5. Изменение азимутальной скорости течений на поверхности расплава по радиусу ванны при значении тока 400 А;  $\times$ ,  $\bullet$  — результаты экспериментов, полученные с использованием соответственно видеосъемки и волоконно-оптического датчика; — — расчетные данные; на вкладке дана фотография вращения расплава: 1 — поверхность расплава с пузырьками водорода; 2 — электрод

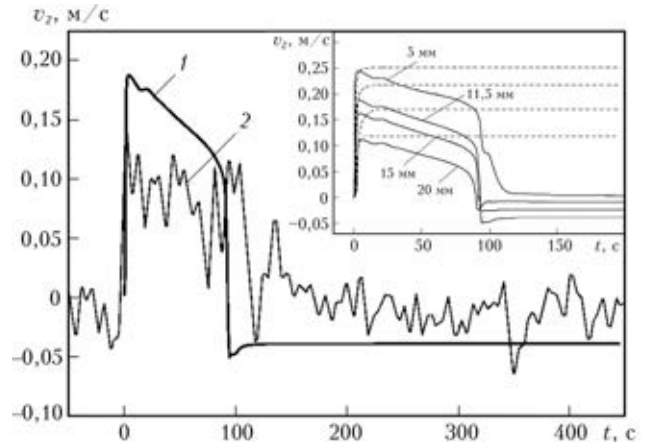


Рис. 6. Зависимость вертикальной составляющей скорости на оси ванны от времени ( $I = 400$  А,  $z = 11,5$  мм): 1 — расчет; 2 — эксперимент. На вкладке показано изменение вертикальной составляющей скорости для различных значений  $z$

ствием электрического тока с внешним продольным магнитным полем токопровода.

Анализ поля скоростей в ванне показал, что азимутальная закрутка жидкости способствует формированию вторичного тороидального вихря в нижней части ванны, направление которого противоположно первичным ЭВТ. Последний эффект фиксируется волоконно-оптическим преобразователем скорости (рис. 6). Механизм образования вторичных меридианальных течений вызван дифференциальным характером азимутальной закрутки жидкости по высоте ванны и описан в работе [3].

Интенсивность вторичных течений определяется прежде всего индукцией внешнего магнитного поля и электрическим током в жидкости. В связи с этим численное исследование структуры ЭВТ проведено при различных значениях тока и внешнего магнитного поля. Результаты соответствующих расчетов представлены на рис. 7, где площадь ниже граничных кривых соответствует структуре течения с одним устойчивым вихрем, а выше — с двумя.

На основании полученных экспериментальных данных и результатов численных исследований можно предложить следующую схему развития ЭВТ при наличии внешнего магнитного поля от электрического тока, текущего по горизонтально расположенному токо-

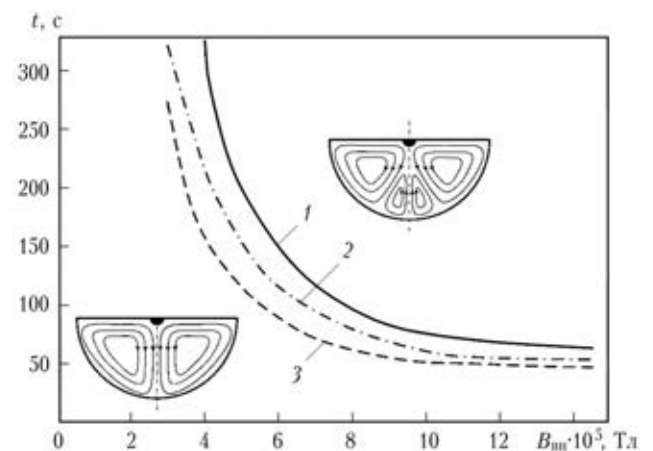


Рис. 7. Зависимость времени возникновения вторичных реверсивных течений от уровня внешнего магнитного поля для разных значений электрического тока, А: 1 — 400; 2 — 700; 3 — 1000



подводу. На начальной стадии в результате силового взаимодействия электрического тока с собственным магнитным полем в электропроводной жидкости образуется осесимметричный тороидальный вихрь, центральная часть которого представляет собой осевую струю, направленную ко дну емкости. Затем под влиянием внешнего вертикального магнитного поля возникает дифференциальное азимутальное вращение, которое в свою очередь способствует формированию вторичного восходящего потока по оси ванны. Это подъемное течение взаимодействует с первичными ЭВТ с образованием сложной трехмерной гидродинамической структуры потоков. В зависимости от интенсивности вторичных течений, определяемой электрическим током и индукцией внешнего магнитного поля, в ванне могут преобладать первичные ЭВТ, вторичные восходящие потоки на оси ванны, образовываться застойные зоны или гидродинамические структуры с двумя вихрями. Также возможно существование переходных колебательных режимов с периодическим ростом, сокращением размеров вихрей и изменением скорости потоков.

Таким образом, полученные экспериментальные и расчетные данные свидетельствуют о возможности формирования сложной трехмерной структуры электровихревых течений в условиях воздействия внешнего магнитного поля от горизонтального токоподвода. Эта структура существенно отличается от упрощенной осесимметричной картины потока, отмеченной свободной поверхности токонесущей жидкости, обычно используемой как модель ЭВТ в электрошлаковых технологиях. Трехмерность и коренная перестройка структуры исследуемых течений вызваны азимутальной закруткой потока и сильной зависимостью устойчивости ЭВТ от внешних магнитных полей. В реальных условиях ЭШП существует множество источников внешних электромагнитных полей (включая магнитное поле Земли). Поэтому указанные эффекты необходимо учитывать при численных расчетах и моделировании гидродинамики электрошлакового процесса.

## Выводы

1. Разработана физическая модель для исследования ЭВТ в токонесущем расплаве электрошлаковой печи, основан-

ная на использовании в качестве рабочей жидкости эвтектического сплава In–Ga–Sn и оригинальных волоконно-оптических датчиков скорости.

2. Получены экспериментальные данные по полям скорости модельной жидкости в условиях отсутствия и воздействия внешнего магнитного поля горизонтально расположенного токоподвода. Установлено, что продольное магнитное поле индукций  $B = 2 \cdot 10^{-4}$  Тл приводит к закрутке жидкости в горизонтальной плоскости с максимальной скоростью течений до 5 см/с.

3. Показано, что азимутальная закрутка жидкости может способствовать коренной перестройке меридиональных течений с формированием вторичного тороидального вихря, направление которого противоположно первичным ЭВТ. В зависимости от интенсивности вторичных течений в ванне могут формироваться различные гидродинамические структуры с преобладанием по оси ванны нисходящих потоков, застойных зон или восходящих потоков.

1. *Металлургия электрошлакового процесса* / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, В. Л. Шевцов и др. — Киев: Наук. думка, 1986. — 248 с.
2. *Компан Я. Ю., Щербинин Э. В.* Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.
3. *Электровихревые течения* / В. В. Бояревич, Я. Ж. Фрейберг, Я. Ж. Шилова, Э. В. Щербинин. — Рига: Зинатне, 1985. — 315 с.
4. *Исследование магнитогидродинамических явлений в шлаковой ванне при ЭШП* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Ю. Г. Емельяненко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1982. — Вып. 17. — С. 3–8.
5. *Магнитогидродинамические явления при ЭШП и кристаллизация электрошлаковых слитков* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Ю. Г. Емельяненко и др. // Там же. — 1984. — Вып. 20. — С. 11–15.
6. *Медовар Б. И., Бойко Г. А., Сердюкова В. П.* Физическое моделирование процесса ЭШП расходуемых электродов // Там же. — 1978. — № 9. — С. 38–48.
7. *Electrically induced vortical flows* / V. Bojarevich, Ya. Frejbergs, E. I. Shilova, E. V. Shcherbinin. — Dordrecht: Kluwer Acad. Publ., 1989. — 400 p.
8. *Петрунин А. А., Штерн В. Н.* Бифуркация полоидального поля в течении, вызванном радиальным электрическим током // Механика жидкости и газа. — 1993. — № 2. — 4 с.
9. *Жилин В. Г.* Волоконно-оптические измерительные преобразователи скорости и давления. — М.: Энергоатомиздат, 1987. — 112 с.
10. *Власюк В. X.* Турбулентные электровихревые течения в цилиндрической емкости // Магнитная гидродинамика. — 1988. — 24, № 3. — С. 76–82

Method and equipment for physical modeling of hydrodynamics in current-carrying melt of electroslag furnace were developed. The physical model is based on the use of eutectic alloy In–Ga–Sn, fluid at room temperature, as a working environment and the unique fiber-optic sensors to measure the velocity of flows in the molten metal volume. The experimental data on the velocity fields of model fluid under conditions of absence of the external magnetic field and under the influence of the longitudinal magnetic field, generated by the electric current passing over the horizontally located area of the current connector, were obtained. It is shown that under conditions of absence of the external magnetic field the fluid flows represent the axisymmetric toroidal vortex with an axial stream, directed to the pool bottom. The velocity of these flows is proportional to the value of electric current and reaches 16 cm/s. Longitudinal magnetic field of induction  $B = 2 \cdot 10^{-4}$  T leads to fluid swirling in a horizontal plane (around the pool axis) at maximum flows velocity of up to 5 cm/s. The analysis of field of velocities has shown that the azimuth rotation of fluid contributes to the formation of secondary flows in the meridian plane, opposite to the primary electro-vortex flows. These effects lead to a radical restructuring of the hydrodynamic situation in the pool and formation of complex three-dimensional structure of electro-vortex flows, significantly different from the simplified axisymmetric pattern of the flow, which is commonly used to describe the ESR process. Ref. 10, Figs.7.

**Key words:** physical modeling; hydrodynamics; current-carrying melt; electro-vortex flows; velocity; electroslag remelting; magnetic field; electric current

Поступила 13.12.2012



УДК 669.187.526

## СПОСОБ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА GRADE 12

**А. Л. Пузрин, А. Ю. Северин**

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.  
03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11, E-mail: office@paton.kiev.ua

В настоящее время одним из основных способов производства титановых сплавов является вакуумно-дуговой переплав (ВДП). Однако процесс изготовления расходуемых электродов требует наличия мощных прессов и оборудования. При ВДП для получения качественных слитков применяют два, а при использовании тугоплавких легирующих компонентов — не менее трех переплавов, что значительно повышает стоимость слитков. В значительной мере недостатков ВДП лишен способ электронно-лучевой переплава, имеющий независимые источники нагрева и с помощью которого можно переплавлять некомпактное сырье. При ЭЛП имеются и проблемы, связанные с получением легированных титановых сплавов — для минимизации потерь легирующих компонентов сплава ограничивают время пребывания металла в расплавленном состоянии, однако появляются сложности с растворением тугоплавких элементов в титане. Предложено использовать готовые лигатуры заданного химического состава и с температурой плавления ниже температуры плавления выплавляемого сплава, что позволяет предотвратить чрезмерное испарение легирующих компонентов сплава и обеспечить полное растворение тугоплавких компонентов сплава. Проведены экспериментальные плавки с использованием в качестве лигатуры сплава Hastelloy B-2, получены слитки диаметром 75 мм и длиной 520...680 мм. Показано, что плавка сплава Grade 12 с использованием готовой лигатуры увеличивает скорость плавки до 40 % и позволяет получать качественный слиток за один переплав. Библиогр. 7, табл. 1, илл. 1.

*Ключевые слова:* ВДП; титановый сплав; слиток; частицы тугоплавкого металла; легирование; ЭЛП; промежуточная емкость; химический состав; шихта; лигатура; скорость плавки

Одним из основных способов производства титановых сплавов является вакуумно-дуговой переплав (ВДП) [1–2]. Однако он характеризуется существенными недостатками. Для изготовления расходуемых электродов требуется наличие дорогих мощных прессов и оборудования для подготовки сырья. Кроме того, при ВДП электрические параметры процесса жестко связаны с устойчивостью горения дуги и, соответственно, с количеством расплавляемого в единицу времени металла.

Поскольку при этом необходимо обеспечить удовлетворительное формирование слитка, возможности для регулирования скорости переплава крайне ограничены. Поэтому при ВДП время пребывания металла в жидкой ванне невелико и его не удается увеличить без ущерба для качества формирования слитка.

Это приводит к тому, что при ВДП титановых сплавов, легированных тугоплавкими компонентами, частицы тугоплавкого металла не успевают полностью раствориться в объеме жидкой ванны и вплавляются в уже затвердевающий металл на дне ванны. Поэтому, как правило, применяют два, а при использовании тугоплавких

легирующих компонентов — не менее трех переплавов [3], что значительно повышает трудоемкость и стоимость слитков титановых сплавов. Эти недостатки ВДП в полной мере проявляются при выплавке низколегированного титанового сплава Grade 12, в состав которого входят молибден ( $T_{пл} = 2623 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\rho = 10,22 \text{ г/см}^3$ ) и никель ( $T_{пл} = 1455 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\rho = 8,9 \text{ г/см}^3$ ). Коррозионноустойчивый сплав Grade 12 хорошо поддается горячей и холодной деформации, отлично сваривается и имеет высокую прочность при повышенных температурах. Он широко используется в химической промышленности и применяется в изготовлении бесшовных труб для конденсаторов и теплообменников, сосудов высокого давления, фитингов и т. д. Сплав Grade 12 имеет следующий состав, мас. %: 0,2...0,4 Mo; 0,6...0,9 Ni; 0,3 Fe; 0,25O (max), 0,03N (max), 0,08 C (max).

В значительной степени недостатков ВДП лишен способ электронно-лучевой переплава (ЭЛП) [4], с помощью которого можно переплавлять как компактное исходное сырье, так и некомпактное, например губку и скрап. Кроме того, электронно-лучевой нагрев не зави-

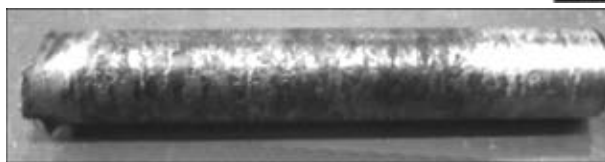




Химический состав слитков сплава Grade 12, полученных с использованием чистых легирующих компонентов шихты при высокой и низкой скоростях плавки, а также с использованием лигатуры, мас. %

Место отбора проб	Ni	Mo	Fe
<i>Высокая скорость</i>			
Верх	0,57	0,34	0,16
Середина	0,82	0,18	0,16
Низ	0,78	0,21	0,18
<i>Низкая скорость</i>			
Верх	0,85	0,57	0,17
Середина	0,93	0,53	0,16
Низ	0,87	0,36	0,14
<i>С использованием лигатуры</i>			
Верх	0,65	0,27	0,23
Середина	0,61	0,23	0,21
Низ	0,68	0,26	0,24

Примечание. Титан — остальное.



Внешний вид слитка сплава Grade 12, полученного с использованием лигатуры

вых материалов. Изначально выплавляли серию слитков сплава Grade 12 с использованием легирующих компонентов, никеля и молибдена в чистом виде (никель в виде пластин, молибден — кусочков). Выполнена экспериментальная плавка с использованием в качестве лигатуры известного сплава Hastelloy B-2 (ASTM B335) в виде прутков.

Этот сплав на никелевой основе используется для изготовления труб конденсаторов и теплообменников и является стойким против воздействия кислот при любых температурах. Химический состав сплава Hastelloy B-2 следующий мас. %: 28 Mo, 1 Cr (max), 1 Fe (max), 1 Co (max), остальное никель (примерно 69 %).

Состав этого сплава полностью подходит для получения низколегированного сплава Grade 12, имеющего следующий состав, мас. %: 0,2...0,4 Mo; 0,6...0,9 Ni; 0,3 Fe. Плотность сплава Hastelloy B-2 составляет 9,22 г/см<sup>3</sup>, температура плавления — 1370 °С, что ниже температуры плавления титана.

Экспериментальный слиток выплавляли способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью на лабораторной электронно-лучевой печи УЭ-208. Шихтовку осуществляли на базе предшествующего опыта получения титановых сплавов. Использовали листы технического титана ВТ1-0 и прутки сплава Hastelloy, которые равномерно укладывали по всей длине короба.

Выплавляли экспериментальные слитки диаметром 75 мм и длиной от 520 до 680 мм. От слитков отобраны пробы для химического анализа. В слитках, выплавленных по схеме с использованием чистых легирующих компонентов на высоких скоростях плавки, иногда встречались места с пониженным содержанием молибдена, что свидетельствует о его неполном растворении в промежуточной емкости (таблица). При снижении скорости плавки, отмечено достаточно равномерное распределение молибдена и никеля по длине слитка, однако увеличилось их общее содержание в сплаве, что связано с более интенсивным испарением титана (таблица). Все это требовало повторного переплава слитков для усреднения химсостава. Результаты химического анализа слитка, полученного с использованием лигатуры, и его внешний вид показаны в таблице и на рис. 1.

После выполнения серии плавки по результатам записей в журнале проведен анализ технологических параметров и сделан вывод о том, что при плавке сплава Grade 12 с использованием готовой лигатуры в качестве шихтовых материалов скорость плавки повысилась на 40 %. Это связано с меньшей температурой плавления лигатуры, чем у чистого молибдена, и отсутствием необходимости выдержки металла в промежуточной емкости до полного растворения молибдена и никеля.

сит от скорости подачи переплавляемого металла, что позволяет увеличивать при выплавке сплавов длительность пребывания металла в расплавленном состоянии без ущерба для качества формирования слитка [5].

При всех достоинствах ЭЛП существуют проблемы получения титановых сплавов, легированных тугоплавкими компонентами [6], что связано с двумя факторами. Во-первых, чтобы не допускать чрезмерного испарения всех компонентов сплава при ЭЛП ограничивают время пребывания металла в расплавленном состоянии и его температуру. Во-вторых, при использовании в шихте чистых металлических компонентов, особенно тугоплавких, возникают сложности с растворением некоторых из них в титане. Например, при выплавке титанового сплава Grade 12 находящийся в шихте тугоплавкий и тяжелый молибден не плавится сразу под действием электронного луча, а повав в промежуточную емкость, опускается на дно жидкой ванны и в дальнейшем растворяется довольно медленно. Для его полного растворения требуется значительный перегрев расплава, что усиливает испарение всех компонентов сплава и приводит к недостаточной равномерности химического состава слитка.

Для полного расплавления и равномерного распределения легирующих компонентов, а также выплавки низколегированных сплавов титана предложено использовать лигатуры с температурой плавления ниже солидуса выплавляемого сплава. Желательно, чтобы плотность этих лигатур была выше плотности титана, что позволит избавиться от непосредственного воздействия на них электронного луча и предотвратить чрезмерное испарение легирующих компонентов сплава.

Задача данной работы заключалась в разработке способа получения качественных слитков сплава Grade 12 с использованием готовой лигатуры в качестве шихто-



1. Плавка и литье титановых сплавов / А. Л. Андреев, Н. Ф. Аношкин, К. М. Борцезовская и др. — М.: Металлургия, 1978. — 383 с.
2. Латаш Ю. В., Матях В. Н. Современные способы производства слитков особо высокого качества. — Киев: Наук. думка, 1987. — 336 с.
3. Резниченко Е. А. Подготовка шихты для выплавки однородных титановых сплавов // Технология металлов. — 2000. — № 6. — С. 2–10.
4. Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А. Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1972. — 240 с.
5. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 247 с.
6. Dimiduk D. M., McQuay P. A., Kim Y.-W. Gamma alloy technology 1999 // Titanium'99. Sci. and Technology: Proc. 9th World conf. on Titanium (Saint-Petersburg, Russia, 7–11 June, 1999). — Saint-Petersburg, 1999. — Vol. 1. — P. 259–267.

At present, one of the main methods of production of titanium alloys is the vacuum-arc remelting. However, the process of manufacture of consumable electrodes requires the presence of powerful presses and equipment. To produce the quality ingots in VAR, two or, when using refractory alloying elements, not less than three remeltings are used, that significantly increases the cost of ingots. The method of electron beam remelting, having independent heat sources and can be used in remelting of non-compact raw materials, has no drawbacks of VAR. The problems are existing also in EBR, connected with producing of alloyed titanium alloys, as to minimize the losses of alloying components of alloy the time of metal duration in molten state is limited, however, the difficulties are appeared in dissolution of refractory elements in titanium. It was offered to apply the ready master alloys of preset chemical composition and temperature of melting below the temperature of melting of alloy being melted, thus allowing prevention of excessive evaporation of alloying components of the alloy and providing the complete dissolution of alloy components. Experimental meltings were performed by using alloy Hastelloy B-2 as a master alloy. The ingots of 75 mm diameter and 520-680 mm length were produced. It was shown that melting of alloy Grade 12 with use of ready master alloy increases the melting speed up to 40% and allows producing the quality ingot per one remelting. Ref. 7, Table 1, Fig. 1.

**Key words:** VAR; titanium alloy; ingot; particles of refractory metal; alloying; EBR; intermediate crucible; chemical composition; charge; master alloy; melting speed

Поступила 04.02.2013

## НОВАЯ КНИГА

### ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА БУРОВЫХ ДОЛОТ /

*О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков, А. А. Бондарев и др. —*

Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2012. — 116 с.



Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований свариваемости высокопрочных среднелегированных сталей 14ХНЗА, 40ХН и 14ХНЗМА, из которых традиционно изготавливаются буровые долота, а также анализа влияния основных параметров режима ЭЛС, технологических приемов, развертки пучка и модифицирующих вставок, применяемых для управления структурообразованием, предупреждения кристаллизационного растрескивания и повышения прочностных характеристик сварных соединений. В соответствии с полученными результатами и современными требованиями в ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ выполнены проектно-конструкторские разработки и изготовлена установка для ЭЛС одновременно трех стыковых соединений тремя пушками, что значительно повышает производительность и экономическую эффективность промышленного производства буровых долот. Приведены технические характеристики разработанного оборудования и описаны компьютерные технологические программы ЭЛС с применением модификаторов металла шва. Книга предназначена для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий и институтов, специализирующихся в области высоких технологий и современного сварочного оборудования.

Заказы на книгу просьба направлять  
в редакцию «Современная электрометаллургия»  
Тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84  
E-mail: journal@paton.kiev.ua



УДК 669.187.526:51.001.57

## ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛПЕ НА СВОЙСТВА СЛИТКОВ МОЛИБДЕНА И СПЛАВОВ НА ЕГО ОСНОВЕ

**В. О. Мушегян**

НТЦ «Патон-Армения» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.  
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11.  
E-mail: paton.armenia@gmail.com

Разработана технология электронно-лучевой плавки слитков сплавов на основе молибдена на электронно-лучевой установке МВ-1, приспособленной для тугоплавких металлов и сплавов на их основе. В качестве исходных материалов использовали первичные брикеты молибдена и легирующие добавки в виде карбидов. Добавки получены в электронно-лучевой установке по оригинальной технологии совместного испарения. В процессе плавки применяли современный способ периферийного нагрева слитка в кристаллизаторе. Исследованы слитки мало- и среднелегированных сплавов молибдена, полученные как традиционным способом ЭЛПЕ, так и с применением периферийного нагрева в кристаллизаторе. Определено влияние режимов плавки на структуру, температуру хладноломкости и механические свойства металла. Библиогр. 8, табл. 2, ил. 4.

**Ключевые слова:** молибден; слиток; электронно-лучевой переплав; кристаллизация; структура; рафинирование; ударная вязкость

Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) позволяет эффективно рафинировать тугоплавкие металлы, а также разделять во времени и пространстве процессы плавления шихты, рафинирования и формирования, кристаллизации слитков. Это и возможность ведения плавки при низком остаточном давлении создаст условия для эффективной дегазации металла. Указанные преимущества ЭЛПЕ позволяют достигать заданной чистоты металла слитков даже при использовании загрязненного шихтового материала. Вместе с тем, процессы рафинирования от примесей и включений, кристаллизации слитков молибдена при ЭЛПЕ изучены недостаточно, а плавка первичных концентратов молибдена не исследовалась вообще. В связи с этим актуальным является исследование указанных процессов и создание промышленных технологий получения качественных слитков молибдена в Украине.

Исследования процессов рафинирования и кристаллизации молибденовых слитков при ЭЛПЕ проводились в ИЭС им. Е. О. Патона под руководством академика Б. А. Мовчана. Показано положительное влияние легирования молибдена (до 0,1 % углерода) на структуру слитка по механизму высокотемпературной гетерогенизации [1]. В работе [2] установлены количественные характеристики удаления примесей из тугоплавких металлов в процессе электронно-лучевой плавки. В публикации [3] исследованы особенности затвердевания металла слитков сталей и сплавов при ЭЛПЕ.

Установлены феноменологические зависимости структуры слитков от теплофизических условий их формирования: сдвиг максимума электронно-лучевого нагрева слитка в кристаллизаторе в сторону его периферийной части и применение так называемой порционной плавки.

В работе [4] установлены зависимости влияния теплофизических условий формирования слитков на их структуру через скорости охлаждения расплава при кристаллизации. В частности, смещение максимума обогрева в периферийную зону кристаллизатора (так называемый периферийный обогрев — ПО) способствует выравниванию условий кристаллизации по диаметру слитка и скорости охлаждения расплава. Вместе с тем применение указанных зависимостей к слиткам молибдена из-за особенностей их кристаллизации и наличия порога хладноломкости требует дальнейших исследований.

В ИЭС им. Е. О. Патона и НТЦ «Патон-Армения» совместно с ГП НИТИ им. Я. Е. Сады проведены исследования слитков, выплавленных способом ЭЛПЕ [5], в том числе с применением оптимизированного режима периферийного обогрева (ЭЛПЕ ПО) [6].

Экспериментальные плавки проводили на электронно-лучевой установке МВ-1 (рис. 1), главной технической особенностью которой является ее приспособленность к плавке тугоплавких металлов (высокая удельная мощность электронно-лучевого нагрева относительно объема камеры плавки и конструктивные решения технологической оснастки, позволяющие эффективно производить дегазацию и плавку исходного сырья). При не-

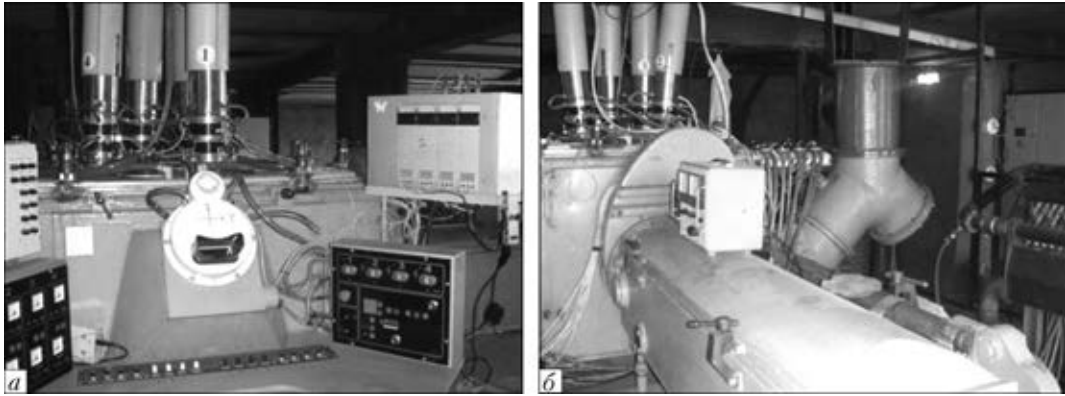


Рис. 1. Установка МВ-1: а — пульт оператора; б — вид со стороны камеры загрузки

обходимости установка позволяет создавать в точке электронную бомбардировку удельной мощностью  $5 \cdot 10^8$  Вт/м<sup>2</sup>.

Исходная шихта представляла собой молибден металлический в виде спеченных брикетов (ТУ РА28-54-529-61-661–2007) с добавлением легирующих в количестве, необходимом для достижения заданного химического состава сплава и компенсации потерь на испарение. С этой целью в сплавы углерода в процессе формирования шихты добавляли порошки карбидов циркония и титана, полученные способом совместного испарения в электронно-лучевой установке [7].

После загрузки шихтовой заготовки установку вакуумировали до уровня остаточного давления примерно  $1 \cdot 10^{-2}$  Па. Затем заготовку сплавляли в промежуточную емкость до ее заполнения и периодически сливали жидкий металл в медный водоохлаждаемый кристаллизатор. В процессе плавки применяли кристаллизатор цилиндрической формы с внутренним диаметром 100 мм, оснащенный вертикально перемещаемым поддоном с углублением в виде «ласточки хвоста».

Первыми порциями слива формировали заправку будущего слитка до высоты, равной внутреннему диаметру кристаллизатора. Затем на достигнутом технологическом режиме выплавляли слиток необходимой высоты. В ходе экспериментальных плавки скорость плавки  $q$ , Вт/см<sup>2</sup>

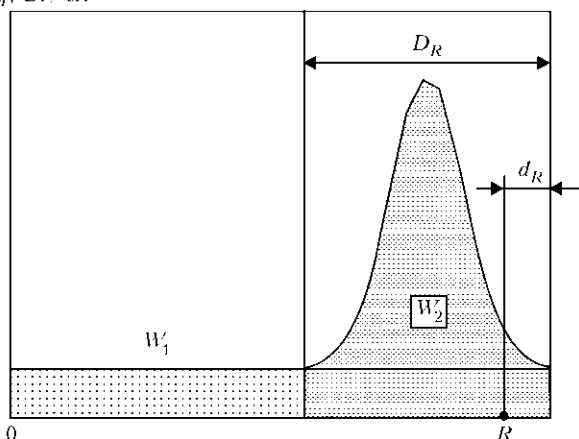


Рис. 2. Схема распределения мощности  $q$  теплового нагрева на поверхности зеркала ванны в полости кристаллизатора при ЭЛПЕ ПО (0 — ось слитка, ось симметрии;  $R$  — радиус слитка;  $W_1$  и  $W_2$  — мощности нагрева соответственно центральной и периферийной частей слитка;  $DR$  — ширина кольца периферийного нагрева;  $dR$  — «засветка» луча на стенку кристаллизатора) [6]

варьировали в пределах 0,8...4,5 кг/ч. Обогрев слитка в кристаллизаторе производили путем сканирования по его поверхности луча одной из электронных пушек. Обогревали слиток как равномерно по всей поверхности, так и с преимущественным сосредоточением обогрева в периферийной его части (рис. 2).

Процесс плавки продолжался в среднем 3 ч. В конце плавки производили вывод усадки путем постепенного снижения мощности обогрева верхнего торца слитка в кристаллизаторе. Слиток остывал в камере в условиях вакуума в течение 4 ч.

Исследовали слитки ряда электронно-лучевых плавок молибдена, осуществленных при различных скоростях плавки и условиях обогрева металла в кристаллизаторе (табл. 1). Микротвердость всех выплавленных сплавов находится на уровне 1400...1500 МПа, что гораздо ниже, чем микротвердость молибдена обычной дуговой плавки (1700...2000 МПа). Это свидетельствует о значительно лучшем рафинировании металла при плавке в высоком вакууме.

Как видно из таблицы, температура перехода в хрупкое состояние такого молибдена практически не зависит от скорости плавки. Характер разрушения изучали методом фрактографии. Сплавы, показавшие наиболее низкую температуру хладноломкости, разрушались преимущественно по телу зерна, в то время как сплавы с высокой температурой перехода — по границам зерен (рис.3). Следует отметить, что в структуре сплавов, показавших низкую температуру перехода, внутри крупных зерен размером 5...10 мм обнаружена субструктура размерами 0,3...0,5 мм, внутри которой имеется субструктура 2-го порядка (рис.4).

Для молибдена, выплавленного с помощью традиционной технологии ЭЛПЕ, наиболее низкой температурой перехода оказалось значение — 45 °С, тогда как наиболее низкая температура перехода металла ЭЛПЕ с периферийным обогревом составила — 80 °С, причем принципиальных различий в структуре сплавов с низкой и высокой температурами хладноломкости не обнаружено.

Для исследования влияния способов и режимов плавки на структуру и свойства литых сплавов молибдена способом ЭЛПЕ получены слитки сплавов трех систем легирования: TZM (Mo–0,02C–0,5Ti–0,1Zr); TZC (Mo–0,15C–1,25Ti–0,15Zr); Mo–1,5Nb–0,25C.

Металл выплавляли способами ЭЛПЕ — традиционным и с применением периферийного электронно-луче-



Таблица 1. Характеристики литого молибдена ЭЛПЕ и ЭЛПЕ ПО

№ п/п	Вакуум, Па	Скорость плавки, кг/ч	Порог хладноломкости, °С	Размер зерна, мм	Размер субзерна, мм	Микротвердость, МПа	Временное сопротивление, МПа	Характер разрушения, %
<i>ЭЛПЕ</i>								
1	0,005	4,0	-45	10	0,3	1560	670	90 по границе
2		3,5	-20	9	0,2	1690	810	90 »
3		3,8	+60	16	0,6	1560	-	50 »
4		1,7	-30	12	0,4	1590	790	50 »
<i>ЭЛПЕ ПО</i>								
1	0,030	4,0	-80	0,8	0,06	1440	742	По зерну
2	0,005	4,5	-80	0,6	0,05	1530	852	»
3	0,004	0,8	+50	1,6	0,10	1530	934	По границе
4	0,006	3,6	+70	1,2	0,10	1570	-	»
5	0,004	2,0	-60	0,9	0,08	1440	625	По зерну

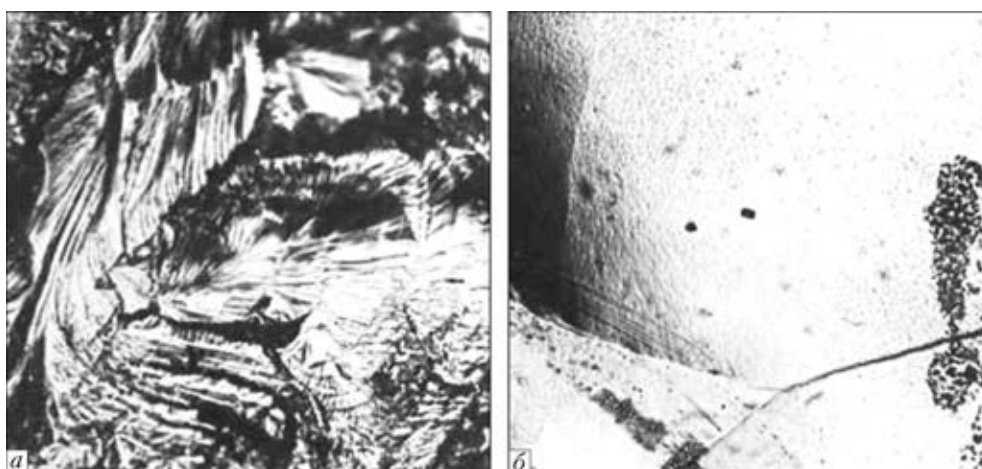


Рис. 3. Характер разрушения сплавов ЭЛПЕ ПО № 2 (а) и 3 (б) (табл. 1)

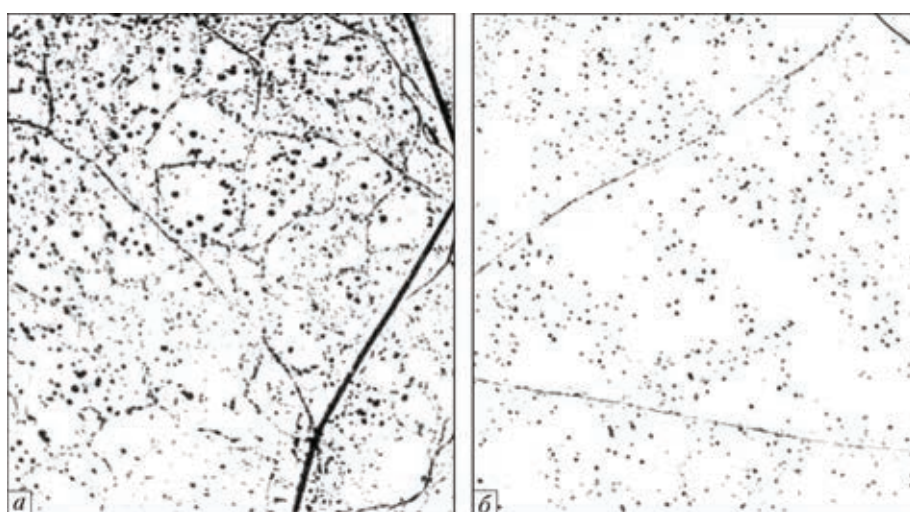


Рис. 4. Микроструктура (×500) сплавов ЭЛПЕ ПО № 1 (а) и 3 (б) (табл. 1); ×500

вого обогрева. Способы плавки, составы и свойства полученных сплавов представлены в табл. 2. Как следует из табл. 2, сплавы в литом состоянии имеют практически одинаковый размер зерна в пределах 0,5...0,6 мм. Ре-

зультаты измерения твердости показали, что у матрицы сплава в случае изготовления способом ЭЛПЕ ПО она несколько ниже, чем у металла ЭЛПЕ, но значительно превышает значения, полученные для плавок нелегиро-



Таблица 2. Характеристики литых сплавов молибдена ЭЛПЕ

Марка сплава	№ сплава	Способ плавки	Порог хладноломкости, °С	Размер зерна, мм	Микротвердость, МПа (2-я фаза/матрица)	Временное сопротивление, МПа	Характер разрушения транскристаллитный, %
TZM	2105	ЭЛПЕ ПО	-30	0,5	2820/2280	855	100
	317	ЭЛПЕ	+25	0,6	3020/2060	747	85
TZC	2124	ЭЛПЕ ПО	>150	0,2	2520/2240	860	90
	321	ЭЛПЕ	>150	0,4	2830/2120	864	90
Mo-Nb-C	2112	ЭЛПЕ ПО	>150	0,15	2220	710	90
	322	ЭЛПЕ	>150	0,25	2420	760	80

ванного молибдена в условиях высокого вакуума (табл. 1). Таким образом, в литом состоянии матрица молибдена, полученного в полупромышленных условиях, значительно пресыщена примесями внедрения. Об этом также свидетельствуют результаты работы [8], где способом прецизионного измерения параметров кристаллической решетки показана значительная пресыщенность примесями внедрения молибденовой матрицы в литых сплавах. Вследствие этого режимы плавки и термомеханической обработки должны оказывать существенное влияние на характер распределения примесей внедрения и свойства литых сплавов молибдена. Данные табл. 2 показывают, что слитки сплава TZM, полученные способом ЭЛПЕ ПО, имеют температуру хладноломкости ниже, чем у металла ЭЛПЕ того же состава. Этот результат находится в полном соответствии с данными табл. 1, полученными при плавках с высоким вакуумом.

### Выводы

1. В сплавах молибдена ЭЛПЕ периферийный обогрев металла в кристаллизаторе устанавливает предел хладноломкости в интервале  $-80...+70$  °С. Внутри крупных зерен формируется субструктура, при этом возрастают относительное удлинение и ударная вязкость металла слитков.

2. Уменьшение зерна в молибденовом слитке, получаемое при ЭЛПЕ ПО, приводит к изменению характера разрушения образцов от транскристаллитного к интеркристаллитному, что выражается в повышении вязкости их разрушения.

1. Мовчан Б. А., Статкевич В. Н. Повышение пластичности литых и рекристаллизованных сплавов молибдена при выделении высокотемпературной второй фазы // Изв. АН СССР. Металлы. — 1969. — № 2. — С. 129–136.
2. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреационных металлов. — Киев: Наук. думка, 2008. — 306 с.
3. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
4. Жук Г. В. О влиянии распределения мощности нагрева металла в кристаллизаторе в процессе ЭЛПЕ на структуру слитков // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 2. — С. 17–20.
5. Мушегян В. О. Электроннолучевая плавка с промежуточной емкостью — эффективный способ повышения механических свойств молибдена // Электрометаллургия. — 2010. — № 9. — С. 28–31.
6. Мушегян В. О. Оптимизация технологии электронно-лучевой плавки молибдена способом математического моделирования // Современ. электрометаллургия. — 2011. — № 4. — С. 9–11.
7. Структура и некоторые свойства толстых вакуумных конденсатов Ti-C / А. С. Лисикян, Е. В. Черненко, В. О. Мушегян, Б. А. Мовчан // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 3. — С. 65–68.
8. Сплавы молибдена / Н. Н. Моргунова, Б. А. Клыпин, В. А. Бояршинов и др. — М.: Металлургия, 1975. — 390 с.

Developed is the technology of electron beam melting of ingots of molybdenum-base alloys in electron beam installation of MV-1 type, specially fit for refractory metals and alloys on their base. As initial materials, the primary briquettes of molybdenum and alloying additions in the form of carbides were used. Additions were produced in electron beam unit using unique technology of combined evaporation. The updated method of periphery heating of ingot in the mould was used during melting. Ingots of low- and medium-alloyed alloys of molybdenum, produced both by using the traditional EBCH method, and also by applying the periphery heating in mould, were investigated. The effect of conditions of melting on structure, cold brittleness temperature and mechanical properties of metal was determined. Ref. 8., Tables 2, Figs.4.

**Key words:** molybdenum; ingot; electron beam remelting; crystallization; structure; refining; impact strength

Поступила 17.01.2013



УДК 669.187.826

# ПРОИЗВОДСТВО ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ И ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННЫХ ТРУБ ИЗ ЛИТОЙ ПОЛОЙ ЗАГОТОВКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT1-0, ИЗГОТОВЛЕННОЙ СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ

О. Е. Собко-Нестерук<sup>1</sup>, Н. Г. Третьяк<sup>1</sup>, Н. В. Чайка<sup>1</sup>,  
С. И. Горгуль<sup>2</sup>, М. И. Медведев<sup>2</sup>, Н. А. Беспалова<sup>2</sup>.

<sup>1</sup>ООО «Международная компания «АНТАРЕС»  
03113, г. Киев, ул. Василенко, 1-А.  
E-mail: tretiak@antares.com.ua

<sup>2</sup>ГП «НИТИ»  
4960, г. Днепропетровск, 2, ул. Писаржевского, 1-а.  
E-mail: michael.medvedev@rambler.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований получения полых слитков из сплава VT1-0 способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. Предложена технология изготовления горячепрессованных и холоднокатанных труб непосредственно из литого полого слитка, позволяющая снизить энергозатраты и расходный коэффициент по сравнению с существующей технологией, предусматривающей ковку слитков и термообработку труб. Отработаны основные параметры процессов изготовления горячепрессованных и холоднокатанных труб, обеспечивающие получение необходимого качества поверхности. Представлены результаты исследований структуры и механических свойств горячепрессованных и холоднокатанных труб. Установлено соответствие основных характеристик требованиям отечественных и зарубежных нормативных документов. Библиогр. 8, табл. 6, ил. 8.

**Ключевые слова:** титановый сплав; электронно-лучевая плавка; полый слиток; горячепрессованная труба; холоднокатанная труба; структура; механические свойства

Титановые сплавы благодаря низкому удельному весу, высокой удельной прочности и коррозионной стойкости находят широкое применение в авиационной и космической технике, атомной энергетике, химическом машиностроении. Дальнейшее расширение объемов и областей применения титановых сплавов во многом сдерживается более высокой стоимостью изделий из них, по сравнению с другими материалами, в частности нержавеющими сталями.

Пути снижения стоимости изделий из титановых сплавов являются совершенствование способов плавки слитков титановых сплавов и удешевление технологий получения слитков. Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) позволяет обеспечить необходимое качество титановых слитков и снизить их стоимость за счет использования лома и титановой губки низших сортов [1, 2].

Уменьшение стоимости титановых труб может быть достигнуто также за счет использования литого слитка для горячей прокатки, прессования, исключения операцийковки и последующей механической обработки по-

ковок. При этом уровень прочностных свойств соответствует требованиям отечественных и зарубежных стандартов [3–5].

Новым подходом в снижении стоимости титановых труб и увеличении выхода годного металла является сокращение операцийковки и механической обработки благодаря применению способа ЭЛПЕ полых слитков в качестве трубной заготовки. В работе [6] описаны экспериментальные плавки для получения толстостенных полых слитков большого диаметра на установке УЭ-182М. Выплавлен опытный полый слиток титанового сплава VT1-0 с диаметрами наружным 600 и внутренним 200 мм, длиной 2 м с обеспечением необходимого уровня качества литого металла. Из фрагментов этого слитка изготовлены кольца диаметрами 1850 и 1415 мм с толщиной стенки 50 мм и высотой 350 мм [7].

Цель настоящей работы состояла в определении особенностей получения полых слитков сплава VT1-0 способом электронно-лучевой плавки (ЭЛП) и возможности изготовления из них горячепрессованных и холоднокатанных труб.

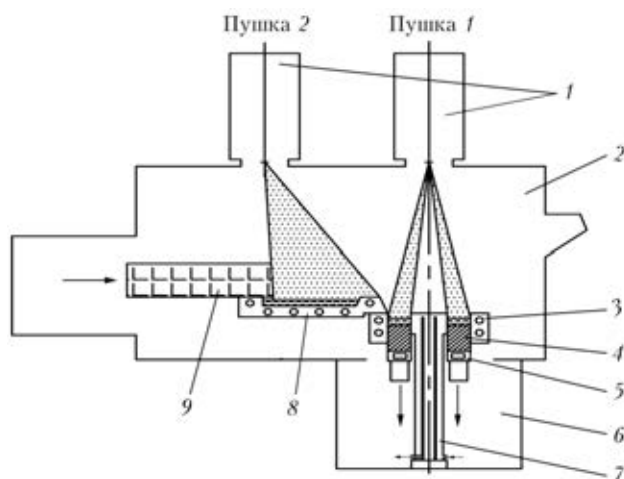


Рис. 1. Схема лабораторной установки для получения полого слитка: 1 — электронные пушки; 2 — камера плавки; 3 — кристаллизатор; 4 — полый слиток; 5 — поддон; 6 — камера слитка; 7 — дорн; 8 — промежуточная емкость; 9 — заготовка

Экспериментальные работы проводили на установке ВТ03 (рис. 1), для которой спроектирована и изготовлена специальная технологическая оснастка и разработан блок развертки луча электронной пушки. Использована схема проходного кристаллизатора с нижним расположением дорна.

Плавку осуществляли с помощью двух электронных пушек ВТ20 мощностью по 400 кВт каждая, разработанных и запатентованных в 2001 г. в МК «АНТАРЕС» совместно с НТУУ «КПИ» [8]. Заготовку, сформированную из брикетированной титановой губки ТГ100, плавил пушкой 2 на мощности 160 кВт в промежуточную емкость, из которой по мере накопления жидкий металл порциями сливали через сливной носок в водоохлаждаемый кристаллизатор. Скорость подачи заготовки составляла 8...10 мм/мин, скорость плавки — 80 кг/ч. Рабочее давление в камере в начальный момент плавки равнялось 0,133 Па, натекание — 50 л/ч.

В процессе плавки пушку 1 использовали для формирования полого слитка и периодического оплавления сливного носка по мере накопления металла в промежуточной емкости. Подводимая мощность пушки 1 составляла 120 кВт. Для обеспечения заданного температурного режима в металлической ванне с помощью блока



Рис. 2. Полый слиток с диаметрами наружным 190 и внутренним 50 мм в камере после плавки

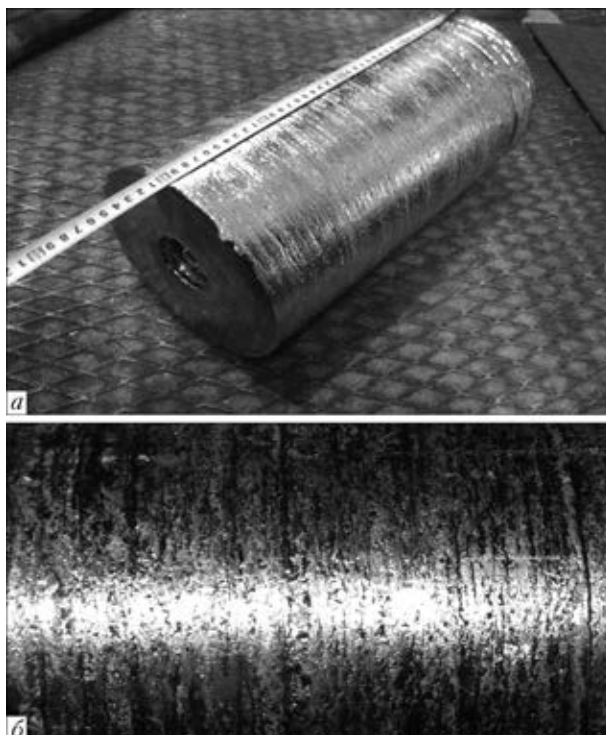


Рис. 3. Внешний вид (а) и наружная поверхность (б) полого слитка после плавки

управления лучом осуществляли развертку луча по траекториям в виде концентрических колец, причем повышенную мощность электронного луча задавали в зоне контакта расплава с поверхностью обечайки кристаллизатора и дорна. Такой характер развертки луча компенсировал повышенный теплоотвод в данных местах и обеспечивал устранение усадочных дефектов в верхней части слитка.

Как показали эксперименты, на формирование отверстия в слитке оказывают влияние форма и размеры дорна, что может приводить к заклиниванию заготовки слитка на дорне, связанному с уменьшением диаметра отверстия полого слитка в процессе его охлаждения.

На рис. 2 показан выплавленный образец в камере слитка. После извлечения дорна слиток длиной 400 мм (рис. 3, а) передается на участок механической обработки. Наружная и внутренняя поверхности слитка представляют собой результат периодического слива порций жидкого металла из промежуточной емкости (рис. 3, б).

В процессе механической обработки производят обрезку донной и головной части, а также доводку слитка для получения требуемых размеров трубной заготовки в соответствии с размерами контейнера пресса (наружный диаметр 170 мм, внутренний диаметр 70 мм, длина 350 мм). В ходе обработки слитков отобраны пробы металла для определения химического состава слитков с учетом содержания в них кислорода, водорода и азота. Как показали результаты анализов (табл. 1), состав слитков отвечает как техническому титану ВТ1-0, так и более чистому варианту ВТ1-00 в соответствии с ГОСТ 19807-91 «Титан и сплавы титановые деформируемые». Распределение элементов по длине (высоте) заготовок находится на одном уровне.





Таблица 1. Результаты контроля химического состава полых слитков, мас. %

№ слитка (место отбора пробы)	Al	Fe	O	N	C	H
3 (верх)	0,020	0,049	0,19	0,010	0,027	0,0030
3 (низ)	0,045	0,068	0,17	0,013	0,020	0,0020
4 (верх)	0,016	0,050	0,20	0,010	0,012	0,0032
4 (низ)	0,010	0,052	0,16	0,010	0,010	0,0010
2 (верх)	0,045	0,024	–	–	–	–
2 (низ)	0,050	0,020	–	–	–	–
BT1-00 по ГОСТ19807–91	Не более 0,30	Не более 0,15	Не более 0,10	Не более 0,04	Не более 0,05	Не более 0,008
BT1-0 по ГОСТ19807–91	Не более 0,70	Не более 0,25	Не более 0,20	Не более 0,04	Не более 0,07	Не более 0,010

Обработанные полые слитки (рис. 4) передали в ГП «НИТИ», г. Днепропетровск для получения из них горячепрессованных труб.

Дополнительные испытания спектральным методом по ГОСТ 23902–79 и методике к атомно-эмиссионному спектрометру «Spectromax X» подтвердили соответствие литых заготовок титана марки BT1-0 и BT1-00 (табл. 2). Химический состав отличался стабильностью как от отливки к отливке, так и в пределах одной отливки.

Макроструктуру определяли путем травления темплетов, отобранных от концов заготовок исследуемого массива (отливки № 2-03; 3-03; 4-03; 5-05). В целом в заготовках сформирована однородная макроструктура с кристаллами равноосного типа (рис. 5), за исключением тонких слоев направленной кристаллизации по наружной и внутренней поверхности. Размер литых кристаллов составляет 5...10 мм. Микроструктура равноосного типа имеет беспорядочную кристаллографическую ориентировку и поэтому предпочтительнее для последующей деформации. В донной части заготовки структура более крупнозернистая, по сравнению с верхней частью.

По результатам механических испытаний установлено, что в целом литые заготовки характеризуются удовлетворительным уровнем прочностных и пластических свойств, сопоставимыми со свойствами для горячедоформованного металла (табл. 3).

Твердость по заготовкам распределена следующим образом (табл. 4).



Рис. 4. Полые слитки, подготовленные для прессования

Незначительное, на несколько единиц в пределах погрешности измерения, увеличение значений твердости зафиксировано у поверхностных слоев, что, вероятнее всего, может быть связано с измельчением структуры вдоль наружной и внутренней стенок и возникающими при кристаллизации напряжениями.

Исследованные литые заготовки из титана BT1-0 по совокупности химического состава, структуры и свойств пригодны для дальнейшего трубного передела.

Таблица 2. Результаты масс-спектрального анализа, выполненного в ГП «НИТИ», мас. %

Номер (место отбора пробы)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe	Al	Cu	Прочие
3-03 (верх)	0,0073	0,012	<0,0045	0,011	0,030	0,027	<0,002	0,0024	–
4-03 (низ)	0,0075	0,012	<0,0045	0,0086	0,027	0,019	<0,002	0,0027	–
5-03 (низ)	0,0063	0,012	<0,0045	0,012	0,038	0,027	<0,002	0,0025	–
5-03 (верх)	0,0054	0,012	<0,0045	0,018	0,033	0,035	0,0073	0,0026	–
2-03 (горячепрессованная труба)	0,0082	0,021	<0,0045	0,012	0,025	0,034	<0,002	<0,002	–
BT1-00 по ГОСТ 19807–91	Не более 0,05	Не более 0,08	–	–	–	Не более 0,15	Не более 0,30	–	Не более 0,10
BT1-0 по ГОСТ19807–91	Не более 0,07	Не более 0,10	–	–	–	Не более 0,25	Не более 0,70	–	Не более 0,30

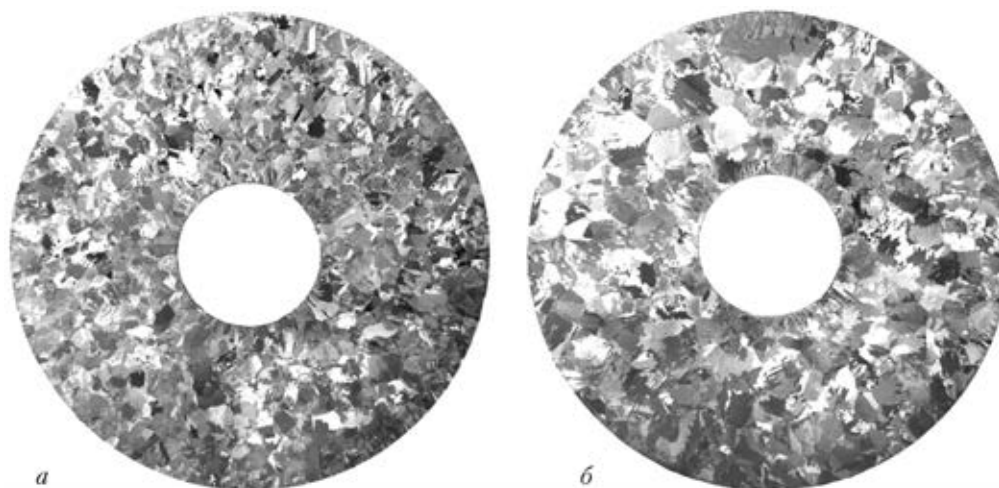


Рис. 5. Макроструктура верхней (а) и нижней (б) частей полого слитка из титанового сплава ВТ1-0

Таблица 3. Механические характеристики литых заготовок

№ заготовки (место отбора пробы)	$\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	НВ, МПа
4-03 (низ)	440...448	341...349	18,0...29,1	52,5...56,5	146...164
5-03 (низ)	479	361...373	14,5...15,5	36,0...42,0	139...169
ГОСТ 26492 (для катаного прутка ВТ1-0)	Не менее 345	—	Не менее 15	Не менее 36	—
ГОСТ 24492 (для катаного прутка ВТ1-00)	Не менее 265	—	Не менее 20	Не менее 40	—
ТУ 1-5-132 (для заготовки ВТ1-00)	294...441	Не менее 216	Не менее 30	Не менее 60	—
ГОСТ 21945 (для горячекатаной трубы ВТ1-0)	343...568	Не менее 245	Не менее 20	Не менее 42	—

Таблица 4. Твердость НВ по сечению литых заготовок, МПа

№ заготовки (место отбора пробы)	10 мм от наружной поверхности	Середина по толщине стенки	15 мм от внутренней поверхности
3-03 (верх)	179, 167, 161	166, 163, 166	167, 152, 166
4-03 (низ)	157, 150, 164	152, 148, 146	154, 156, 158
5-03 (низ)	139, 161, 152	156, 158, 152	166, 169, 163



Рис. 6. Макроструктура горячепрессованной трубы диаметром 82x14 мм

Из заготовки №2-03 пропрессована труба диаметром 82x14 мм. Прессование осуществлялось в ГП «НИТИ» на трубопрофильном горизонтальном гидравлическом прессе с максимальным усилием 16 МН. Размер заготовки — диаметр 170x50x(350...370) мм, шероховатость поверхности после механической обработки —  $R_a \leq 5,0$  мкм. В качестве смазки использовали стандартный стеклопорошок № 122. Скорость рабочего хода пресс-штемпеля равнялась 150 мм/с, усилие прессования — 7 МН. Параметры прессования следующие: нагрев в вертикальном индукторе до 960...1000 °С, степень деформации — 84 %, вытяжка — 6,4.

Исследованная макроструктура горячепрессованной трубы плотная, видимых дефектов не обнаружено (рис. 6). Поверхность трубы имеет характерный для горячепрессованного состояния вид, дефектов в виде плен, раковин, закатов, трещин, глубоких рисок не содержит.

Микроструктура трубы в результате прессования измельчена (рис. 7, а, б) и соответствует состоянию после деформации и охлаждения в области  $\alpha+\beta$ , находится в двухфазном состоянии.

У поверхности трубы имеются участки микроструктурной неоднородности и полосчатости (рис. 7, в, г), что может быть связано с исходной структурой литой заготовки, требующей, вероятно, увеличения степени деформации.

Трубы по механическим свойствам удовлетворяют нормам ГОСТ 21945 (табл. 5), по уровню свойств — требованиям современных ТУ У 27.2-05757883-176:2007

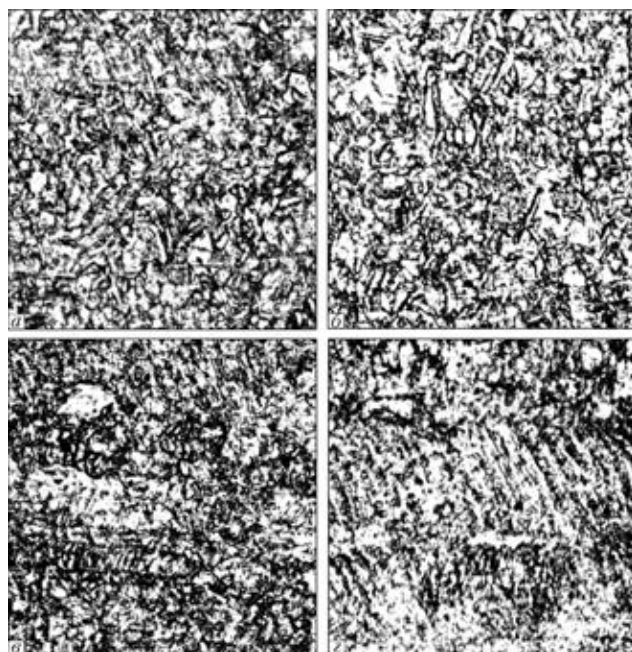


Рис. 7. Микроструктура (X100) горячепрессованной трубы диаметром 82X14 мм по середине толщины стенки (а, б) и у наружной поверхности (в, г)

«Трубы бесшовные горячедеформированные из титана и титановых сплавов».

По исследованным критериям труба диаметром 82X14 мм отвечает требованиям нормативной документации. В виду того, что по уровню механических свойств труба соответствует нормативу, на данном этапе термическую обработку не выполняли. Целесообразность последней определяется в зависимости от назначения трубы (обязательна для готовой трубы, при необходимости — для передельной). Следует отметить, что значения прочностных свойств горячепрессованной трубы из полого слитка, приведенные в табл. 5, превышают аналогичные показатели для горячепрессованной трубы, полученной из литой заготовки диаметром 200 мм, приведенные в работе [4].

Холодную деформацию осуществляли на станах ХПТ-55 и ХПТ-32. Согласно технологической схеме, образцы передельных горячепрессованных и механически обработанных труб диаметром 80X10 мм труб и 76X8 мм прокатывали в образцы размером 48X3,5 мм. Затем изготавливали образцы труб диаметром 25X2 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 22897-86. Суммарные коэффициенты вытяжки составили соответственно 15,2

Таблица 5. Механические свойства трубы диаметром 82X14 мм из титана ВТ1-0 в состоянии после горячего прессования

$\sigma_b, \text{Н/мм}^2$	$\sigma_t, \text{Н/мм}^2$	$\delta_5, \%$	$\psi, \%$
512...532	437...469	20,5...24,5	52
ГОСТ 21945, ТУ У 27.2-05757883-176:2007 (для термически обработанного состояния)			
343...568	Не менее 245	Не менее 20	Не менее 42

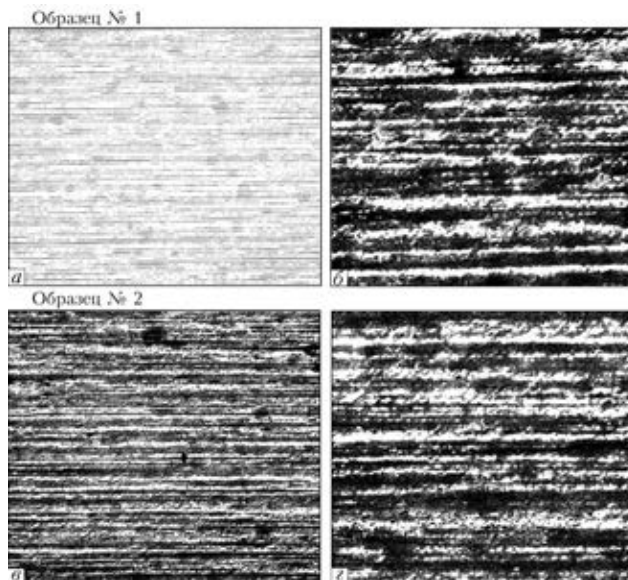


Рис. 8. Микроструктура образцов холоднодеформированных труб диаметром 25X2 мм сплава ВТ1-0: а, в — X100; б, г — X250

и 11,8. Прокатку осуществляли с применением смазки для наружной и внутренней поверхностей передельных труб.

После прокатки образцы холоднодеформированных труб подвергали промежуточной и окончательной термической и механической видам обработки.

Результаты оценки наружной и внутренней поверхности образцов холоднодеформированных труб диаметром 25X2 мм, а также замеры шероховатости поверхности подтвердили соответствие качества труб требованиям ГОСТ 22897-86 и ASTM B338.

Контроль геометрических размеров и кривизны образцов холоднодеформированных труб показал, что отклонения по диаметру, толщине стенки, длине и кривизне образцов труб соответствовали требованиям ГОСТ 22897-86.

Микроструктура образцов (№ 1, 2) труб диаметром 25X2 мм соответствовала холоднодеформированному состоянию металла после термической обработки (рис. 8).

После отбора образцов проведены комплексные исследования холоднодеформированных труб размером 25X2 мм — испытания на растяжение, сплющивание и раздачу.

Таблица 6. Механические характеристики образцов холоднодеформированных труб

Образцы трубы	$T_{исп}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{Н/мм}^2$	$\sigma_{0,2}, \text{Н/мм}^2$	$\delta_5, \%$
Диаметром 25X2 мм	+20	361...512	265...313	34...51,5
Диаметром 25X2 мм	+150	310...393	174...277	42...50
ГОСТ 22897-86 (для холоднодеформированных труб из ВТ1-0)	+20	343...586	Не менее 245	Не менее 24
	+150	Не менее 216	Не менее 147	Не менее 24
ASTM B338/ASME SB 338 для труб из Grade 2	+20	Не менее 345	275...450	Не менее 24



Механические свойства образцов холоднодеформированных труб диаметром 25×2 мм соответствовали требованиям ГОСТ 22897–86 и ASTM B338/ASME SB 338 для труб из сплава Grade 2 (табл. 6), за исключением единичного выпада по пределу текучести ( $\sigma_{0,2} = 265 \text{ Н/мм}^2$ ).

## Выводы

1. Показано, что литая полая заготовка, полученная способом ЭЛПЕ, по своим качественным показателям может быть пригодна для получения деформированных труб.

2. Качество деформированных труб, полученных из полой литой заготовки, соответствует требованиям отечественных и зарубежных стандартов (ГОСТ 21945–76; ГОСТ 22897–86, ASTM B-338).

1. Развитие технологии электронно-лучевой плавки титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, В. Н. Замков и др. // Пробл. спец. электроталлургии. — 2000. — № 2. — С. 34–40.
2. Получение титановых труб из заготовок электронно-лучевой плавки с использованием отходов / Т. Н. Бурак, В. С. Вахрушева, С. В. Ладохин и др. // Там же. — 2001. — № 3. — С. 24–29.

3. Исследование процесса изготовления горячекатаных и холоднодеформированных труб из литой недеформированной трубной заготовки титанового сплава VT1-0, полученной электронно-лучевой плавкой / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, А. А. Чепинский и др. // Современ. электроталлургия. — 2006. — № 2. — С. 25–28.
4. Калинюк А. Н., Козловец О. Н., Ахонин С. В. Производство полуфабрикатов из титановых слитков, полученных способом электроннолучевой плавки с промежуточной емкостью // Пробл. спец. электроталлургии. — 2002. — № 2. — С. 25–28.
5. Изготовление титановых труб из металла, выплавленного способом ЭЛПЕ / С. Н. Антонов, В. П. Ревенок, А. В. Журавлев и др. // Современ. электроталлургия. — 2004. — № 4. — С. 21–23.
6. Получение полых титановых слитков способом ЭЛПЕ / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Г. В. Жук и др. // Там же. — 2004. — № 4. — С. 18–21.
7. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Жук Г. В. Производство высококачественных слитков, полуфабрикатов и заготовок изделий из титана способом электронно-лучевой плавки // Международная конференция «Ti-2006 в СНГ»: Сб. тр. — Киев: Наук. думка, 2006. — С. 8–91.
8. Пат. 38451 Україна, МПК H 01 J 37/06. Газоразрядна електронна гармата / В. Г. Мельник, Б. А. Тугай, А. Г. Тагіль та ін. — Опубл. 15.11.2000; Бюл. № 6.

Results of experimental investigations for producing hollow ingots of VT1-0 alloy using the method of electron beam cold hearth melting are presented. Technology is offered for manufacture of hot-pressed and cold-rolled pipes directly of cast hollow ingot, allowing reducing the power costs and consumption coefficient as compared with existing technology, providing the forging of ingots and heat treatment of pipes. Main parameters of processes of manufacture of hot-pressed and cold-rolled pipes, guaranteeing the required surface quality, have been optimized. Results of investigation of structure and mechanical properties of hot-pressed and cold-rolled pipes are given. The conformity of main characteristics to the requirements of national and foreign standardized documents was established. Ref. 8., Tables 6, Figs. 8.

**Key words:** titanium alloy; electron beam melting; hollow ingot; hot-pressed pipe; cold-rolled pipe; structure; mechanical properties

Поступила 15.02.2013

## «ВСМПО Титан Украины»

### осваивает выпуск длинномерных титановых труб

«ВСМПО Титан Украины» (г. Никополь, Днепропетровская область) — дочерняя компания крупнейшего мирового производителя полуфабрикатов и изделий из титана и его сплавов корпорации «ВСМПО Ависма» (Свердловская область, Россия), намерена начать производство длинномерных тонкостенных титановых труб. Об этом говорится в сообщении «ВСМПО Ависма».

«Корпорация «ВСМПО Ависма» приобрела для «ВСМПО Титан Украина» две сварочные линии итальянского производства, что уже через год позволит украинской компании выйти на проектную мощность по выпуску труб диаметром от 12 до 60 мм, длиной до 26 метров», — сказано в нем.

Согласно сообщению, ранее «ВСМПО Титан Украина» производила только холоднокатаные бесшовные трубы из титановых сплавов, теперь же компания намерена освоить также и сварочное производство труб.

В сообщении также отмечается, что, поскольку длинномерные титановые трубы требуют очень бережной транспортировки, «ВСМПО Ависма» решила наладить данное производство именно на «ВСМПО Титан Украина», которая находится в Никополе в сравнительной близости от Одесского морского торгового порта.

Длинномерные титановые трубы используются в атомной энергетике и на опреснительных заводах.

<http://www.ugmk.info/news>



УДК 621.793.12

## ПОЛУЧЕНИЕ ЭРОЗИОННО- И ЖАРСТОЙКИХ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЛОПАТОК ГТД СПОСОБОМ МИКРОЭЛЕКТРОДУГОВОГО ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ВАКУУМНОГО РАСПЫЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Е. В. Дабижа<sup>2</sup>, А. А. Лещук<sup>1</sup>, И. В. Бондарь<sup>2</sup>, Н. Н. Борисова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины

04074, Киев, ул. Автозаводская, 2

E-mail: leshchuk@ism.kiev.ua

<sup>2</sup>МГНПВП «ЭКМА» НАН Украины

04074, Киев, ул. Автозаводская, 2

E-mail: ekma.ua@gmail.com

Обоснованы технологические и аппаратурные возможности применения плазменно-дуговой технологии и вакуумного оборудования для создания многослойных эрозионно- и жаростойких покрытий с целью повышения эрозионной стойкости компрессорных лопаток газотурбинных двигателей (ГТД). Разработаны новые технологические и аппаратурные решения, позволяющие наносить эрозионно- и жаростойкие покрытия из многокомпонентных сплавов способом ионно-плазменного распыления путем использования составной мишени катода планарного дуготрона. Проведены исследования эрозионной стойкости образцов с многослойным покрытием на основе карбида и нитрида титана, показавшие перспективность применения данного способа нанесения покрытий в качестве защитных на лопатки ГТД. Показано, что ремонтные лопатки ГТД, содержащие очень тонкие и средние усталостные микротрещины, а также не очень глубокие микротрещины, полностью восстанавливаются в процессе конденсации с ионной бомбардировкой и последующего заравнивания трещин путем нанесения на ее поверхность толстого (15 мкм) покрытия из материала лопатки. Библиогр. 8, ил. 11.

**Ключевые слова:** плазменно-дуговой способ нанесения покрытий; эрозионно- и жаростойкие покрытия; карбид титана; нитрид титана; катод; составная мишень; лопатки ГТД; эрозионная стойкость; пластичная прослойка; кобальт; усталостная трещина; заравнивание трещин

Сегодня в мире активизированы исследования, направленные на увеличение ресурса работы газотурбинных двигателей (ГТД). Однако с повышением рабочих температур ГТД необходимо увеличивать теплостойкость элементов горячего тракта двигателя, например рабочих лопаток, а также эрозионную стойкость компрессорных лопаток газовых турбин.

Несмотря на существенное улучшение различных свойств лопаток ГТД до настоящего времени в значительной степени слабым звеном являются турбины, что предопределяет целесообразность дальнейшего совершенствования методологии проектирования лопаток турбин с покрытием, создания новых составов, структуры, архитектуры и свойств покрытий, способов и процессов их получения. Наряду с повышением жаропрочности и коррозионной стойкости материала, из которого

изготавливаются лопатки, эффективным способом является нанесение на них жаростойких покрытий.

Жаростойкие покрытия предназначены для защиты поверхностей лопаток от высокотемпературной коррозии в активных газах за счет образования на них плотной оксидной пленки, которая имеет высокую прочность сцепления с покрытием. Различают жаропрочные покрытия из металлических, неметаллических и комбинированных соединений. Для лопаток турбин наиболее приемлемыми являются металлические жаропрочные покрытия. Основой для данных покрытий являются сплавы или интерметаллические соединения титана, алюминия, хрома, кобальта, иттрия и др. [1, 2].

В связи с этим актуальной является возможность исследовать формирование сплавов на основе указанных металлов способом микроэлектродугового ионно-плаз-



Рис. 1. Модернизированная установка для микродугового вакуумного нанесения покрытий ВУ-2МБС (М)

менного распыления, который, как правило, применяется при распылении на одном дуготроне одного металла или для распыления одного металла в реакционном газе для получения необходимых соединений.

Для изучения формирования сложных сплавов путем одновременного распыления различных металлов из одной мишени катода изготовлены комплексные (составные) катоды из титана и алюминия, а также из титана, алюминия и хрома. Исследования проводили на установке ВУ-2МБС (М) с модернизированными планарными дуготронами с прямым охлаждением мишени катода. Внешний вид модернизированной установки представлен на рис. 1.

Диаметр вакуумной камеры установки составляет 700, высота — 750 мм. Блок-схема установки приведена на рис. 2. Установка оснащена двумя дуготронами для поочередного или одновременного микродугового вакуумного ионно-плазменного испарения двух материалов. Дуготроны с прямым водяным охлаждением мишени катода разработаны и изготовлены взамен дуготронов с косвенным охлаждением мишени. Они позволяют осуществлять процессы при более высоком токе дуги и, таким образом, интенсифицировать напыление, а также испарять более тугоплавкие материалы. Прямое охлаждение мишени является важным условием при рас-

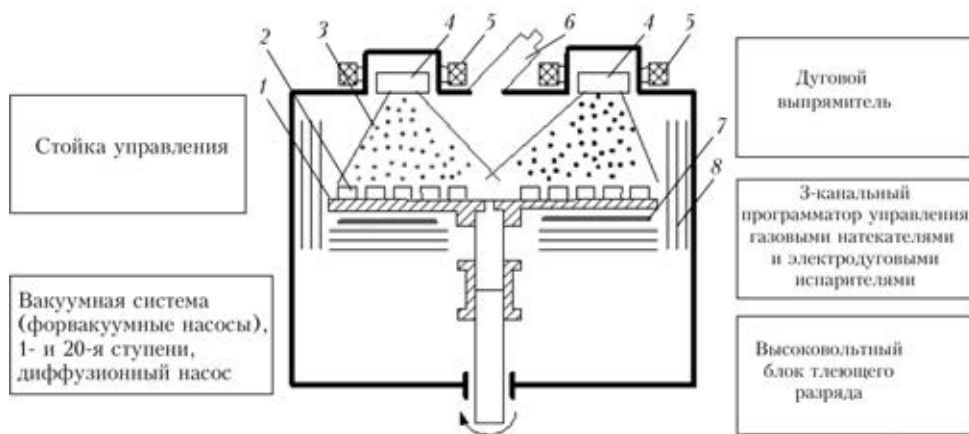


Рис. 2. Блок-схема модернизированной вакуумной установки ВУ-2МБС (М): 1 — столик для размещения образцов; 2 — образцы; 3 — паровой поток; 4 — микродуговые ионно-плазменные испарители; 5 — электромагнитные катушки; 6 — пирометр частичного излучения «Смотрич-7»; 7 — нагреватель; 8 — тепловые экраны

пылении легкоплавкого алюминия для исключения его перегрева.

Модельную составную мишень катода изготовили из титана, в ее поверхность в специально выфрезерованные углубления впрессовали вставки из алюминия и алюминия и хрома. Общий вид таких составных мишеней катода после многоциклового эксплуатационного показан на рис. 3.

Диаметр катода равнялся 110 мм, диаметр вставок — 25 мм (рис. 3, а). Шесть вставок из алюминия занимают 31 % общей распыляемой поверхности катода, титан — 69 % (рис. 3, а). Изготовили также мишени для формирования трехкомпонентного покрытия TiCrAl (рис. 3, б). Для этого в центре дополнительно запрессовывали вставку из хрома диаметром 35 мм.

Шесть вставок из алюминия занимают 31 % общей распыляемой поверхности катода, вставка из хрома — 10,1 %, титан — остальные 58,9 %.

Изучение условий распыления составной мишени TiAl показало, что пятно микроэлектродугового разряда сканирует по всей поверхности катода планарного дуготрона. Для исследований формирования сплавов при совместном распылении двух металлов на образцы из стали X18H9T нанесено толстое многослойное покрытие. С целью возможности осаждения на поверхности образца покрытия большей толщины структура покрытия состояла из отдельных слоев TiAl с тонкими прослойками из кобальта. Разделительные слои из кобальта наносили при помощи второго планарного дуготрона с прямым охлаждением мишени.

Для изучения структуры покрытий сделали поперечные шлифы образцов. Исследования проводили на растровом электронном микроскопе «ULTRA 55» с анализатором XR спектров ENERGY 350 (фирмы «ZEISS»).

На рис. 4 показаны структуры покрытий, полученных в начале выработки составной мишени TiAl (рис. 4, а), при глубине выработки вставок около 4 (рис. 4, б) и 9 мм (рис. 4, в). В основных слоях покрытия, которое формировалось в начале приработки мишени (рис. 4, а), обнаружено много капельных образований, что связано с характером распыления легкоплавкого алюминия. В процессе выработки алюминиевых вставок составного кат-

тода количество капельной фазы уменьшается и при выработке 4 мм (рис. 4, б) капельных образований почти нет.

При дальнейшей выработке вставок до 9 мм (рис. 3, а) в слоях покрытий имеются отдельные капельные образования, отмеченные на рис. 4, в как изгибание светлых линий от тонких кобальтовых прослоек. Следовательно, и при такой глубокой выработке капельные образования все же остаются.



Уменьшение капельных образований в процессе выработки можно отнести за счет малоугловой сепарации распляемого потока алюминия стенками углублений, которые формируются при интенсивном распылении алюминия (рис. 3).

Проведен спектральный анализ данных покрытий TiAl и определен их элементный состав. Анализируемые области обозначены на рис. 4 прямоугольниками. Элементный состав слоя покрытия TiAl, формируемого при разной глубине выработки алюминиевых вставок составной мишени, следующий, мас. % (ат. %): для рис. 4, а — 2,9 Al (42), 71 Ti (58); для рис. 4, б — 24 Al (36,3), 76 Ti (63,7); для рис. 4, в — 16 Al (20,1), 84 Ti (79,9). Соотношение площадей составной мишени TiAl равняется 31 Al и 69 % Ti.

Из приведенных результатов следует, что при начальной стадии выработки составной мишени формируется покрытие TiAl с более высоким процентом атомов алюминия, по сравнению с соотношением площадей этих материалов на распляемой площади составного катода, что свидетельствует о более быстром распылении легкоплавкого алюминия, чем титана.

Как показали дальнейшие исследования процесса длительного распыления составного катода меняется не только геометрия его поверхности, но и состав покрытия. При выработке вставок до 4 мм атомный процент алюминия несколько ниже, чем в предыдущем случае, и близок к соотношению распляемых поверхностей. Это, вероятно, связано с тем, что при распылении алюминия в углублении малоугловая часть потока, в которой много капельных образований, отсекается стенками углубления.

При этом в слоях покрытия практически отсутствуют капельные образования. В ходе дальнейшей выработки вставок процент алюминия в сплаве еще больше снижается и при выработке вставок до 9 мм формируется покрытие TiAl с атомарным содержанием алюминия меньшим, чем соотношение распляемой поверхности алюминия.

Проведены также исследования формирования трехкомпонентного покрытия MeCrAl. Для этого изготовили составной катод из титана, на поверхности которого в специально выфрезерованные углубления, как и в составной мишени (рис. 3, а), по периферии впрессовали шесть вставок из алюминия (0,25 мм), а в центр дополнительно впрессовали вставку из хрома (0,35 мм). Общий вид такого составного катода после многоциклового эксплуатации показан на рис. 3, б. Шесть вставок из алюминия, как и в предыдущей составной мишени, занимают 31 % общей распляемой поверхности катода, вставка из хрома — 10,1, титан — остальные 58,9 %.

Исследования условий распыления такого модельного составного катода показали, что пятно микроэлектродугового разряда сканирует по всей поверхности катода, несмотря на наличие на его поверхности вставки из хрома. Элементный состав трехкомпонентного покрытия, формируемого при начальной приработке мишени, следующий, мас. % (ат. %): 30,7 Al (44,6), 50,0 Ti (40,8), 19,3 Cr (14,6). Соотношение площадей составной мишени TiCrAl, %: 31 Al, 10,1 Cr и 58,9 Ti.

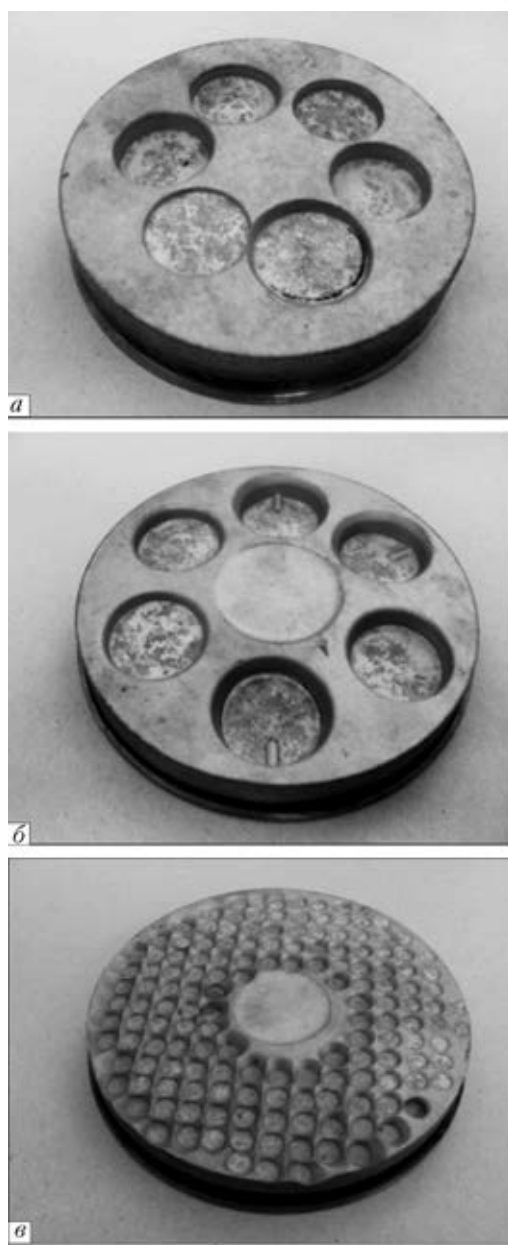


Рис. 3. Внешний вид комплексных планарных катодов, предназначенных для получения многокомпонентных многослойных покрытий: а — катод из титана со вставками из алюминия; б, в — катоды из титана со вставками из алюминия по периферии и хрома в центре

Видно, что атомарный процент хрома в сплаве формируемого покрытия близок к его распляемой площади. В то же время, как и в случае распыления составной мишени TiAl, концентрация атомов алюминия в сплаве покрытия значительно больше, чем у распляемой площади. Изменение состава покрытия в процессе выработки катода является существенным недостатком технологии формирования покрытий из сплавов при распылении составных комплексных катодов.

Для достижения однородной выработки у составных мишеней катода изготовили составной комплексный катод с меньшим диаметром алюминиевых вставок (0,5 мм), которые располагали по периферии мишени и одной общей вставкой (0,35 мм) из хрома в центре. Соотношение вставок из отдельных металлов оставалось таким же, как и в предыдущей мишени. Общий вид ка-

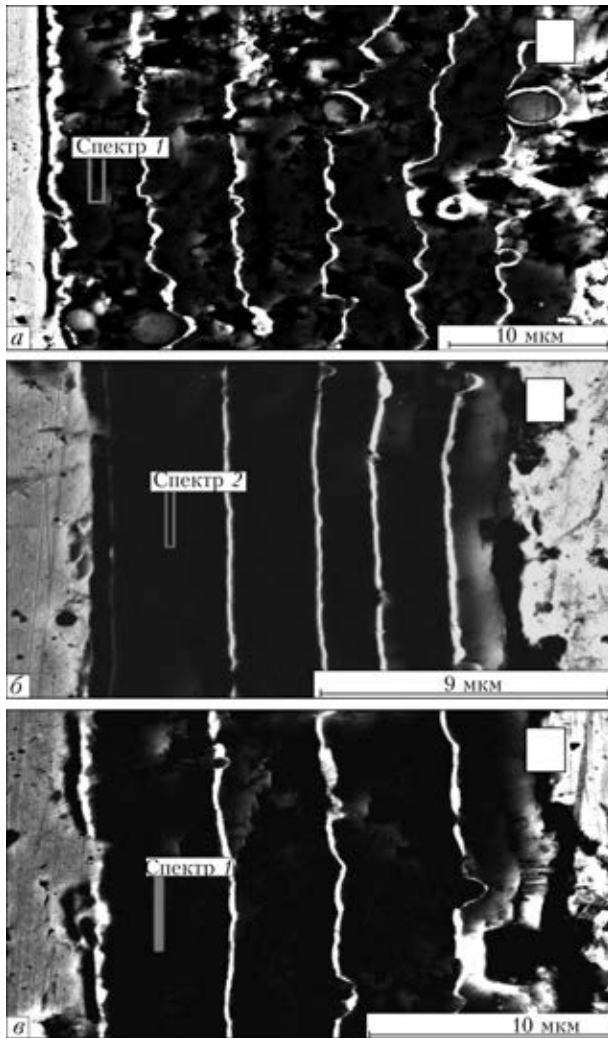


Рис. 4. Структуры многослойных покрытий TiAl (обозначения а–в приведены в тексте)

тогда после многоциклового эксплуатации показан на рис. 3, в. Продолжительность многоциклового эксплуатации данного катода такая же, как и катодов, показанных на рис. 3, а, б.

В отдельных местах данный катод имеет значительные выработки алюминиевых вставок глубиной до 4 мм, но их размер более чем в два раза меньше, чем у предыдущих мишеней. Процентное соотношение элементов в покрытии, которое формируется при таком составном комплексном катоде, также несколько отличается от соотношения площадей и меняется в процессе выработки катода, но уже в пределах 5 %, поэтому еще более предпочтительным является катод, изготовленный из уже готовых сплавов нужного состава. Следовательно, чем более мелкие фрагменты у составной мишени катода, тем меньшее влияние на состав оказывает выработка мишени катода, поэтому наиболее однородное покрытие будет достигнуто при изготовлении мишени катода из готового сплава.

Как следует из анализа литературных источников, перспективным сплавом в качестве жаростойкого материала [3] и подслоя при нанесении на металлическую основу лопаток теплозащитных оксидных покрытий [4] является многокомпонентный сплав NiCrAlY.



Рис. 5. Изготовление длинномерного катода из сплава NiCrAlY

Для изготовления катода данного сплава чистые порошки металлов смешивались в таком соотношении, %: 20 Cr; 8 Al; 1 Y, остальное — никель. Из смеси порошков выплавляли способом вакуумного электронно-лучевого переплава слиток диаметром 70 и длиной 800 мм. Затем для линейного дуготрона изготовили полу длинномерную мишень катода, процесс получения которой показан на рис. 5.

Проведена модернизация установки ВУ-700«Д» (М), а также разработаны и смонтированы три линейных периферийных дуготрона с системой управления сканированием пятна микроэлектродугового вакуумного разряда по всей длине катода, которые позволяют эффективно работать в широком диапазоне токов (100...200 А). Разработанные линейные дуготроны и модернизированный линейный магнетрон дают возможность наносить однородные по толщине покрытия на длинномерные изделия длиной 500 мм. Установка позволяет попеременно расплавлять четыре материала и при одновременной работе двух дуготронов конденсировать одновременно два материала. Поэтому с использованием возможности модернизированной установки ВУ-700«Д» (М) исследовали особенности технологии послойной конденсации покрытий из жаростойкого сплава NiCrAlY и керамических покрытий из  $Al_2O_3$ .

Многослойное защитное жаростойкое покрытие  $MeCrAlY/Al_2O_3$  наносили на лопатки ГТД. Внешний вид рабочих лопаток ГТД с многослойным жаростойким покрытием  $MeCrAlY/Al_2O_3$  показан на рис. 6.

Структура восьмислойного покрытия общей толщиной около 25 мкм представлена на рис. 7. При данных условиях формируется ламинарная структура чередующихся тонких слоев из сплава  $MeCrAlY$  (светлые полосы) и  $Al_2O_3$  (темные полосы).

В настоящее время газотурбинные установки (ГТУ) широко применяются как в авиационной, так и в наземной технике. Однако существует ряд проблем, связанных с повышением ресурса и надежности ГТУ.

Одним из наиболее уязвимых мест ГТУ, используемых в приземных слоях атмосферы либо непосредственно на поверхности земли, является их газоздушный тракт, в котором наиболее подвержены абразивному износу лопатки компрессора [5]. Наиболее перспективным способом защиты лопаток компрессоров ГТУ от абразивной эрозии является нанесение на них защитных многослойных покрытий на основе карбида и нит-





Рис. 6. Внешний вид рабочих лопаток ГТД с многослойным жаростойким покрытием  $\text{MeCrAlY/Al}_2\text{O}_3$

рида титана с пластичными прослойками [6]. Проведены исследования эрозионной стойкости этих покрытий. Для испытаний выполнили образцы из нержавеющей стали 20Х13, из которой изготавливают лопатки компрессорной турбины. Размеры образцов согласно ГОСТ 23.201–78 выполнили в виде пластин размером  $20 \times 15 \times 4$  мм с допусками на размеры по 7-у классу точности и шероховатостью рабочей поверхности (поверхность  $20 \times 15$ )  $R_z = 0,16 \dots 0,32$  мкм без острых кромок. На отдельные образцы наносили многослойные покрытия  $\text{Co/TiN}$  и  $\text{Co/TiC}$ , толщина отдельных износостойких слоев из  $\text{TiN}$  составляла 1,8 мкм, а тонких прослоек из кобальта между основными слоями — 0,21 мкм. Общая толщина многослойного покрытия из  $\text{Co/TiN}$  равнялась 35 мкм. Для покрытий из  $\text{Co/TiC}$  толщина отдельных износостойких слоев из  $\text{TiC}$  достигала 2,1 мкм, тонких прослоек из кобальта между основными слоями — 0,21 мкм. Общая толщина многослойного покрытия из  $\text{Co/TiN}$  составляла 35 мкм, перед испытанием все образцы взвешивали.

Испытания на эрозионную стойкость образцов проводили согласно ГОСТ 23.201–78 «Метод испытания материалов и покрытий на газоабразивное изнашивание с помощью центробежного ускорителя». Проведены испытания исходных образцов без покрытий и образцов с многослойным покрытием  $\text{Co/TiN}$  и  $\text{Co/TiC}$ , показавшие практически одинаковую эрозионную стойкость обоих, поскольку они имеют близкие значение микротвердости и упругости.

На рис. 8 приведена зависимость износа поверхности от массы расходуемого абразива для исходного образца и образцов только с многослойным покрытием  $\text{Co/TiN}$ . Значения износа получены по четырем одновременно испытываемым образцам, однако у образцов без покрытий значение износа более чем в два раза выше, чем у образцов с многослойными покрытиями на основе нитрида и карбида титана.

Исследования показали перспективность применения многослойных износостойких покрытий на основе нитрида и карбида титана для повышения эрозионной стойкости лопаток ГТД. На опытные партии лопаток компрессора различных ступеней ГТД наносили многослойные эрозионно-стойкие покрытия на основе нит-

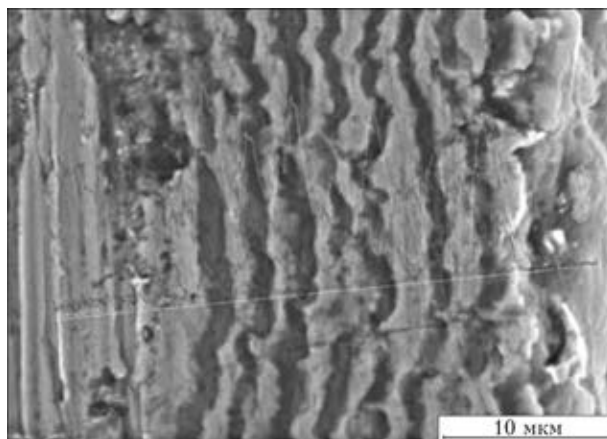


Рис. 7. Структура многослойного жаростойкого покрытия  $\text{Ve-CrAlY/Al}_2\text{O}_3$

рида и карбида титана. Общая толщина многослойных покрытий  $\text{Co/TiC}$  и  $\text{CoTiN}$  составляла около 15 мкм. Общий вид лопаток после напыления показан на рис. 9.

Напыленные лопатки (62 шт.) двух групп переданы на предприятие АО «Мотор Сич» для сравнительных эрозионных испытаний лопаток компрессора с различными типами покрытий на полноразмерном вертолетном двигателе с подачей абразива на вход.

В процессе испытаний лопатки с покрытиями  $7\text{Co}/7\text{TiC}$  и  $7\text{Co}/7\text{TiN}$  показали высокую стойкость против абразивного изнашивания. Износ поверхности у лопаток с многослойным покрытием  $7\text{Co}/7\text{TiC}$  и  $7\text{Co}/7\text{TiN}$  приблизительно был одинаковым и происходил равномерно без очаговых сколов и интенсивного кратерного износа поверхности пера лопатки. Это свидетельствует, во-первых, о том, что двухмикронная толщина твердого износостойкого слоя является достаточной для того, чтобы летящие с большой энергией абразивные частицы не проламывали его, а только изнашивали. Во-вторых, многослойная структура характеризуется наряду с высокой твердостью отдельных износостойких слоев высокой трещиностойкостью.

Если при ударе абразивной частицы в твердом хрупком слое образуется микротрещина, то ее продвижение в глубину многослойной структуры гасится пластичной прослойкой, поэтому образование трещин через всю толщину многослойного покрытия не происходило. И как результат, не происходило фрагментарное скалывание покрытия. При таких параметрах ламинарного износа многослойного покрытия дальнейшее увеличение его общей толщины будет пропорционально увеличивать ресурс работы лопатки. Более подробные исследования лопаток еще проводятся. Исходя из данных испытаний можно предположить, что увеличение ресурса работы лопаток с данными покрытиями составит 2...3 раза и более.

Лопатки ГТД в процессе их эксплуатации подвергаются различным воздействиям. Кроме высокой температуры в условиях окружающей атмосферы и эрозии под воздействием абразивных частиц, лопатки подвергались также влиянию механических и циклических нагрузок. Нержавеющая сталь является вязким материалом и лопатки ГТД из данного материала менее склонны к образованию усталостных трещин под воздействием различ-

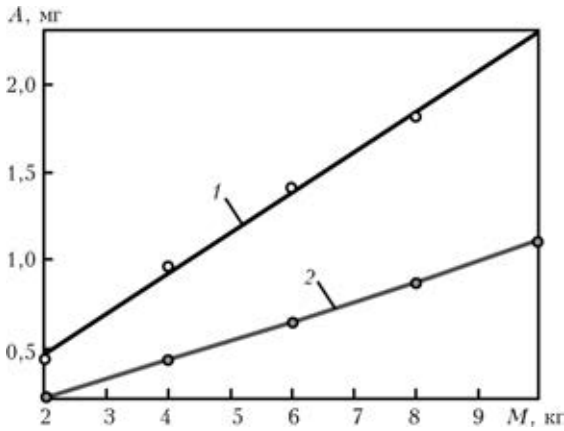


Рис. 8. Зависимость износа  $A$  от массы  $M$  расходуемого абразива для образцов из стали 20Х13: 1 — без покрытия; 2 — с многослойным покрытием Co/TiN

ных механических нагрузок. Для лопаток, подвергнутых упрочняющей обработке и выполненных из менее вязкого материала (титана), образование на поверхности дефектов деформирования, и в том числе усталостных трещин, является весьма актуальной проблемой.

Для изучения топологии поверхности с различными дефектами и условий ее очистки и восстановления дефектов, обнаруженных на рабочей поверхности ремонтных лопаток, выполнены специальные образцы из материала, из которого изготавливаются лопатки ГТД (титана BT-1). На образцах посредством многократного изгиба до разрушения смоделированы дефекты в виде различных усталостных трещин, имеющих на рабочей поверхности ремонтных лопаток.

Топологию поверхностей у образцов после их разрушения изучали на оптическом микроскопе МБС-10 и электронном растровом микроскопе-микроанализаторе «Cat-Scan-4DV». По своим возможностям растровая электронная микроскопия превосходит оптическую в исследовании топологии поверхности материалов.

Растровый электронный микроскоп «Cat-Scan-4DV» позволяет работать с разрешающей способностью 60...100 нм и глубине резкости 0,6...0,8 мм, причем при изучении топологии поверхности вполне достаточно использовать низковольтный режим работы с диаметром пучка электронов 10 мкм [7].

Одним из существенных достоинств растрового электронного микроскопа является возможность в ряде случаев исследовать образцы практически без предварительной подготовки поверхности [8]. Толщина образцов для растрового электронного микроскопа не имеет определяющего значения. Они могут иметь размеры в несколько десятков миллиметров, их геометрия ограничивается только конструктивными возможностями держателя. Область применения растровой электронной микроскопии чрезвычайно широка — исследование топографии поверхности, приповерхностных структурных дефектов, электрически активных дефектов, электрических и магнитных доменов, определение атомного состава поверхности.

Изучать металлические образцы в микроскопе можно при любом ускоряющем напряжении [2]. С повышением ускоряющего напряжения разрешение улучшает-



Рис. 9. Лопатки различных ступеней компрессора вертолетного двигателя после осаждения на них семислойного защитного эрозионно-стойкого покрытия 7Co/7TiN

ся, однако для получения качественного изображения любой физической природы (в отраженных, вторичных электронах, изображения в режиме фазового контраста) достаточно напряжения в 20...30 кВ.

Для ряда аналитических способов исследования поверхности может потребоваться работа в условиях широкого диапазона ускоряющего напряжения, например для компонентного анализа композитов, содержащих элементы с малым атомным номером. Вместе с тем для исследования однородных металлических поверхностей с большим количеством дефектов достаточно использовать ускоряющее напряжение, равное 20 кВ, применяемое и для образцов с покрытиями [8].

Проводящий слой кобальта многослойного покрытия улучшает качество изображений поверхности образца, обусловленных присутствием электрического заряда, а также уменьшает нагрев образца под воздействием пучка. Однако для выполнения рентгеновского микроанализа на поверхность образца необходимо наносить тонкое углеродное покрытие для предотвращения влияния рентгеновских линий от металлической составляющей покрытия и сведения к минимуму поглощения рентгеновского излучения от образца.

На рис. 10 показана топология поверхностей образца с усталостными узкими длинными трещинами до и после зарастивания путем нанесения на поверхность покрытия из титана толщиной 15 мкм.

Трещины зародились под действием знакопеременной нагрузки на ребре у края образца и выросли под ее действием до определенных размеров. Длина некоторых достигает 750 мкм. Структуру поверхности до зарастивания (рис. 10, а) исследовали на оптическом микроскопе МБС-10 при увеличении  $\times 28$ , а структуру поверхности после зарастивания исследовали на электронном растровом микроскопе-микроанализаторе «CamScan-4DV».

Как следует из рис. 10, трещины в процессе осаждения толстого многослойного покрытия не заросли, однако их длина значительно уменьшилась. Длина трещины до зарастивания составляла 535 мкм (рис. 10, а). Цену деления для увеличения определяли по объектмикронметру. После зарастивания длина данной трещины равнялась 108 мкм. Таким образом, большая часть длины

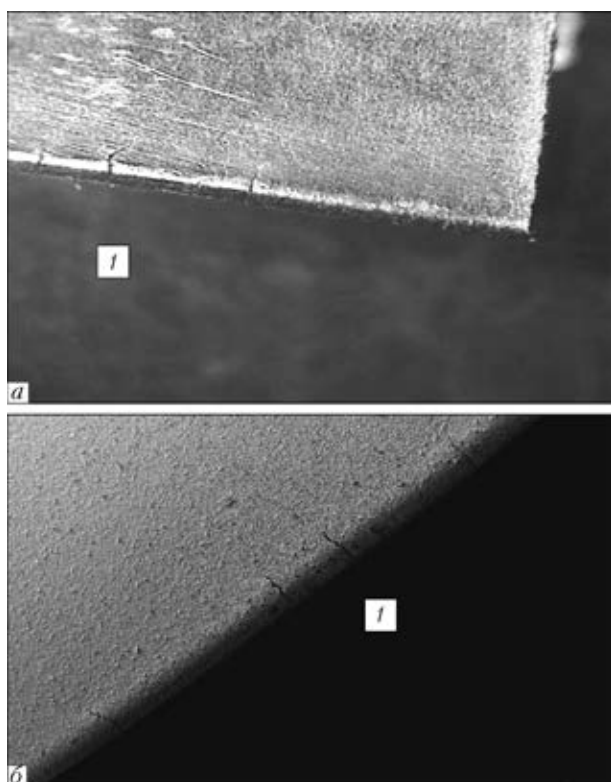


Рис. 10. Топология поверхностей для образца с усталостными узкими длинными трещинами до (а) и после (б) зарощивания

трещины заросла, а более мелкие трещины в процессе нанесения титанового покрытия зарощиваются полностью. Для полного зарощивания крупных усталостных трещин необходимо применять локальную пластическую обработку. На рис. 11 показана крупная глубокая трещина 1 до и после локальной пластической обработки.

Поверхность трещины в зоне справа от нее окружена очень мелкими трещинами (рис. 11, а). В то же время после локального пластического деформирования эти трещины не обнаруживаются, а у крупной трещины 1 слегка прослеживаются в отдельных местах только ее контуры. Дальнейшее наращивание на такую поверхность толстого титанового покрытия приводит к полному залечиванию крупной трещины.

## Выводы

1. Наиболее перспективными для условий нанесения покрытий на лопатки ГТД являются способы вакуумного ионно-плазменного осаждения покрытий. Способ микроэлектродугового ионно-плазменного вакуумного испарения имеет ряд положительных возможностей для обработки поверхности перед напылением, прогрева изделий до заданной температуры и позволяет распылять как легко-, так и тугоплавкие переходные металлы, осаждать покрытия из данных металлов, сплавов и их соединений (нитридов, карбидов).

2. Наиболее перспективными материалами для формирования твердых эрозионноустойчивых покрытий на лопатки ГТД являются карбид и нитрид титана. Они имеют высокую микротвердость и трещиностойкость. Титан — высокотехнологичный и доступный материал, прекрасно диспергируемый способами ионно-плазменного

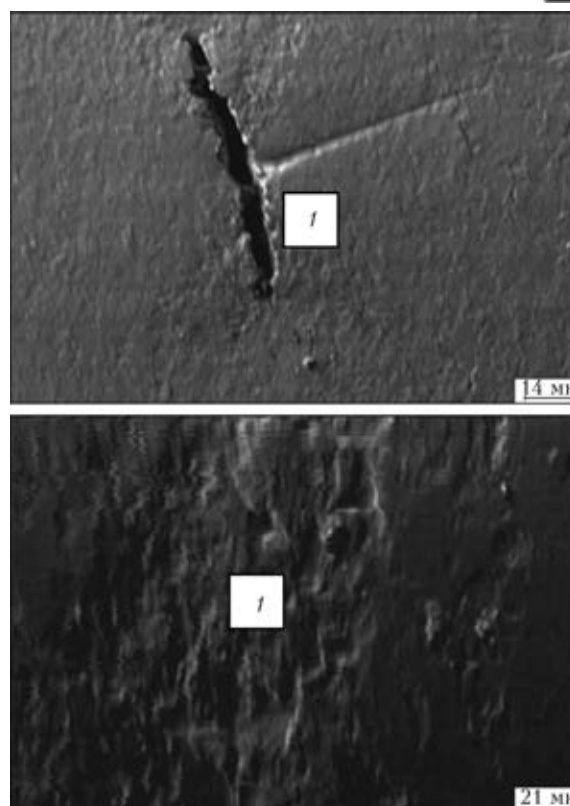


Рис. 11. Топология области поверхности образца с усталостной трещиной (1) до обработки (а) и после локального пластического деформирования поверхности (б)

вакуумного осаждения. Наиболее перспективным материалом для формирования жаростойких покрытий на лопатки ГТД является  $Al_2O_3$  в сочетании с  $MeCrAlY$ .

3. Исследования показали, что при нанесении жаростойких покрытий из многокомпонентных сплавов способом микроэлектродугового ионно-плазменного вакуумного распыления составной мишени катода планарного дуготрона, состав конденсируемого сплава в покрытии отличается от соотношения распыляемых плоскостей различных металлов составного катода. При изготовлении составной мишени необходимо в процессе фрезеровки отверстий и запрессовки вставок учитывать поправку на разные скорости распыления у различных металлов.

4. В процессе выработки составной мишени меняется состав наносимого покрытия, поэтому для планарных составных мишеней при выработке отдельных вставок на глубину более 2 мм необходимо на токарном станке выравнивать поверхность мишени по плоскости. Кроме того, при изготовлении составных мишеней быстро вырабатываемые вставки должны иметь диаметр 5 мм и менее.

5. Для нанесения покрытий из жаростойких многокомпонентных сплавов типа  $MeCrAlY$  способом микроэлектродугового ионно-плазменного вакуумного распыления наиболее перспективным является изготовление мишеней катодов из заранее приготовленных сплавов.

6. Исследования эрозионной стойкости образцов с многослойными покрытиями на основе карбида и нитрида титана показали высокую эрозионную стойкость покрытий, а также перспективность применения способа микроэлектродугового ионно-плазменного вакуум-



ного распыления для осаждения данных покрытий в качестве защитных эрозионноустойчивых на лопатки ГТД.

7. Наиболее перспективными способами для ремонта лопаток ГТД, отработавших установленный ресурс, являются способы вакуумной ионно-плазменной обработки поверхностей и нанесения восстанавливающих и защитных покрытий.

8. Ремонтные лопатки ГТД, содержащие очень тонкие, средние усталостные и не очень глубокие микротрещины, полностью восстанавливаются в процессе конденсации с ионной бомбардировкой и последующего зарощивания трещин путем нанесения на ее поверхность толстого (15 мкм) покрытия из материала лопатки (титана).

1. Вульф Б. К., Ромадин К. П. Авиационное материаловедение. — М.: Металлургия, 1962. — 225 с.
2. Мовчан Б. А., Малащенко И. С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. — Киев: Наук, думка, 1983. — 232 с.

3. Application of ion-beam treatment in turbine blade production technology / Yu. D. Yagodkin, K. M. Pastuhov, S. A. Muboyadjyan, E. N. Kablov // Surface and Coatings Technology. — 1996. — № 84. — P. 590–593.
4. Двухслойные теплозащитные покрытия металл–керамика, полученные электронно-лучевым осаждением за один технологический цикл / П. А. Шпак, Н. И. Гречанюк, В. А. Осокин, Е. Л. Пилюк // Порошк. металлургия. — 2007. — № 7/8. — С. 100–106.
5. Белан Н. В., Омельченко В. В., Прокопенко А. Л. Повышение эрозионной стойкости рабочих лопаток ГТД // Авиац. пром-сть. — 1986. — № 10. — С. 26–31.
6. Эрозионностойкие многослойные покрытия на основе карбида и нитрида титана с пластичными прослойками / Е. В. Дабижа, А. А. Лещук, И. В. Бондарь, Н. Н. Борисова // Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин»: Зб. наук стат. за результатами, отриманими в 2007–2009 рр. — Київ: Інститут електроварювання ім. Є. О. Патона, 2009. — С. 626–633.
7. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ: В 2 кн. / Дж. Гоулдстейн, Д. Ньюбери, П. Эчлин и др. — М.: Мир, 1984. — 303 с.
8. Вудраф Д., Делчар Т. Современные методы исследования поверхности. — М.: Мир, 1989. — 564 с.

Technological and hardware capabilities of plasma arc technology and vacuum equipment to produce multilayer erosion- and heat-resistant coatings aiming at improving the erosion resistance of the compressor blades of gas turbine engines (GTE) are founded. New technological and hardware solutions, allowing deposition of erosion- and heat-resistant coatings of multi-component alloys by the method of ion-plasma sputtering using a composite target of planar arcron, have been developed. Investigations of erosion resistance of samples with a multilayer coating based on titanium carbide and nitride, which showed promising application of this method of coating as protection on the GTE blades, were carried out. It is shown that the renovation of GTE blades containing very fine, medium fatigue cracks, and not very deep microcracks, are fully restored in the process of condensation with ion bombardment and subsequent repair of cracks by deposition of a thick (15 mm) coating of the blade material to its surface. Ref. 8, Figs. 11.

**Key words:** plasma-arc method of applying coatings; erosion- and heat-resistant coatings; titanium carbide; titanium nitride; cathode; composite target; GTE blades; erosion resistance; plastic layer; cobalt; fatigue crack; repair of cracks

Поступила 11.01.2013

## На НКМЗ модернизирована установка дифференцированной термической обработки валков

На Новокраматорском машиностроительном заводе после коренной модернизации введена в эксплуатацию установка дифференцированной термической обработки валков (ДТО). Единственная в СНГ установка ДТО работает на НКМЗ с 1996 года. С тех пор дифференцированной термообработке, придающей необходимые качества изделиям, подвергнуто более 50 тыс. т прокатных валков. За это время на заводе были разработаны новые марки сталей, расширилась номенклатура, повысились требования к качеству инструмента. В связи с этим остро назрела необходимость в проведении модернизации оборудования.

В результате модернизации печь скоростного нагрева получила дополнительный модуль, позволяющий проводить газоплазменный нагрев валков массой до 100 т с длиной бочки до 2800 мм и диаметром до 2000 мм. Создана также принципиально новая система охлаждения поверхности бочки валка на спрейерной установке. Модернизация установки ДТО позволила улучшить качество опорных валков горячей и холодной прокатки.



Пресс-служба НКМЗ 04.02.2013



УДК 669.187.58

## РАФИНИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ ПРИ ПЛАВКЕ ВО ВЗВЕШЕННОМ СОСТОЯНИИ

Г. М. Григоренко, В. А. Шаповалов, И. В. Шейко,  
Ю. А. Никитенко, В. В. Якуша, В. В. Степаненко

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11.  
E-mail: office@paton.ua

Рассмотрены некоторые особенности рафинирования металлургического кремния до качества «солнечного», пригодного для производства фотоэлектрических преобразователей. Проведенный анализ показал, что в лабораторных условиях при изготовлении чистого кремния не всегда удается получить достоверные данные об эффективности рафинирования. Это связано с высоким градиентом температуры в образце, взаимодействием с материалом тигля, локальным воздействием реагентов. Предложено для исследования процессов рафинирования использовать плавку во взвешенном состоянии в электромагнитном поле. Рассмотрены основные особенности установок ливитационной плавки и присущие им недостатки. Создан лабораторный стенд для плавки и рафинирования кремния во взвешенном состоянии при высокочастотной индукционной «левитационной плавке». Оборудование представляет собой кварцевую камеру с проточной атмосферой аргона, внутри которой расположен индуктор с двумя обратными витками. Проведены эксперименты по очистке расплавленных образцов кремния (температура 2150...2250 °С) от бора с помощью газовых реагентов. В качестве реагентов использовали смеси аргон–водород и аргон–влага. Эксперименты показали, что наибольший эффект зафиксирован при обдуве расплавленного кремния аргоно-водородной смесью. Исследования химического состава проводили методом атомно-эмиссионной спектроскопии индуктивно-связанной плазмы на масс-спектрометре ICAP 6500 DUO. Библиогр. 11, ил. 4.

**Ключевые слова:** плавка во взвешенном состоянии; левитация; индукционная плавка; фотоэлектронпреобразователи; рафинирование; «солнечный» кремний; вредные примеси; бор

Уменьшение запасов природных углеводородов и повышение их стоимости вынуждает многие страны к более широкому использованию альтернативных источников энергии, в частности фотоэлектрических преобразователей (ФЭП) солнечной энергии. По данным Европейского сообщества, общая прогнозируемая мощность таких преобразователей к 2020 г. может достичь более 200 ГВт. Предполагается, что через 20...30 лет «солнечными» станциями будет производиться примерно 25...30 % общего мирового объема электроэнергии. Однако сдерживающим фактором пока является относительно высокая установочная стоимость и длительная окупаемость.

Для достижения рентабельности и широкого распространения «солнечной» энергетики необходимо снижение стоимости вырабатываемой электроэнергии (по некоторым оценкам — до 0,035...0,05 дол./кВт·ч), а также обеспечение срока службы преобразователей до 20–30 лет. Цена электроэнергии, вырабатываемой преобразователями солнечной энергии, зависит от установочной стоимости самих преобразователей и эффективности используемых в преобразователях «солнечных» элементов.

В настоящее время большая часть производимого в мире чистого кремния используется для изготовления ФЭП. Это обусловлено их приемлемым КПД, простотой конструкции, достаточными запасами кремния. Пос-

кольку более 50 % всей стоимости преобразователя солнечной энергии составляет цена кремниевых элементов, наметилась две тенденции на пути снижения стоимости преобразователей. Первая заключается в сокращении массовой доли кремния в активном элементе за счет применения различных тонкопленочных технологий вместо пластин, вторая — в создании ресурсосберегающих технологий получения дешевого поликристаллического кремния «солнечного» качества.

Самой дорогостоящей стадией получения кремния, пригодного для производства ФЭП, является его очистка до требований SoG–Si 99,9999 %. Разработано множество технологий очистки: от наиболее эффективной хлорной (самой дорогой) до малоэффективных (металлотермия и т. д.), однако проблема цена–качество так и остается открытой. Поэтому вопрос рафинирования кремния интересен как с прикладной точки зрения, так и фундаментальной.

Кремний в жидком состоянии является активным элементом, а требования по наличию некоторых элементов (бор, фосфор) составляют соответственно не более 0,3 и 1,5 ppmw. Эксперименты, выполненные на лабораторном оборудовании при плавке кремния в тиглях, практически не дают достоверных данных об эффективности рафинирования. Поэтому решением может стать

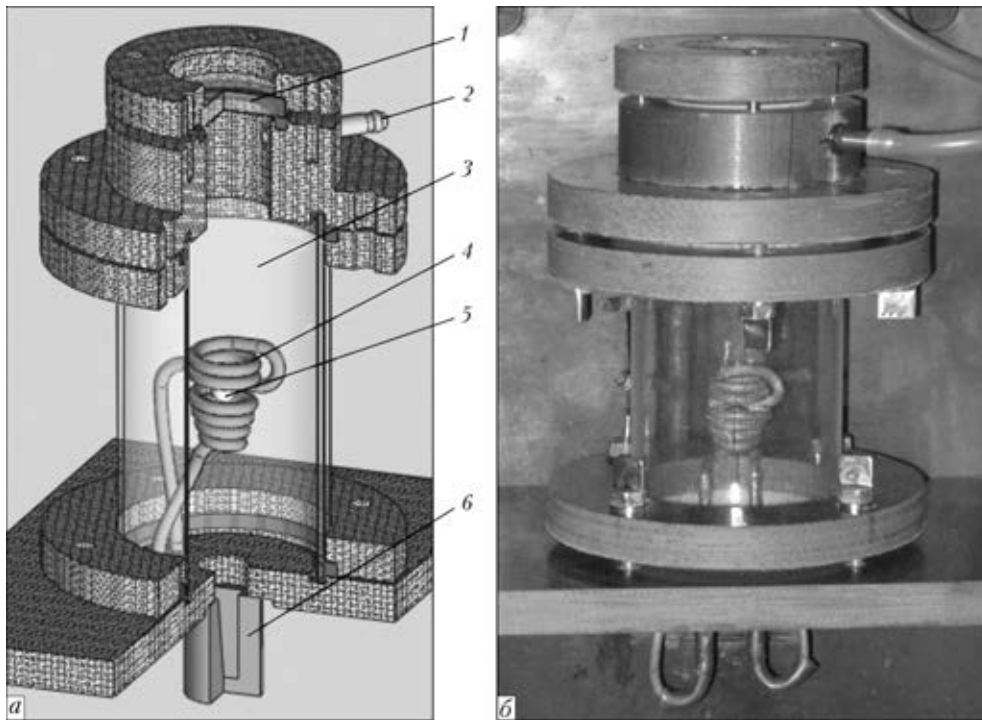


Рис. 1. Схема (а) и внешний вид (б) лабораторного модуля для проведения плавки во взвешенном состоянии: 1 — кварцевое стекло; 2 — штуцер для подачи аргона и газообразных реагентов; 3 — кварцевая колба; 4 — индуктор; 5 — расплав; 6 — изложница для быстрой кристаллизации

создание лабораторного оборудования с индукционной безтигельной плавкой во взвешенном состоянии.

Индукционная плавка металлов и сплавов во взвешенном состоянии (электромагнитная левитация) в настоящее время хорошо известна и находит широкое применение при проведении физико-химических исследований. Особенно широко она распространена при изучении взаимодействия расплавленного металла с газами и газообразными реагентами. В ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ эта технология используется достаточно давно и на основе ее исследования получено множество результатов по азотированию сталей и сплавов. Плавка во взвешенном состоянии осуществляется за счет нагрева и удержания образца в потенциальной яме высокочастотного индуктора. Для этого индуктор наряду с основными (нижними) витками имеет обратные (верхние) витки. Из-за разности направления протекания тока в зоне между витками образуется зона с низкой напряженности, так называемая «магнитная яма». Нижние витки служат для поддержания и нагрева образца, верхние — для удержания и вдавливания образца в поле нижнего [1, 2].

Принципиально технологическое оборудование, предназначенное для плавки во взвешенном состоянии, можно разделить на два типа. В оборудовании первого типа в индуктор вставлена кварцевая трубка, выполняющая роль плавильной камеры. Трубка фиксируется в верхней части, а нижняя остается открытой. За счет постоянного потока газа практически полностью исключается возможность проникновения атмосферного кислорода в зону плавления образца. Через нижнюю свободную часть трубки в зону индуктора вводится образец и поддерживается до тех пор, пока силы, создаваемые полем нижнего индуктора, не уравновесятся с силой гравитации. Сброс расплавленного образца осуществляется в

клиновидную пробницу (изложницу) через свободную нижнюю часть. Это обеспечивает высокую скорость заковки и фиксацию химического состава.

У второго типа оборудования защитная атмосфера создается в камере с размещенными внутри индуктором, навесками образцов и кристаллизатором-приемником, в которой образец впоследствии затвердевает. Такая схема, как правило, позволяет выполнять небольшую серию экспериментов (4...6), а затем камеру следует разгерметизировать, извлечь образцы, очистить и подготовить повторно. При этом обеспечивается стабильность давления (в металлической камере возможна плавка как в вакууме, так и при избыточном давлении) и контролируется чистота атмосферы. Однако этому типу присущи и недостатки, имеющиеся у всех видов камерных печей, — невозможность как-либо воздействовать на процесс плавки, что важно при плавке во взвешенном состоянии, особенно на начальных стадиях подвешивания и плавления образца, когда он еще слабо и нестабильно удерживается полем.

Однако в силу ряда причин существующие схемы не подходят для исследований кремния. В первом случае жидкий кремний достаточно хорошо смачивает кварц и любое его касание кварцевой трубки приводит к растеканию жидкого кремния по ее поверхности. Плотность кремния относительно мала ( $2,33 \text{ г/см}^3$ ), поэтому во время плавки происходит пространственное колебание расплава, приводящее к изменению центра массы образца, и, в итоге, к нестабильности пространственного местоположения.

Кремний в твердом состоянии является неэлектропроводным материалом, и образец плохо греется в индукционном поле. Во втором случае на начальной стадии его необходимо поддерживать и центровать в ин-

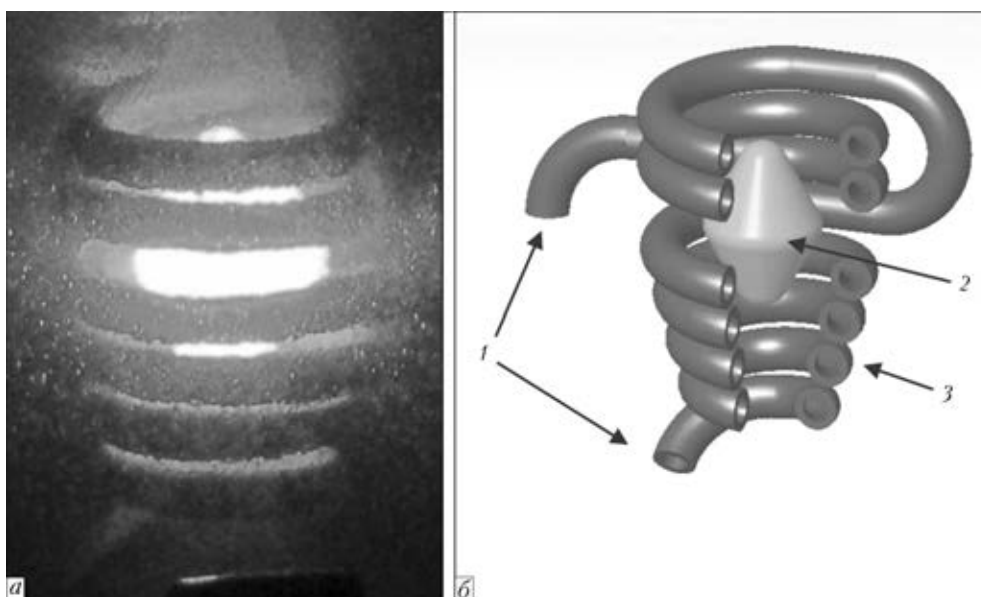


Рис. 2. Плавка образца кремния во взвешенном состоянии (а), схема процесса (б): 1 — вход и выход воды; 2 — расплавленный образец кремния; 3 — индуктор

дукторе, исключая контакт с витками до нагрева и самостоятельного удержания. Также для данной схемы плавки критичным параметром является масса образца и его габаритные размеры. При плавке в кварцевой трубке, которая занимает большую часть рабочей зоны индуктора, не удастся разогреть и подвесить малые образцы, а их увеличение ограничено диаметром трубки [3].

С учетом описанных особенностей разработан и изготовлен лабораторный стенд, в котором индуктор размещен в камере из кварцевого стекла (рис. 1). Камера представляет собой цилиндрический негерметичный сосуд, в нижней части которого выполнено технологическое отверстие. Через него осуществляется загрузка и выгрузка образца. Кварцевая камера обеспечивает возможность наблюдения за поведением образца во время плавки. В верхней части находится текстолитовый фланец с установленной оптической системой, что позволяет измерять температуру образца по вертикальной оси индуктора. Через фланец подается газ заданного состава, который отводится через нижнее технологическое отверстие.

С учетом выполненных ранее исследований по очистке кремния от бора при плавке и продувке кислородо-водородными смесями на основе аргона уточнены режимы рафинирования.

Проводились эксперименты по плавке металлургического кремния в аргоне. Образец представлял собой кусочек кремния с максимальным линейным размером до 10 мм и массой примерно 2,3 г. Поскольку металлургический кремний получают способом карботермического восстановления в открытых печах и разливают в изложницы, материал имеет неоднородную структуру с углеродными включениями, порами, пленками и большим содержанием оксидов. Для усреднения состава и получения плотных однородных образцов первичное сырье подвергали индукционной плавке в секционном кристаллизаторе в аргоне и в дальнейшем изготавливали образцы.

Экспериментальные плавки проводили при различных значениях температуры расплавленных образцов и

времени выдержки их в жидком состоянии. В качестве газового реагента использовали аргоно-водородную смесь (водорода 10 %) и увлажненный аргон (0,0174 г влаги на 1 л аргона). Общий расход газового реагента во всех экспериментах был одинаков и составлял 4 л/мин. Исследования показали, что чрезмерное превышение концентрации водорода (более 25 %) в газовой смеси приводит к образованию пор и трещин в образцах [4].

Образец вводили в зону индуктора, где он подхватывался электромагнитным полем и находясь в подвешенном состоянии, медленно нагревался до температуры плавления, а после расплавления выдерживался определенное время. Капля под действием высокочастотного электромагнитного поля подвергалась сильным колебаниям свободной поверхности и флуктуациям расплава [5, 6]. Однако в общем виде капля (во фронтальном сечении) принимала форму скругленного ромба, у которого нижняя часть более вытянута по сравнению с верхней (рис. 2).

Питание индуктора осуществлялось от лампового генератора мощностью 8 кВт с частотой рабочего тока 440 кГц. Температуру измеряли дистанционным пирометром спектрального отношения ДПР-1 с диапазоном 200...3000 °С и погрешностью измерения  $\pm 5$  °С.

Время выдержки образцов в жидком состоянии составляло от 1 до 5 мин. После выдержки образца в жидком состоянии и продувки газообразным реагентом источник питания выключали, и образец падал в изложницу, где кристаллизовался в виде клиновидных проб (рис. 3).

Исследования химического состава проводили методом атомно-эмиссионной спектроскопии индуктивно-связанной плазмы на масс-спектрометре ICAP 6500 DUO.

В работах [7–11] приведены результаты исследований по удалению бора из расплавленного кремния при обдуве увлажненным аргоном в условиях индукционной и плазменно-дуговой плавки. Опытные плавки осуществляли в холодном керамическом тигле. Указанным видам плавки присущи значительный температурный градиент внутри расплава, вызывающий неконтролиру-

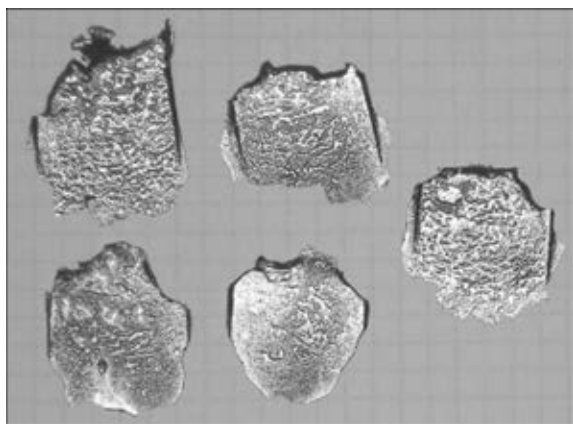


Рис. 3. Быстрозакаленные образцы кремния

емую флуктуацию состава. На основании ранее проведенных экспериментов не всегда удается проследить кинетику рафинирования, поскольку усреднение состава вносит погрешность при измерении концентраций на уровне 0,3 ppmw (по бору).

Предложенная в настоящей работе технологическая схема экспериментов полностью лишена описанных проблем. Индукционный нагрев и небольшие размеры образца позволяют вести процессы плавки в широком диапазоне температур (2150...2250 °С). Интенсивное перемешивание и изменение формы капли в электромагнитном поле обеспечивают постоянное обновление реакционного поверхностного слоя. А сверхбыстрая кристаллизация при затвердевании практически полностью фиксирует химический состав, идентичный расплавленному состоянию.

Исследования показали, что в процессе плавки происходит снижение содержания бора в образцах кремния (рис. 4). Как видно из полученных зависимостей, наибольший эффект отмечен при обдуве расплавленного кремния аргоно-водородной смесью. Изначально высокое содержание кислорода в металлургическом кремнии в присутствии водорода способствует образованию летучих соединений системы В–О–Н. Обработка расплавленного кремния аргоно-водяной смесью оказалась менее эффективной.

Данный процесс очистки требует дальнейших исследований в более широком диапазоне концентраций газовых реагентов и их нагрева до высоких температур.

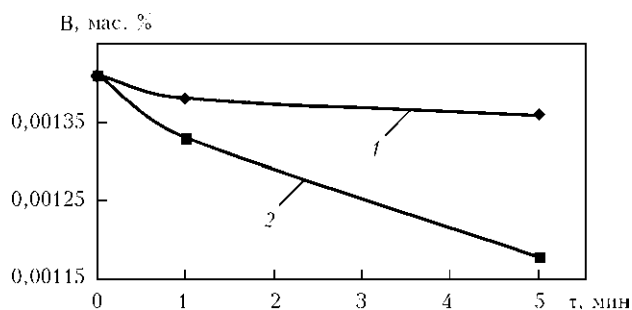


Рис. 4. Содержание бора в образцах кремния, обработанных различными реагентами: 1 — Ar+H<sub>2</sub>O; 2 — Ar+H<sub>2</sub>

Дальнейшие эксперименты позволят более точно определять состав газовой смеси, соответствующей наибольшей способности к рафинированию кремния от бора и других вредных примесей.

1. Фогель А. А. Индукционный метод удержания жидких металлов во взвешенном состоянии. — Л.: Машиностроение, 1979. — 104 с.
2. Григоренко Г. М., Шейко И. В. Индукционная плавка металлов в холодных тиглях и охлаждаемых секционных кристаллизаторах. — Киев: Сталь, 2006. — 320 с.
3. D. L. Li, X. M. Mao., H. Z. Fu. Electromagnetic levitation melting of solar grade silicon material // J. of materials science letters. — 1994. — № 3. — P. 1066–1068.
4. Formation of silicon hollow spheres via electromagnetic levitation method under static magnetic field in hydrogen-argon mixed gas / S. Ueno, H. Kobatake, H. Fukuyama et al. // Materials Letters. — 2009. — № 63. — P. 602–604.
5. Деформация свободной поверхности металлической капли в эксперименте по электромагнитной левитации / П. Шапель, А. Жарди, Д. Аблизер и др. // Современ. электротехнология. — 2008. — № 4. — С. 50–56.
6. Density and thermal conductivity measurements for silicon melt by electromagnetic levitation under a static magnetic field / Y. Inatomi, F. Onishi, K. Nagashio, K. Kuribayashi // Intern. J. of thermophys. — 2007. — 28, № 1. — P. 44–59.
7. Removal of Boron in Silicon by H<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O Gas Mixtures / K. Tang, S. Andersson, E. Nordstrand, M. Tangstad / JOM. — 2012. — 64, № 8. — P. 952–956.
8. Erlend F. Nordstrand, Merete Tangstad. Removal of boron from silicon by moist hydrogen gas // Metallurgical and materials transactions B. — 2012. — 43B, august. — P. 814–822.
9. Boron removal from metallurgical grade silicon by oxidizing refining / Wu Ji-Jun, Ma Wen-hui, Yang Bin et al. // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. — 2009. — № 19. — P. 463–467.
10. Boron Removal in Molten Silicon by a Steam-Added Plasma Melting Method / Naomichi Nakamura, Hiroyuki Baba, Yasuhiko Sakaguchi, Yoshiei Kato // Materials Transactions. — 2004. — 45, № 3. — P. 858–864.
11. Boron removal from UMG-Si by hybrid melting utilizing steam plasma torch and EMCM / D. V. Moon, H. M. Lee, B. K. Kim et al. // Photovoltaic specialists conference (PVSC), 35-th IEEE (Honolulu, 20–25 June 2010). — Honolulu, 2010. — P. 002194–002197.

Some features of refining the metallurgical silicon to the quality of «solar» silicon, suitable for the production of photovoltaic cells, were considered. The analysis showed that in producing the pure silicon under the laboratory conditions it is not always possible to obtain reliable data on the effectiveness of refining. This is due to the high temperature gradient in the sample, interaction with the crucible material, the local influence of reagents. To study the refining processes, it was suggested to use the levitation melting in the electromagnetic field. The main features of units for levitation melting were considered and typical their shortcomings were described. A laboratory bench was designed for levitation melting and refining of silicon using the high-frequency induction melting. Equipment represents a quartz chamber with passing argon atmosphere, inside which an inductor with two feedback loops is arranged. Experiments were carried out to purify the molten silicon samples (temperature of 2150...2250 °С) from boron by means of gas reagents. As reagents, the argon-hydrogen and argon-moisture mixtures were used. Experiments showed that the greatest effect was observed when blowing the molten silicon with argon-hydrogen mixture. The chemical composition was examined by using the method of atomic-emission spectrometry of inductively-coupled plasma in mass spectrometer ICAP 6500 DUO. Ref. 11, Figs. 4.

**Key words:** levitation melting; levitation; induction melting; photoelectric sensor; refining; solar silicon; harmful impurities; boron

Поступила 11.10.2012





УДК 669.187.2

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУР ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

Г. М. Григоренко, В. А. Костин

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Для повышения уровня надежности сварных конструкций, выполненных дуговыми способами сварки, требуется создание новых комбинаций низколегированной стали–сварочного флюса–порошковой проволоки, обеспечивающих оптимальное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости, особенно при отрицательных температурах. Введение в жидкий металл элементов, заметно влияющих на кинетику распада аустенита при кристаллизации и охлаждении металла шва, позволяет управлять микроструктурой металла шва, формируя комплекс высокопрочных и высоковязких микроструктур. Цель данной работы состояла в анализе влияния металлургических факторов на формирование микроструктуры при кристаллизации и охлаждении металла высокопрочных низколегированных сталей из жидкого состояния и создании регрессионной модели структурообразования на основе температур образования фаз. В работе использовались методики световой, растровой микроскопии, имитации термодиффузионных процессов сварки на установке Gleeble 3800. Установлено влияние легирования жидкой ванны марганцем и титаном, активности сварочных флюсов на микроструктуру швов, определено влияние этих параметров на температуры образования фаз. Установлено, что для дуговой сварки под флюсом легирование металла жидкой ванны марганцем и титаном целесообразно проводить при использовании керамического флюса основного типа ( $I_{\text{гп}_0} = -1,70$ ) для получения оптимального соотношения продуктов промежуточного превращения (игльчатого феррита и нижнего бейнита). Создана компьютерная программа и получены регрессионные уравнения температур образования структурных составляющих в металле швов. Данная работа представляет практическую ценность для специалистов, занимающихся разработкой новых сварочных материалов и изучением свариваемости высокопрочных низколегированных сталей. Библиогр. 12, табл. 3, ил. 6.

**Ключевые слова:** низколегированные стали; сварочная ванна; керамический флюс; фазовые превращения; микроструктура; феррит; бейнит; уравнения регрессии

Для обеспечения длительного ресурса работы морских буровых платформ, мостовых ферм, магистральных нефте- и газопроводов, корпусов морских судов требуются разработка и внедрение новых высокопрочных низколегированных сталей и способов их соединения, основным из которых при производстве конструкций из этих сталей является электродуговая сварка под флюсом. Для повышения уровня надежности сварных конструкций, выполненных дуговыми способами сварки, необходимо создание новых комбинаций низколегированной стали (сварочного флюса–порошковой проволоки), обеспечивающих оптимальное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости, особенно при отрицательных температурах.

В настоящее время для этих целей широко применяются высокопрочные низколегированные стали 10ХСНД, 14ХГНДЦ, 12ХН2МДФ (АБ1). Большинство сталей этого класса получают по режиму контролируемой прокатки и контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением в интервале температур от 1200...1100 до 700...780 °С. В результате формирования в них мелко-

зеренной феррито-перлитной и феррито-бейнитной структур обеспечивается высокий уровень механических и вязких свойств.

Большое количество работ посвящено металлургическому влиянию флюсов на расплавленный металл сварочной ванны [1–3]. С учетом концепции, предложенной в работе [4], об активном металлургическом влиянии флюса на расплавленный металл разработаны флюсы, в которых кремнийвосстановительные реакции, вызывающие снижение механических свойств металла швов, подавляются за счет введения таких непрочных оксидов, как FeO (плавленый флюс АН-17 и агломерированные флюсы АНК-47, АНК-561) или TiO<sub>2</sub> и ZrO<sub>2</sub> (плавленый флюс АН-47). Флюсы этого типа отличаются хорошими сварочно-технологическими свойствами, обеспечивают достаточно высокую стойкость металла против образования холодных трещин и пониженное содержание диффузионного водорода в наплавленном металле [5].

Одним из путей снижения интенсивности кремнийвосстановительных процессов может служить введение



Таблица 1. Химический состав основного металла и сварочной проволоки, мас. %

Материал	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cu	Cr	V	Al	S	P
Основной металл 12ХН2МДФ	0,12	0,253	0,44	2,16	0,27	0,47	0,8	0,02	0,01	0,005	0,010
Сварочная проволока Св-08Г1НМА	0,10	0,050	1,01	Н/о	Н/о	Н/о	Н/о	Н/о	Н/о	0,012	0,009

Примечание. Здесь Н/о — не обнаружено.

в состав флюса веществ (бор, титан, церий, цирконий, калий, кальций, магний), характеризующихся повышенной поверхностной активностью на границе металл-шлак. К флюсам такого типа можно отнести, например, агломерированный флюс 48АНК-54 (ТУ ИЭС-455–84 DIN 32 522: BFB 155 DC 8 HP 5). Его уникальные металлургические характеристики позволили специалистам ЦНИИ КМ «Прометей» рекомендовать флюс для изготовления конструкций плавучих буровых установок [6].

Введение в жидкий металл элементов, заметно влияющих на кинетику распада аустенита при кристаллизации и охлаждении металла шва, позволяет управлять микроструктурой металла шва, формируя комплекс высокопрочных и высоковязких микроструктур (игольчатый феррит и нижний бейнит), обеспечивающих оптимальное сочетание физико-механических свойств и приближающихся к свойствам основного металла, что способствует созданию качественных неразъемных соединений.

В последнее время при исследовании кинетики распада аустенита у разных классов сталей и сплавов широкое применение нашли уникальные комплексы моделирования фазовых превращений Gleeble [7]. Использование комплексов Gleeble 3800 позволяет моделировать широкий диапазон металлургических процессов — кристаллизации, сварки, прокатки, термообработки. Эта система дает возможность имитировать реальное поведение металла при нагреве и охлаждении металла по термическому циклу сварки с построением диаграмм структурно-фазовых превращений.

Представляет определенный интерес для прогнозирования влияния термического цикла охлаждения на микроструктуру металла шва и ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей построение термокинетических диаграмм распада аустенита (диаграмм АРА) со скоростями  $W_{8/5}$  примерно 1...60 °C/c (в интервале температур фазовых превращений 800...500 °C), характерных для режимов контролируемой прокатки, прокатки

с ускоренным охлаждением и дуговых способов сварки под флюсом.

Нахождение оптимального сочетания основного металла, проволоки и сварочных флюсов оказывается достаточно трудоемкой и материалозатратной задачей. Вместе с тем помощь в ее решении могут оказать математические методы прогнозирования структурно-фазового состава металла сварных швов.

Цель данной работы заключалась в анализе влияния металлургических факторов (химического состава, скорости охлаждения, активности флюсов) на формирование микроструктуры при кристаллизации и охлаждении металла высокопрочных низколегированных сталей из жидкого состояния и создании регрессионной модели структурообразования на основе температур образования фаз.

В качестве объекта исследования выбрана высокопрочная низколегированная сталь 12ХН2МДФ, дополнительно легированная марганцем и титаном.

С точки зрения минимизации энерго- и ресурсозатрат микроструктуру сварных швов получали по следующей методике.

Сварку выполняли на постоянном токе (полярность обратная) по режиму:  $I_{св} = 700...720$  А;  $U_{д} = 35...36$  В;  $v_{св} = 6,9...7,0$  мм/с. Погонная энергия сварки  $Q_{п}$  составляла 8,4...9,0 кДж/см. В жидкий металл сварочной ванны марганец и титан вводили через порошковую проволоку Св-08Г1НМА диаметром 4 мм, в сердечник которой подавали металлический порошок ферромарганца или ферротитана.

Расплавленный металл ванны взаимодействовал с керамическими флюсами различной окислительной способности (кислым  $lg\pi_0 = -0,83$ ; нейтральным  $lg\pi_0 = -1,25$  и основным —  $lg\pi_0 = -1,70$ ).

Кислородный потенциал флюса рассчитывали в соответствии с формулой [8]:

$$\pi_0 = -RT \ln P_{O_2},$$

где  $R$  и  $T$  — универсальная газовая постоянная (8,31 Дж/моль·К) и температура (К);  $P_{O_2}$  — парциальное давление кислорода над расплавом шлака.

Химический состав основного металла и сварочной проволоки приведен в табл. 1

Из закристаллизовавшегося металла жидкой ванны вырезали поперечные образцы для исследования микроструктуры, фазового состава и построения диаграмм АРА (рис. 1).

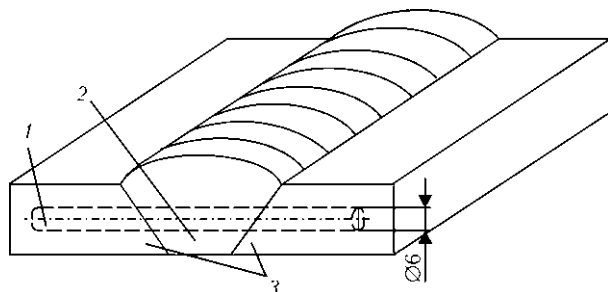


Рис. 1. Схема вырезки образцов-имитаторов для испытания на установке Gleeble: 1 — место вырезки образца; 2 — сварной шов; 3 — свариваемые пластины



Таблица 2. Химический состав металла образцов, легированных марганцем и титаном, мас. %

№ образца	C	Mn	Si	S	P	Al	Ti	Cr	Mo	Ni	Cu(V)	Nb	O	Тип флюса
1	0,072	0,66	0,323	0,009	0,010	0,008	<0,002	0,24	0,19	1,23	0,41	<0,002	0,112	Кислый
2	0,060	0,85	0,174	0,010	0,010	0,011	<0,002	0,24	0,18	1,22	0,40	<0,002	0,056	Нейтральный
3	0,069	0,93	0,135	0,007	0,011	0,016	<0,002	0,27	0,19	1,27	0,42	<0,002	0,035	Основной
4	0,078	0,43	0,437	0,008	0,009	0,012	0,027	0,24	0,19	1,22	–	<0,002	0,101	Кислый
5	0,073	0,48	0,227	0,007	0,010	0,019	0,084	0,25	0,19	1,24	–	<0,002	0,054	Нейтральный
6	0,075	0,54	0,181	0,006	0,009	0,028	0,127	0,25	0,19	1,23	–	<0,002	0,032	Основной
7	0,087	1,38	0,453	0,009	0,010	0,021	0,013	0,24	0,10	0,38	0,013	0,013	0,152	Кислый
8	0,081	1,45	0,331	0,004	0,010	0,026	0,017	0,25	0,11	0,39	0,017	0,015	0,035	Нейтральный
9	0,087	1,59	0,247	0,002	0,010	0,033	0,021	0,27	0,12	0,37	0,04	0,020	0,023	Основной

Химический состав металла исследованных образцов приведен в табл. 2. В образцах № 1–3 жидкую ванну легировали марганцем через порошковую проволоку, сердечник которой состоял из ферромарганца. В образцах № 4–6 ванну легировали титаном, ее сердечник состоял из ферротитана. В образцах 7...9 жидкую ванну одновременно легировали марганцем и титаном путем использования двух порошковых проволок различного состава.

Металлографические исследования проводили при помощи светового микроскопа «Neophot-32» при увеличении  $\times 500$ . Микроструктуру определяли путем травления в нитале (4%-м растворе азотной кислоты в спирте). Твердость измеряли на твердометре системы «Виккерс» при нагрузке 50 Н. Подсчет структурных составляющих осуществляли методом полей по ГОСТ 8233–56.

Для анализа влияния марганца и титана на структурные превращения, а также последующего создания регрессионной модели кинетики распада аустенита в процессе непрерывного охлаждения металла швов высокопрочных низколегированных сталей использовали установку моделирования термического цикла сварки Gleeble 3800.

Характер изменения температур фазовых превращений изучали на цилиндрических образцах диаметром 6 и длиной 86 мм, которые нагревали в установке Gleeble 3800 до температуры 1350 °C со скоростью 150 °C/с. После выдержки в течение 10 мин их охлаждали в соответствии с заданными термическими циклами, характерными для базовых режимов дуговой сварки высокопрочных низколегированных сталей под керамическими флюсами со скоростями от  $W_{8/5} = 1, 5$  и 10 °C/с.

Обработку результатов дилатометрического анализа и построение диаграмм производили по общепринятой методике. Количественный расчет соотношения продуктов превращения выполняли по дилатометрическим кривым методом отрезков [9].

Количество структурных составляющих приведено в табл. 3. Микроструктура отдельных исследованных образцов представлена на рис. 2.

На основании полученных результатов построены термокинетические диаграммы распада аустенита для швов с различным содержанием марганца и титана, определены температуры фазовых превращений (рис. 3).

Таблица 3. Количество структурных составляющих в образцах, легированных марганцем и титаном, %

№ образца	Тип легирования	Тип флюса	Ферриты					Полиэдрический	Видманштеттовый
			Игольчатый	Полигональный	Пластинчатый				
					С неупорядоченной 2-й фазой	С упорядоченной 2-й фазой			
1	Марганец	Кислый	49,5	2,0	17,0	5,0	26,5	–	
2		Нейтральный	48,0	9,5	9,0	3,5	30,0	–	
3		Основной	81,5	13,5	3,0	–	2,0	–	
4	Титан	Кислый	15,0	13,0	30,0	6,0	16,0	20	
5		Нейтральный	10,0	20,0	–	–	50,0	16	
6		Основной	23,5	10,5	21,5	7,5	29,0	8	
7	Марганец + титан	Кислый	12,0	11,0	5,0	5,0	17,0	29	
8		Нейтральный	18,0	10,0	6,0	6,0	7,0	18	
9		Основной	20,0	10,0	6,0	7,0	18,0	24	

Примечание. Содержание перлита в образце № 5 составляет 4 %.

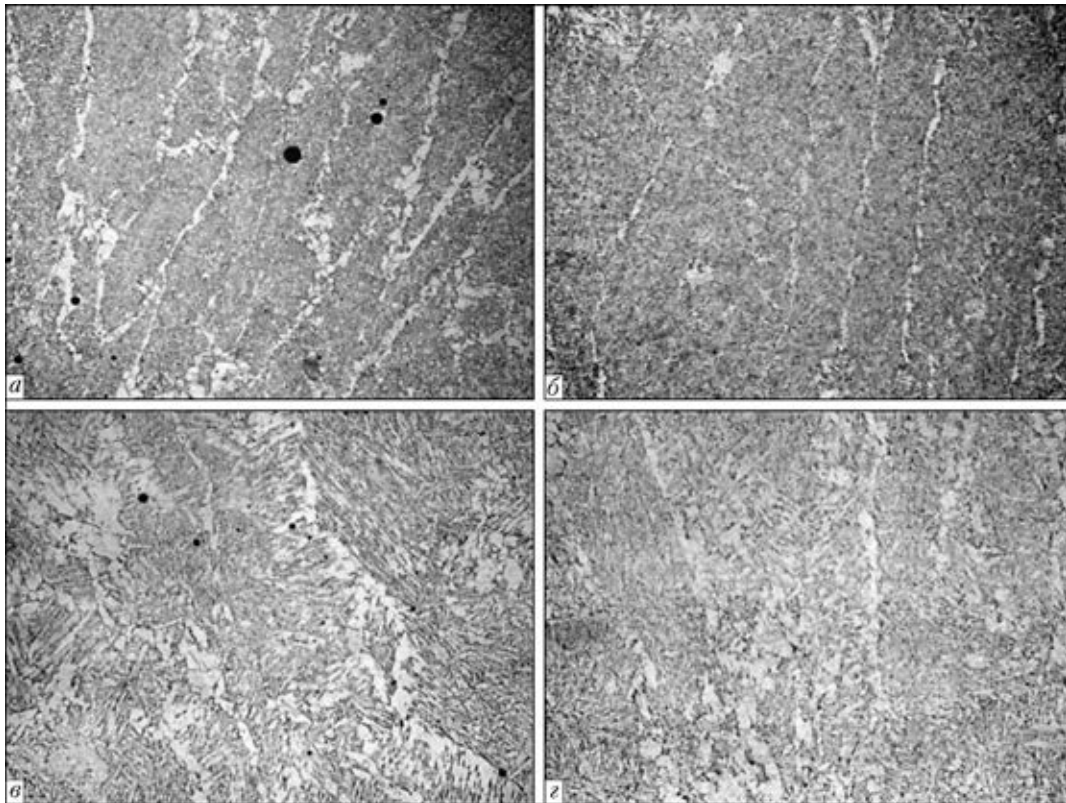


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 200$ ) швов, легированных марганцем: а — образец № 2; б — образец № 3; титаном: в — образец № 5; з — образец № 6 (световая металлография)

Установлено влияние содержания марганца и титана на область ферритных и бейнитных превращений (рис. 4).

Анализ полученных результатов показал, что во всех исследованных образцах превращение переохлажденного аустенита происходит в ферритной и бейнитной областях, однако в образцах с повышенным содержанием марганца (образец № 9) температура превращения сдвигается в мартенситную область, а в образцах с титаном — повышается аномально высоко.

Установлено влияние характера раскисления ванны металла на формирование микроструктуры.

Использование кислого флюса ( $lg\pi_0 = -0,83$ ) приводит к тому, что увеличение содержания марганца способствует уменьшению массовой доли феррита (от 39

до 24 %), а повышение содержания титана увеличивает количество феррита. В образцах, легированных марганцем, зафиксировано низкотемпературное (мартенситное) превращение с температурой начала около 400 °С. С возрастанием содержания титана значение температуры начала бейнитного превращения повышается, а окончания — снижается, что приводит к расширению температурного интервала бейнитного превращения.

При использовании нейтрального флюса ( $lg\pi_0 = -1,25$ ) увеличение массовой доли марганца в закристаллизовавшемся металле приводит к снижению значений температуры начала и конца ферритного и бейнитного превращений, повышению содержания феррита различных форм (примерно до 40 %) и бейнитной составляющей (до 60 %). Добавка титана повышает температуру начала

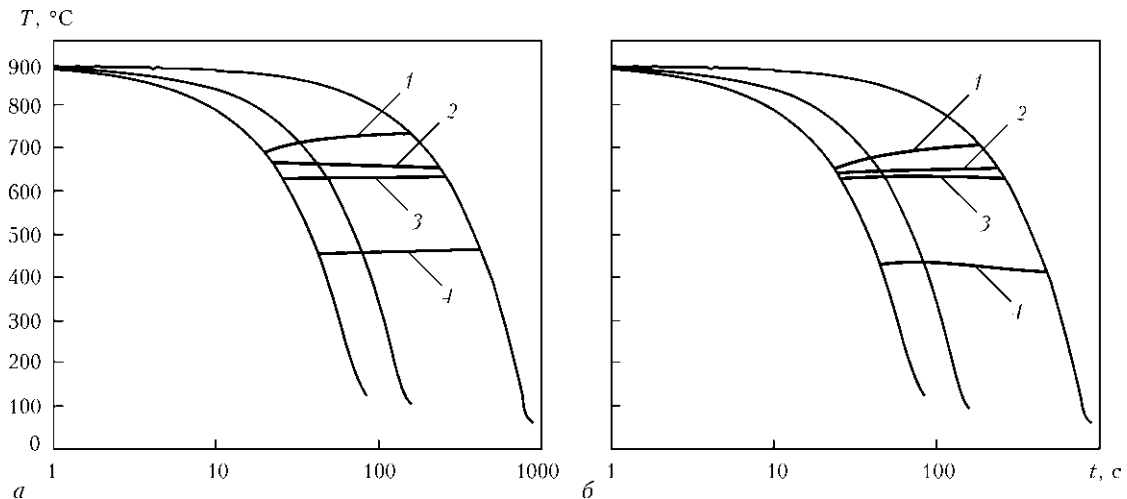


Рис. 3. Диаграмма распада аустенита образцов, легированных марганцем (образец № 2) (а); титаном (образец № 5) (б): 1, 2 — температуры соответственно начала  $F_{нач}$  и окончания  $F_{конц}$  ферритного; 3, 4 — соответственно начала  $B_{нач}$  и окончания  $B_{конц}$  бейнитного превращений

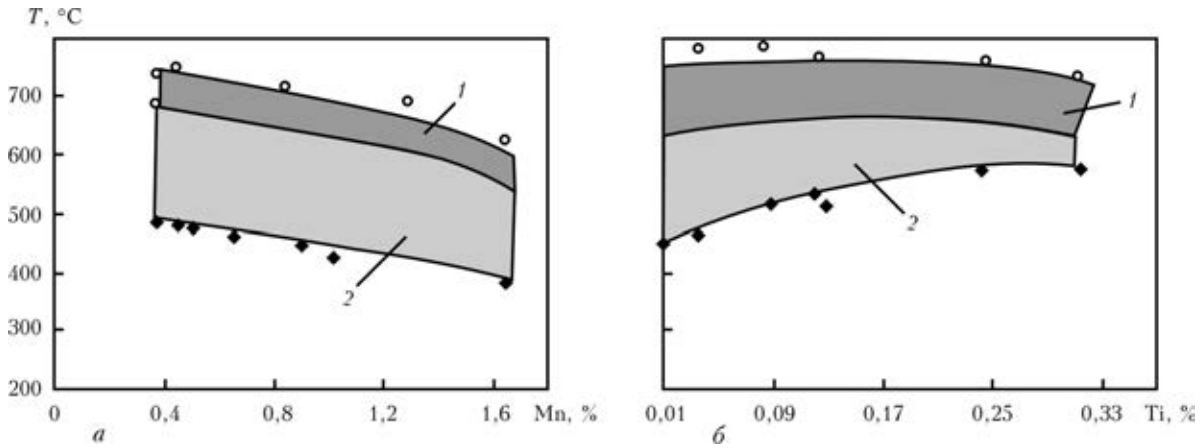


Рис. 4. Влияние марганца (а) и титана (б) на область ферритных (1) и бейнитных (2) превращений; ○ —  $F_s$ ; ● —  $F_f$ ; ◇ —  $B_s$ ; ◆ —  $B_f$

и конца ферритного превращения, температура начала бейнитного превращения остается практически на том же уровне, а температура конца бейнитного превращения — повышается примерно на 50 °С. Количество феррита в образцах с титаном составляет 70...85 %, бейнита — приблизительно 10 %.

При использовании основного флюса ( $lg p_0 = -1,70$ ) значения температуры превращения для всех типов легирования оказываются ниже, чем при использовании кислого или нейтрального. Особенностью при данном способе раскисления ванны является то, что ферритное и бейнитное превращения не разделяются на dilatометрической кривой — одно плавно переходит в другое и можно определить только значения температуры начала ферритного и конца бейнитного превращений.

Другой особенностью превращения аустенита при этом характере раскисления на образцах, легированных титаном, является предшествование традиционному превращению аустенита в феррит с температурой начала около 760...730 °С высокотемпературной стадии ферритного превращения с интервалом превращения 883...820 °С. При данном типе раскисления ванны формируется наибольшая доля игольчатого феррита (примерно 80 %) на образцах, легированных марганцем.

Полученные результаты легли в основу разработанной нами программы прогнозирования структурно-фазового состава металла высокопрочных легированных сталей.

Для моделирования диаграмм распада аустенита целесообразно применять регрессионный метод, позволяющий только на основании большого количества экспериментальных данных строить зависимости свойств материала от его состава, а также от параметров процесса сварки. В данной работе использован метод линейной регрессии, в котором строится зависимость температур фазовых превращений в стали от состава легирующих элементов.

В ходе работы предполагали линейную зависимость между искомыми параметрами (температурами фазовых превращений феррита и бейнита) и независимыми переменными. Уравнение линейной регрессии в таком случае будет имеет следующий вид:

$$\hat{T} = a_0 + \sum_i a_i x_i,$$

где  $T$  — температура фазового перехода;  $x$  — массовая доля примеси или легирующего элемента. Задача сводится к получению таких значений коэффициентов  $a$ , чтобы уравнение давало результаты, наиболее близкие к экспериментальным. Для этого на практике используют метод наименьших квадратов, в котором минимизируется сумма квадратов отклонений реальных  $T$  от их оценок  $\hat{T}$ , т. е. для  $N$  экспериментов

$$\sum_{k=1}^N (T_k - \hat{T})^2 \rightarrow \min.$$

Для решения задачи минимизации вводится функция неувязки

$$\eta(\vec{a}) = \sum_{k=1}^N (T_k - \hat{T}_k)^2,$$

условие минимума которой следующее:

$$\frac{\partial \eta(\vec{a})}{\partial a_i} = 0, \quad i = 1 \dots N.$$

В качестве одного из  $x_i$  может выступать некоторая функция скорости охлаждения, что повысит точность аппроксимации, а также позволит строить кривые охлаждения для любых значений этой скорости.



Рис. 5. Блок-схема программы;  $M_{нач}$  — температура начала мартенситного превращения

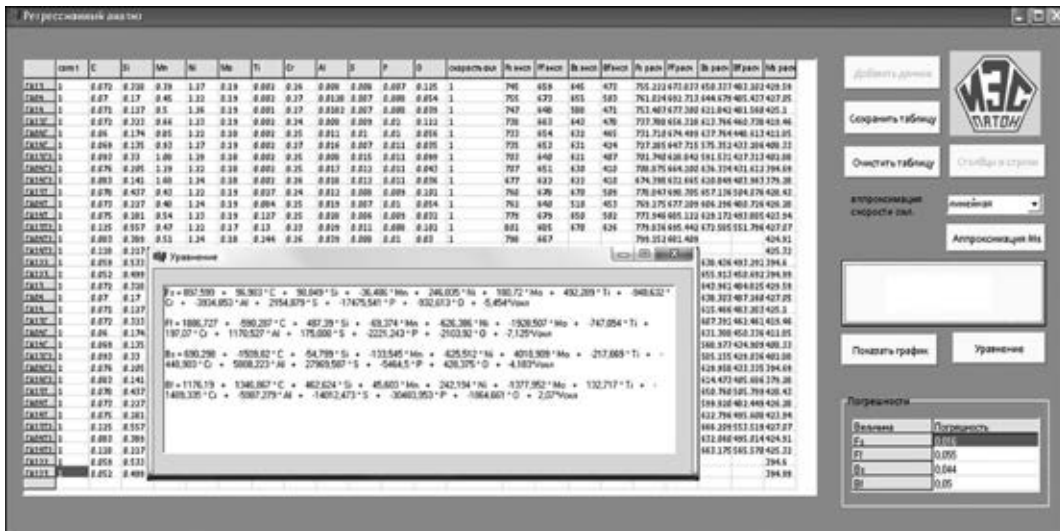


Рис. 6. Расчет коэффициентов регрессии

$$\hat{T} = a_0 + \sum a_i x_i + a_f f(v_{охл})$$

Выбор функции зависит от характера зависимости  $\hat{T}$  от  $v_{охл}$ .

Матрицы, используемые в данной работе, очень плохо обусловлены. Число их обусловленности составляет около  $1 \cdot 10^6$ . Это приводит к тому, что погрешность стационарных методов оказывается недостаточной. Поэтому для решения системы линейных алгебраических уравнений в программе выбран метод наискорейшего спуска, с помощью которого удалось добиться нужной сходимости при небольших затратах времени и аппаратных средств.

В процессе исследования решено отказаться от использования статистических пакетов обработки данных в связи с необходимостью создания интерактивной системы построения диаграмм АРА.

В ходе работы разработали компьютерную программу, которая была реализована в среде программирования Borland C++ Builder (рис. 5).

В работах [10, 11] широко используют зависимости характерных температур превращения от состава стали:

$$M_{нач} (^\circ C) = 550 - 361 C - 39 Mn - 35 V - 20 Cr - 17 Ni - 10 Cu - 5 Mo - 5 W + 16 Co + 30 Al$$

$$F_{нач} (^\circ C) = 952 - 11,4 C - 114,0 Si - 40,0 Mn + 123,5 Ni + 106,9 Mo + 430,9 Ti - 620,2 Cr$$

$$V_{нач} (^\circ C) = 830 - 270 C - 90 Mn - 37 Ni - 70 Cr - 83 Mo$$

Анализ опубликованных диаграмм распада аустенита высокопрочных низколегированных сталей [12] показал, что в уравнениях регрессии необходимо учитывать функцию (линейную, обратную и логарифмическую) скорости охлаждения. Наименьшая ошибка аппроксимации возникает при использовании в уравнениях регрессии функции логарифма скорости охлаждения.

На основе разработанной нами программы были получены коэффициенты в уравнениях регрессии (рис. 6).

С учетом влияния скорости охлаждения уравнения регрессии для температуры начала  $F_{нач}$  и конца  $F_{конц}$  образования феррита имеют следующий вид:

ФЕРРИТ

$$F_{нач} = 951,958 - 11,417 C + 113,979 Si - 40,006 Mn + 123,58 Ni + 106,937 Mo + 430,932 Ti - 620,248 Cr - 3505,981 Al + 387,746 S - 13518,463 P - 814,93 O - 23,064 \ln(v_{охл});$$

$$F_{конц} = 1777,915 - 511,629 C + 415,446 Si - 41,669 Mn - 405,775 Ni - 1490,284 Mo - 397,754 Ti - 308,179 Cr - 1157,568 Al - 1356,6 S - 10797,556 P - 2015,366 O - 32,985 \ln(v_{охл}).$$

Уравнения регрессии для температуры начала  $V_{нач}$  и конца  $V_{конц}$  образования нижнего бейнита следующие:

НИЖНИЙ БЕЙНИТ

$$V_{нач} = 1505,269 - 941,454 C + 114,576 Si - 36,474 Mn - 56,25 Ni - 520,962 Mo + 471,667 Ti - 1333,198 Cr - 4561,955 Al + 9684,192 S - 27401,854 P - 1075,393 O - 10,712 \ln(v_{охл});$$

$$V_{конц} = 830,261 + 993,152 C + 172,65 Si - 10,501 Mn + 44,4 Ni - 135,229 Mo + 173,277 Ti - 798,445 Cr - 2993,493 Al - 5379,603 S - 16087,509 P - 918,007 O + 4,225 \ln(v_{охл}).$$

Сопоставление наших результатов по моделированию с результатами других исследователей показало их довольно хорошее соответствие. Погрешность аппроксимации не превышает 10 %.

На основании полученных уравнений можно прогнозировать структурно-фазовый состав металла шва и ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей в зависимости от его химического состава и термического цик-



ла сварки в исследованном диапазоне скоростей охлаждения ( $1 \dots 10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ ).

### Заключение

В случае дуговой сварки под флюсом легирование металла жидкой ванны марганцем и титаном целесообразно проводить при использовании керамического флюса основного типа ( $\lg\pi_0 = -1,70$ ) для получения оптимального соотношения продуктов промежуточного превращения (игольчатого феррита и бейнита). Повышение содержания марганца в закристаллизованном металле приводит к изменению микроструктуры с феррито-перлитной на феррито-бейнитную в результате смещения температур на диаграмме термодинамического превращения в промежуточную область. Легирование металла титаном вызывает сокращение температурного диапазона ферритного превращения за счет повышения температуры начала образования бейнитных структур и расширение области диффузионных процессов. Полученные регрессионные уравнения температур образования характерных структурных составляющих в металле высокопрочных низколегированных сталей также могут быть использованы для корректировки режимов контролируемой прокатки — скоростей охлаждения и температурного интервала термической ( $700 \dots 780 \text{ }^\circ\text{C}$ ) и термомеханической обработки сталей с целью дальнейшего улучшения их эксплуатационных характеристик.

1. Патон Е. О. Избранные труды. В 3 т. Т. 3. Сварка под флюсом. — Киев: Изд-во АН УССР, 1961. — 557 с.
2. *Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов* / И. К. Походня, В. Н. Горпенюк, С. С. Милченко и др. — Киев: Наук. думка, 1990. — 224 с.
3. Головки В. В. Применение агломерированных флюсов при сварке низколегированных сталей (Обзор) // Автомат. сварка. — 2003. — № 6. — С. 37–41.
4. Подгаецкий В. В. Флюсы для механизированных способов сварки, защитные газы и сварочные проволоки сплошного сечения. — Киев: Наук. думка, 1976. — 230 с.
5. Походня И. К., Головки В. В. Флюсы для сварки низколегированных высокопрочных сталей, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона // Сварщик. — 1999. — № 1. — С. 8–9.
6. *Результаты сравнительных испытаний плавных и керамических флюсов, применяемых при сварке стали 12ХН2МДФ* / И. К. Походня, Д. М. Кушнерев, С. Д. Устинов и др. // Автомат. сварка. — 1987. — № 11. — С. 61–68.
7. Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю. Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Там же. — 2008. — № 3. — С. 31–34.
8. Казачков Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1988. — 288 с.
9. Steven W., Mayer G. Continuous-cooling transformation diagrams of steels. Pt. 1 // J. of the Iron and Steel Institute. — 1953. — Vol. 174. — P. 33–45.
10. Andrews K. W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures // J. of the Iron and Steel Institute. — 1965. — № 203. — P. 721–727.
11. Liu Y. X. Principle of Heat Treatment // China Mechanical Industry Press, Beijing. — 1981. — P. 30–38.
12. Понова Л. Е., Понов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана: Справочник термиста. 3-е изд. перераб. и допол. — М.: Металлургия, 1991. — 503 с.

To improve the level of reliability of welded structures, made by arc methods of welding, the development of new combinations of low-alloy steel-welding flux- flux-cored wire, providing an optimal combination of strength, ductility and toughness, especially at low temperatures, is required. Adding of elements into molten metal, significantly affecting the kinetics of the austenite decay during solidification and cooling of the weld metal, allows control the weld metal microstructure, forming a complex of high-strength and high-tough microstructures. The aim of this work was to analyze the influence of metallurgical factors on the formation of microstructure during crystallization and cooling of metal of high-alloy steels from the molten state and to create a regression model of structure formation on the basis of temperatures of phases formation. The methods of light, scanning microscopy, a technique of simulation of thermal deformational processes of welding in Gleeble 3800 unit were used in the work. The effect of molten pool alloying with manganese and titanium and influence of welding fluxes on the microstructure of welds were found, and the influence of these parameters on the temperature of phases formation was determined. It was found that for submerged arc welding the alloying of molten pool metal with manganese and titanium is rational in use of ceramic flux of a basic type ( $\lg\pi_0 = -1.70$ ) to obtain the optimum ratio of products of intermediate transformation (acicular ferrite and lower bainite). A computer program was developed and regression equations of temperatures of formation of structural components in weld metal were obtained. This work is of practical value to professionals working in the field of development of new welding materials and studying the weldability of high-strength low-alloy steels. Ref. 11, Figs. 4.

**Key words:** low-alloy steel; weld pool; ceramic; flux; phase transformations; microstructure; ferrite; bainite; regression equations

Поступила 05.12.2012

## XI Международная конференция «Ti-2013 в СНГ»

г. Донецк, Украина  
26–29 мая 2013 г.

Уважаемые коллеги! Межгосударственная ассоциация «Титан» и Национальная академия наук Украины приглашают Вас принять участие в XI Международной конференции «Ti-2013 в СНГ», которая состоится 26-29 мая в г. Донецке в гостинице «Шахтар Плаза»  
[www.titan-association.com](http://www.titan-association.com)





УДК 669.187.526.001.57

## ПЕРЕРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ ОТХОДОВ МЕТАЛЛОПРОИЗВОДСТВА

**В. А. Шаповалов, Ф. К. Биктагиров, В. Р. Бурнашев,  
В. В. Степаненко, Н. В. Рейда\***

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.ua

Приведен краткий анализ технологических схем компактирования металлических материалов. Показана перспективность и экономическая целесообразность прессования некомпактной шихты путем сочетания процессов электронагрева и незначительных усилий прессования без использования мощного и дорогостоящего оборудования. Приведена схема опытной установки и описана пооперационная технологическая схема компактирования металлических материалов, а также даны основные технологические параметры процесса. Выполнен сравнительный анализ основных технических характеристик электроимпульсного и электротермического методов компактирования металлических материалов. Показано, что промышленное внедрение разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона новой уникальной технологии электротермического компактирования и соответствующего оборудования позволяет создавать замкнутый (полный) цикл возврата в производство целой гаммы дорогостоящих вторичных ресурсов, что особенно актуально для металлургических и машиностроительных предприятий. Использование новой технологии наиболее эффективно при компактировании дорогих металлов и сплавов с высокими прочностью и модулем упругости. Библиогр. 10, табл. 1, илл. 1.

**Ключевые слова:** компактирование; расходный электрод; пуансон; матрица; рециклинг; металлооборот; электротермия

В настоящее время одной из главных задач в металлургии является максимальное вовлечение в производство вторичных ресурсов (металлический лом — скрап), отходы, образующиеся на различных стадиях производства и обработки металлопродукции), что обусловлено как особенностями существующих технологий, так и техническими требованиями к готовой продукции. Отходы в основном представляют собой кондиционный металл, который необходимо эффективно переработать и вернуть в производство (так называемый рециклинг), тем самым полностью замкнув металлооборот. Рациональное использование вторичных ресурсов способствует сохранению металлофонда любого производства, его оптимизации и удешевлению производимой продукции.

Обычно значительная часть отходов, особенно крупногабаритных, перерабатывается в плавильных агрегатах без предварительной подготовки. Однако существует целая гамма легковесных некомпактных металлических материалов (стружка, листовая обрезь, проволока, фольга, облой, всплесы, гранулированные порошки и др.), дальнейшее использование которых без предвари-

тельного компактирования или вообще невозможно, либо крайне затруднено. Поэтому требуются недешевые дополнительные технологические операции. В частности, основной сложностью при переработке металлической стружки, являющейся одним из важных резервов вторичного сырья, наряду с другими проблемами (большой угар при переплаве, загрязненность СОЖ и др.) является ее низкая насыпная плотность и отсутствие эффективной техники и технологии перегрузки при транспортировке и загрузке технологических агрегатов. Таким образом, проблема компактирования стружки и подобных ей материалов приобретает первостепенное значение, а необходимость ее решения является экономически обоснованной и целесообразной. Более того, при устранении данной проблемы попутно решится и задача компактного хранения и транспортирования этих материалов к месту их дальнейшей переработки и рациональной загрузки в плавильные агрегаты.

Однако несмотря на обилие существующих способов уплотнения металлических материалов (гидростатическое прессование, спекание, прокатка, штамповка, сварка взрывом и пр.) они из-за ряда причин как техни-

\* В работе принимали участие О. В. Карускевич, Д. В. Ботвинко, Ю. А. Никитенко.





ческого, так и экономического характера не могут в полной мере обеспечить получение качественных крупногабаритных и дешевых компактных заготовок, пригодных для дальнейшего использования в металлообороте.

Основным способом компактирования металлических материалов, в частности при производстве титановых расходоуемых электродов для переплавных процессов, является холодное полунепрерывное прессование через конусную проходную или глухондную матрицу [1]. При холодном прессовании сцепление отдельных кусочков шихты (титановая губка, легирующие, кусковые отходы) осуществляется за счет механического сцепления (сдавливания) контактов, возникающих при больших усилиях деформации, уровень которых зависит от пластичности прессуемых материалов. Так, для получения расходоуемого электрода необходимых прочности и габаритов (диаметр 350...650 мм и длина 5000 мм) следует создавать колоссальные удельные давления прессования (в пределах 650...900 МПа). Применяемые для этого горизонтальные или вертикальные прессы представляют собой гигантские и дорогостоящие (стоимостью до 10 млн дол. США) конструкции. Однако даже такое давление не всегда гарантирует получение однородных по составу, прочных и ровных (без кривизны и трещин) расходоуемых заготовок.

Кроме того, следует отметить, что способ холодного прессования не является универсальным для всех металлических материалов. Высокопрочные легированные стали и сплавы фактически не поддаются компактированию этим способом, поскольку для их прессования из-за малой пластичности необходимы еще более высокие уровни давления и более сложное и дорогое оборудование, способствующее повышению себестоимости прессованных заготовок.

Существенно снизить усилия прессования и использовать имеющиеся в наличии недорогие прессы можно в результате сочетания прессования с нагревом для повышения пластичности шихты. Нагрев может осуществляться разными способами, в том числе в отдельных нагревательных печах, после чего металл подается в установку для прессования. Целесообразнее нагревать шихту в том же агрегате, где осуществляется компактирование. В этом случае наиболее экономичным является нагрев за счет выделения тепла непосредственно в нагреваемом материале, что реализуется при пропускании через шихту электрического тока. Поэтому в последнее время распространение получила электроимпульсная технология брикетирования стружки и других металлических отходов (разработка Физико-технического института им. А. Д. Иоффе) [2–4].

Суть этой технологии состоит в том, что стружку прессуют при сравнительно небольших уровнях давлениях (до 50 МПа) для высокопрочных сплавов, а затем подвергают специальной обработке с использованием коротких импульсов электрического тока, длительность и значение которых определяют в зависимости от комплекса физических характеристик прессуемого материала (удельное электросопротивление, магнитная проницаемость, температура плавления, размеры стружки и пр.).

Механизм нагрева и соединения предварительно спрессованной стружки в брикет основан на следующем. Поскольку сопротивление контактов между частицами стружки значительно выше, чем омическое сопротивление самих частиц, то джоулева энергия при протекании тока выделяется практически только в местах контактов между частицами. При этом длительность импульса тока задается так, чтобы за время импульса энергия не успевала отводиться из зоны контактов за счет теплопроводности ( $< 0,001$  с). Это дает возможность локального разогрева зоны контактов между частицами шихты без разогрева всей ее массы. В конечном итоге осуществляется микросварка контактов, при этом реализуется механизм соединения, отличающийся от обычной диффузионной сварки, так как диффузия не может происходить столь быстро.

Сложность реализации такого способа брикетирования заключается в том, что для достижения прочной микросварки контактов в брикете необходимо обеспечить оптимальное сочетание двух параметров — длительности и значения импульса тока, причем индивидуальное для каждого материала; если длительность импульса удовлетворяет указанному соотношению, а ток недостаточен, то микросварка контактов не происходит либо сваривается лишь незначительное количество мелких контактов, в результате чего прочность брикета снижается и прессовка может вообще рассыпаться. Если же количество энергии, вводимой в контакты, слишком велико за счет повышения силы импульса, то происходит плавление контактов и их разрушение из-за развития магнито- и гидродинамической неустойчивости, причем чем больше плотность брикета, тем выше вероятность магнито- и гидродинамических разрушений. Указанным способом можно получить лишь брикеты с плотностью не более 50 % теоретической плотности металла. Однако такая плотность не всегда достаточна для последующей переработки и транспортировки полученных брикетов. Поскольку при электроимпульсном прессовании нагревают незначительную часть стружки (в зоне контактов) до относительно небольшой температуры и на очень короткое время, ее основная масса при обработке таким импульсом тока нагревается всего до 200 °С. При данной температуре заторможены процессы десорбции и удаления из стружки газов, влаги, эмульсии, поэтому происходит их своеобразное захватывание в брикете, что существенно снижает его качество. Полученные брикеты в ряде случаев имеют недостаточные плотность и прочность из-за невозможности образования при указанных режимах прочных и надежных контактов между частицами стружки за счет их спекания в результате недостаточного прогрева всей массы стружки и зон контакта ее элементов. Временное сопротивление титановых сплавов начинает резко снижаться лишь при температуре 600 °С, а при 1000 °С составляет всего 3...5 % временного сопротивления при нормальной температуре [5].

Особенностью электроимпульсного прессования является осуществление процесса брикетирования в глухондной пресс-форме (матрице), причем один из токоподводов находится на неподвижном дне матрицы (на нижнем пуансоне-электроде). Такое решение не позво-



## Основные технические характеристики технологий компактирования металлических материалов

Параметры	Электроимпульсная (ФТИ им. А. Ф. Иоффе)*	Электротермическая (ИЭС им. Е. О. Патона)
Ток, кА	до 500	10...12
Напряжение, В	500...2500	10...12
Плотность тока, А/мм <sup>2</sup>	250	1,2...1,5
Время прохождения тока, с	0,001...0,4	5...10
Усилие прессования, МПа	50	5
Пресс-форма	Глухая, изолированная	Проходная, изолированная
Механизм сцепления частиц	Электроимпульсная контактная сварка	Жидко-фазное соединение
Плотность брикетов, % от монолита	≤50	>70
Габариты брикетов (заготовок), мм:		
диаметр	40...75	100...200
высота	150...200	>1000
Масса прессовок, кг	≤1,0	>50
Среда	Воздух	Воздух, вакуум, аргон, гелий
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/кг	0,9...1,0	0,8...1,2
Ориентировочная стоимость опытной установки, млн дол.	20	1,5

\*Данные взяты из работ [2–4].

ляет получать длинномерные брикеты в непрерывном или полунепрерывном режимах, поскольку за один цикл можно изготавливать только один брикет ограниченного габаритами матрицы размера. Так, размеры брикета из титановой стружки, полученного электроимпульсным способом, составляют всего лишь 64×60×150 мм, его плотность — 0,4...2,0 г/см<sup>3</sup>, масса — до 1 кг.

В сложившейся ситуации потребовалась разработка новых ресурсосберегающих и дешевых технологий, а также соответствующего оборудования для решения проблемы переработки металлических некомпактных отходов.

В связи с этим в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработали новую технологию компактирования металлических материалов. Суть ее заключается, во-первых, в совмещении процесса прессования с относительно продолжительным электрическим нагревом, что позволяет повысить пластичность компактируемого в специальной матрице материала и существенно (на 2 порядка, по сравнению с холодным прессованием) уменьшить усилие прессования. При этом исключается ряд технологических операций, характерных для традиционных схем прессования (вакуумный отжиг, сварка и т. п.), повышается качество заготовок. Во-вторых, процесс реализуется в проходной матрице, что дает возможность получать длинномерные заготовки. В-третьих, нижний токопровод осуществляется непосредственно на формируемую заготовку (или затравку на старте), что способствует снижению электрических потерь, повышению КПД и производительности процесса. И, наконец, процесс ведется в полунепрерывном режиме, а разогрев каждой порции производят в два этапа: на первом — до

температуры десорбции газовых и жидко-фазных загрязнений, на втором — до температуры горячей деформации обрабатываемого материала, что вызывает повышение качества изделий и эффективности компактирования. Такой режим нагрева в сочетании с уплотнением способствует, во-первых, эффективному удалению газовых примесей и СОЖ с поверхности шихты, во-вторых, прогреву всей массы шихты и существенному повышению пластичности каждого ее элемента, а также возникновению жидкой фазы в зонах их контактов, что в конечном итоге приводит к образованию плотного жидко-твердого соединения как внутри каждой порции, так и между ними.

Особенно эффективна такая технология для компактирования дорогостоящих металлов и сплавов с высокими значениями прочности и модуля упругости. При этом можно получать заготовки как сплошные, так и полые, которые в дальнейшем используются в компактном виде в качестве переплавных электродов, лигатур, раскислителей и т. д. в любых плавильных агрегатах.

В зависимости от физико-химических свойств перерабатываемых материалов процесс их электротермического компактирования можно осуществлять как в установках камерного типа с созданием контролируемой атмосферы (аргона, гелия) или вакуума для высокорреакционных материалов (титан, цирконий), так и в открытых установках в атмосфере воздуха для переработки отходов стали, чугуна и др.

Технологическая схема получения скомпактированной заготовки предусматривает ряд следующих последовательных операций:

загрузку порции некомпактной шихты в матрицу;

предварительное сжатие (уплотнение) и электронагрев всей порции шихты до температуры (в пределах 0,5...0,8  $T$ ) плавления (в локальных точках температура превышает температуру плавления металла);

осадку и приваривание порции к ранее спрессованной массе или затравке (на старте);

проталкивание порции вместе с заготовкой или затравкой вниз; подъем пуансона.

После этого операции повторяются до достижения заданной длины готового изделия (заготовки), затем следуют охлаждение и извлечение. Таким образом, получаем прочную сварно-спрессованную заготовку, в которой отдельные элементы (частицы и порции шихты) соединены между собой.

В таблице приведены технические возможности электроимпульсного (разработка ФТИ им. А. Ф. Иоффе) и электротермического (разработка ИЭС им. Е. О. Патона) способов компактирования.

Как видно из таблицы, способ ИЭС им. Е. О. Патона по основным показателям является предпочтительным, поскольку позволяет при меньших механических усилиях и материальных затратах получать более плотные и крупногабаритные заготовки.

Предложенная технология компактирования металлических материалов для получения заготовок диаметром 100 мм реализована на специально для этого сконструированной опытной установке, схема которой представлена на рисунке. В отличие от других подобных схем, установка оснащена механизмом вытягивания для получения длинномерных заготовок. На ней определены оптимальные технологические параметры компактирования разнообразных металлических материалов, отличающихся по физическим свойствам (удельному весу, тепло- и электропроводности), таких как сталь, чугун, алюминий, жаропрочные сплавы, титан и др. [6–10]. При этом использовали их разные размерность и гранулометрический состав.

Скомпактированные из стальной стружки (X18H9T, ЭП-609) заготовки диаметром 100 мм и высотой 1000 мм в дальнейшем использовали в качестве расходоуемых электродов при электрошлаковой выплавке слитков.

Металлографические исследования темплетов, вырезанных из данных слитков в поперечном и продольном направлениях, показали, что металл плотный, однородный, без видимых дефектов. В ходе исследований механических свойств, проведенных в условиях НПО «Заря»–«Машпроект», г. Николаев, установлено, что механические свойства материала слитков, а также химический состав металла удовлетворяют техническим требованиям [8, 10].

Показано, что новая технология позволяет эффективно производить утилизацию некомпактных металлических отходов, способствуя повышению рентабельности производства.

В процессе исследований установлено, что полученные заготовки являются довольно прочными. Это подтверждено при воздействии на образцы ударной нагрузки 60...70 Дж/см<sup>2</sup>. Их плотность составляет 70...75 % теоретической (плотности монолитного металла), что

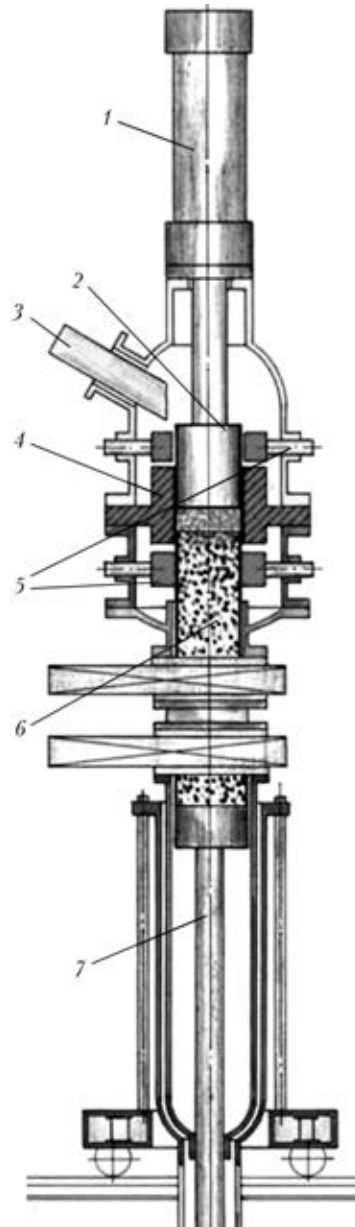


Схема опытной установки электротермического компактирования металлических материалов: 1 — гидроцилиндр; 2 — пуансон; 3 — лоток для компактируемых материалов; 4 — матрица; 5 — токоподводы; 6 — скомпактированная заготовка; 7 — шток

является достаточным для использования в качестве расходоуемых заготовок в ходе дальнейшего переплава.

Установлено также, что с уменьшением гранулометрического состава любого металлического материала увеличивается плотность скомпактированных заготовок, что объясняется наличием большого количества точек соприкосновения между мелкими частицами и, как следствие, более эффективным прогревом и локальным подплавлением в процессе компактирования. С увеличением размеров фракций шихты необходимо несколько увеличивать значение подводимого тока и длительность нагрева каждой порции для достижения ее гарантированного уплотнения.

Накопленный опыт и данные экспериментов на опытной установке позволяют приступить к разработке более совершенного высокопроизводительного опытно-промышленного оборудования для компактирова-

ния качественных и экономичных длинномерных заготовок из разнообразных металлических материалов (стружка, губка, порошки, гранулы, кусковая обрезь и пр.) со стабильными физико-механическими свойствами по всей длине. В настоящее время в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проектируется ряд модификаций установок компактирования для получения заготовок разных типоразмеров, вплоть до диаметров 500 мм и любой требуемой высоты.

Таким образом, промышленное внедрение предложенной технологии и соответствующего оборудования позволит создать замкнутый (полный) цикл возврата в производство дорогостоящих вторичных ресурсов, что особенно актуально для крупных металлургических и машиностроительных предприятий. Срок окупаемости оборудования составит 8...12 мес в зависимости от стоимости компактируемых материалов.

1. Плавка и литье титановых сплавов / Н. Ф. Аношкин, С. Г. Глазунов, Е. И. Морозов, В. В. Тетюхин. — М.: Металлургия, 1978. — 383 с.
2. Абрамова К. Б., Самуйлов С. Д., Фиглин Ю. А. Брикетирование титановой стружки под воздействием коротких импульсов элект-

рического тока // Цветные металлы. — 1998. — № 12. — С. 70–74.

3. Самуйлов С. Д. Электроимпульсная технология брикетирования стружки и других отходов черных металлов // Черные металлы. — 2009. — № 9. — С. 14–19.
4. Пат. 2063304 РФ, МПК В 30 В 9/32. Способ брикетирования металлической стружки / К. Б. Абрамова, С. Д. Самуйлов, Ю. А. Фиглин. — Опубл. 10.07.96; Бюл. № 19.
5. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов / Л. А. Никольский, С. З. Фиглин, В. В. Бойцов и др. — М.: Машиностроение, 1975. — 285 с.
6. Пат. 7997 Украина, МПК С 22 В 1/248. Спосіб компактування металевий шихти / Б. С. Патон, М. Л. Жадкевич, В. О. Шаповалов та ін. — Опубл. 10.08.2007, Бюл. № 12.
7. Получение расходуемых электродов компактированием титановой губки под током / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, В. С. Константинов и др. // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 3. — С. 64–67.
8. Переработка стружки жаропрочной стали ЭП609-III способом компактирования под током с последующим электрошлаковым переплавом / В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Ф. К. Биктагиров и др. // Там же. — 2009. — № 3. — С. 43–45.
9. Электротермическое компактирование металлических материалов / В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Ф. К. Биктагиров и др. // Там же. — 2011. — № 4. — С. 42–45.
10. ЭШП электродов, спрессованных из стружки аустенитных нержавеющей сталей / В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Ф. К. Биктагиров и др. // Там же. — 2011. — № 4. — С. 46–48.

The brief analysis of technological schemes for compaction of metal materials was carried out. The prospects and economic efficiency of pressing the non-compact charge by combining the processes of electric heating and negligible pressing forces without use of powerful and expensive press equipment are shown. The scheme of pilot installation is presented and functional technological scheme of compacting the metal materials is described, as well as the basic technological parameters of process are given. Also comparative analysis of the main technical characteristics of electric-pulsed and electrothermal methods of compacting the metal materials was carried out. It is shown that industrial implementation of the unique technology of electrothermal compaction and corresponding equipment, developed at the E.O.Paton Electric Welding Institute, will allow creating the closed (full) cycle of return to production of the whole scale of expensive secondary resources that is especially important for metallurgical and machine-building enterprises. The new technology is most effective for compaction of expansive metals and alloys with a high strength and modulus of elasticity. Ref. 10, Table 1, Fig.1.

**Key words:** compaction; consumable electrode; punch; matrix; recycling; metal recycling; electrothermics

Поступила 30.08.2012

## НОВАЯ КНИГА

### МЕТАЛЛУРГИЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ И СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. —

Киев: Академперіодика, 2012. — 526 с.



Сборник включает 120 статей сотрудников отдела исследований физико-химических процессов в сварочной дуге Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, опубликованных ранее, преимущественно в журнале «Автоматическая сварка», которые обобщают полувековой опыт научно-исследовательской деятельности отдела. Представленные статьи охватывают широкий круг вопросов металлургии дуговой сварки плавлением и разработки сварочных материалов.

Сборник предназначен для широкого круга специалистов, занимающихся изучением металлургии дуговой сварки, разработкой сварочных материалов и технологий их производства.

Заказы на книгу просьба направлять  
в редакцию «Современная электрометаллургия»  
Тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84  
E-mail: journal@paton.kiev.ua



# ПОВЕДЕНИЕ МАГНИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКЕ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЕВЫХ МАГНИЙСОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ

А. В. Гнатушенко

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.ua

При электрошлаковой плавке некомпактных отходов алюминиевого сплава АЛ25 под солевыми шлаками систем NaCl–KCl и NaCl–KCl–Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> установлено, что в металле значительно уменьшается содержание магния, что объясняется перераспределением магния между контактирующими фазами и протеканием обменной реакции между этим элементом и содержащимся в шлаке фторидом алюминия AlF<sub>3</sub>. Для сохранения магния в сплаве в нормируемых пределах необходимо повышать его активность в шлаке путем введения магнийсодержащих компонентов. Поэтому целью экспериментов было изучение влияния добавок этих компонентов в шлаки, содержащие криолит, на изменение содержания магния в металле. С учетом термодинамических данных взаимодействия магния с фторидом алюминия выполнен анализ распределения магния в системе шлак–алюминиевый сплав. Определена взаимосвязь между концентрациями магния в металле и шлаке в зависимости от содержания криолита в последнем. На основании полученных расчетных данных выбраны новые шлаковые композиции, в которых в качестве магнийсодержащего компонента использовали карналлит KCl·MgCl<sub>2</sub>, проведены дополнительные эксперименты для уточнения поведения магния. Установлено, что содержание магния в алюминиевом сплаве АЛ25 зависит от концентраций карналлита и криолита в шлаке и сохраняется в регламентируемых пределах 0,8...1,3% при соотношении KCl·MgCl<sub>2</sub> к Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> как (1,2...1,7) / 1. В результате для плавки отходов алюминиевого сплава АЛ25 разработан солевой шлак следующего состава, мас. %: 44...48 NaCl; 25...30 KCl; 10...15 Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>; 12...18 KCl·MgCl<sub>2</sub>. Библиогр. 9, табл. 4, илл. 2.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы; магний; электрошлаковая плавка; солевые шлаки; криолит; карналлит; магний; химический состав; рафинирование

Одним из наиболее распространенных легирующих элементов большинства алюминиевых сплавов является магний, массовая доля которого может составлять от нескольких десятых (сплавы АВ, АД33, АЛ3, АЛ4, АЛ9) до 10...13% (сплавы АЛ8, АЛ22, АЛ27). Этот элемент значительно повышает прочность алюминия без заметного снижения пластичности, что важно для деформируемых сплавов. Небольшие добавки магния к сплавам системы Al–Si делают их термически упрочняемыми с возможностью варьировать механические свойства. Также сплавы алюминия с магнием характеризуются высокой коррозионной стойкостью и хорошо свариваются. Благодаря указанным качествам они широко применяются в авиационной, судостроительной, автомобильной, строительной, пищевой и других отраслях промышленности [1–3].

Такое широкое использование алюминиевых магнийсодержащих сплавов приводит к образованию значительного количества лома и отходов этих материалов, большую долю среди которых занимают так называемые некомпактные отходы (стружка, высечка, обрезь и т. п.). Переработка данных материалов в традиционно используемых плавильных агрегатах (плазменных стационарных и роторных, индукционных и электродуговых печах) сопровождается значительным угаром как основного металла, так легирующих компонентов. Получаемые вследствие такого перепада металлические

заготовки по химическому составу зачастую не соответствуют марочным сплавам. Особенно значительны потери магния — одного из наиболее активных элементов этих сплавов.

В последнее время применяются новые, более эффективные способы переработки некомпактных отходов алюминиевых сплавов, в частности плавка в так называемых ионных расплавах, позволяющая существенно сократить безвозвратные потери металла с одновременным рафинированием его от неметаллических включений и нежелательных примесей [4, 5]. Однако и в этом случае при переработке алюминиевых магнийсодержащих сплавов угар магния довольно большой, может достигать 50% и более [5, 6]. По сути, плавка алюминиевых отходов в слое ионного расплава, нагреваемого проходящим через него электрическим током, является разновидностью электрошлаковой плавки. При этом джоулево тепло выделяется в шлаковой ванне, а шлаком является солевой (ионный) расплав.

Для изучения поведения магния при электрошлаковой плавке отходов алюминиевых магнийсодержащих сплавов, а также принятия мер по предотвращению его угара в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины проведены соответствующие исследования и эксперименты. В качестве объекта исследования выбрали стружку алюминиевого поршневого сплава АЛ25 (табл. 1). Этот сплав предназначен для производства

**Таблица 1. Химический состав алюминиевого сплава АЛ25, мас. %**

Al	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Fe	Zn
Основа	$\frac{10,5}{10,0...13,0}$	$\frac{1,8}{1,5...3,0}$	$\frac{1,3}{0,8...1,3}$	$\frac{0,95}{0,8...1,3}$	$\frac{0,35}{0,3...0,6}$	$\frac{0,056}{0,05...0,20}$	$\frac{0,6}{\leq 0,8}$	$\frac{0,5}{\leq 0,5}$

Примечание. В числителе приведена массовая доля элементов в конкретном сплаве, в знаменателе — согласно ГОСТ 1583–93 (сплав АЛ25).

поршней мощных дизельных двигателей, при изготовлении которых в литейные отходы и стружку уходит около 30 % металла массы исходной литой заготовки. Поскольку сплав АЛ25, кроме магния, содержит и другие легирующие элементы (никель, марганец, медь), утилизация его отходов с точки зрения ресурсосбережения важна и экономически выгодна.

Основная задача экспериментов состояла в разработке шлака, обеспечивающего сохранение в нормируемых пределах химического состава переплавляемого сплава. При плавке и обработке алюминия в промышленности используют шлаковые смеси, состоящие из хлоридов и фторидов щелочных и щелочноземельных металлов. Поэтому для экспериментов нами подготовлены солевые шлаки на основе хлорида натрия NaCl с добавлением для снижения температуры плавления хлорида калия KCl, а для придания им рафинирующих свойств — криолита Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> (табл. 2). Данное вещество является основным рафинирующим компонентом большинства флюсов, применяемых при плавке алюминия и его сплавов, поскольку существенно влияет на удаление оксидных плен из расплава. Поэтому наличие этого соединения в шлаках, используемых при электрошлаковой плавке алюминиевой стружки, на поверхности которой содержится значительное количество оксидной пленки, является одним из необходимых условий.

Эксперименты проводили в лабораторной печи с выдержкой металла под шлаком в течение 5, 15 и 30 мин. Масса металла составляла 2 кг, шлака — около 2 кг (для обеспечения глубины шлаковой ванны 45...50 мм). Нагрев шлака в плавильной емкости, футерованной шамотным кирпичом, осуществляли посредством графитированного электрода диаметром 50 мм. Температуру шлакового расплава за счет подбора электрических параметров плавки поддерживали на уровне 1200 К.

Анализ химического состава алюминиевого сплава, выплавленного под данными шлаками, показал, что в металле снижается содержание магния, особенно при плавке под шлаком № 2 (табл. 3). Причем чем продолжительнее выдержка металла под шлаком, тем больше

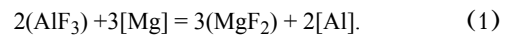
**Таблица 2. Состав солевых шлаков**

№ шлака	Массовая доля компонентов, %			Температура плавления, T <sub>пл</sub> , К	Плотность при T <sub>пл</sub> , г/см <sup>3</sup>
	NaCl	KCl	Na <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub>		
1	60	40	—	963	1,52
2	52	38	10	943	1,60

Примечание. Здесь и в табл. 3, 4 указаны номера шлаков, используемых в экспериментах.

потери этого элемента. Содержание остальных легирующих элементов изменяется незначительно.

Уменьшение содержания магния в сплаве объясняется перераспределением этого элемента между контактирующими фазами и протеканием обменной реакции между магнием в металле и AlF<sub>3</sub> в шлаке (как составляющего криолита):



Одним из способов сохранения того или иного элемента в металле при электрошлаковой плавке является повышение его активности в шлаке путем введения компонентов, содержащих данный элемент. Поэтому в дальнейшем изучали влияние добавок магнийсодержащих компонентов в шлаки, включающие криолит, на изменение массовой доли магния в металле.

Предварительно на основании термодинамических данных взаимодействия магния с фторидом алюминия согласно реакции (1) выполнен анализ распределения магния в системе шлак–алюминиевый сплав.

Константа равновесия K<sub>p</sub> реакции (1) имеет следующий вид:

$$K_p = \frac{a_{(\text{MgF}_2)}^3 a_{[\text{Al}]}}{a_{(\text{AlF}_3)}^2 a_{[\text{Mg}]}} \quad (2)$$

где a<sub>(MgF<sub>2</sub>)</sub>, a<sub>(AlF<sub>3</sub>)</sub> и a<sub>[Mg]</sub>, a<sub>[Al]</sub> — активность фторидов соответственно магния и алюминия в шлаке, а также магния и алюминия в металле.

Активность компонента выражается соотношением

$$a_i = \gamma_i N_i,$$

где γ<sub>i</sub> — коэффициент активности компонента; N<sub>i</sub> — мольная доля компонента.

Активность алюминия (основа сплава) составляет a<sub>[Al]</sub> = 1, магния — a<sub>[Mg]</sub> = N<sub>[Mg]</sub> γ<sub>[Mg]</sub>. Согласно данным работы [7], раствор магния в алюминии близок к идеальному совершенному раствору, для которого действителен закон Рауля. Поэтому принимаем a<sub>[Mg]</sub> = N<sub>[Mg]</sub>.

Шлаки солевого типа являются совершенными ионными растворами [3, 8]. Поэтому активность фторидов алюминия и магния, являющихся компонентами такого шлака, в выражении (2) можно заменить их мольными долями: a<sub>(AlF<sub>3</sub>)</sub> = N<sub>(AlF<sub>3</sub>)</sub>, a<sub>(MgF<sub>2</sub>)</sub> = N<sub>(MgF<sub>2</sub>)</sub>. В этом случае γ<sub>(AlF<sub>3</sub>)</sub> = 1 и γ<sub>(MgF<sub>2</sub>)</sub> = 1.

Из этого следует, что константу равновесия реакции (1) можно записать в следующем виде:



Т а б л и ц а 3. Химический состав полученного алюминиевого сплава, мас. %

№ шлака	Время выдержки металла под шлаком, мин	Основные элементы						Примеси	
		Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Fe	Zn
1	5	10,5	1,80	1,00	0,94	0,35	0,056	0,49	0,50
	15	10,5	1,82	0,75	0,95	0,35	0,055	0,51	0,50
	30	10,7	1,80	0,67	0,95	0,33	0,055	0,52	0,50
2	5	10,5	1,80	0,42	0,96	0,35	0,055	0,50	0,50
	15	10,5	1,82	0,37	0,95	0,34	0,054	0,50	0,48
	30	10,4	1,81	0,28	0,95	0,34	0,054	0,54	0,48

Примечание. Алюминий — основа.

$$K_p = \frac{N_{(MgF_2)}^3}{N_{(AlF_3)}^2 N_{[Mg]}^3}, \quad (3)$$

где  $N_{(MgF_2)}$ ,  $N_{(AlF_3)}$ ,  $N_{(Mg)}$  — мольные доли фторидов соответственно магния и алюминия в шлаке, а также магния в металле.

Из выражения (3) мольная доля фторида магния составляет

$$N_{(MgF_2)} = \sqrt[3]{K_p} \sqrt[3]{N_{(AlF_3)}^2} N_{[Mg]}. \quad (4)$$

Мольные доли фторида алюминия в шлаке и магния в металле находим по формуле

$$N_i = \frac{n_i}{n_i + n_j + n_k + \dots}$$

где  $N_i$  — мольная доля компонента  $i$ ;  $n_i, n_j, n_k$  — количество молей компонентов.

Константу равновесия  $K_p$  определяем по формуле

$$\ln K_p = \frac{-\Delta G^0}{RT},$$

где  $\Delta G^0$  — изменение энергии Гиббса реакции (1);  $R$  — универсальная газовая постоянная;  $T$  — температура процесса.

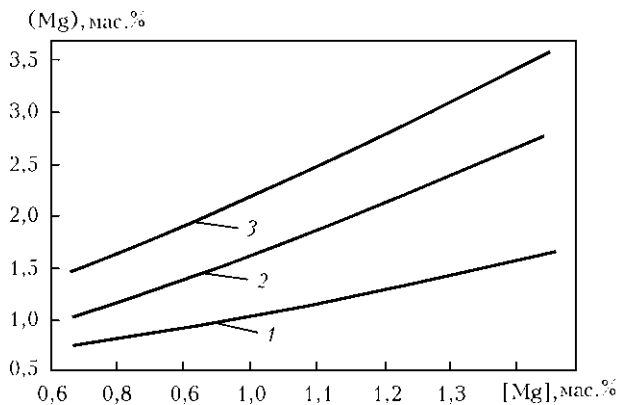


Рис. 1. Взаимосвязь между концентрациями магния в металле и шлаке в зависимости от содержания криолита. Содержание криолита  $Na_3AlF_6$  в шлаке, мас. %: 1 — 5; 2 — 10; 3 — 15

Значение  $\Delta G_T^0$  для реакции (1), согласно данным работы [9], при  $T = 1200$  К  $\Delta G_{1200}^0 = -121$  кДж/моль. Подставляя в выражение (4) рассчитанные значения  $K_p$ , можно определить для состояния равновесия концентрации магния в металле и  $MgF_2$  в шлаке при различных содержаниях криолита, а пересчитав  $N_{(MgF_2)} \Rightarrow N_{(Mg^{+2})} \Rightarrow C_{(Mg)}$  — построить зависимость равновесного содержания магния в шлаке от содержания магния в металле, приведенную на рис. 1.

С учетом полученных расчетных данных проведены дополнительные исследования с целью уточнения поведения магния. Для этого подготовлены новые шлаковые композиции, составы наиболее характерных из них приведены в табл. 4. При этом в качестве магнийсодержащего компонента использовали карналлит ( $KCl \cdot MgCl_2$ ). В итоге, экспериментально подтверждено, что массовая доля магния в сплаве АЛ25 зависит от содержания в шлаке магнийсодержащего компонента (карналлита) и рафинирующего (криолита) и сохраняется в регламентированных пределах 0,8...1,3 % при соотношении  $KCl \cdot MgCl_2 / Na_3AlF_6$  как (1,2...1,7) / 1 (рис. 2).

В ходе экспериментов установлено, что при введении в шлак свыше 18 % карналлита нарушалась стабильность электрошлакового процесса из-за увеличения электропроводности шлака. Отмечено повышенное дымовыделение вследствие испарения  $KCl \cdot MgCl_2$ , имеющего более высокую упругость пара, по сравнению с другими компонентами шлака. Поэтому целесообразно ограничиться максимальной массовой долей карналлита в шлаке на уровне 18 %.

Т а б л и ц а 4. Наиболее характерные составы солевых шлаков с карналлитом для плавки сплава АЛ25, мас. %

№ шлака	NaCl	KCl	$Na_3AlF_6$	$KCl \cdot MgCl_2$
3	51,5	34,5	5	9,0
4	48,5	32,5	10	9,0
6	47,0	31,0	10	12,0
7	44,0	29,0	10	17,0
8	45,0	29,5	11	14,5
9	44,0	28,5	11	16,5
10	42,0	28,0	12	18,0
11	40,0	27,0	15	18,0

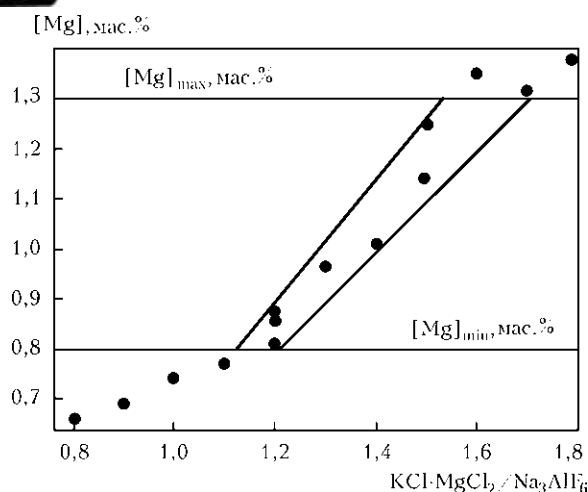


Рис. 2. Зависимость содержания магния в сплаве АЛ25 от соотношения между карналлитом и криолизом в шлаке

В ходе исследований влияния полученного сплава на газонасыщенность и загрязненность оксидными пленками установлено, что содержание в шлаке рафинирующего компонента криолита должно составлять не менее 10 % и согласно установленному соотношению  $KCl \cdot MgCl_2 / Na_3AlF_6$  не превышать 15 %. При таком содержании  $Na_3AlF_6$  в шлаке обеспечивается эффективное рафинирование металла от оксидных включений и газов (водорода). Содержание карналлита при этом составляет 12...18 %.

На основании всего комплекса проведенных исследований для плавки некомпактных отходов алюминиевого поршневого сплава АЛ25 разработан солевой шлак следующего состава, %: 44...48 NaCl; 25...30 KCl; 10...15  $Na_3AlF_6$ ; 12...18  $KCl \cdot MgCl_2$ . Эффективность данного шлака с точки зрения рафинирования металла и сохранения его химического состава, в том числе и магния, в пределах нормы подтверждена при плавке отходов других алюминиевых магнийсодержащих сплавов, например Д16 и АМг2.

It was found in electroslag melting of non-compact wastes of aluminium alloy AL25 under the salt slags of NaCl-KCl and NaCl-KCl- $Na_3AlF_6$  systems, that magnesium content in metal is significantly decreased, that is explained by the redistribution of magnesium between contacting phases and proceeding of exchange reaction between this element and aluminium fluoride  $AlF_3$  contained in a slag. To retain Mg in the alloy within the standardized limits, it is necessary to increase its activity in a slag by adding the magnesium-containing components. Therefore, the purpose of experiments was to study the influence of additions of these components to slags, containing a cryolite, on the change of magnesium content in the metal. Taking into account the thermodynamic data of magnesium interaction with  $AlF_3$ , the analysis of magnesium distribution in the slag-aluminium alloy system was made. Interrelation between the concentrations of magnesium in metal and slag depending on cryolite content in the latter was determined. On the basis of the calculation data the new slag compositions were selected, in which the karnallit ( $KCl \cdot MgCl_2$ ) was used as a magnesium component, and the additional experiments were conducted for clarification of the magnesium behavior. It was found that content of magnesium in the aluminium alloy AL25 depends on the concentrations of karnallit and cryolite in a slag and is retained in the regulated limits (0.8... 1.3 %) at correlation of  $KCl \cdot MgCl_2$  to  $Na_3AlF_6$  as (1.2... 1.7)/1. As a result, for melting of wastes of aluminium alloy AL25 the salt slag of the following composition was developed, %: NaCl 44... 48, KCl 25... 30,  $Na_3AlF_6$  10... 15,  $KCl \cdot MgCl_2$  12... 18. Ref. 9, Tables 4, Fig 2.

**Key words:** aluminium alloys; magnesium; electroslag melting; salt slags; cryolite; karnallit; chemical composition; refining

Поступила 06.12.2012

## Выводы

1. Установлено, что при электрошлаковой плавке некомпактных отходов алюминиевого сплава АЛ25 для сохранения марганца в регламентируемых пределах в шлак необходимо добавлять карналлит  $KCl \cdot MgCl_2$ , а для рафинирования металла — криолит  $Na_3AlF_6$ .

2. На основе термодинамических расчетов и практических исследований определено соотношение между концентрациями карналлита и криолита  $KCl \cdot MgCl_2 / Na_3AlF_6$  как (1,2...1,7) / 1 в шлаке, при котором содержание магния в сплаве АЛ25 сохраняется в регламентируемых пределах 0,8...1,3 %.

3. Для плавки отходов сплава АЛ25 разработан солевой шлак следующего состава, %: 44...48 NaCl, 25...30 KCl; 10...15  $Na_3AlF_6$ ; 12...18  $KCl \cdot MgCl_2$ , обеспечивающий стабильное ведение процесса, сохранение химического состава сплава в нормируемых пределах и рафинирование металла. Подтверждена эффективность данного шлака при плавке отходов магнийсодержащих сплавов Д16 и АМг2.

1. Альтман М. Б., А. А. Лебедев, М. В. Чухров. Плавка и литье легких сплавов. 2-е изд. испр. и доп. — М.: Металлургия, 1969. — 680 с.
2. Смирязин А. П., Смирязина Н. А., Белова А. В. Промышленные цветные металлы и сплавы. 3-е изд. — М.: Металлургия, 1974. — 488 с.
3. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
4. Барбин Н. М., Казанцев Г. Ф. Энерго- и ресурсосберегающая солевая электрическая печь для переплавки отходов алюминия // Экология и бизнес: трансфер. технол.: Материалы междунар. семинара (Москва, 4–6 дек. 1996 г.). — М., 1996. — С. 48–51.
5. Переработка лома и отходов цветных металлов в ионных расплавах / Г. Ф. Казанцев, Н. М. Барбин, И. Г. Бродова и др. — Екатеринбург: УроРАН, 2005. — 210 с.
6. Переработка алюминиевой стружки в солевых расплавах / А. В. Гнатушенко, Ф. К. Биктагиров, В. А. Шаповалов и др. // Вісник ДДМА. — 2009. — № 1. — С. 13–16.
7. Баталин Г. И., Белобородова Е. А., Казимиров В. П. Термодинамика и строение жидких сплавов на основе алюминия. — М.: Металлургия, 1983. — 160 с.
8. Подгаецкий В. В., Кузьменко В. Г. Сварочные шлаки. — Киев: Наук. думка, 1988. — 256 с.
9. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А. В. Курдюмов, С. В. Инкин, В. С. Чулков и др. — М.: Металлургия, 1980. — 196 с.





УДК 621.791.92:526.001.4

## ВОССТАНОВЛЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЬНЫХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК С ПРИМЕНЕНИЕМ АРГОНОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ И НАНЕСЕНИЯ ТЕПЛОЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ. Часть 1

**А. Ф. Белявин, Д. А. Федотов,  
В. В. Куренкова, Д. П. Хомич**

ИЦ «Пратт и Уитни-Патон»  
03150, г. Киев, ул. Горького, 68  
E-mail: vkurenkova@pwpaton.com

Проведены исследования по выбору присадочного материала для восстановления торцевых кромок пера рабочих лопаток из монокристалльного сплава CMSX-4 способом аргонодуговой наплавки. Наплавляемый материал (сплав IN625) обеспечивает торцевой кромке пера рабочей лопатки необходимые стойкость против окисления и коррозии, а также сопротивление ползучести при рабочей температуре, позволяет формировать наплавленные швы без горячих трещин с минимальным количеством зерен случайной ориентации. Разработан подход комплексного ремонта рабочих лопаток из сплава CMSX-4, включающий восстановление торца пера наплавкой и нанесение на изделие способом электронно-лучевого осаждения жаростойкого подслоя и теплозащитного покрытия с выполнением всех необходимых видов механотермической обработки для продления срока службы ответственных изделий ГТД. Библиогр. 23, табл. 1, ил. 7.

***Ключевые слова:** монокристалльный сплав; ориентация; зерна случайной ориентации; дисперсионно-упрочняемые сплавы; зона термического влияния; дендритный рост; наплавленный металл; жаростойкое покрытие; диффузионная зона; теплозащитное покрытие*

Монокристалльные жаропрочные никелевые сплавы применяются в настоящее время в качестве основного конструкционного материала для теплонагруженных деталей ГТУ, в частности рабочих лопаток, определяющих надежность работы турбины. В процессе эксплуатации эти детали подвергаются механическим, термическим и коррозионным воздействиям. Целесообразность их периодического ремонта обусловлена высокой стоимостью составляющих жаропрочных сплавов, большими сложностью и трудозатратами, значительным процентом брака при изготовлении.

При длительной эксплуатации лопаток происходит их эрозионный износ, прежде всего по бандажным полкам и торцу пера. Поэтому эффективным путем увеличения долговечности лопаток является наплавка коррозионно- и износостойкими сплавами. В свою очередь, применение защитных покрытий на лопатках позволяет увеличивать их эксплуатационный ресурс в несколько раз, сохраняя при этом структуру и заданные механические свойства базового сплава.

Комплексное восстановление лопаток, выполненных из дорогостоящих монокристалльных жаропрочных никелевых сплавов, является перспективным направлением газотурбостроения и включает как ремонтные технологии (сварку/наплавку), так и нанесение теплозащитных покрытий на изделия.

Существуют способы ремонта лопаток газовых турбин из жаропрочных никелевых сплавов, включающие восстановление дефектных зон сваркой, термообработку, механическую обработку и нанесение защитных покрытий различными способами [1, 2]. Чаще всего ремонт производят лазерным порошковым [3–7] и плазменно-порошковым способами сварки [8, 9], сваркой электронным лучом [10–13], реже аргонодуговой наплавкой [1–3, 14]. Ряд работ посвящен вопросам сварки и наплавки никелевых монокристалльных сплавов электронно-лучевым и микроплазменным порошковым способами [10–13].

Ремонтные технологии в основном применяются для жаропрочных и коррозионностойких никелевых и кобальтовых сплавов равноосной кристаллизации (IN738, GTD111, ЦНК-7, ЦНК-21, FSX-414, ЖС 6, ЖС 6У,

Химический состав наплавляемого базового и присадочных материалов, мас. %

Тип базового сплава и присадочной проволоки	Co	Cr	Al	Ti	W	Mo	Ta	Re	Nb	Hf	Si	Fe	C	ΣAl+Ti
CMSX-4	9,0	6,5	5,6	1,0	6,0	0,6	6,5	3,0	–	0,1	–	–	–	6,6
Rene 41	11,0	20,0	1,6	3,15	–	9,75	–	–	–	–	–	5,0	0,12	4,75
Waspaloy	13,5	19,5	1,4	3,0	–	4,25	–	–	–	–	–	≤2,0	0,10	4,4
IN738	8,5	16,0	3,4	3,4	2,6	1,8	1,8	–	0,9	–	–	0,5	0,10	6,8
IN625	1,0	21,0	0,4	0,4	–	9,0	–	–	3,65	–	0,5	0,5Mn	0,05	<0,8

Примечание. Никель — основа.

ЭИ 893, U-500). Одним из этапов комплексного ремонта рабочих лопаток является их предварительный отжиг в вакууме до температуры 200...950 °С (2 ч) для восстановления дислокационной структуры металла изделия [1], получения гомогенной структуры матрицы и растворения избыточных карбидообразующих фаз в твердом растворе.

Сварка монокристаллических жаропрочных сплавов — сложная и трудноразрешимая задача. Абсолютной гарантии получения надежных, равнопрочных, бездефектных сварных швов на монокристаллических сплавах каким-либо из ныне известных способов пока нет, однако в работах зарубежных и отечественных ученых четко определены условия получения качественных сварных монокристаллических соединений и наплавленных швов, основными дефектами которых являются трещины.

Базовыми критериями оценки качества наплавленного сварного шва и структурного совершенства росто-вой монокристаллической структуры при сварке/наплавке служат ориентационная однородность шва и линии сплавления с основным металлом; отсутствие в шве зерен случайной ориентации [4, 14, 15], кристаллизационных трещин и других дефектов при формировании плотного сварного шва [16–20].

Наплавка монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов является довольно сложным процессом ввиду плохой свариваемости материалов, содержащих большое количество упрочняющей фазы  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al (в ис-

следуемом сплаве CMSX-4 объемная доля  $\gamma'$ -фазы составляла 71,7 % [3]), и значительной склонности к образованию горячих межкристаллитных трещин в шве при температурном интервале хрупкости по границам зерен.

Цель настоящей работы заключалась в разработке технологии комплексного ремонта рабочих лопаток, выполненных из монокристаллического сплава, включая восстановление торцевой кромки пера способами аргонодуговой наплавки и нанесения на восстановленное изделие теплозащитного покрытия с выполнением всех видов механотермической обработки для обеспечения требуемых служебных характеристик изделия.

Работа базировалась на использовании опыта успешного ремонта путем наплавки комплекта рабочих лопаток турбины высокого давления агрегата ГТК-10-4, изготовленных из сплава ЖС6ФНК (направленной кристаллизации). Ремонт включал восстановление с помощью наплавки верхнего торца пера лопатки, последующие операции механической (абразивной) обработки изделия, формирование верхнего торца пера (усика) лопатки и финишную двухстадийную термообработку изделия.

Для восстановления торца пера рабочей монокристаллической лопатки проводили предварительные исследования по наплавлению образцов (частей хвостовиков) и сегментов пера деталей, бывших в эксплуатации. Материалом служил безуглеродистый монокристаллический сплав второго поколения CMSX-4 со следующим содержанием компонентов, мас. %: Ni-9Co-6,5Cr-6,0W-0,6Mo-6,5Ta-5,6Al-1,0Ti-3,0Re-0,1Hf, для которого характерными являются высокая прочность, термостабильность и сопротивление ползучести.

Добавка 3 мас. % рения в сплав обеспечивает дополнительное твердорастворное упрочнение и позволяет увеличить содержание алюминия, а, следовательно, и объемную долю  $\gamma'$ -фазы, уменьшить скорость ее коагуляции под нагрузкой. Изменение кинетики термодиффузионного взаимодействия на межфазной границе матрица/ $\gamma'$ -фаза повышает длительную прочность при температуре 1000 °С более чем на 39...45 МПа. 6,6 мас. % тантала, присутствующего в сплаве, влияет как на термическую стабильность, так и на выравнивание плотности осей и межосных участков с учетом значительной ликвации вольфрама и рения в оси дендритов [18, 20].

В качестве присадочных материалов применяли сплавы Rene-41, Waspaloy, IN738 и IN 625 (таблица), которые существенно различались по классу легирования,

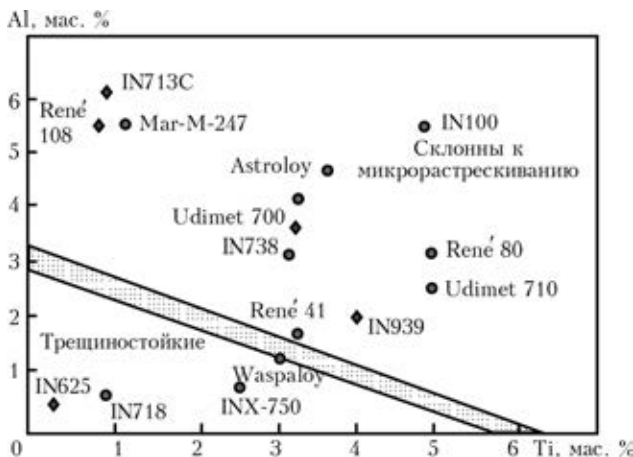


Рис. 1. Влияние суммарного количества алюминия и титана на восприимчивость никелевых сплавов к возникновению трещин, вызванных дисперсионным твердением [3]

представляя собой жаропрочные или жаростойкие системы с содержанием  $\gamma'$ -образующих элементов (Al+Ti) от 0 до 6,8 мас. %. Все четыре указанных присадочных материала отличались по количеству стабилизирующих  $\gamma'$ -фазу элементов и по восприимчивости никелевых сплавов против возникновения трещин дисперсионного твердения (рис. 1). Наименее подверженным возникновению трещин дисперсионного твердения является коррозионноустойчивый сплав IN625, а наиболее восприимчивым к растрескиванию — высоколегированный сплав IN738 с содержанием 6,8 мас. % (Al+Ti).

Наплавку осуществляли с использованием многопроходной аргонодуговой импульсной сварки, источника HOBART 120 и четырех видов присадочной проволоки диаметром от 0,7 до 1,1 мм (таблица). Процесс выполняли при перемещении сварочного источника в направлении, перпендикулярном превалирующему направлению роста монокристалла  $\langle 001 \rangle$ . В процессе наплавки лопатку (или образцы) фиксировали в тисках для обеспечения плоскости сплавления (110). Формирование углубления торца лопатки после многопроходного наращивания торца изделия выполняли с помощью электроэрозионной обработки.

Выбирали присадочный материал, руководствуясь необходимостью обеспечения надежной защиты мало нагруженной восстанавливаемой верхней части пера рабочей лопатки турбины промышленной ГТУ от коррозионных повреждений и достаточной жаростойкости наплавляемого материала. Поэтому расходуемый присадочный материал должен представлять собой сплав с содержанием хрома примерно 20 мас. %.

Оценивали качество наплавленных швов визуально с применением капиллярного контроля и по шлифам (в трех сечениях) на сканирующем электронном микроскопе CamScan-4 (Англия), оснащенный энергодисперсионным анализатором ENERGY 200 (с программным обеспечением INCA). Микротвердость металла наплавленных швов измеряли на приборе «Micro-Duromat 4000E» при нагрузке 10...20 г.

Наплавленные швы исследовали на микрошлифах по основным и определяющим критериям, т. е. наличию зерен случайной ориентации (ЗСО) и отсутствию трещин и дефектов формирования швов при строгом соблюдении ориентации подложки и направления движения источника сварки (перпендикулярно превалирующему направлению роста монокристалла).

Дуговая наплавка в защитном газе позволяет в широких пределах управлять тепловложением в основной металл, что способствует (теоретически) получению при высоком градиенте температуры на фронте кристаллизации направленно ориентированной структуры жаропрочного сплава [3]. При электронно-лучевой сварке область допустимых режимов ведения процесса для формирования структуры без трещин имеет более широкие пределы, по сравнению с аргонодуговой [3, 16]. Поэтому при аргонодуговой сварке для формирования качественных швов (без трещин) необходимо соблюдение жестких технологических условий ведения процесса, низкой вкладываемой мощности процесса и оптимальной скорости сварки (рис. 2).

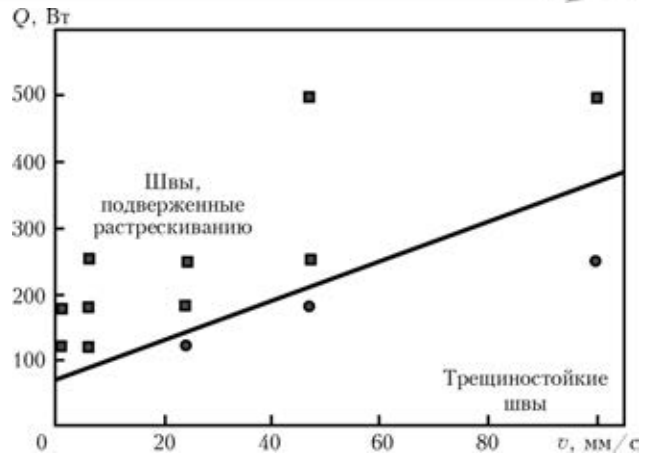


Рис. 2. Склонность к кристаллизационному растрескиванию наплавленных швов при аргонодуговой сварке в зависимости от тепловложения  $Q$  и скорости  $v$  сварки [3]

Кристаллизационные трещины в металле шва, сформированного на монокристалле, напрямую связаны с зернами случайной ориентации и не образуются без таковых [3, 16–18, 21]. Однако формирование ЗСО не всегда приводит к растрескиванию, поскольку очень важна степень термомеханических напряжений, развивающихся в процессе кристаллизации, и их предельный уровень между случайными зёрнами, влияющий на склонность к растрескиванию. Разориентировка ЗСО по отношению к основному направлению роста монокристалла существенно влияет на склонность к растрескиванию металла шва.

Предотвратить образование межкристаллитных трещин в монокристаллическом шве можно путем устранения формирования зерен случайной ориентации на фронте кристаллизации. При этом необходимо учитывать, что большеугловые границы более склонны к растрескиванию, чем малоугловые. В суперсплавах с высокой склонностью к растрескиванию этого можно избежать, сохраняя угол разориентировки границ ниже критического значения  $< 13^\circ$  [13, 22].

Кристаллизационные трещины отсутствуют в монокристаллах и малоугловых бикристаллах при малом значении угла разориентировки границ. Согласно требованиям, предъявляемым к ростовой структуре монокристалльных лопаток (а соответственно и к швам, наплавляемым на эти сплавы), допустимая разориентация субструктуры для лопаток турбин стационарных ГТУ не должна превышать  $\Delta \leq 5^\circ$  [23].

Минимизация количества зерен случайной ориентации, а следовательно, минимальная вероятность межкристаллитного растрескивания возможна при сохранении плоского фронта и малой глубины сварочной ванны. Соблюдение таких условий ведения процесса приводит к направленной кристаллизации металла сварочной ванны вдоль превалирующего роста монокристалла  $\langle 001 \rangle$ .

Управление формой ванны и поддержание плоского фронта кристаллизации при сварке монокристалла является необходимым условием для формирования монокристалльной структуры металла швов. Так, при ориентации роста монокристалла  $\langle 001 \rangle$  и направлении сварки [100] образование зерен случайной ориентации может составлять 2...4 об. % по плоскости сварного шва [13].



Форма или очертания ванны значительно влияют на направление реального дендритного роста и результирующую скорость кристаллизации в процессе сварки. Когда ванна относительно глубокая ( $h/w \leq 1$ , где  $h$  — высота;  $w$  — ширина), рост активен в четырех направлениях типа  $\langle 100 \rangle$ : дендриты растут от дна ванны в направлении  $[001]$ ; от сторон ванны — в направлениях  $[010]$  и  $[01\bar{0}]$  и с задней части ванны — вдоль направления движения источника нагрева  $[100]$ . Преимущественный рост происходит вдоль направления  $[100]$ , что согласуется с направлением движения источника нагрева, является условием максимальной скорости роста, почти равной скорости движения источника в локальном месте шва. Когда ванна мелкая ( $h/w < 1/3 \dots 2/3$ ), рост может происходить только с нижней части ванны. В этом случае максимальная скорость дендритного роста при кристаллизации составляет только 70 % скорости перемещения источника нагрева и обеспечивает формирование ориентированной ростовой структуры при кристаллизации расплава. Большая вкладываемая мощность стимулирует рост дендритов от боковых сторон ванны, так называемых дезориентированных дендритов, что не обнаружено в случае плоской (мелкой) ванны при малом тепловложении [3].

Таким образом, доля случайных зерен и склонность к растрескиванию определяется и коррелируется способом наплавки и его параметрами. ЗСО отсутствуют при малых скоростях и малой вкладываемой мощности процесса. При большой скорости сварки (около 6 мм/с [19]) образуются высокие температурные градиенты и имеют место повышенные скорости охлаждения, возрастают сварочные напряжения и скорость деформации, соответственно растет вероятность растрескивания.

На кристаллографическом уровне появление трещин вероятно при возникновении зон с локальными напряжениями, связанными с неравномерным распределением дислокаций в наплавленном шве. Гомогенное распределение дислокаций обуславливает формирование субзеренной структуры с малыми углами разориентировки. При накоплении в кристаллизующемся металле большого количества дислокаций и неравномерности их распределения возникают поля внутренних напряжений. Наличие областей локальных напряжений (чаще всего по границам ЗСО) может вызывать преждевременное разрушение (растрескивание) при объемных и термических деформациях [6, 22].

В случае наплавки торца монокристалла плотность дислокаций в металле шва значительно меньше, чем при сварке, что вызвано поддержанием симметричных условий формирования шва, включая создание плоского фронта кристаллизации, наследования исходной ориентации основы (с минимальными углами отклонений), односторонности теплоотвода и др.

Необходимую геометрию торцевой кромки сегментов лопатки формировали путем многопроходной аргодуговой наплавки (несколько последовательных проходов источника сварки). Зерна с большеугловыми границами при базовом подходе формирования монокристалльного шва обычно образуются в его верхней части, т. е. в области большего переохлаждения. Эта нежела-

тельная зона может быть переплавлена следующим проходом при сварке и вновь замещена монокристалльной структурой, сформированной в надлежащих симметричных условиях. В случае рассмотрения одно-, двух- и более проходов установлено, что большая часть шва переплавляется и замещается монокристалльными слоями последующих проходов. Этим приемом в процессе сварки зона с ЗСО может быть смещена в верхнюю часть формирующегося шва, где впоследствии будет удалена при механическом восстановлении геометрии изделия.

Таким образом, при формировании на фрагментах образцов (в дальнейшем — на лопатке) наплавленных швов акцентировали внимание на ориентационной однородности и наследовании металлом шва кристаллографической ориентации наплавленной основы. Для минимизации количества образующихся ЗСО и, как следствие, кристаллизационных трещин необходимо сохранять плоский фронт кристаллизации и отклонение температурного градиента от ориентации преобладающего роста монокристалла не более, чем на  $15^\circ$  [17, 22].

Процесс наплавки ТИГ образцов и сегментов вели в таких условиях, при которых поглощаемая мощность составляла менее 100 Вт, причем по параметрам процесса наплавленные швы находились в области, мало подверженной кристаллизационному растрескиванию (рис. 2).

Качество наплавленных на сплав CMSX-4 швов, сформированных наплавкой ТИГ с применением четырех вариантов сварочной проволоки, оценивали по наличию кристаллизационных трещин, сварочных дефектов, развитости зоны термического влияния, наличию ЗСО, направлению роста монокристалла на линии сплавления и в нижней части шва и т. д. (рис. 3).

При одинаковых условиях процесса сварки структура наплавленных швов имела как подобные, так и разные черты. При наплавке монокристалльного сплава вдоль преобладающего направления роста  $\langle 001 \rangle$  и движении источника в плоскости  $(100)$  формируется довольно плотная структура шва. На линии сплавления CMSX-4/наплаваемый сплав и в нижней части шва располагается область, характеризующаяся сохранением кристаллографической ориентации базового монокристалла, которая составляет как минимум половину общей площади наплавленного шва (рис. 3, а, в, д).

На линии сплавления обнаружена полоска шириной 20...50 мкм эпитаксиального роста, выше — мелкодендритная структура направленной кристаллизации с наследованием кристаллографической ориентации исходной наплаваемой кромки (рис. 3, е).

Металл верхней части наплавленных швов содержит большое количество зерен с большеугловыми границами, возникновение которых обусловлено значительной плотностью дислокаций. В результате этого структура приобретала ячеисто-дендритный характер.

При использовании в качестве присадочных материалов дисперсионно-твердеющих сплавов Rene-41, Waspalloy и IN738, отмечено увеличение глубины сварочной ванны и формирование фронта кристаллизации, отличного от плоского (рис. 3, а, в). Очевидно, что расплавленные высоколегированных сварочных проволок требует большего тепловложения, что в свою очередь усиливает

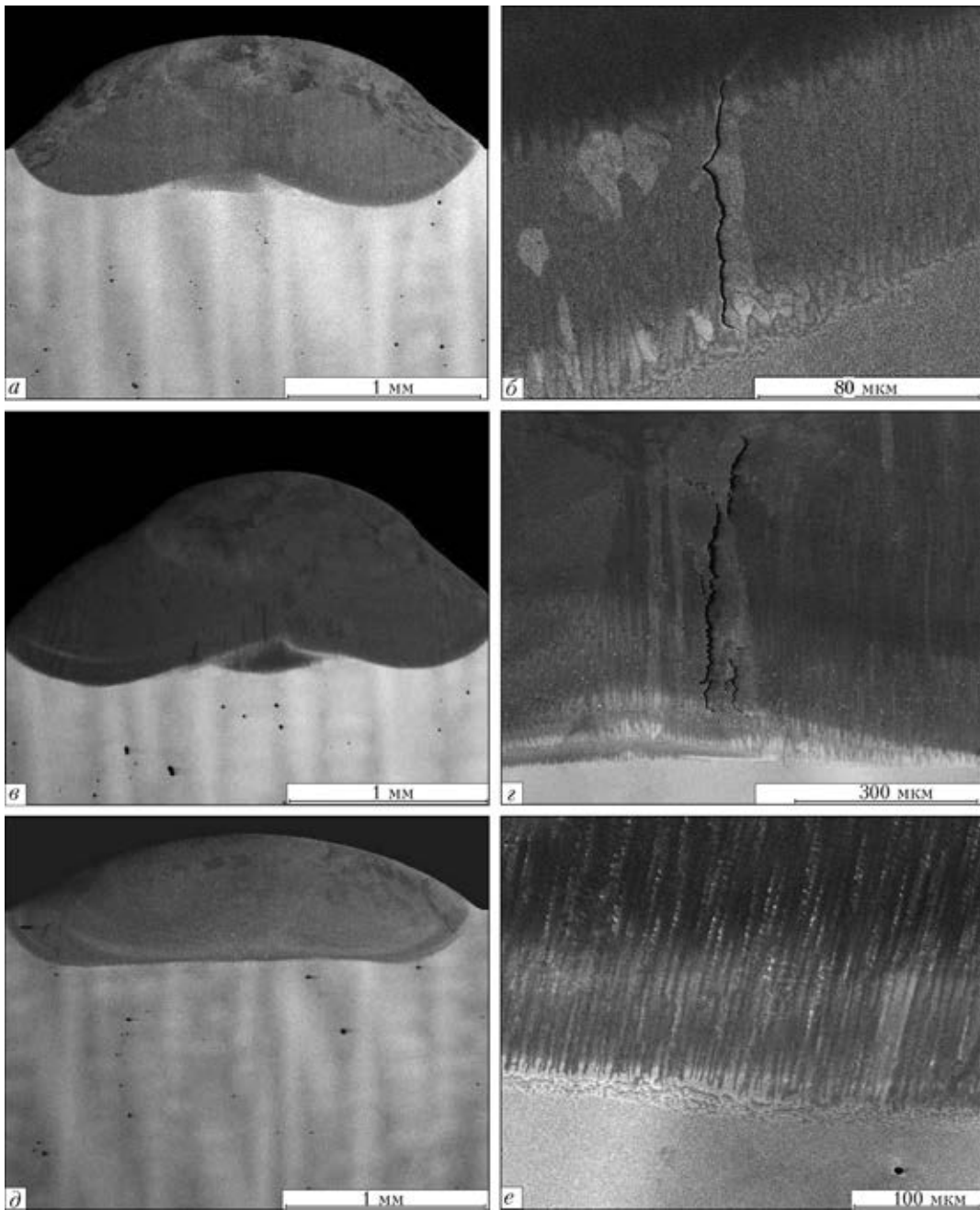


Рис. 3. Структура однопроходных швов и линии сплавления, сформированных способом аргонодуговой сварки с применением различных присадочных материалов на монокристалле CMSX-4: а, б — Rene-41; в, з — IN738; д, е — IN625

кривизну плоскости кристаллизации. Последняя вызывает разориентировку растущих зерен относительно базового направления монокристалла более, чем на  $15^\circ$ , образование на границе сплавления и в нижней части шва ЗСО, перпендикулярных линии сплавления (рис. 4).

В случае применения в качестве присадочного материала жаропрочного сплава Rene 41 с содержанием 4,75 мас. % (Al+Ti) сформированные швы имели дискретные кристаллизационные трещины как на линии сплавления, так и в верхней части шва, а также достаточное количество ЗСО, обусловленных кривизной сварочной ванны и несовершенством монокристаллической основы.

Боковые области швов, сформированных с использованием проволок сплавов Rene-41 и Waspaloy харак-

теризовались как наличием отдельных ЗСО, в основном перпендикулярных фронту кристаллизации, так и разориентированных зерен с большеугловыми границами (рис. 3, 4). Последние ориентированы в направлении к вершине сварного шва в связи с кривизной сварочной ванны и отклонением температурного градиента от направления преимущественного роста. При нарушении условий направленной кристаллизации и роста формировались зерна другой кристаллографической ориентации. Рост дендритов вдоль направления [110], согласующийся с направлением движения источника нагрева, был причиной максимальной скорости роста фронта кристаллизации на боковых поверхностях шва.

Сплав IN738 благодаря легирующему комплексу 6,8 мас. % (Al+Ti) и физико-механическим характери-

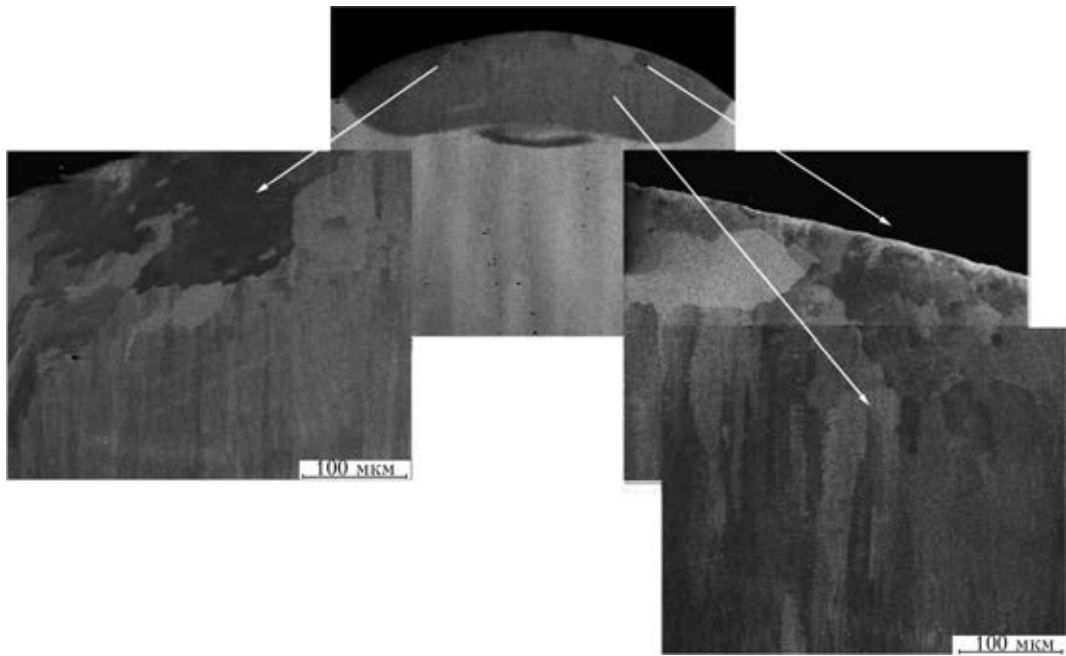


Рис. 4. Особенности микроструктуры наплавленного шва, сформированного с применением присадочного материала Waspaloy на сплаве CMSX-4; здесь и на рис. 5, 6 стрелками указаны фрагменты шва

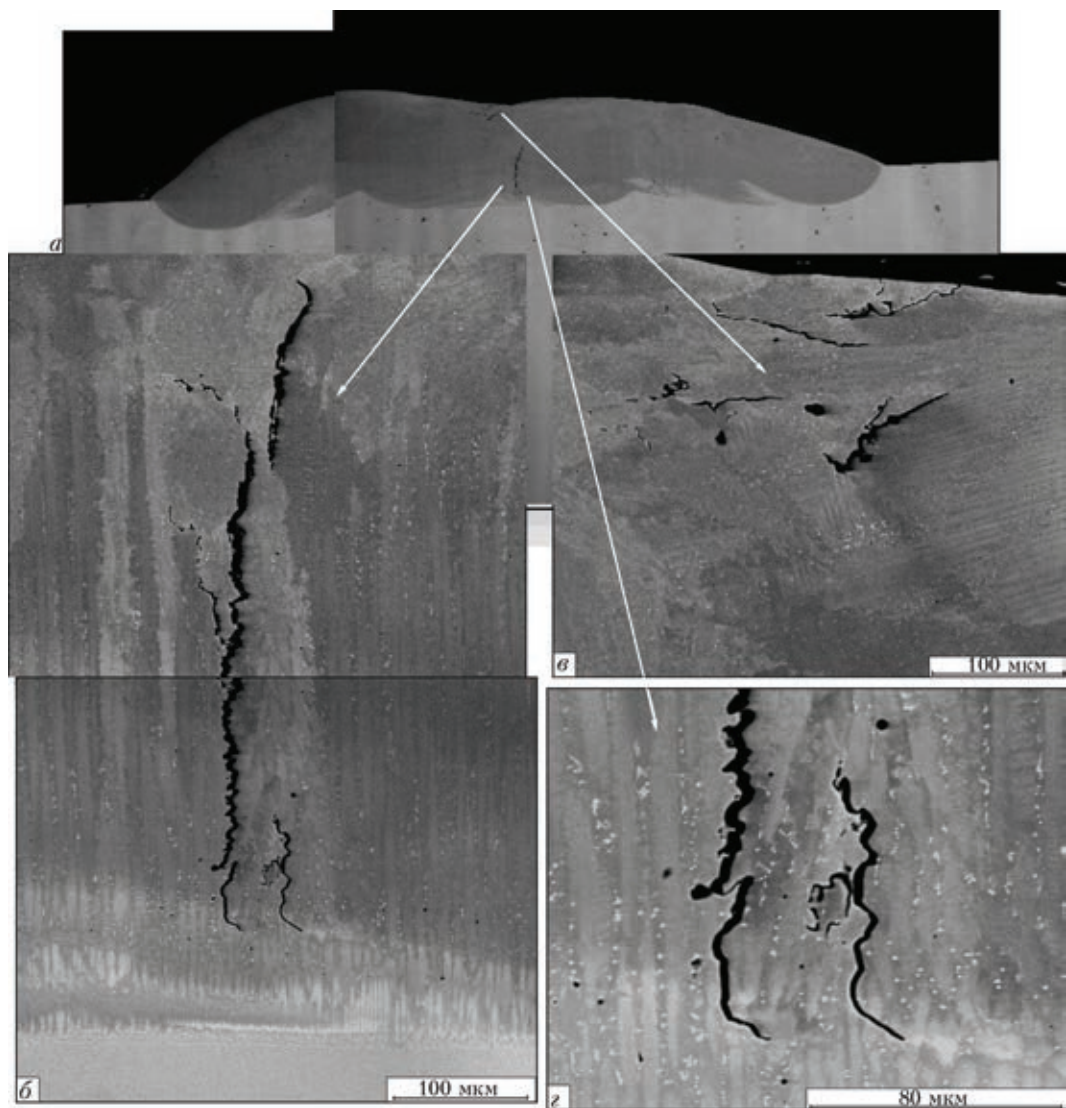


Рис. 5. Кристаллизационные межзеренные трещины в металле двухпроходного шва, сформированного с применением присадочного материала IN738 на сплаве CMSX-4: *a* — общий вид шва; *б, в* — трещины в центре и на поверхности шва; *г* — вершина шва

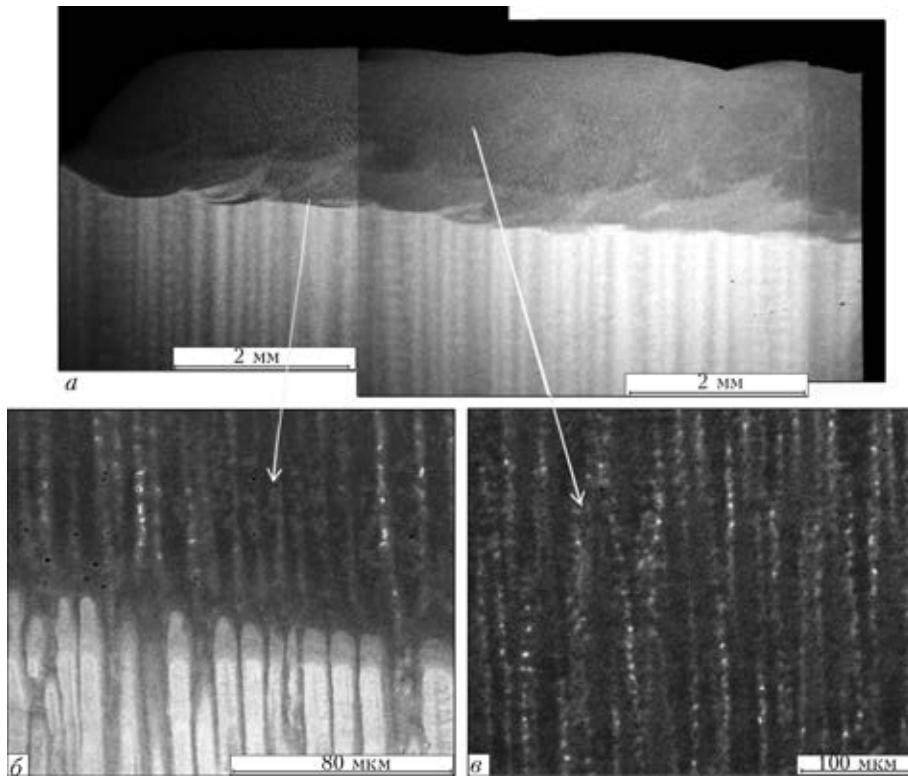


Рис. 6. Микроструктура продольного сечения шва, наплавленного по торцу монокристалльной лопатки с использованием присадочного сплава IN625: *a* — общий вид шва; *б* — линия сплавления; *в* — наплавленный металл

кам относится к категории трудносвариваемых сплавов. Он более восприимчив к возникновению трещин дисперсионного твердения, чем рассмотренные присадки. Это нашло подтверждение при исследовании структуры швов, наплавленных на монокристалл CMSX-4 (рис. 5).

В структуре поперечного сечения двухпроходного наплавленного сплава IN738 обнаружены развитые кристаллизационные трещины как в центральной части шва, так и в верхней его части. Скорее всего, при осуществлении первого и второго проходов по торцу образца в центре шва, находящегося в расплавленном состоянии, и последующей кристаллизации металла в зоне сплавления формируются ЗСО, по которым затем развиваются горячие продольные трещины длиной от 200 до 650 мкм (рис. 5). При этом растрескивание происходит по границам зерен или зонам срастания кристаллитов. Трещины распространяются из верхней части шва вниз в направлении к линии сплавления и затухают в зоне эпитаксиального роста (второго прохода) монокристалла (рис. 5, *з*).

Поскольку во всех рассмотренных швах, сформированных с использованием присадочных проволок Rene-41, Waspaloy и IN738, присутствовали нежелательные ЗСО и кристаллизационные трещины, возникшие в процессе затвердевания и естественного старения, предпочтение отдано сплаву IN625, имеющему структуру аустенитного твердого раствора на основе никеля и хрома, легированного молибденом и ниобием. Выбор сплава IN625 в качестве присадочного материала для наплавки монокристалла определялся его высоким сопротивлением усталости, прочностью на разрыв, удовлетворительным сопротивлением ползучести, стойкостью против окисления, свариваемостью и удовлетворительной обраба-

тываемостью (рис. 1) [23]. Массовая доля углерода в сплаве составляла 0,05 %.

Вторичные фазы в структуре данного сплава представлены в незначительном количестве в виде карбидов MeC, Me<sub>6</sub>C. После длительной термообработки в матрице сплава выделяются карбиды типа Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и упрочняющая дельта фаза γ''-Ni<sub>3</sub>Nb, стабильная до температуры 800 °С [3].

Микроструктура поперечного сечения однопроходного наплавленного шва, сформированного с использованием сплава IN625, отличается достаточно плотным ориентированным строением (2/3 площади шва) — рис. 3, *д*. При относительно мелкой ванне, когда ее глубина составляет меньше половины ширины шва ( $h/w \ll 0,5$ ), зафиксирована направленная кристаллизация с преимущественным ростом, соответствующим ориентации монокристаллической основы.

В наплавленных швах, сформированных с применением IN625, кристаллизационные трещины не обнаружены. Лишь у боковых поверхностей шва отмечен рост дендритов от боковых сторон ванны, так называемых дезориентированных дендритов, при определенной кривизне фронта кристаллизации (рис. 3).

В продольном сечении наплавленного шва по торцу спинки лопатки четко прослеживается поэтапное движение сварочного источника вдоль плоского фронта кристаллизации (рис. 6). Ориентированный дендритный рост металла шва вдоль направления монокристалла [001] зафиксирован по всему фронту кристаллизации. В соответствии с анализом химического состава сечения наплавленного валика высотой 2,0...2,5 мм обнаружен плавный переход от металла шва к материалу присадки — сплаву IN625 (на поверхности шва).

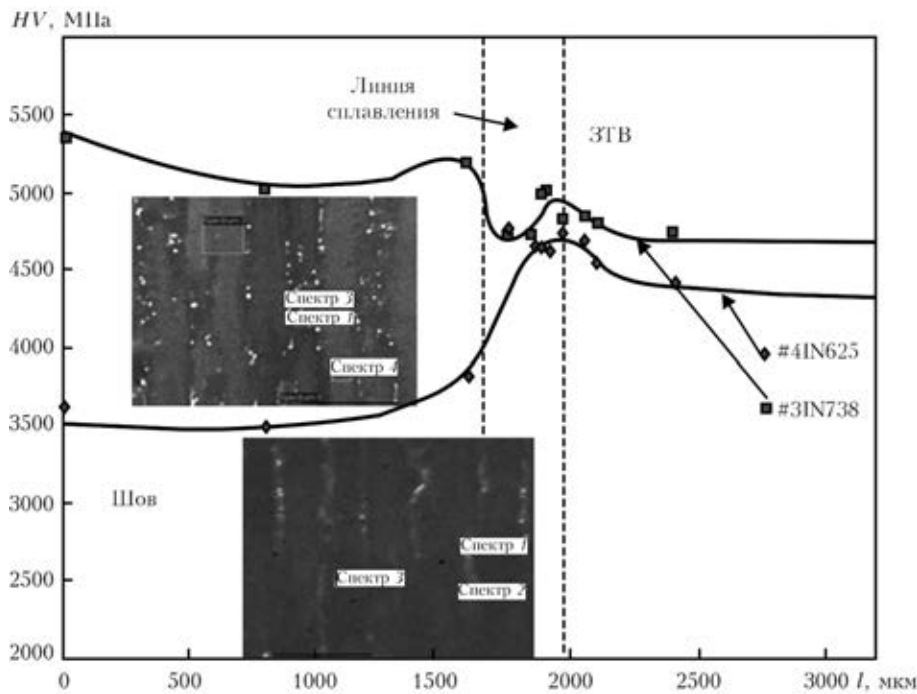


Рис. 7. Распределение микротвердости в наплавленном шве по глубине шва и ЗТВ на сплаве CMSX-4, полученных с применением присадочных проволок IN625 и IN738;  $l$  — расстояние от поверхности наплавленного шва

При сохранении плоского фронта кристаллизации на линии сплавления зафиксирован эпитаксиальный рост наплавленного металла и дендритное столбчатое строение формирующегося шва (рис. 6). Эпитаксиальный рост присутствовал в случае многофазной кристаллизации сплава в наплавленном шве. Дендриты избыточного твердого раствора на основе наплавляемого материала кристаллизуются, наследуя решетку зерен основного металла. Эпитаксиальный рост наплавляемого металла на линии сплавления более выражен в случае нескольких проходов источника сварки. Таким образом, зона эпитаксиального роста изменялась в пределах от 10 до 50 мкм (рис. 6, б, г).

Структурные изменения в материале шва и прилегающих зонах обычно фиксируются изменением микротвердости металла. Растворение упрочняющей фазы в процессе сварки и повторное (вторичное) ее выделение при охлаждении приводит к образованию дислокаций и увеличению их количества в металле шва, особенно в зоне сплавления. В непосредственной близости к линии сплавления градиент температуры  $G$  и соотношение  $G/v$  ( $v$  — скорость роста на фронте кристаллизации) достигают максимальных значений и являются причиной возникновения большого количества дислокаций [3, 20]. Изменение микротвердости показало, что наибольшие локальные напряжения, характеризующиеся повышением значений  $HV$ , соответствуют границе области сплавления и зоны перегрева. Растворение упрочняющей  $\gamma'$ -фазы при сварке и повторное ее выделение из твердого раствора приводит к объемным напряжениям в металле ЗТВ. Накопление объемных и сварочных напряжений может вызывать образование трещин в результате снижения релаксационной способности металла шва и ЗТВ в ходе пластической деформации.

Ширина зоны с повышенной микротвердостью была незначительной для нашего типа наплавки ТИГ и не превышала 100 мкм. Ниже данной области микротвердость постепенно снижалась и достигала уровня базового сплава (рис. 7). При сравнении двух типов швов, наплавленных с применением проволок IN738 и IN625, обнаружено, что более высокое значение микротвердости имел шов (с большей гетерофазностью структуры), наплавленный более легированным жаропрочным материалом, т. е. IN738, по сравнению со швом, полученным с использованием присадки IN625 (рис. 7). Это свидетельствует о том, что использование жаропрочных присадок обеспечивает повышенные значения прочности и твердости металлу наплавленных швов, уступая при этом пластичности наплавляемого материала.

При использовании сварочных проволок Rene-41 и IN625 тепловложение в процессе наплавки было меньше, чем в случае использования двух других типов высоколегированных проволок, причем имеющих больший диаметр — 1,0...1,1 мм. При меньшей мощности и соблюдении оптимальных параметров ведения процесса ТИГ формируется довольно мелкая ванна с плоским фронтом кристаллизации, обеспечивающим условия для ориентированного роста наплавляемого металла на следующее направление монокристаллической основы.

1. Пат. 2346075 С2 РФ, МПК С 22 F1/10, В 23 Р 6/04, В 22 D 19/10. Способ ремонта лопаток газовых турбин из никелевых и кобальтовых сплавов / А. М. Смыслов, М. К. Смыслова, К. С., Селиванов, А. Д. Мингажев. — Оpubл. 10.02.2009.
2. Pat. 2395199A2 EP. ICI. F 01D 5/00. Method for repairing gas turbine blades and a gas turbine blade / Ito Shoko, Hino Takehisa, Sakai Yoshiaki. — Publ. 14.12.2011.
3. Du Pont J. N., Lippold J. C., Kiser S. D. Welding metallurg and weldability of nickel-base alloys. — New Jersey, 2009. — P. 298–326.
4. Vitek J. M., David S. A., Babu S. S. Welding and weld repair of single crystal gas turbine alloys // Turbine Power Systems Conf. Galveston. — Texas, 2002. — Febr. 25–26.





5. *Ding R. G., Ojo O. A., Chaturvedi M. C.* Laser beam weld-metal microstructure in yttrium modified directionally solidified Ni<sub>3</sub>Al-base alloy // *Intermetallics*. — 2007. — № 15. — P. 1504–1510.
6. *Liu W., DuPont J. N.* Effects of crystallographic orientations on crystal growth and microstructure development in laser surface — melted superalloy single crystals. Mathematical modeling of single crystal growth in a melt pool (Part II) // *Acta Materialia*. — 2005. — № 53. — P. 1545–1558.
7. *Experimental and Theoretical Analysis of Scanning Laser Epitaxy Applied to Nickel-Based Superalloys* / R. Bansal, R. Acharya, J. J. Gambone, S. Das // *Proc. of the Institution of Mechanical Engineers. Part B // J. of Engineering Manufacture*. — 2005. — **219**, № 4. — P. 496–503.
8. Ремонт изношенных в процессе эксплуатации элементов, конструкций бандажных полок литых рабочих лопаток турбины из сплавов типа ЖС / Г. И. Пейчев, В. Е. Замковой, Г. П. Калашников и др. // *Авиационно-космическая техника и технология*. — 2005. — № 9. — С. 221–223.
9. Особенности малоамперной аргонодуговой и микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку / А. В. Яровицин, К. А. Ющенко, А. А. Наконечный, И. А. Петрик // *Автомат. сварка*. — 2009. — № 6. — С. 46–53.
10. Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева и др. // *Там же*. — 2008. — № 2. — С. 10–19.
11. Сварка и наплавка жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, И. С. Гах и др. // *Там же*. — 2008. — № 11. — С. 217–223.
12. Особенности структуры металла торцевых наплавки монокристаллов никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, И. С. Гах и др. // *Там же*. — 2009. — № 8. — С. 46–53.
13. *Гах И. С.* Физико-технологические особенности электронно-лучевой сварки высоконикелевых жаропрочных сплавов с монокристалльной структурой: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2011. — 20 с.
14. *Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds* / J. W. Park, S. S. Babu, J. M. Vitek et al. // *J. of applied physics*. — 2003. — **9**, № 6. — P. 4203–4210.
15. *Simulation of Stray Grain Formation in Investment Cast Turbine Blades* / X. L. Yang, H. B. Dong, W. Wang, P. D. Lee // *Solidification and Crystallization*: Ed. Dieter M. Herlach. — Germany: Publisher Wiley-VCH Verlag GmbH, 2004. — 322 p.
16. *Anderson T. D., DuPont J. N.* Stray grain formation and solidification cracking susceptibility of single crystal Ni-base superalloy CMSX-4 // *Welding J*. — 2011. — **90**, № 2. — P. 27–31.
17. *Vitek J. M.* The effect of welding conditions on stray grain formation in single crystal welds — theoretical analysis // *Acta Materialia*. — 2005. — № 53. — P. 53–67.
18. *Stray grain formation in nickel-base super alloy single-crystal welds* / J. M. Vitek, S. S. Babu, Park J.-W., S. A. David // *Metals & Materials Society*. — Tennessee, 2012. — P. 57–64.
19. *Anderson T. D., DuPont J. N.* Stray Grain Formation in Welds of Single-Crystal Ni-Base Superalloy CMSX-4 // *Metallurgical and materials transaction*. — 2010. — **41A**, № 1. — P. 181–193.
20. *Wilson B. C., Hickman J. A., Fuchs G. E.* The effect of solution heat treatment on a single-crystal Ni-based superalloy // *JOM*. — 2003. — № 3. — P. 35–40.
21. *Kool G. A.* Current and future materials in advanced gas turbine engines // *J. Thermal Spray Technology*. — 1996. — **5**, № 1. — P. 31–34.
22. *Solidification cracking of superalloy single crystal and bi-crystals* / N. Wang, S. Mokadem M. Rappaz, W. Kurz // *Acta Materialia*. — 2004. — № 52. — P. 3173–3182.
23. *Толорая В. Н., Орехов Н. Г., Чуварова Е. Н.* Безуглеродистые Re-содержащие никелевые сплавы для турбинных лопаток // *Литейн. пр-во*. — 2012. — № 6. — 16 с.

Research works were conducted to select the filler metal for repair of the tip end of the airfoil section of blades of single-crystal alloy CMSX-4 using method of argon arc surfacing. Material being deposited (alloy IN625) provides a required resistance of the tip end of the airfoil section of blades against oxidation and corrosion, as well creep resistance at operating temperatures, allows formation of deposited welds without hot cracks with a minimum amount of stray grains. Approach to integrated repair of blades of CMSX-4 alloy was developed, which consists in restoration of airfoil end by using surfacing and deposition of heat-resistant underlayer and thermal barrier coating on the product by the method of electron beam deposition and fulfillment all necessary thermomechanical treatments to extend the service life of critical GTE components. Ref. 23, Figs.7.

**Key words:** single-crystal alloys; orientation; stray grains; precipitation-strengthened alloys; heat affected zone; dendrite growth; deposited metal; heat-resistant coating; diffusion zone; thermal barrier coating

Поступила 25.01.2013

## НОВАЯ КНИГА

### ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА РЕНТГЕНОГРАФІЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛАХ. О.В. Білоцький. —

Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 224 с.

В монографии на основе системных исследований изложены впервые разработанные методические основы и результаты исследования особенностей кинетики фазовых превращений в лучах высокотемпературной рентгенографии металлических материалов. Кинематографические съемки осуществлены на оригинальных конструкциях рентгеновского оборудования. Показана доминирующая роль и значение изменений химического состава и физического состояния фазовых составляющих сплавов во время термической и химико-термической обработки как средства управления их структурой и свойствами.

Для научно-технических работников, разрабатывающих новые материалы и изучающих их строение и свойства, а также преподавателей, аспирантов и студентов вузов соответствующих специальностей.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию «Современная электрометаллургия»

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

E-mail: journal@paton.kiev.ua





*В общемировом производстве стали лишь около 10 % ее разливают в слитки. Однако качество стального слитка, особенно крупного кузнечного массой в сотни тонн, зачастую определяет стратегию конструирования, например, АЭС и ТЭС. В 2012 г. в Германии после многолетнего перерыва проведен Всемирный конгресс по проблеме производства стального слитка, а публикацией данного обзора приглашаем читателей нашего журнала к широкому обсуждению этой проблемы.*

УДК 669.117.56

## КАЧЕСТВО КРУПНОТОННАЖНЫХ СЛИТКОВ, ОТЛИВАЕМЫХ В ИЗЛОЖНИЦЕ (Аналитический обзор)

**В. А. Шаповалов, К. А. Цыкуленко**

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены современные способы производства в изложнице крупных и сверхкрупных кузнечных заготовок, высококачественных крупнотоннажных слитков. Отмечены основные производители крупнотоннажных поковок. Описаны сложности, возникающие при получении крупнотоннажных слитков. Указаны основные дефекты в слитке, возникающие при использовании того или иного способа. Поскольку качество металла слитка связано прежде всего с глубиной металлической ванны, рассмотрены способы воздействия на глубину металлической ванны и сам процесс кристаллизации слитка. Описаны различные способы улучшения однородности крупных слитков, получаемых в изложнице (последовательная и порционная заливка, различные способы подпитки слитка, ввод макро- и микрохолодильников, инокуляторов). Показано, что процесс порционной электрошлаковой отливки наиболее предпочтителен для снижения химической и структурной неоднородности слитка. Главное преимущество ПЭШО перед другими способами отливки слитков в изложнице заключается в существенном уменьшении объема одновременно кристаллизующегося металла. Дальнейшее совершенствование ПЭШО или подобных ему процессов должно основываться на таких способах производства крупнотоннажных слитков, которые удачно сочетают применение жидкой стали и направленное формирование слитков при контролируемых условиях затвердевания металла. Библиогр. 37, табл. 1, ил. 5.

**Ключевые слова:** кузнечные заготовки; крупнотоннажные слитки; способы получения; дефекты; глубина и форма металлической ванны; химическая неоднородность; структурная неоднородность; направленная кристаллизация; порционная электрошлаковая отливка

В связи с увеличением габаритов изделий для традиционной и атомной энергетики, металлургического и нефтехимического машиностроения, а также военно-промышленного комплекса, растут потребности в крупных и сверхкрупных кузнечных заготовках, высококачественных крупнотоннажных слитках.

Крупнотоннажным слитком принято считать слиток массой 16 т и более [1], используемый для получения крупных кузнечных поковок. В настоящее время масса кузнечных поковок, а также слитков, из которых они изготавливаются, может составлять многие сотни тонн. Так, например, основные производители слитков в Японии и Корее осваивают производство сверхкрупных поковок из слитков массой до 650 т [2]. На мировом рынке зафиксирован спрос на крупнотоннажные поковки, получаемые из слитков массой 100...200 т, а также на уникальные поковки из слитков 300 и 400 т [3].

Основными производителями крупнотоннажных поковок являются машиностроительные предприятия (таблица), имеющие собственные сталеплавильные мощности, как правило, дуговые печи садкой 100...140 т. С учетом возрастающих требований к качеству крупнотоннажных слитков ответственного назначения при их производстве все большее внимание стали уделять переплавному процессам, в частности ЭШП. Оборудование для электрошлаковой выплавки крупнотоннажных слитков имеется во многих странах, например, установки ЭШП садкой 60 т в России на ООО «ОМЗ-Спецсталь». Американские компании могут переплавлять металл в установках ЭШП садкой до 80 т. (в свое время сообщалось о разработанном компанией «Conсарс» проекте 300-тонной печи ЭШП). Японская компания «Japan Steel Works» успешно использует 100-тонную печь ЭШП [4], а компания «Saarschmiede» (Германия) производит слитки ЭШП массой до 165 т. Китай строит печь ЭШП вместимостью до 250 т [5].


**Характеристика производственных мощностей основных машиностроительных предприятий, производящих крупногабаритные поковки в 2009 и 2013 гг.**

Фирма	Страна	Максимальная масса слитка, т		Усилие пресса, тыс. т		Объем производства, тыс. т	Оборот, млн евро
		2009	2013	2009	2013		
JSW	Япония	600	650	14×2	14×2	н.д./80	170
«Kobe Steel»	»	520	—	13	13	150/86	270
JCFC	»	510	600	10,5	13	105/54	146
«Sheffield FM»	Англия	340	500	10	15	120/70	118
«Saarschmiede»	Германия	200	—	8,67	8,87	68/40	85
«Areva»	Франция	250	—	11,3	11,3	180/30	355
«Doosan»	Южная Корея	540	630	13	17	200/100	—
«Hyundai»	»	—	—	10	10	—	—
«Taewoong»	»	—	—	15	15	—	—
«Pyosan»	»	—	—	9	9	—	—
«Pilsen Steel»	Чехия	220	—	10	10	80/30	65
CFHI	Китай	330	580	12,5; 15	12,5; 15	180/75	260
CSHI	»	400	—	14	18	190/72	260
SHMP	»	143	—	15,6	15,6	80/20	190
«Harbin Boiler»	»	—	—	8	—	—	—
«Shangai (SEC)»	»	—	600	15	15	—	—
«China Erzhong Dogfang»	»	—	600	12,7	12,7	—	—
L&T	Индия	—	600	—	15	—	—
BHEL	»	—	—	—	—	—	—
«Bharat Forge»	»	—	—	—	14	—	—
ОМЗ-СС	Россия	350	—	13	13	—	—
ВМЗ КО	»	140	—	13	13	—	—
ЭМСС	Украина	130	500*	15	15	102/58	147

\* Данные работы [6].

Отметим, что в настоящее время существуют многочисленные способы отливки слитков в изложнице (однократная и порционная отливка, различные виды подпитки), переплавные процессы (электронно-лучевой, вакуумно-дуговой и электрошлаковый переплавы), а также различные виды укрупнения слитка (электрошлаковая сварка, электрошлаковая наплавка, укрупнение и др.) [7]. Каждому из этих способов присущи свои недостатки и ограничения. Выбор того или иного способа определяется прежде всего требованиями к качеству слитка.

Качество слитка характеризуется наличием определенного количества специфических, присущих конкретному способу производства, дефектов. При этом оно находится в прямой зависимости от массы — с увеличением поперечного сечения и массы слитка резко ухудшается качество готовой стали. Неметаллические включения могут снижать предел текучести, в то время как сегрегация элементов может влиять на все физические свойства. Для обеспечения соответствующих свойств и особенно равномерной структуры по всему поперечному сечению в последующих переделах приходится использовать только часть слитка, что снижает выход годного. Однако и эта пригодная часть с удовлетворительными свойствами уменьшается по мере увеличения размера слитка (рис. 1). Поэтому все существующие и вновь разрабатываемые способы получения крупнотоннажных слитков направлены на повышение химической и структурной однородности слитка, увеличение выхода годного.

Одним из первых и до сих пор наиболее распространенным способом получения слитков является их отлив-

ка в изложнице. Поэтому изучение процесса формирования дефектов, присущих этому способу, имеет значение не только само по себе, но и для понимания многих проблем, характерных другим способам.

Существуют две группы дефектов в слитках, отличающихся в изложнице: поверхностные (плены, завороты, трещины) и внутренние (различного рода макро- и микронееднородности). Если причиной появления дефектов первой группы являются преимущественно условия разливки стали, то определяющими для дефектов второй группы — условия кристаллизации металла в изложнице.

В работах [1, 9, 10] показана роль различных технологических параметров и гидродинамических факторов, определяющих образование поверхностных дефектов в обычном слитке при заполнении изложницы жидкой сталью. Одними из наиболее важных параметров, влияющих на качество поверхности слитков, являются тем-

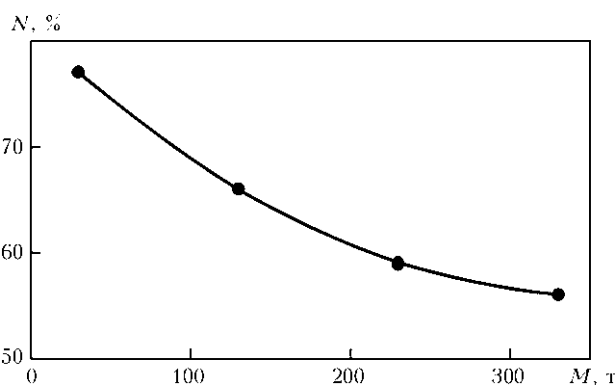


Рис. 1. Зависимость выхода годного  $N$  от массы  $M$  обычного слитка [8]



пература и скорость разливки стали. Производство этих главных параметров определяет количество тепла, поступающего в изложницу за счет перегрева стали. Наименьшее количество поверхностных дефектов получается при оптимальном (для данной марки стали, а также массы и формы слитка) количестве этого тепла. С увеличением температуры и скорости разливки, а значит, и количества вносимого в изложницу тепла, возрастает вероятность образования трещин. При уменьшении количества вносимого в изложницу тепла ниже оптимального на поверхности слитка образуются различные пленки и завороты.

Наиболее управляемый параметр — скорость разливки, уменьшение которой должно компенсироваться соответствующим повышением температуры разливки. С учетом ограничения возможного перегрева стали основным параметром увеличения количества вносимого струей тепла с увеличением размера слитка является скорость разливки. Скорость при разливке слитков сверху регулируют изменением диаметра отверстия стаканчика разливочного устройства и поддерживают на уровне, позволяющем обеспечить равномерный подъем металла в изложнице без брызг, заплесков и бурления у стенок.

Отметим, что существенное влияние на процесс образования плен оказывает характер истечения струи из промежуточного устройства. С увеличением турбулентности струи количество плен на слитке увеличивается. Турбулентность струи зависит от формы и размеров разливочного стакана, а также организации движения металла в промежуточном устройстве. Отсутствие достаточного уровня металла в промежуточном устройстве, его малая вместимость и интенсивная циркуляция металла приводят к резкому нарушению организации струи. В результате отмечаются разбрызгивание металла и образование на стенках изложницы заплесков, приводящих к заворотам и пленам.

Большое значение в процессе разливки стали имеют процессы вторичного окисления струи кислородом воздуха. Если не применяются специальные средства для предотвращения контакта струи с воздухом, то для уменьшения окисления стали в процессе разливки необходимо установить минимальное расстояние между ковшом и промежуточным устройством, а также уменьшить разбрызгивание и искажение струи, вытекающей из промежуточного устройства в изложницу.

Основные сложности при получении крупнотоннажных слитков вызваны процессами, протекающими при кристаллизации стали. Независимо от технологии выплавки стали и ее обработки вне печи, а также при разливке процесс кристаллизации слитка (конечный этап подготовки стали для последующей горячей деформации) происходит в изложнице. Характером затвердевания жидкого металла в изложнице в основном и определяются главные недостатки, присущие обычному металлургическому слитку: осевая пористость вследствие развития усадочных явлений и значительная химическая неоднородность по высоте и сечению слитка обусловлены ликвацией элементов.

С увеличением объема металла, одновременно кристаллизующегося в изложнице, усиливаются усадочные и ликвационные процессы. Увеличение размеров слитка способствует возрастанию времени его затвердевания,

а, следовательно, и длительности выдержки слитков в изложнице, поскольку транспортировка не полностью затвердевших слитков может привести к ухудшению их макроструктуры. В то же время чрезмерно большая длительность выдержки слитков в изложнице также нежелательна из-за опасности образования трещин.

Кристаллизация жидкого металла слитков происходит одновременно во всем объеме. При этом тепло отводится как через боковые стенки изложницы, так и через поддон, а также излучением, что обуславливает горизонтальную и вертикальную составляющие направленности кристаллизации. Соотношение скоростей горизонтальной и вертикальной кристаллизации и одновременное развитие ликвационных и усадочных явлений способствуют возникновению характерных видов неоднородности — внецентренной или  $\Lambda$ -образной, осевой или V-образной ликвации, а также специфическому зональному строению слитка.

Направленность, в которой завершается затвердевание слитка, определяется отношением высоты слитка к его диаметру  $H/D$ . Этот параметр определяет соотношение скоростей горизонтального и вертикального затвердевания. При критическом соотношении горизонтальное и вертикальное затвердевание достигают середины верха слитка одновременно. При  $(H/D) < (H/D)_{кр}$  процесс завершается затвердеванием в вертикальном направлении; при  $(H/D) > (H/D)_{кр}$  — в горизонтальном. Степень направленности затвердевания слитка связана с преобладанием одной формы кристаллизации над другой [1]. В наиболее распространенных промышленных слитках укороченного типа преимущественное значение приобретает объемная кристаллизация, обуславливающая ускоренное вертикальное затвердевание осевой зоны слитка. В удлиненных слитках преимущественное развитие получает последовательная кристаллизация, вследствие чего затвердевание верхней части их осевой зоны завершается в горизонтальном направлении на вертикальной оси.

Наибольшее распространение получили крупнотоннажные слитки со значением  $H/D$  в пределах 1,5...2,5 и конусностью от 2 до 5 %. Слитки этой (обычной) конфигурации отливают массой до 100...150 т. Особенностью слитков с увеличенной до 10...13 % конусностью является резкое уменьшение осевой V-образной неоднородности и повышение плотности, по сравнению со слитками обычной конфигурации равной массы. Эта особенность сохраняется и в слитках массой более 100 т. Увеличение диаметра слитка, вызываемое как увеличением конусности, так и уменьшением значения  $H/D$  в пределах 1,5...2,5 не оказывает заметного влияния на интенсивность внеосевой  $\Lambda$ -образной неоднородности. Крупнотоннажные слитки могут иметь пониженное значение отношения  $H/D$  или такое же, как и слитки обычной конфигурации.

Особым видом дефектов, всегда присутствующих в стальном слитке, можно считать и неметаллические включения, состоящие в основном из оксидов, сульфидов и нитридов. Зарождение и рост неметаллических включений начинаются еще в жидком расплаве и продолжают при кристаллизации и охлаждении стали. Размеры и распределение образующихся в литой стали



неметаллических включений в основном определяются теплофизическими условиями ее кристаллизации. Многочисленные исследования обычных стальных слитков показали, что включения в них распределяются крайне неравномерно [9]. Места их повышенной концентрации — это ликвационные зоны слитков. Кроме того, средняя загрязненность стали возрастает от периферии к центру слитка и от подприбыльной части к донной. Например, если в поверхностных зонах обычного слитка с дисперсной равноосной структурой размер включений (без учета экзогенных) не превышает 1...3 мкм, то в центральных объемах с грубой равноосной структурой он увеличивается до 25...50 мкм и более.

Загрязненность стали неметаллическими включениями повышается с увеличением массы слитка. Так, в УкрНИИспецстали установлено, что даже небольшое увеличение массы слитка шарикоподшипниковой стали от 2,7 до 4,5 т приводит к повышению среднего балла по глобулярным включениям от 1,53 до 1,87. При этом возрастает количество плавок с предельной оценкой по оксиду от 5,9 до 100, а по глобулям — от 7,6 до 93,8 % [6].

Для улучшения качества крупнотоннажного слитка предпринимают различные технологические приемы. Так, для рафинирования металла от неметаллических включений применяют вакуумную обработку и продувку расплава инертными газами, электромагнитное перемешивание [7, 10], для повышения однородности структуры и удаления крупных неметаллических включений в осевой части слитка — различные способы теплового экранирования изложниц [11] и подпитки [12–16]. С целью воздействия на процесс кристаллизации и подавления ликвационных процессов используют внутренние кристаллизаторы (вкладыши) [17–19] или вводят инокуляторы [20–22].

Исследования различных способов повышения однородности крупных слитков в Витковице [23] способствовали созданию способа отливки слитка в изложнице, объединяющему несколько различных процессов таким образом, чтобы учесть все факторы, оказывающие влияние на чистоту стали. После раскисления в сочетании с двухстадийной вакуумной обработкой следует дуговой обогрев поверхности металла через покрывающий его слой шлака. По истечении определенного времени после заливки жидкий металл в осевой зоне слитка рафинируется путем вливания вакуумированной стали, состав которой подобран таким образом, чтобы был выравнен химический состав металла по всему телу слитка. Эта технология, получившая название VRP (Vitkovice Refining Process), опробована при отливке 50-тонного слитка. Как отмечают авторы процесса, получены хорошее качество и химическая однородность стали, ограничены или подавлены процессы зональной ликвации, а также ликвации в головной и донной частях слитка.

Еще в конце 1950-х гг. в ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР проведены исследования нового способа отливки слитков, позволившего бы повысить качество металла слитков, а также резко сократить объем прибыльной части или совсем отказаться от прибыли. Исследования завершились созданием нового способа, названного электрошлаковой подпиткой [24], который заключается в

том, что в ходе кристаллизации головная часть отливается в изложницу слитка подпитывается жидким металлом, образующимся при расплавлении в шлаковой ванне электрода большого сечения. Вместо прибыльной надставки в верхней части изложницы устанавливается шлакоудерживающее кольцо, где после заливки металла в изложницу наводится шлаковая ванна, в которой плавится электрод. С помощью электрошлаковой подпитки можно рафинировать металл в верхней и осевой частях слитка и разбавлять его металлом расходуемого электрода.

Аналогичные способы улучшения качества слитков впоследствии разработали за рубежом применительно к изготовлению крупнотоннажных слитков. Они широко применяются в промышленных масштабах для получения кузнечных слитков примерно с 1970 г. [25–30]. Имеется несколько разновидностей процесса электрошлаковой подпитки крупных слитков.

Процесс БЭСТ (Белер электрослег топтинг) разработан австрийской фирмой «Ферайнигте Эдельштальверке» для производства кузнечных слитков массой до 55 т. Слиток с такой массой соответствует полученному традиционным способом слитку массой 70 т, имеющему прибыльную надставку.

При этом процессе к разлитому по традиционной технологии слитку с помощью расходуемого электрода через находящийся над головной частью слитка жидкий шлак во время кристаллизации подводится энергия. Подводимая мощность, выбираемая в соответствии с требуемой скоростью затвердевания, позволяет существенно влиять на процесс кристаллизации слитка, при котором рабочий шлак находится в водоохлаждаемой металлической надставке. Охлаждаемая надставка может быть многократно использована для производства большого количества слитков. Она позволяет вводить практически неограниченную мощность в течение первого периода затвердевания слитка, благодаря чему действие подпитки распространяется на большую глубину.

Разработчики способа считают, что в этих условиях использование огнеупорного кирпича в качестве футеровки надставки нецелесообразно из-за изменения состава шлака вследствие растворения в нем материала огнеупора.

По сравнению с теплоизолирующим огнеупорным материалом, очевидно, что тепловые потери через водоохлаждаемые стенки надставки выше. Это существенно, но только для первого периода процесса, когда к затвердевающему слитку подводится большое количество тепловой энергии. По мере затвердевания слитка объем жидкой металлической ванны уменьшается, и количество выделяющейся в шлаке энергии должно быть снижено.

Благодаря уменьшению подводимой мощности снижается температура шлака, на стенках надставки увеличивается толщина шлакового гарнисажа, являющегося теплоизолятором. Поэтому несмотря на тепловые потери в течение первого периода процесса использование водоохлаждаемой надставки имеет экономические преимущества [26].

Посредством процесса БЭСТ могут быть получены качественные кузнечные слитки, отличающиеся высокой однородностью. Благодаря отсутствию прибыльной

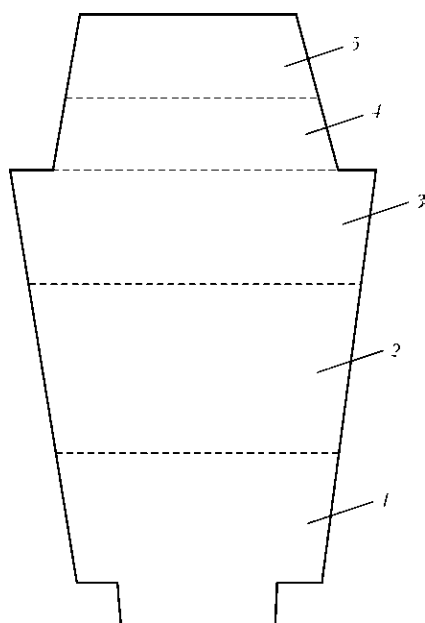


Рис. 2. 400-тонный слиток фирмы «Джапэн стил уоркс» диаметром 3550 мм, изготовленный с использованием процесса AP: 1 — 93 т, 0,30 % С; 2 — 132 т, 0,25 % С; 3 — 100 т, 0,25 % С; 4 — 35 т, 0,25 % С; 5 — 40 т, 0,15 % С

части и подавлению дефектов структуры достигается высокая надежность процесса, выход годного составляет 90 % [26]. С учетом собственных разработок авторы указанной работы полагают, что слитки, полученные с помощью процесса БЭСТ, не ограничены в размерах. Для производства крупных слитков используются многие процессы, однако особое внимание в Западной Европе и в США уделяют процессам ЭШП и БЕСТ [25].

На фирме «Ферайнигте Эдельштальверке» (ФЭВ) с 1970 г. эксплуатируются две промышленные установки для производства слитков БЭСТ. Меньшую установку используют для получения слитков массой до 25 т. Большая установка рассчитана на наибольшую массу 55 т. Уже к началу 1980-х гг. произведено 2700 кузнечных слитков массой до 55 т [28].

Процесс ТРЭСТ (Терни Рифректори Электрослег Топпинг) разработан итальянской фирмой «Терни» для производства кузнечных слитков массой до 62 т [27]. Принципиальным его отличием от процесса БЭСТ является использование футерованной надставки из огнеупорного материала. С его помощью изготавливали 62-тонные слитки с целью получения поковок для роторов высокого давления из хромомолибденованадиевой стали. Эффективность процесса подтверждена испытаниями ротора высокого давления как одного из объектов наиболее сложного в изготовлении с точки зрения образования сегрегаций и неметаллических включений.

Достигнутые положительные результаты явились основанием для создания печи для отливки слитков массой до 100 т [30]. Ведение процесса на такой установке возможно как по одноэлектродной, так и по бифилярной схеме. При подпитке слитков массой до 100 т предпочтение отдается одноэлектродной схеме. Установка работает на постоянном и переменном токах пониженной частоты. Процесс начинается после заливки на жидкую сталь, прошедшую вакуумирование в струе шлака системы  $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ .

При создании установки разработаны специальные меры, дающие возможность достигать минимального содержания влаги в газовой атмосфере над ванной жидкого металла, ослабить поглощение водорода шлаком, полностью устранить необходимость ввода раскислителей для поддержания содержания  $\text{FeO}$  в шлаке на низком уровне. Особое внимание уделено конструкции футерованной надставки с целью ее повторного использования после удаления тонкого слоя футеровки.

Исследования 80-тонного слитка показали отсутствие ликвации в донной части слитка и L-ликвации в его теле. В зоне надставки обнаружен ограниченный участок положительной ликвации.

Процесс Электрослег Хот Топпинг Джапэн разработан в Японии для получения слитков массой до 62 т, в котором также применяют футерованную надставку из огнеупорного материала, однако вместо одного расходного электрода используют три графитовых.

Управление затвердеванием слитка во всех процессах подпитки обеспечивает, по сравнению с полученными по традиционной технологии слитками, повышенную плотность в осевой зоне слитка, существенное уменьшение общей сегрегации и сегрегационных шнуров, а также значительное повышение степени чистоты.

Несмотря на то, что повышение качества металла подтверждено выплавкой тысяч слитков, до настоящего времени, как нам известно, ни один из процессов подпитки не был опробован для выплавки крупных кузнечных слитков массой более 100 т.

Для изготовления сверхкрупных слитков еще в 1972 г. фирмой «Джапэн стил уорк лтд») в Муроране (Япония) предложена технология последовательной заливки. Эта технология под названием процесс AP (after pouring) или MP (multy pouring) применяется в Японии для получения 400...500-тонных слитков. Металл из нескольких печей последовательно заливается в один слиток, причем содержание углерода от плавки к плавке уменьшается.

На рис. 2 показана последовательность разливки плавков стали для таких слитков. Первые четыре плавки разливаются одна за другой до тех пор, пока сталь частично не заполнит утепленную прибыльную надставку. Более высокое содержание углерода в плавках, идущих в нижнюю часть слитка, помогает преодолеть отрицательную сегрегацию, обычно обнаруживаемую в подобных слитках. По истечении 20...24 ч верхушку слитка открывают и осторожно добавляют дополнительно 40 т стали с более низким содержанием углерода, при этом желательно избегать попадания металла в зону кристаллизации слитка. Более низкое содержание углерода в стали дополнительной порции позволяет получать крупнотоннажные слитки с относительно равномерным содержанием углерода по сечению. Вместе с тем степень ликвации остальных элементов, в том числе и вредных (сера, фосфор, кислород), остается все еще довольно высокой (рис. 3). Тем не менее натурные испытания 190-тонных роторов, изготовленных из 400-тонных слитков, показали, что эта неоднородность может удовлетворить самые жесткие технические условия [23]. Японские исследователи считают доказанной экономическую це-

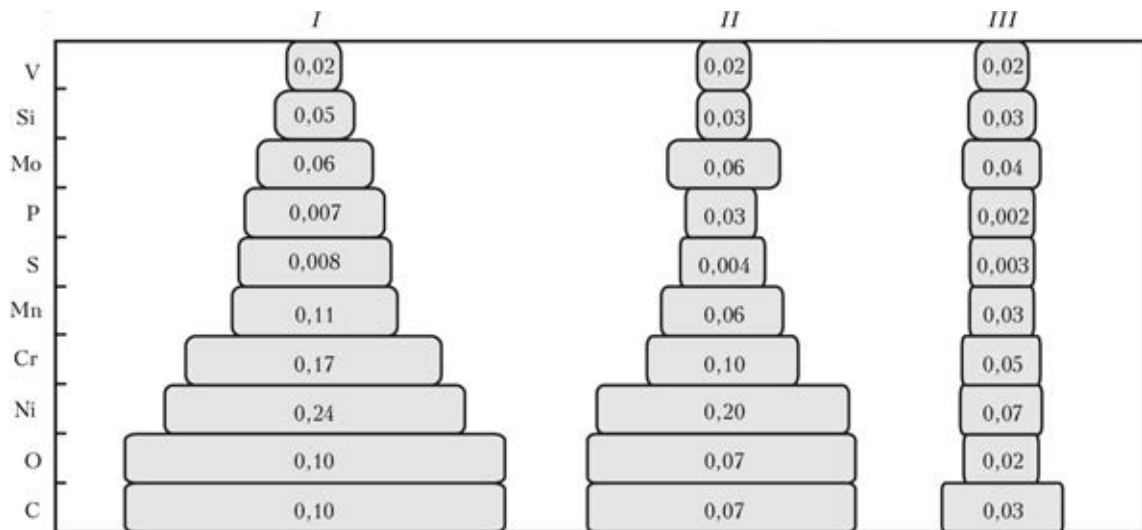


Рис. 3. Средние значения сегрегации элементов в крупных поковках (масса слитков более 70 т) [30], %: I — обычная выплавка; II — способ AP; III — ЭШП

лесообразность производства 500-тонных слитков упомянутым способом.

И все же процесс кристаллизации металла в изложнице не претерпел существенных изменений (по сравнению с традиционным) и поэтому в слитках, отлитых по этому способу, могут обнаруживаться дефекты ликвационного и усадочного происхождения. Кроме того, этот процесс не может обеспечить равномерное распределение неметаллических включений и предотвратить образование крупных, обычно экзогенных, оксидных включений. Вследствие этого некоторые исследователи [31] считают, что процесс последовательной заливки является только временным, хотя и успешным, решением проблемы надежного и воспроизводимого производства крупных слитков с относительно малой сегрегацией по углероду. Как видно из рис. 3, использованием переплавных процессов, в частности ЭШП, можно достичь более высокого качества металла, однако технология подпитки значительно проще и затраты существенно меньше. Кроме того, получение крупнотоннажных слитков классическим способом ЭШП расходуемого электрода связано с определенными ограничениями. В общем, чем больше диаметр такого слитка ЭШП, тем ниже его качество.

Более существенное (по сравнению с различными способами разливки) влияние на процесс кристаллизации металла в изложнице оказывают такие способы, как использование макро- и микрохолодильников (внутренних кристаллизаторов) различного типа. Это могут быть предварительно установленные в изложнице металлические вкладыши [17–19] или различные инокуляторы, вводимые в изложницу одновременно с разливкой стали.

Все эти способы направлены на подавление зональной ликвации, обуславливающей развитие структурной и химической неоднородности, а также на предотвращение дефектов литейного и усадочного происхождения.

Введение в изложницу внутренних кристаллизаторов для повышения качества стального слитка было предложено и реализовано еще в 1950–1960-х гг. [32]. И если на первых порах необходимо было обеспечить обязательное и полное растворение вкладышей в поступающем в изложницу металле, то по мере совершенствования технологий разливки,ковки и прокатки стало до-

пустимым наличие нерастворенной части вкладышей, что в свою очередь позволило использование более массивных вкладышей и интенсификацию процесса затвердевания слитка. Полученные по данной технологии слитки принято называть армированными квазимонолитными (АКМ). Они характеризуются более мелкой усадочной раковинной, а их макроструктура принципиально отличается от структуры обычного слитка [33]. В слитке АКМ нет зоны разориентированных кристаллов и V-образной ликвации, осевой пористости и т. д.

Изменение макроструктуры слитка, армированного нерасплавленным вкладышем, является следствием снятия перегрева, а также существенного изменения условий затвердевания массы жидкого металла, разделенной на отсеки элементами вкладыша (рис. 4). При заливке эти отсеки заполняются жидким металлом, и кристаллизация каждого отсека происходит в условиях направленного теплоотвода в образующие данный отсек пластины — элементы армирующего вкладыша.

К сожалению, в настоящее время такую технологию для получения крупнотоннажных кузнечных отливок массой 100 т и более не используют. Однако ее применяют для получения 20-тонного листового слитка. По-

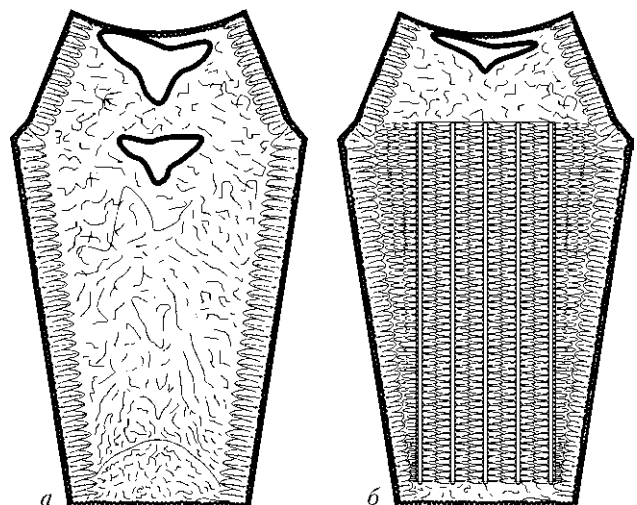


Рис. 4. Схема макроструктуры 20-тонного листового слитка [19]: а — обычный; б — АКМ

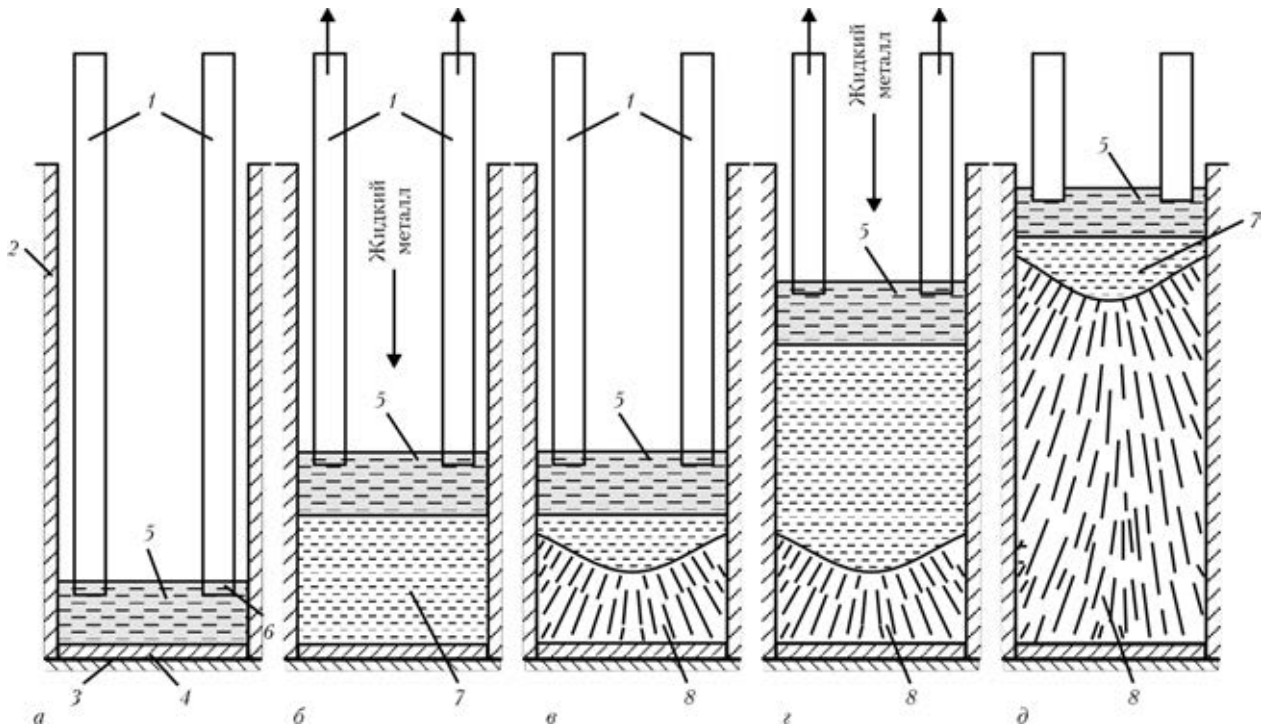


Рис. 5. Схема получения слитка способом ПЭШО [36]: 1 — нерасходуемые электроды; 2 — кристаллизатор; 3 — поддон; 4 — затравка; 5 — шлаковая ванна; 6 — шлаковый гарнисаж; 7 — металлическая ванна; 8 — затвердевший металл; обозначения а–д см. в тексте

видимому, это связано с большой трудоемкостью подготовки и установки армирующего вкладыша, необходимостью применения только сифонного способа заливки. А кроме того, многие производители опасаются возможного расслоения слитка в процессековки. Поэтому при изготовлении крупнотоннажных слитков большее внимание стали уделять технологиям инокулирования при полном растворении вводимых макро- и микрохолодильников [20–22].

Использование технологии разливки стали с применением инокуляторов способствует получению однородной структуры и подавляет развитие ликвационных процессов. Установлено, что введение 1,5...2,5 % твердых частиц при жидко-твердой разливке (имеется в виду ввод инокуляторов в струю разливаемого металла) приводит к увеличению протяженности зоны конуса осаждения в 1,3 раза и в 3 раза уменьшает область, пораженную трещинами [21]. В работе [22] отмечено, что в 24-тонном слитке стали 38ХНЗМФА, отлитом в вакууме с искусственным образованием инокуляторов в струе, распределение механических свойств по объему полученных поковок имеет более равномерный характер из-за расслоения ликвационных шнуров на отдельные составляющие с меньшей концентрацией ликвирующих примесей.

Еще одним способом воздействия на процесс кристаллизации металла в изложнице можно считать разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона способ порционной электрошлаковой отливки (ПЭШО) [34–37]. На рис. 5 представлена схема указанного способа, согласно которой в водоохлаждаемой изложнице с помощью нерасходуемых графитовых электродов наводят шлаковую ванну (рис. 5, а). Затем через слой расплавленного шлака заливают первую порцию стали, полученной в том или ином сталеплавильном агрегате. В процессе заливки металла погруженные в шлак электроды автоматически

поднимаются (рис. 5, б). После заливки первой порции металла ведут электрошлаковый обогрев зеркала металла, обеспечивающий постепенное затвердевание металла снизу вверх так, что к моменту заливки следующей порции металла под слоем шлака остается небольшое количество жидкого металла (рис. 5, в). Заливаемый металл следующей порции смешивается с остатками металла предыдущей порции [34]. Процесс заливки порции металла, выдержка и частичная ее кристаллизация повторяются несколько раз до заполнения всей изложницы (рис. 5, з). После заливки последней порции металла постепенно снижают подводимую к шлаковой ванне мощность для предупреждения образования усадочной раковины в головной части слитка (рис. 5, д).

Основной особенностью этого процесса является не последовательная (как в японском процессе AP), а порционная заливка, где каждая порция обрабатывается отдельно с помощью ЭШП. Здесь, в отличие от всех описанных способов получения крупнотоннажного слитка, его кристаллизация происходит не сразу во всем объеме, а частями. При этом для оценки формирования кристаллической структуры отдельной части слитка справедливо соотношение  $(H/D)_{кр}$ , где  $H$  в данном случае определяется не высотой слитка, а представляет собой сумму значений высоты заливаемой порции металла и глубины металлической ванны к моменту заливки порции. Следовательно, качество металла слитка, полученного способом ПЭШО, может быть сопоставимо с качеством металла, отлитого в изложницу слитка массой, примерно равной массе одной порции. Как правило, масса одной порции соответствует массе металла одной плавки, произведенной в том или ином сталеплавильном агрегате. Для получения одного слитка ПЭШО используют металл 4...6 плавков.

Опыт производства крупнотоннажных слитков с помощью ПЭШО свидетельствует о значительном улучшении качества изделий ответственного назначения





[37]. Дальнейшее совершенствование ПЭШО или подобных ему процессов должно основываться на таких способах производства крупнотоннажных слитков, удачно сочетающих применение жидкой стали и направленное формирование слитков при контролируемых условиях затвердевания металла. Главное преимущество ПЭШО перед другими способами отливки слитков в изложнице заключается в существенном уменьшении объема одновременно кристаллизующегося в изложнице металла. Именно поэтому слитки ПЭШО имеют более высокое качество.

1. Скобло С. Я., Казачков Е. А. Слитки для крупных поковок. — М.: Металлургия, 1973. — 248 с.
2. Отчет о мировом форуме производителей крупных поковок (Сантандер, Испания, 3–7 нояб., 2008). — Сантандер, 2008. — С. 11–19.
3. <http://www.kagefest.ru/> / Первый этап модернизации завода Энергомашспецсталь, 2006.
4. <http://www.jsw.co.jp/en/guide/facilities.html>.
5. <http://www.day.kiev.ua>. Почему ЗаЛК пытаются вернуть в собственность // День. — 2012. — № 91. — С. 30.05.
6. Ефимов М. В. Интеграция в глобальные цепочки поставок. Международный форум «АТОМЭКСПО 2011» // www.2011.ato-mexpro.ru.
7. Электрошлаковый металл / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.
8. Производство крупных слитков — новая эра ЭШП / Г. Гинце, Г. Шейдих, А. Чудхури, Р. Яух // Электрошлаковый переплав. — 1973. — Вып. 1. — С. 16–21.
9. Дефекты стали: Справ. изд. / Под ред. С. М. Новошеновой, М. И. Виноград. — М.: Металлургия, 1984. — 199 с.
10. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. — М.: Металлургия, 1976. — 552 с.
11. Зищенко В. Г., Пешков М. О., Роцин В. Е. Повышение качества кузнечных слитков путем теплового экранирования изложниц // Электрометаллургия. — 2011. — № 6. — С. 41–44.
12. Белоус Г. С., Дудко Д. А. Новый способ отливки фасонных изделий и слитков без прибылей с помощью электрошлаковой подпитки // Автомат. сварка. — 1958. — № 8. — С. 32–36.
13. Махнер П. Опыт производства крупных кузнечных слитков с помощью процесса БЭСТ и состояние технологии электрошлаковой подпитки // Электрошлаковый переплав. — 1983. — Вып. 6. — С. 306–316.
14. Базеви С., Скепи М., Репетто Е. Способ ТРЭСТ для производства валов высокого давления из хромомолибденованадиевой стали // Там же. — 1983. — Вып. 6. — С. 317–322.
15. Махнер П. Опыт производства крупных кузнечных слитков с помощью процесса БЭСТ и состояние технологии электрошлаковой подпитки // Там же. — 1983. — Вып. 6. — С. 306–316.
16. Усовершенствованный процесс БЭСТ — разработка и результаты / В. Майер, В. Миттер, П. Махнер и др. // Там же. — 1987. — Вып. 9. — С. 159–163.
17. Новицкий В. К., Макульчик А. В., Блинов В. В. Исследование слитков с внутренними кристаллизаторами // Кристаллизация металлов. — М.: Изд-во АН СССР, 1960. — С. 112–120.
18. Оценка влияния внутренних кристаллизаторов на затвердевание и структуру полых слитков из аустенитной стали АКМ / А. Д. Че-

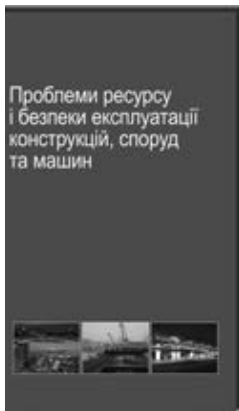
- пурной, А. В. Литвиненко, Е. А. Казачков и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 4. — С. 27–31.
19. Многослойная сталь в сварных конструкциях / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко и др. — Киев: Наук. думка, 1984. — 288 с.
  20. Цыкуленко А. К., Жук Н. В., Скрипник В. П. Исследование влияния кусковых присадочных материалов на структуру и свойства электрошлакового металла // Электрошлаковая технология. — Киев: Наук. думка, 1983. — С. 167–171.
  21. Посламовская Ю. А., Петрова В. Ф. Влияние технологии разлива стали с использованием индукторов на качество нижней части крупных кузнечных слитков // Технология металлов. — 2011. — № 2. — С. 19–24.
  22. Жульев С. Ш., Шелухина Ю. М., Зюбан Н. А. Влияние инокулирования на внесевую ликвацию в слитках для крупных поковок // Сталь. — 2008. — № 2. — С. 58–62.
  23. Шмрха Л., Ержабек В., Мотлох З. Новые пути улучшения внутренней однородности крупных кузнечных слитков // Электрошлаковый переплав. — 1983. — Вып. 7. — С. 36–48.
  24. Белоус Г. С., Дудко Д. А. Новый способ отливки фасонных изделий и слитков без прибылей с помощью электрошлаковой подпитки // Автомат. сварка. — 1958. — № 8. — С. 32–36.
  25. Поковки повышенного качества, изготовленные методами ЭШП и БЭСТ / П. Махнер, Т. Кюнельт, Г. Егер и др. // Электрошлаковый переплав. — 1979. — Вып. 5. — С. 259–266.
  26. Махнер П. Опыт производства крупных кузнечных слитков с помощью процесса БЭСТ и состояние технологии электрошлаковой подпитки // Там же. — 1983. — Вып. 6. — С. 306–316.
  27. Базеви С., Скепи М., Репетто Е. Способ ТРЭСТ для производства валов высокого давления из хромомолибденованадиевой стали // Там же. — 1983. — Вып. 6. — С. 317–322.
  28. Кюнельт Г., Махнер П. Специальные способы производства крупных кузнечных слитков // Там же. — 1984. — Вып. 7. — С. 50–61.
  29. Усовершенствованный процесс БЭСТ — разработка и результаты / В. Майер, В. Миттер, П. Махнер и др. // Там же. — 1987. — Вып. 9. — С. 159–163.
  30. Применение процесса ТРЭСТ в производстве крупного вала ротора / М. Прианте, А. Олдровани, Э. Репетто, П. Соммовиго // Там же. — 1987. — Вып. 9. — С. 154.
  31. Вальстер М. Применение ЭШП и изделий, получаемых при помощи этого метода // Там же. — 1974. — Вып. 2. — С. 252–269.
  32. Новицкий В. К., Макульчик А. В., Блинов В. В. Исследование слитков с внутренними кристаллизаторами // Кристаллизация металлов. — М.: Изд-во АН СССР, 1960. — С. 112–120.
  33. Оценка влияния внутренних кристаллизаторов на затвердевание и структуру полых слитков из аустенитной стали АКМ / А. Д. Чепурной, А. В. Литвиненко, Е. А. Казачков и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 4. — С. 27–31.
  34. Новый способ производства крупных кузнечных слитков высокого качества / Ю. В. Латаш, А. Е. Воронин, В. А. Николаев и др. // Там же. — 1975. — Вып. 2. — С. 31–42.
  35. Латаш Ю. В., Воронин А. Е., Николаев В. А. Производство высококачественных крупных слитков способом порционной электрошлаковой отливки // Сталь. — 1975. — № 11. — С. 999–1002.
  36. Исследование электрошлаковой отливки крупных слитков / А. Е. Воронин, Ю. В. Латаш, Ф. К. Биктагиров и др. // Спец. электрометаллургия. — 1984. — Вып. 56. — С. 11–15.
  37. Латаш Ю. В., Матях В. Н. Современные способы производства слитков особо высокого качества. — Киев: Наук. думка, 1987. — 236 с.

The advanced methods of producing the large and superlarge forge ingots, high-quality large-tonnage ingots in the mould are considered. The main manufacturers of large-tonnage forgings are noted. The main difficulties encountered in producing large-tonnage ingots are described. Main defects in ingot, occurring in use of different methods, are indicated. As the quality of ingot metal depends, first of all, on the metal pool depth, the methods of effect on the metal pool depth and the process of ingot solidification itself are considered. Different methods for improvement of homogeneity of large ingots, produced in the mould, are described (successive and portion pouring, different methods of ingot hot-topping, adding of macro- and micro-coolers, inoculators). It is shown that the process of a portion electroslag casting is most preferable to reduce the chemical and structural heterogeneity of the ingot. The main advantage of PESC over the other methods of casting of ingots into the mould consists in a significant decrease in volume of simultaneously solidifying metal. The further improvement of PESC or processes, similar to it, should be based on such methods of producing the large-tonnage ingots which combine successfully the application of molten steel and directed formation of ingots at controllable conditions of metal solidification. Ref.37, Table 1, Figs.5.

**Key words:** *forge billets; large-tonnage ingots; methods of producing; defects; depth and shape of metal pool; chemical heterogeneity; structural heterogeneity; directed solidification; portion electroslag casting*



## НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ПРОБЛЕМЫ РЕСУРСА И БЕЗОПАСНОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ КОНСТРУКЦИЙ, СООРУЖЕНИЙ И МАШИН»



**22 января 2013 г.** в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась Научно-техническая конференция, посвященная рассмотрению результатов работ по проектам Целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» («Ресурс»), выполненных в 2010–2012 гг.

В работе конференции приняли участие около 200 ученых и специалистов в области сварки и смежных



процессов от научно-исследовательских академических и отраслевых институтов и предприятий Украины.

Открыл конференцию заместитель руководителя программы «Ресурс» академик НАН Украины, д-р техн. наук, проф. Л. М. Лобанов. Он отметил, что выполненная в 2010–2012 гг. программа «Ресурс» состояла из девяти разделов, в состав которых входило 97 проектов. В выполнении этих проектов участвовало 26 институтов семи отделений НАН Украины. Общие результаты выполнения проектов по программе «Ресурс» докладывались и обсуждались на заседании Президиума НАН Украины. На данной конференции заслушаны доклады руководителей отдельных разделов программы о выполнении проектов, входящих в их разделы.

Первый раздел программы «Разработка методологических основ оценки технического состояния и обоснование безопасного срока эксплуатации конструктивных элементов объектов повышенной опасности на территории Украины» (руководитель раздела — академик НАН Украины **В. И. Махненко**, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) включал шесть проектов. Известно, что безопасность эксплуатации современных ответственных конструкций длительного срока эксплуатации (трубопроводный транспорт, мосты, газо- и нефтехранилища, корпуса атомных реакторов и т. д.) обеспечивается соответствующими мерами на стадии проектирования и эксплуатации. Особое значение на второй стадии имеет периодическая плановая оценка остаточного ресурса безопасной эксплуатации таких конструкций. Решению этой важной проблемы посвящены проекты, которые выполнялись в первом разделе.

О проектах второго раздела — «Разработка методов и новых технических устройств неразрушающего контроля и диагностики состояния материалов и изделий

длительной эксплуатации» — доложил руководитель раздела академик НАН Украины З. Т. Назарчук (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины). В рамках второго раздела выполнялось 13 проектов, связанных с разработкой и внедрением методик и технических устройств неразрушающего контроля, диагностики состояния и оценки ресурса объектов длительной эксплуатации на транспорте, в энергетике, нефтехимической промышленности, машиностроении, коммунальном хозяйстве и строительстве. В выполнении проектов принимали участие пять институтов НАН Украины. Особое внимание при выполнении проектов уделено их практическому применению, т. е. внедрению в промышленность.

Проекты третьего раздела посвящены разработке методов защиты от коррозии элементов конструкций объектов длительной эксплуатации. О выполнении этих проектов и их результатах рассказал заместитель руководителя раздела д-р техн. наук М. С. Хома (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины). Проблема защиты от коррозии элементов различных конструкций является приоритетной для базовых отраслей промышленности Украины. В стране эксплуатируется более 35 млн т металлических строительных конструкций, введенных в эксплуатацию в 1960–1980 гг. Коррозионное разрушение является одним из основных видов повреждения этих конструкций. По приблизительным оценкам потери от коррозии составляют около 10...15 % всего выплаваемого в стране металла. Особую опасность представляет коррозионно-механическое изнашивание, которое достаточно часто приводит к аварийному выходу из строя трубопроводов, химического и энергетического оборудования и т.д.

В рамках выполнения программы решена проблема высокотемпературной коррозии теплообменных по-



верхностей котлов ТЭЦ за счет нанесения электродуговых покрытий нового типа. Важное народнохозяйственное значение имеют исследования, направленные на увеличение ресурса железобетонных конструкций промышленных и гражданских сооружений. В одном из проектов раздела разработан новый полиуретановый грунт с высокой адгезией для защиты от коррозии сварных соединений магистральных трубопроводов.

Четвертый раздел — «Разработка эффективных методов оценки и продления ресурса объектов атомной энергетики» — включал 16 проектов. Об основных достижениях, полученных при выполнении этих проектов, доложил заместитель руководителя раздела чл.-кор. НАН Украины В. Н. Воеводин (ННЦ «Харьковский физико-технический институт»). Итоги работ этого раздела отражают прогресс в мониторинге изменений в материалах и конструкциях энергоблоков АЭС, в развитии методов контроля за процессами старения материалов и переходу к управлению этими процессами. Материаловедческие, технологические и регламентные разработки были направлены на продление ресурса эксплуатации оборудования АЭС, прогнозирования его остаточного ресурса.

В ходе выполнения одного из проектов показано, что внутрикорпусные устройства ядерных реакторов типа ВВЭР, изготовленные из стали 10X18H10T, подвержены радиационному распуханию, которое является важным фактором, ограничивающим ресурс работы реакторной установки. Полученные данные позволят уточнить параметры создаваемой модели прогнозирования радиационного распухания деталей реактора при эксплуатации с превышением проектного ресурса. Важной задачей является увеличение ресурса эксплуатации твэлов реакторов. Процесс коррозионного разрушения под напряжением циркониевых оболочек твэлов связан с образованием на их внутренней поверхности трещин. Разработана методика, которая позволяет определить значения трещиностойкости циркониевых труб твэлов и обосновать срок их службы. В связи с завершением проектных сроков эксплуатации реакторов ВВЭР в Украине, а также с учетом более длительных проектных сроков эксплуатации реакторов подобного типа в зарубежных странах принято решение о продлении сроков эксплуатации этих реакторов и в Украине с обязательным мониторингом всех систем, обеспечивающих их безопасность.

В пятом разделе представлено 13 проектов, посвященных повышению надежности и продлению ресурса энергетического оборудования и систем. В докладе руководителя раздела академика НАН Украины А. А. Долинского рассмотрены основные достижения по каждому из проектов. В частности, разработаны технология и оборудование для увеличения ресурса паровых котлов мощностью до 20 МВт с улучшением теплотехнических и экологических показателей. Интересные результаты получены при выполнении проекта, направленного на разработку путей снижения коррозионного и эрозионного разрушения энергетического оборудования за счет усовершенствования методов подготовки питательной воды.

О семи проектах шестого раздела — «Создание систем мониторинга технического состояния трубопрово-

дов и объектов газо- и нефтеперерабатывающей промышленности» — рассказал руководитель раздела чл.-кор. НАН Украины А. Я. Красовский (Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины). В ходе выполнения проектов раздела проведена оценка технического состояния и анализ рисков магистральных газопроводов «Уренгой–Помары–Ужгород» и «Прогресс» с целью декларирования их безопасности и продления сроков эксплуатации, разработана методика расчета вероятности коррозионного растрескивания под напряжением участков магистральных трубопроводов, предложена технология формирования клеесварных и металлополимерных муфт с целью повышения работоспособности и продления ресурса действующих трубопроводов.

В разделе 7 — «Повышение надежности и продление ресурса мостов, строительных, промысловых и транспортных конструкций» — выполнено 17 научно-технических проектов. Представлял результаты, полученные при выполнении этих проектов, руководитель раздела академик НАН Украины Л. М. Лобанов (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины). Проекты раздела направлены на разработку методов оценки и средств увеличения длительности безопасной эксплуатации железнодорожных и автодорожных мостов, строительных металлических и железобетонных конструкций, подвижного состава железных дорог и электротранспорта, оборудования металлургических заводов, объектов коммунального хозяйства, агротехники.

Интересные результаты получены при выполнении проекта, направленного на повышение ресурса медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. Разработан процесс нанесения никелевых покрытий на медные панели кристаллизаторов способом наплавки трением с перемешиванием. Исследован также процесс нанесения на эти панели покрытий из никеля, молибдена и хастеллоя способом сварки взрывом. Ряд проектов направлен на повышение ресурса железнодорожного транспорта, в том числе рельсового пути, вагонных колес, мостов, грузовых вагонов. Для оптимизации сварочных работ в строительной отрасли разработано мобильное оборудование и технология прессовой стыковой сварки арматуры непосредственно на строительной площадке. С помощью этого оборудования произведена сварка арматуры диаметром 32 мм при строительстве подъездной эстакады терминала D аэропорта Борисполь.

Руководитель восьмого раздела академик НАН Украины К. А. Ющенко (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) представил результаты проектов, выполненных в рамках раздела «Разработка технологий ремонта и восстановление элементов конструкций объектов повышенной опасности с целью продления их эксплуатации». Большинство проектов этого раздела направлено на увеличение ресурса эксплуатации деталей ответственных конструкций за счет применения различных способов наплавки и нанесения покрытий. Ряд проектов этого раздела посвящен решению проблемы увеличения долговечности лопаток и других деталей авиационных газотурбинных двигателей. Перспективные результаты получены при выполнении работ по наплавке износос-



тойких биметаллических листов. Из таких листов можно изготавливать различные футеровочные элементы, используемые для увеличения долговечности различных машин и механизмов в горнорудной и металлургической промышленности. Два проекта раздела посвящены разработке расчетных методов оценки усталостной долговечности деталей в процессе эксплуатации и последующего восстановления различными способами, в том числе наплавкой.

Шесть проектов девятого раздела — «Подготовка нормативных документов и научно-технических пособий по вопросам оценки ресурса объектов длительной эксплуатации» — можно условно разделить на два подраздела: научно-технические пособия и нормативные документы для инженерной практики. О результатах, полученных в ходе выполнения этих проектов, рассказал руководитель девятого раздела программы академик НАН Украины В. В. Панасюк (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины). За отчетный период подготовлено два научно-технических пособия: «Працездатність матеріалів і елементів конструкцій з гострокінцевими концентраторами напружень» и «Концентрація напружень у твердих тілах з вирізами», а также несколько нормативных документов, в том числе об оценке работоспособности высокопрочных сталей для цельнокатаных железнодорожных колес и реализации ремонтных технологий восстановления работоспособности поврежденных поверхностей железнодорожных колес.

В обсуждении результатов выполнения программы «Ресурс» выступили д-р техн. наук В. Н. Гордеев (Укрстальконструкция), д-р техн. наук П. И. Кривошеев (ГосНИИ строительных конструкций), д-р техн. наук

А. И. Лантух-Лященко (Национальный транспортный университет).

С заключительным словом на конференции выступил вице-президент НАН Украины, академик НАН Украины А. Г. Наумовец. Он отметил высокий научный и практический уровень большинства проектов программы. Украина имеет большой промышленный потенциал, доставшийся ей в «наследство» от Советского Союза. К сожалению, многие из промышленных, строительных, транспортных, энергетических объектов исчерпали или находятся на грани исчерпания своего ресурса. Нашим ученым и производителям необходимо заниматься разработкой мер по продлению их безопасной эксплуатации. С учетом этих обстоятельств на Президиуме НАН Украины принято решение продолжать работы по программе «Ресурс». Предложено также уделить большее внимание выполнению комплексных проектов, направленных на решение важных народнохозяйственных проблем, необходимо также, чтобы проекты заканчивались практической реализацией. Для проектов подобного уровня допускается увеличение сроков их выполнения до пяти лет.

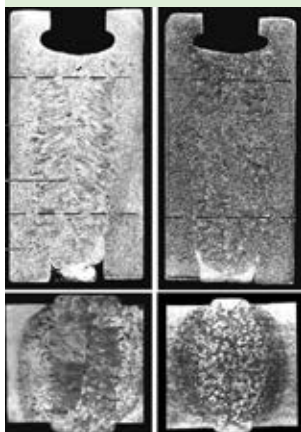
По результатам работы конференции принято решение, в котором отражены основные достижения при выполнении третьего этапа программы «Ресурс» и поставлены задачи на новый период.

Участники конференции имели возможность ознакомиться со сборником научных статей, подготовленным по результатам целевой комплексной программы «Ресурс», а также с журнальной и книжной продукцией ИЭС им. Е. О. Патона.

*И. А. Рябцев*

## РАЗРАБОТАНО В ИЭС им. Е. О. ПАТОНА

### ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ



Макрошлифы сварных соединений, выполненных без электромагнитного воздействия (слева) и с воздействием (справа)

Технология предназначена для сварки деталей и узлов толщиной 40...400 мм из титана и его сплавов при выполнении стыковых, угловых и тавровых соединений.

Сварка осуществляется вертикальными швами за один проход без разделки кромок. Максимальная толщина свариваемого металла в месте стыка 400 мм при максимальной длине шва до 2 м и сварочном зазоре 22...30 мм. В зависимости от конструктивных особенностей изделий сварка может вестись с использованием проволочных электродов, плавящегося мундштука и пластинчатого электрода.

Отличительной особенностью технологии является использование электромагнитного воздействия на сварочную ванну, обеспечивающего высокое качество сварных соединений.

#### Преимущества:

- ⇨ возможность сварки изделий толщиной до 400 мм за один проход без разделки кромок;
- ⇨ высокая производительность процесса сварки;
- ⇨ мелкозернистая структура металла шва без пор, шлаковых включений, несплавлений и прочих дефектов;
- ⇨ простота и надежность используемого технологического оборудования.



## НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

### Б. А. МОВЧАНУ — 85

Исполнилось 85 лет известному ученому в области материаловедения и электронно-лучевой технологии академику НАН Украины Борису Алексеевичу Мовчану.

Борис Алексеевич Мовчан родился 9 января 1928 г. в селе Макиевка Носовского района (ранее Лосиновский район) Черниговской области. В 1944 г. окончил Макиевскую неполную среднюю школу, в 1946 г. — два курса Киевского судостроительного техникума, а в 1951 г. — физический факультет Киевского государственного университета им. Т. Г. Шевченко по специальности «Металлофизика».

С 1951 г. и по настоящее время Б. А. Мовчан работает в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины: сначала научным сотрудником института, с 1960 по 1994 гг. — заведующим отделом электронно-лучевых технологий, а с 1994 г. возглавил основанный им «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона» (МЦ ЭЛТ). Начиная с 2003 г. и по настоящее время Б. А. Мовчан работает главным научным сотрудником отдела парофазных технологий неорганических материалов Института электросварки им. Е. О. Патона и научным сотрудником-консультантом МЦ ЭЛТ.

В 1954 г. Б. А. Мовчан защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук, в 1961 г. стал доктором технических наук. В июне 1964 г. его избрали членом-корреспондентом Академии наук УССР, а в марте 1978 г. — академиком Академии наук УССР по специальности «Материаловедение и прочность материалов».

Б. А. Мовчан по праву считается основателем научной школы получения новых материалов и многофункциональных покрытий способом электронно-лучевой технологии испарения и конденсации в вакууме. На протяжении многих лет основным направлением его научной деятельности является изучение структуры и свойств конденсированных неорганических материалов.

Технология электронно-лучевого испарения (атомизации) и последующего физического осаждения паровой фазы в вакууме для получения материалов и покрытий с заданными структурой и свойствами начала разрабатываться в ИЭС им. Е. О. Патона под руководством Б. А. Мовчана в начале 60-х годов прошлого столетия. Созданные в период 1975–1991 гг. электронно-лучевые технологии и оборудование для нанесения защитных покрытий на лопатки газовых турбин были внедрены на многих предприятиях министерств авиационной, судостроительной и газовой промышленности СССР.

Под его руководством в МЦ ЭЛТ разработана и запатентована одностадийная технология с использованием композиционного слитка для нанесения градиентных защитных покрытий, продолжаются систематические научные исследования и разработки новых материалов и защитных покрытий с аморфной структурой, нанокристаллические, дисперсноупрочненные, микрослойные, пористые и градиентные. Ведутся разработки вариантов гибридных электронно-лучевых технологий, объединяющих физические и химические процессы осаждения неорганических веществ в вакууме. Конкретные технологии и новые образцы электронно-лучевого оборудования, получившие международное признание, защищены многочисленными патентами (США, Европы, России, КНР), в том числе совместными патентами с заказчиками.

Б. А. Мовчан опубликовал более 370 научных работ, семь монографий, получил более 100 патентов. Им подготовлено 56 кандидатов и шесть докторов наук, в настоящее время он руководит несколькими молодыми аспирантами. Он является членом редколлегии ряда научных журналов и научных советов.

Научная деятельность Б. А. Мовчана отмечена рядом государственных наград. В 1974 г. ему присуждена Государственная премия УССР в области науки и техники, в 1976 г. — орден Трудового Красного Знамени, в 1981 г. — второй орден Трудового Красного Знамени, в 1984 г. — Ленинская премия за работу в области электронно-лучевой технологии, в 1988 г. — орден Ленина, в 1989 г. — Премия Е. О. Патона НАН Украины, в 1998 г. — орден «За заслуги» III степени. В 2004 г. Борису Алексеевичу присуждено почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины». Работа Б. А. Мовчана отмечена также почетными дипломами Американского вакуумного общества (1983, 1988) и Почетным дипломом Министерства авиационной промышленности Китая (1988).

Свое 85-летие академик НАН Украины Б. А. Мовчан встречает полным творческих сил, развивая новое инновационное направление: электронно-лучевую технологию простых и композиционных нанопорошков и наножидкостей (коллоидов) для медицины, экологии и сельского хозяйства.



*Сердечно поздравляем юбиляра, желаем ему доброго здоровья и благополучия*



## ПАМЯТИ В. И. МАХНЕНКО



**2 января 2013 г.** на 82-м году ушел из жизни доктор технических наук, профессор, академик НАН Украины, заслуженный деятель науки и техники Украины, лауреат Государственной премии Украины Владимир Иванович Махненко.

Родился В. И. Махненко в г. Черкассы. После окончания Одесского института инженеров морского флота в 1955 г. он начал трудовую деятельность на судоремонтном заводе в Архангельске. Работал мастером, потом — старшим технологом корпусно-сварочного цеха завода «Красная Кузница».

В 1959 г. поступил в аспирантуру Одесского института инженеров морского флота и успешно защитил в 1963 г. кандидатскую диссертацию. В 1964 г. был приглашен на работу в ИЭС им. Е. О. Патона, где непосредственно с его участием и по инициативе Б. Е. Патона был создан отдел математических методов исследования физико-химических процессов при сварке и спецэлектротехнологии, который он возглавлял до последних дней жизни. Задачей отдела было широкое использование вычислительной техники и численных методов, активно развивающихся во всем мире, для эффективной обработки и анализа результатов сложных экспериментальных исследований явлений, возникающих при сварке, а также их математическое описание с целью получения оптимальных технологических и конструктивных параметров.

В 1973 г. он защитил докторскую диссертацию, в 1978 г. был избран членом-корреспондентом, в 1990 г. — академиком АН УССР. Жизненный путь В. И. Махненко тесно связан со сварочной наукой. Это годы плодотворных фундаментальных исследований, когда в полной мере проявились его неиссякаемое трудолюбие, целеустремленность, чувство нового, научная интуиция. В. И. Махненко вместе с учениками создана хорошо известная в стране и за рубежом школа по математическому моделированию тепловых, диффузионных, деформационных, электромагнитных и других физических явлений в сварке и родственных технологиях.

Всемирное признание получили работы В. И. Махненко по прогнозированию комплекса физических параметров при сварке современных конструкционных материалов, которые определяют качество сварного соединения и работоспособность сварной конструкции: размеры, форма, химический состав и структура зоны проплавления, термические циклы, микроструктура и свойства металла зоны термического влияния, кинетика напряжений, деформаций и перемещений в процессе сварочного нагрева, риск возникновения горячих и холодных трещин, распределение остаточных напряжений и их влияние на предельное состояние сварных узлов при статических или переменных внешних нагрузках. На основе этих теоретических работ совместно с различными отраслевыми НИИ и промышленными предприя-

тиями разработаны оптимальные варианты конструктивных и технологических решений для ряда новых сварных конструкций.

В последние годы В. И. Махненко активно работал над актуальной проблемой оценки работоспособности и ресурса безопасной эксплуатации сварных конструкций и сооружений, в том числе объектов энергетики Украины и магистральных трубопроводов. Разработанные под его руководством методы оценки допустимости выявленных дефектов в рамках идеологии «прогнозирования и предупреждения» в целом ряде случаев дали возможность отказаться от преждевременных ремонтов сварных конструкций ответственного назначения. В частности, им обоснована возможность ремонта сварочными технологиями магистральных трубопроводов без выведения их из эксплуатации. Итогом плодотворных разработок в этом направлении является монография «Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций», опубликованная в 2006 г., а также Государственная премия Украины по науке и технике за 2008 г.

Под руководством В. И. Махненко в течение многих лет проводились международные конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», в которых принимали участие специалисты из разных стран мира.

В. И. Махненко является автором более 370 печатных работ, 130 из которых опубликованы в журналах «Автоматическая сварка» и «Современная электротехнология», 12 монографий. Многие его работы опубликованы в США, Англии и ФРГ. Владимир Иванович щедро делился своими знаниями с молодежью и постоянно уделял внимание подготовке научных кадров. С момента образования в 1988 г. кафедры физической металлургии и материаловедения Московского физико-технического института профессор В. И. Махненко читал студентам курс лекций «Прочность сварных конструкций и соединений». Под его руководством подготовлены 5 докторов и 24 кандидата технических наук.

Плодотворную научную работу В. И. Махненко успешно совмещал с научно-организационной и общественной деятельностью, являясь руководителем секции Научно-координационного совета по вопросам ресурса и безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин НАН Украины, членом двух специализированных советов, членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка».

В. И. Махненко награжден орденами Дружбы народов, «За заслуги» III и II степеней, а также медалями. Международное признание заслуг В. И. Махненко в сварочной науке нашло отражение в избрании его членом Американского общества сварщиков (AWS) и членом Международной федерации количественных неразрушающих методов определения (QNDE). За значительный вклад в развитие отечественной науки и техники в направлении создания современных сварных конструкций и обеспечения ресурса их эксплуатации В. И. Мах-



ненко в 2004 г. присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины».

Талант ученого, душевная теплота и отзывчивость, доброжелательность и скромность снискали В. И. Махненко авторитет и уважение сварочной общественности. Многочисленные ученики, друзья и коллеги с глубокой скорбью переживают эту потерю, выражают искреннее соболезнование родным и близким Владимира Ивано-

вича, всем, кто знал, любил и уважал его. Светлая память об этом человеке навсегда останется в их сердцах.

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

*Редколлегия журнала*

*«Современная электрометаллургия»*

## НОВЫЕ КНИГИ

**В. О. Шаповалов, В. І. Шейко, Ремізов Г. О.**

### **Плазмові процеси та устаткування в металургії. —**

Київ: Хімджест, 2012. — 384 с.

В учебнике обобщены многочисленные материалы о развитии, становлении и применении низкотемпературной плазмы в металлургии. Освещены вопросы теории и практики получения низкотемпературной плазмы, описаны разные типы и конструкции плазмотронов и их работа.

Рассмотрены разнообразные процессы и технологии практического применения низкотемпературной плазмы в металлургии: плавка металлов и сплавов в печах с керамическим подом, рафинирующий переплав металлов с формированием слитка в охлаждаемом кристаллизаторе, интенсификация плавки в открытых и вакуумных индукционных тигельных печах, послепечная обработка металлических расплавов в агрегатах типа ковш–печь, рафинирующий переплав поверхности слитков и заготовок.

Показаны возможности применения низкотемпературной плазмы для получения металлических материалов с высокими функциональными свойствами: монокристаллов тугоплавких металлов, гранулированных металлических порошков, лент с аморфной структурой.

Изложены методики расчета плазменно-дуговых печей с керамическим подом, гарнисажных печей и переплавных агрегатов, у которых слиток формируется в водоохлаждающем кристаллизаторе.

Для студентов металлургических и материаловедческих специальностей высших учебных заведений, аспирантов, преподавателей и специалистов, работающих в металлургической области.



**Лакомский В. И., Лакомский В. В. Азот в жидких сталях и шлаках /**

Под ред. академика Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 2012. — 142 с.

В монографии приведены обобщенные результаты исследований поведения азота в сталях и шлаках, выполненные в основном в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Рассмотрены примеры производства высокоазотистых сталей различного назначения.

*Разделы книги:*

*Глава 1. Азот в жидком железе и жидких высокоазотистых сталях.*

*Глава 2. Азот в расплавах металлургических шлаков.*

*Глава 3. Современные технологические приемы производства азотсодержащих сталей.*

Может быть полезной для научных сотрудников и инженеров, занимающихся вопросами взаимодействия газов с металлами в пирометаллургических процессах.



*Заказы на книги просьба направлять в редакцию «Современная электрометаллургия»*

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

*E-mail: journal@paton.kiev.ua*



## КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК НА 2013 г.

Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организатор (контакты)
26–27.03	Москва, Россия	VI Международная конференция «МЕТАЛЛУРГИЯ-ИНТЕХЭКО-2013»	ГК «ИЗМАЙЛОВО»
03–05.04	Киев, Украина	Международные специализированные выставки «Kyiv Technical Trade Show-2013»	ВЦ КиевЭкспоПлаза ООО «ГДС-Экспо» Тел. +38 044 596-93-08
21–24.05	Запорожье, Украина	IX Международная специализированная выставка «ЛИТЬЕ-2013»	ЗТПП, ВЦ «Козак-Палац»
21–24.05	Запорожье, Украина	XXI Международная специализированная выставка промышленного оборудования и новых технологий «Машиностроение. Металлургия 2013» и IX международная специализированная выставка-конференция литейного производства «Литье 2013».	ЗТПП, ВЦ «Козак-Палац»
22–25.05	Пос. Ворзель, Киевская обл. Украина	VII Всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии»	03680, г. Киев, ул. Боженко, 11 Тел. 38 044 271 25 60
26–29.05	Донецк, Украина	XI Международная конференция «Ti-2013 в СНГ»	МА «Титан» <a href="http://titan-association.com">http://titan-association.com</a>
28.05–01.06	Пос. Кацивели, Крым, Украина	6-я международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов»	ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ Тел./факс: 38 044 200-82-77
25–28.06	Москва, Россия	Международные промышленные выставки «Металлургия. Литмаш-2013», «Трубы. Россия-2013», «Алюминий/Цветмет-2013».	Экспоцентр на Красной Пресне ЗАО «Металл-Экспо» Тел./факс: (495) 734-99-66
03–06.09	Донецк, Украина	«Промышленная неделя»: X международная специализированная выставка «МЕТАЛЛУРГИЯ-2013» и XII международная специализированная выставка «МАШИНОСТРОЕНИЕ-2013»	ВЦ "ЭКСПОДОНБАСС" E-mail: <a href="mailto:metal@expodon.dn.ua">metal@expodon.dn.ua</a>
10–13.09	Ижевск, Россия	Машиностроение. Металлургия. Металлообработка 2013 XII Международная специализированная выставка	ООО Удмуртия, ВЦ Тел./факс:(3412) 733532, 733585 <a href="http://www.vcudmurtia.ru">http://www.vcudmurtia.ru</a>
16–21.09	Эссен, Германия	SCHWEISSEN & SCHNEIDEN 2013 —18-я Международная выставка металлообрабатывающих технологий сварки, резки и обработки поверхностей	MESSE ESSEN <a href="http://www.schweissen-schneiden.com">www.schweissen-schneiden.com</a>
15–17.10	Киев, Украина	Промышленный форум «ПАТОН ЭКСПО» Сварка. Родственные технологии-2013	ВЦ «КиевЭкспоПлаза», <a href="http://www.weldexpo.com.ua">www.weldexpo.com.ua</a>
15–18.10	Днепропетровск, Украина	VIII международная выставка литейной продукции, оборудования, технологий и материалов для производства литья «ЛитЭкс 2013»	: ООО Экспо-центр "Метеор". УЗСД "Метеор" <a href="http://www.lityo.com.ua">www.lityo.com.ua</a>
16–18.10	Пекин, Китай	TiEXPO-2013 — 8-я Международная выставка технологий производства и продукции из титана	China International Exhibition Center (Beijing)
12–15.11	Москва, Россия	19-я международная промышленная выставка «Металл-Экспо-2013» включает три отдельные экспозиции: «МеталлСтройФорум-2013», «МеталлургМаш-2013» и «ТрансЛогистик-2013»	ЗАО «Металл-Экспо» ВВЦ (Павильоны 69, 75)
14–16.11	Волгоград, Россия	Промышленная неделя 2013. IV Специализированная выставка оборудования и технологий металлургической, машиностроительной, энергетической, электротехнической, нефтегазовой отраслей	Царицинская ярмарка Тел./факс:(+7-8442) 265034, 233377 <a href="http://www.zarexpo.ru">http://www.zarexpo.ru</a>
23–25.11	Киев, Украина	XII Международный промышленный форум–2013	МВЦ <a href="http://www.tech-expo.com.ua">www.tech-expo.com.ua</a>
25–26.11	Киев, Украина	Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» (Приурочена к 95-летию академика Б. Е. Патона)	ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ





## ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

### «Современная электрометаллургия»\*

1. Стандартный объем статьи 8–10 страниц текста (включая таблицы, библиографический список, рефераты, 5–6 рисунков; объем обзорной статьи может быть увеличен до 12–14 страниц). Текст печатается через 2 интервала шрифтом Times New Roman, 12 кегль.

Материал должен быть изложен кратко, без повторений в тексте данных таблиц и рисунков. На литературу, таблицы и рисунки давать ссылки в тексте.

Рисунки не следует перегружать второстепенными данными. Физические единицы и обозначения необходимо давать в Международной системе единиц СИ.

Публикацию статьи ускорит представление ее в электронном виде по e-mail в формате Word for Windows. Иллюстрации представляются в отдельных файлах в формате \*.tiff (300 dpi) для растровой графики или \*.cdg (версии не выше 11.0, 600 dpi) для векторной.

2. В статье должно быть не более 5 авторов (других, принимавших участие в работе, можно указать в сноске). В сведениях об авторах следует указывать место работы, должность, ученую степень, домашний адрес, телефон, адрес электронной почты (если такой есть). Кроме того, следует указать почтовый адрес организации, в которой работает автор на русском и английском языках (взять с официального сайта) и адрес электронной почты.

3. Статья должна включать реферат (объем 1400–1600 знаков с одним пробелом между словами) и ключевые слова (от 7 до 10 слов) на русском и английском языках. Реферат должен достаточно полно раскрывать содержание статьи. В нем должны быть четко поставлены цели и задачи, приведены методы, результаты, область применения и выводы.

4. Каждая статья должна содержать библиографический список, включающий не менее 8–10 ссылок (ссылки на собственные работы авторов и организацию, в которой работает автор, должны составлять не более четверти списка; ссылки на источники от 2000 г. обязательны).

Упомянутую в статье литературу следует оформлять в следующем порядке:

для книг — фамилия, инициалы автора(ов), полное название, город, издательство, год издания, общее количество страниц;

для журнальных статей — фамилия, инициалы автора(ов), название статьи, журнал, год издания, том, номер или выпуск, страницы (иностранские издания приводятся на языке оригинала);

для статей в сборнике — название статьи, авторы, название сборника, номер выпуска или тома, место издания, издательство (или издающая организация), страницы начала и конца статьи;

для интернет-ссылок — название ресурса, режим доступа.

5. Рукопись статьи должна быть подписана всеми авторами (или одним автором от имени авторского коллектива). К рукописи прилагается лицензионный договор по передаче авторских прав редакции журнала на публикацию статьи. Форма договора на сайте [www.paton.kiev.ua](http://www.paton.kiev.ua) или может быть выслана редакцией по электронной почте (по запросу).

Несоответствие подаваемых в редакцию материалов по пп. 1–5 настоящих правил может служить поводом для отказа в публикации.

Коллектив авторов опубликованной статьи имеет право получить без оплаты один экземпляр соответствующего номера журнала (при наличии запроса).

Публикация статей в журнале бесплатная, гонорар не выплачивается.

*Украина, 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11*

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

*Тел./факс: (38044) 200 82 77; 200 54 84; тел.: (38044) 205 22 07*

*E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua); [www.patonpublishinghouse.com](http://www.patonpublishinghouse.com); [www.rucont.ru](http://www.rucont.ru)*

\* Международный научно-теоретический и производственный журнал «Современная электрометаллургия» издается ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ ежеквартально с 1985 г. на русском языке (с 1985 по 2002 гг. издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии»), ISSN 0233-7681, подписной индекс 70693. Английская версия журнала переиздается под названием «Advances in Electrometallurgy» с 2009 г. (ISSN 1810-0384) издательством «Cambridge International Science Publishing» (Великобритания).

**ПОДПИСКА – 2013 на журнал «Современная электрометаллургия»**

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
160 грн	320 грн	900 руб.	1800 руб.	30 дол. США	60 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Пресс-центр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Современная электрометаллургия» доступна на сайте: <http://www.rucont.ru>.

Подписка возможна как на отдельные выпуски журналов, так и на весь архив, включающий все выпуски, начиная с 2009 в формате \*.pdf.

Доступна физическим и юридическим лицам.

**РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»****Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров**

- Первая страница обложки (190×190 мм)
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)
- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот А3 (400×290 мм)

**Контакты:**

тел./факс: (38044) 200-82-77;  
200-54-84; 205-22-07  
E-mail: journal@paton.kiev.ua

**Технические требования к рекламным материалам**

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм
- В рекламных макетах для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации

**Все файлы в формате IBM PC**

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

**Стоимость рекламы и оплата**

- Цена договорная

- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 13.03.2013. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,7. Усл. кр.-отг. 7,7. Уч.-изд. л. 9,5.

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