

**РЕДАКЦИОННАЯ
КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Д. Аблизер (Франция)
Г. М. Григоренко (Украина)
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
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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Махненко В. И., Медовар Л. Б., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И. Получение способом ЭШП ЖМ разнородного по длине слитка большого сечения с минимальной переходной зоной 3

Компан Я. Ю., Назарчук А. Т., Протокивилос И. В., Петров Д. А. Возможности использования импульсных электромагнитных воздействий в электрошлаковых процессах 8

Полишко А. А. Укрупнение слитков последовательным кольцевым электрошлаковым наплавлением 14

Протокивилос И. В., Скиба И. А., Петров Д. А. Технологические аспекты магнитоуправляемой электрошлаковой плавки и термомеханической обработки никелида титана 17

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Ахонин С. В., Кругленко М. П., Костенко В. И. Удаление включений карбида титана TiC при электронно-лучевой плавке титана 21

Стельмах Я. А. Механические свойства наноструктурных керметов на основе Al₂O₃, полученных электронно-лучевым осаждением в вакууме 25

Мушегян В. О., Потятнык Е. Н. Исследование структуры и механических свойств молибдена, полученного способом ЭЛПЕ 31

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Шаповалов В. А., Гниздыло А. Н., Якуша В. В., Никитенко Ю. А., Жиров Д. М., Гнатушенко А. В., Волченков Е. А. Особенности кристаллизационного рафинирования в процессе выращивания плоских монокристаллов тугоплавких металлов при плазменно-индукционной плавке 34

Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Жиров Д. М., Никитенко Ю. А., Гнатушенко А. В. Поведение газовых примесей при плазменно-дуговом переплаве заготовки, скомпактированной из стружки аустенитных нержавеющей сталей 43

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Григоренко Г. М., Пузрин А. Л., Атрошенко М. Г., Полещук М. А., Шевцов В. Л. Влияние высокотемпературного нагрева на свойства сталей при пайке композиционных корпусов фланцевых задвижек высокого давления 45

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Ковинский И. С., Горностай А. В. Наноразмерные дискретные покрытия оксида меди на кристаллах хлорида натрия, осажденные из паровой фазы в вакууме 50

ИНФОРМАЦИЯ

Ахонин С. В. Международная конференция «Ti-2012 в СНГ» 53

Клименко С. А., Копейкина М. Ю. Семинар технологов-машиностроителей 55

Плазменная очистка загрязненных вод 58

Достоверная идентификация материалов с помощью спектрохимического анализа 59

Диссертация на соискание ученой степени 65

Фердинанд Нестерович Тавадзе (К 100-летию со дня рождения) 66

Памяти Владимира Сергеевича Шумихина 67

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ
ООО «Международная компания «АНТАРЕС»
Институт титана

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

Publisher: International Association «Welding»

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. Paton

M. I. Gasik,

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

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

D. Ablitzer (France)
G. M. Grigorenko (Ukraine)
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
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

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Makhnenko V. I., Medovar L. B., Kozlitina S. S., Dzyubak L. I. Producing
by ESR LM method of large-section billet, heterogeneous in length, with
a minimum transition zone3

Kompan Ya. Yu., Nazarchuk A.T., Protokovilov I. V., Petrov D. A.
Possibilities of application of pulsed electromagnetic effects in electroslag
processes8

Polishko A. A. Enlargement of ingots by successive circumferential surfacing....14

Protokovilov I.V., Skiba I. A., Petrov D. A. Technological aspects of
magnetically-controlled electroslag melting and thermomechanical treatment
of titanium nickelide.....17

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S. V., Kruglenko M. P., Kostenko V. I. Removal of inclusions
of titanium carbide TiC in electron beam melting of titanium21

Stelmakh Ya. A. Mechanical properties of nanostructured cermets on
Al₂O₃ base, produced by electron beam deposition in vacuum25

Mushegyan V. O., Potyatynik E. N. Investigation of structure and mecha-
nical properties of molybdenum produced by EBCH melting method.....31

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

**Shapovalov V. A., Gnizdylo A. N., Yakusha V. V., Nikitenko Yu. A.,
Zhirov D.M., Gnatushenko A. V., Volchenkov E. A.** Specifics of crystal-
lization refining in the process of growing flat single crystals of refractory
metals in plasma-induction melting34

**Shapovalov V. A., Burnashev V. R., Zhirov D. M., Nikitenko Yu. A.,
Gnatushenko A. V.** Behavior of gas impurities in plasma-arc remelting of billet
compacted of chips of austenitic stainless steels.....43

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

**Grigorenko G. M., Puzrin A. L., Atroshenko M. G., Poleshchuk M. A.,
Shevtsov V. L.** Effect of high-temperature heating on properties of steels
in brazing of composite high-pressure stop valve bodies45

NEW MATERIALS

Kovinsky I. S., Gornostay A. V. Nanodimensional discrete coatings of copper
oxide on crystals of sodium chloride deposited from vapor phase in vacuum.....50

INFORMATION

Akhonin S. V. International Conference «Ti-2012 in CIS»53

Klimenko S. A., Kopejkina M. Yu. Seminar of technologists-machine builders55

Plasma purification of contaminated waters58

Verified identification of materials using spectral-chemical analysis.....59

Thesis for scientific degree65

Ferdinand Nesterovich Tavadze (Towards the 100th birthday).....66

In memory of Shumikhin Vladimir Sergeevich67

«Sovremennaya Elektrometallurgiya» journal
is published in English under the title of «Advances in Electrometallurgy»
by Cambridge International Science Publishing



УДК 669.117.56

ПОЛУЧЕНИЕ СПОСОБОМ ЭШП ЖМ РАЗНОРОДНОГО ПО ДЛИНЕ СЛИТКА БОЛЬШОГО СЕЧЕНИЯ С МИНИМАЛЬНОЙ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНОЙ

В. И. Махненко, Л. Б. Медовар,
С. С. Козлитина, Л. И. Дзюбак

Показана возможность путем непрерывного процесса электрошлаковой плавки в токоведущем кристаллизаторе с жидким присадочным металлом получать разнородные по высоте стальные слитки большого сечения с минимальной протяженностью переходной зоны в результате соответствующего управления глубиной жидкой металлической ванны слитка первого состава перед началом выплавки второй части слитка.

The feasibility is shown by using continuous process of electroslag melting in current-carrying mould with a molten filler metal to produce large-section steel ingots, heterogeneous in height, with a minimum length of transition zone using an appropriate control of depth of molten metal pool of ingot of the first composition before beginning of melting of the ingot second part.

Ключевые слова: разнородный по высоте слиток; управление глубиной жидкой металлической ванны; протяженность переходной зоны; управление подводимой мощностью

Развитие тяжелого машиностроения предъявляет все более сложные требования к заготовкам крупных элементов, в частности валам большого диаметра. Возникает необходимость в получении заготовок не просто большого сечения, а из соответствующих материалов с различными физическими свойствами как по сечению, так и по длине. Обычно проблему физической разнородности заготовки по ее длине решают с помощью сварки. Однако в случае заготовок большого сечения не всегда можно получить неразъемное соединение с применением сварки, поэтому поиск альтернативы сварной заготовке является актуальной задачей современного тяжелого машиностроения.

В данной работе рассматривается возможность применения способа ЭШП ЖМ с токоведущим кристаллизатором и жидким присадочным материалом при получении разнородного по высоте (длине) слитка круглого сечения путем соответствующей смены жидкого присадочного материала. Такая идея относительно легко реализуется для слитков небольшого поперечного сечения. При больших поперечных сечениях и соответственно больших глубинах жидкой ванны только за счет смены состава присадочного металла качественную заготовку получить очень трудно в случае, если физические свойства, определяющие разнородность слитка по высоте, отличаются существенно. Большая глубина

жидкой ванны обуславливает большую протяженность переходной зоны, что не всегда устраивает разработчика соответствующей техники.

В этой связи очень важно перед сменой присадочного металла иметь в выплавленной части слитка довольно мелкую жидкую ванну по всему поперечному сечению, что обеспечит качественное соединение (сплавление) разнородных частей слитка и небольшим протяженностью переходной зоны. Таким образом, перед сменой присадочного металла главной задачей является получение по всему поперечному сечению слоя жидкого металла в заданных пределах по глубине.

Предлагается после достижения необходимой высоты слитка $H_c^{(1)}$ прекращать подачу присадочного металла и, меняя соответствующим образом во времени подводимую мощность W в шлаке, снижать глубину металлической ванны.

Для количественного описания этой процедуры использовали метод математического моделирования поля электрического потенциала $U(r, z)$ в шлаке и, соответственно, поля тепловыделений $W(r, z)$ в шлаке с использованием зависимости

$$W(r, z, t) = \sigma(r, z, t) \left[\left(\frac{\partial U(r, z)}{\partial r} \right)^2 + \left(\frac{\partial U(r, z)}{\partial z} \right)^2 \right],$$

где $\sigma(r, z, t)$ — электропроводимость шлака в зависимости от температуры в точке r, z в момент времени t .



Зависимость проводимости шлака от температуры следующая:

$T, ^\circ\text{C}$	1500	1640	1675	1712	1750
$\sigma, 1/\text{Ом}\cdot\text{см}$	2,08	2,30	2,46	2,64	2,88

Распределение потенциала $U(r, z)$ (рис. 1) вычисляется для шлаковой ванны с помощью дифференциального уравнения, приведенного в работе [1],

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(r \sigma \frac{\partial U}{\partial r} \right) + r \frac{\partial}{\partial z} \left(\sigma \frac{\partial U}{\partial z} \right) = 0$$

при $z = 0 \quad \frac{\partial U}{\partial z} = 0$, при $r = 0 \quad \frac{\partial U}{\partial r} = 0$;

в пределах поз. 5 $U = U_0$;

в пределах поз. 6 $\frac{\partial U}{\partial r} = 0$;

в пределах поз. 7 $U = U_{\text{шл}}$;

на границе шлак–металл $U = 0$ (рис. 2).

Значение $U_{\text{шл}}$ определяют из условия баланса электрического тока на контуре шлаковой ванны, т. е.

$$\oint \sigma \frac{\partial U}{\partial r} = 0.$$

При решении задачи нестационарной теплопроводности на основе тепловыделений в шлаковой ванне и отвода тепла в кристаллизатор и окружающую среду с поверхностей шлаковой ванны, а также слитка в кристаллизатор определялось нестационарное температурное поле в шлаке и слитке при допущении, что слиток наращивается жидким металлом по высоте (оси z) начиная с поддона со скоростью v .

Теплофизические свойства материала слитка в зависимости от температуры следующие:

$T, ^\circ\text{C}$	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
$\lambda, \text{Вт}/\text{см}\cdot^\circ\text{C}$	0,11	0,12	0,14	0,15	0,17	0,19	0,20	0,23	0,24	0,25
$c_{\text{ж}}, \text{Дж}/\text{см}^3\cdot^\circ\text{C}$	5,11	5,19	5,30	5,46	5,72	6,11	6,41	6,29	6,49	6,70

При $T > 1460 \text{ } ^\circ\text{C}$ $\lambda = 0,83 \text{ Вт}/\text{см}\cdot^\circ\text{C}$, а при $1460 > T > 1400 \text{ } ^\circ\text{C}$ $c_{\text{ж}} = 27,07 \text{ Дж}/\text{см}^3\cdot^\circ\text{C}$. Для жидкого шлака $\lambda_{\text{шл}} = 1,0 \text{ Вт}/\text{см}\cdot^\circ\text{C}$, $c_{\text{шл}} = 6,75 \text{ Дж}/\text{см}^3\cdot^\circ\text{C}$.

Поскольку математическое описание указанной модели неоднократно применяли в работах [1, 2], то сразу приведем характерные результаты, связанные с получением стального слитка диаметром 1200 мм со скоростью $v = 6 \text{ мм}/\text{мин}$ при температуре заливаемого металла $T_0 = 1550 \text{ } ^\circ\text{C}$. На рис. 3 приведены данные относительно температурного поля в слитке и шлаке в момент времени $t = 2,75 \text{ ч}$ от начала плавки, когда высота выплавленного слитка соответствует 1000 мм для первой части заготовки из стали I с химическим составом, указанным в табл. 1.

Вторая часть слитка по химическому составу должна соответствовать стали II (табл. 1). Однако

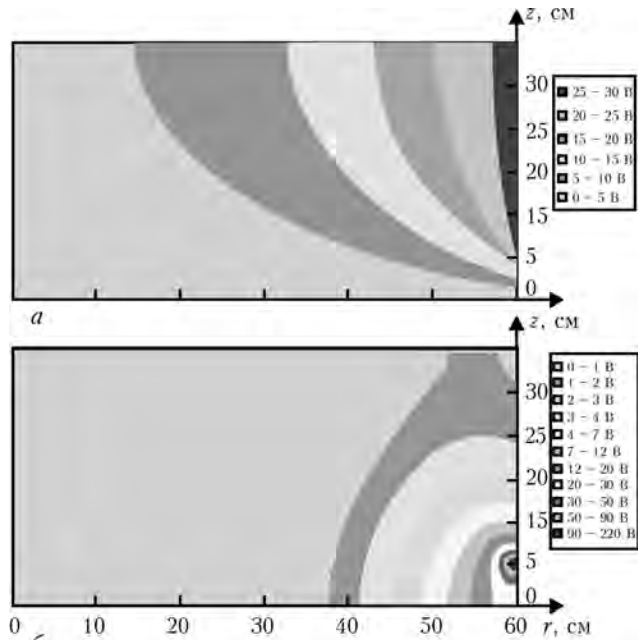


Рис. 1. Характерное распределение в шлаковой ванне при выплавке слитка диаметром 1200 мм электрического потенциала U (а) и тепловыделений W (б)

для упомянутого момента времени смена заливаемого металла при глубине жидкой металлической ванны примерно 700 мм из стали I приводит к большой протяженности переходной зоны, что неприемлемо во многих случаях.

В этой связи, рассматривали возможность сокращения глубины металлической ванны, продолжая процесс нагрева–охлаждения слитка при скорости $v = 0$ (рис. 3).

Управление параметрами жидкой металлической ванны на этой стадии производили путем варьирования во времени подводимой мощности W_0 . Если на первой стадии $W_0 = 824 \text{ кВт}$ при $U_0 = 27 \text{ В}$, то на стадии уменьшения глубины металлической ванны перед началом выплавки второй части слитка

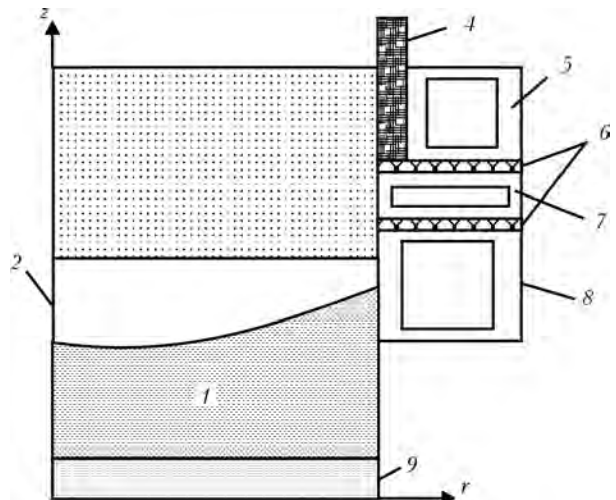


Рис. 2. Схема плавки ЭШП в токоведущем кристаллизаторе: 1 – слиток; 2 – металлическая ванна; 3 – шлак; 4 – графитовая футеровка; 5 – токоведущий кристаллизатор под напряжением U ; 6 – изолятор; 7 – кристаллизатор, шунтирующий шлаковую ванну; 8 – кристаллизатор; 9 – поддон

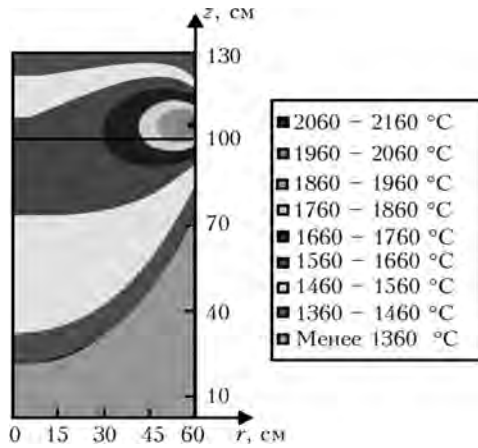


Рис. 3. Изотермы в сечении (z, r) в слитке диаметром 1200 мм после 2,75 ч плавки в токоведущем кристаллизаторе со скоростью 0,1 см/с; эффективная мощность $W_0 = 824$ кВт, напряжение 27 В

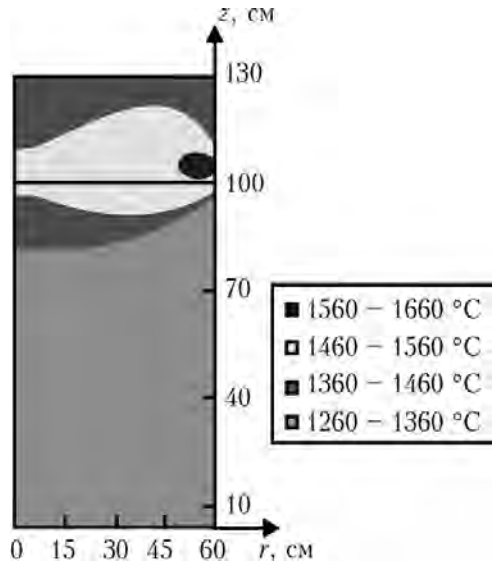


Рис.5. Изотермы в сечении (z, r) в слитке диаметром 1200 мм после 23 ч активного (управляемого) охлаждения

из стали II эта мощность изменялась во времени от $0,5W_0$ до $1,2W_0$.

На рис. 4 приведен график изменения мощности W во времени, полученный в результате численных экспериментов при управлении геометрическими параметрами положения изотермы 1460 °C (температура плавления), соответствующей границе жидкой металлической ванны.

Параметр H_1 соответствует глубине жидкой металлической ванны по центру слитка при $r = 0$, H_2 — то же у поверхности контакта с кристаллизатором, H — положение изотермы $T_{пл}$ в шлаковой ванне на оси слитка. На рис. 4 приведена кинетика изменения этих параметров во времени при выдержке слитка на стадии подготовки к заливке стали II 23 ч. На рис. 5 показана металлическая ванна после 23 ч длительности этой стадии. Видно, что по сравнению с данными, приведенными на рис. 3, размеры жидкой металлической ванны резко уменьшились за счет довольно значительных энергетических затрат — примерно 18200 кВт·ч, что приблизительно в 8 раз выше, чем на первой стадии, однако по сравнению с затратами на стыковку способами электрошлаковой сварки либо контактной оплавлением указанные энергетические затраты сопоставимы, но при этом не требуется для соединения слитков смены мощного оборудования. На рис. 5 показано изменение размера переходной зоны для полученной жидкой металлической ванны с химическим содержанием стали I при возобновлении процесса выплавки

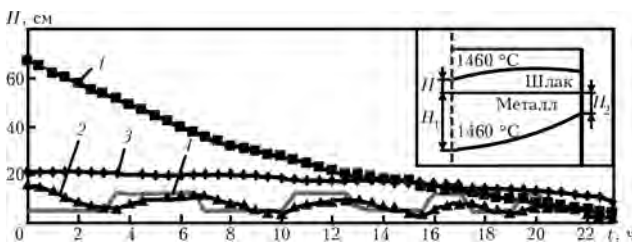


Рис. 4. Управление размерами жидкой металлической ванны в слитке диаметром 1200 мм за счет изменения $W(t)$ при нулевой подаче жидкого металла ($W_0 = 824$ кВт, напряжение 27 В): 1 — H_1 ; 2 — H_2 ; 3 — H ; 4 — W

для стали II на прежних режимах, т. е. при $v = 6$ мм/мин, $W_0 = 824$ кВт.

В общем случае, если известны химический состав $X(t)$ жидкой металлической ванны объемом $G(t)$ в момент времени t и объемная скорость вне- сечения жидкого металла $\frac{\pi D^2}{4}v(t)$ с химическим составом X_{III} , то за промежуток времени Δt химический состав жидкой металлической ванны $X(t + \Delta t)$ определяется зависимостью

$$X(t + \Delta t) = \frac{X(t + \Delta t)[2G(t) - G(t + \Delta t)] + X_{III}(t)\frac{\pi D^2}{4}v(t)\Delta t}{2G(t) - G(t + \Delta t) + \frac{\pi D^2}{4}v(t)\Delta t} \quad (1)$$

Из выражения (1) следует, что по мере развития процесса выплавки слитка состава X_I за счет разбавления предыдущего состава ванны составом X_{III} можно регулировать состав жидкой металлической ванны. Естественно, что состав X_{II} , отличающийся от эффективного состава X_{III} , будет иметь довольно протяженную переходную зону. Жидкая металлическая ванна на рис. 5 имеет объем $G_H = 71200$ см³. Как показано на рис. 6, ее объем со времени начала процесса формирования переходной зоны t_H меняется по закону

$$G(t) = G_H + \pi \frac{D^2}{4}v\tau, \quad (2)$$

где $\tau = t - t_H$ при $\tau < 30$ мин.

С учетом уравнений (1) из (2) получим зависимость для эффективного состава X_{III} при переходе от X_I к X_{II} :

$$X_{III} = X_{II} + \frac{4G_H}{\pi D^2 v \tau} (X_{II} - X_I). \quad (3)$$

Пример. Требуется получить вал диаметром 1200 мм из двух сталей:

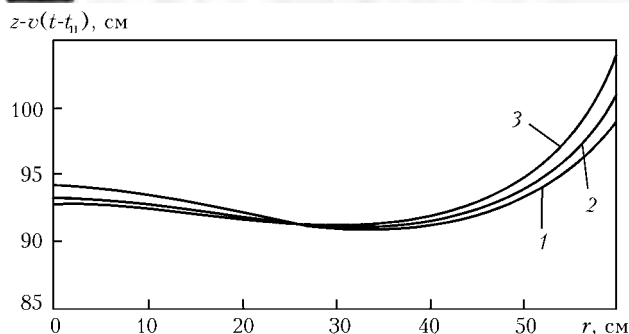


Рис. 6. Изменение зоны проплавления слитка из стали I в течение времени τ от начала подачи материала из стали II: 1 – 10; 2 – 20; 3 – 30 мин

Сталь I: 0,15 C; 0,50 Si; 0,40 Mn; 0 Ni; 9 Cr; 1,0 Mo;

Сталь II: 0,40 C; 0,20 Si; 0,70 Mn; 2,0 Ni; 0,8 Cr; 0,2 Mo.

В табл. 1 приведены результаты расчета по формуле (3) X_{III} для варианта плавки, когда химический состав I соответствует X_I , а стали II – X_{II} в различные моменты времени $\tau = t - t_n$ и, наоборот, состав стали II соответствует X_I , а состав стали I – X_{II} . Там же даны результаты расчета химического состава жидкой металлической ванны по выражению (1) до момента $t_n + \tau$ (шаг прослеживания $\Delta t = 50$ с).

Из результатов, приведенных в табл. 1, следует, что вариант X_I –сталь II более рационален с позиций уменьшения значения $v\tau$ при достижении в момент $t_n + \tau$ состава жидкой ванны, близкой к X_{II} данной последовательности.

Из табл. 1 видно, что удовлетворительная близость состава жидкой ванны к составу X_{II} достигается за $v\tau = 0,6 \cdot 20 = 12$ см, в то время как для

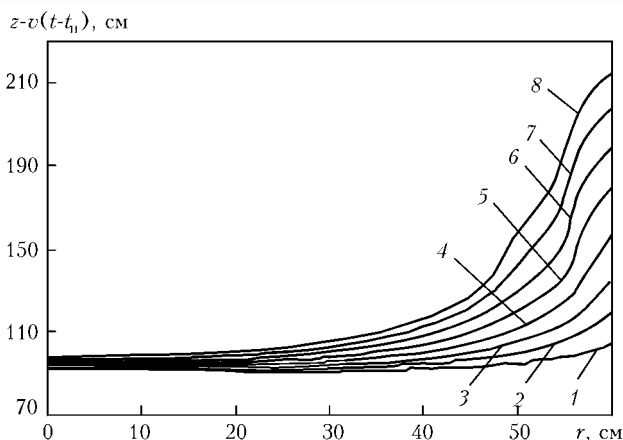


Рис. 7. Изотермы 1460 °C или донная часть жидкой металлической ванны в моменты времени t от начала четвертого этапа выплавки слитка, где номера n кривых 1–8 определяют время $t = 0,5n$ ч

варианта X_I –сталь I даже при $v\tau = 24$ см расхождения по хром с X_{II} весьма существенные.

Таким образом, получение разнородного по длине стального слитка большого сечения с умеренной протяженностью переходной зоны способом ЭШП ЖМ в токоведущем кристаллизаторе и жидким присадочным металлом в общем случае рационально проводить непрерывно в четыре этапа:

первый – выплавка первой части слитка составом X_I ($0 < t \leq t_n^{(1)}$);

второй – уменьшение размеров жидкой ванны при $v = 0$ и переменной мощности W_0 ($t_n^{(1)} < t < t_n$);

третий – формирование переходной зоны за счет присадки состава X_{III} ($t_n < t < t + \tau$);

четвертый – выплавка второй части слитка ($t + \tau < t \leq t_n^{(2)}$).

Таблица 1. Результаты расчета для X_I (сталь I), X_{II} (сталь II) составов присадки X_{III} и жидкой металлической ванны при различных значениях τ , мин

Элемент	$X_I, \%$	$X_{II}, \%$	10		20		30		40	
			X_{III}	$X_{(t_n + \tau)}$	X_{III}	$X_{(t_n + \tau)}$	X_{III}	$X_{(t_n + \tau)}$	X_{III}	$X_{(t_n + \tau)}$
X_I (сталь I) и X_{II} (сталь II)										
C	0,15	0,40	0,66	0,40	0,53	0,41	0,49	0,41	0,47	0,40
Si	0,50	0,20	0	0,25	0,04	0,19	0,95	0,19	0,12	0,19
Mn	0,40	0,70	1,01	0,71	0,86	0,71	0,80	0,71	0,78	0,71
Ni	0	2,0	4,10	2,08	3,05	2,06	2,70	2,05	2,53	2,04
Cr	9,0	0,8	0	4,44	0	2,04	0	2,18	0	1,72
Mo	1,0	0,2	0	0,49	0	0,33	0	0,24	0	0,19
X_I (сталь II) и X_{II} (сталь I)										
C	0,40	0,15	0	0,23	0,02	0,17	0,06	0,14	–	–
Si	0,20	0,50	0,81	0,41	0,86	0,47	0,69	0,51	–	–
Mn	0,70	0,40	0,08	0,49	0,24	0,43	0,29	0,39	–	–
Ni	2,00	0	0	0,99	0	0,65	0	0,48	–	–
Cr	0,80	9,0	17,62	6,40	13,31	8,26	11,87	9,20	–	–
Mo	0,20	1,0	1,84	0,75	1,42	0,93	1,28	1,02	–	–



Таблица 2. Средний химический состав жидкой ванны или кристаллизующегося объема для момента времени $t = 0,5n$ ч для вариантов последовательности выплавки сталь I–сталь II

Элемент	Номер варианта							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Сталь I–сталь II								
C	0,389399	0,391633	0,394996	0,396517	0,397381	0,397942	0,398335	0,398623
Si	0,212719	0,210038	0,206002	0,204177	0,203140	0,202467	0,201996	0,201631
Mn	0,687279	0,689959	0,693995	0,695819	0,696857	0,697530	0,698001	0,698347
Ni	1,915201	1,933071	1,959978	1,972141	1,979057	1,983545	1,986684	1,988986
Cr	2,175978	1,886010	1,449402	1,252038	1,139806	1,066994	1,016061	0,978704
Mo	0,241775	0,232971	0,219715	0,213723	0,210316	0,208105	0,206559	0,205425
Сталь II–сталь I								
C	0,143984	0,146705	0,147796	0,148379	0,148741	0,148987	0,149163	0,149295
Si	0,507217	0,503951	0,502643	0,501943	0,501509	0,501215	0,501003	0,500845
Mn	0,392781	0,396046	0,397355	0,398056	0,398490	0,398784	0,398996	0,399154
Ni	0,483550	0,264787	0,177151	0,130214	0,101121	0,081408	0,067236	0,056633
Cr	9,197284	9,108030	9,072276	9,053126	9,041256	9,033213	9,027431	9,023105
Mo	1,019247	1,010539	1,007051	1,005182	1,004024	1,003240	1,002676	1,002254

При этом первый и четвертый этапы реализуются на стандартных режимах процесса ЭШП однодольного слитка.

Для второго этапа необходимы численные эксперименты на стадии разработки и экспериментального контроля глубины жидкой металлической ванны при реализации.

На третьем этапе требуются относительно простые расчеты на стадии проектирования технологии с учетом металлургических (металловедческих) проблем, связанных с составом переходной зоны при достаточно низких скоростях охлаждения.

На рис. 7 и в табл. 2 приведены результаты моделирования четвертого этапа выплавки слитка при двух последовательностях ведения процесса в соответствии с табл. 1. Из данных рис. 7 видно, что переходная зона наиболее существенно проявляется в поверхностных слоях слитка, поскольку тепловой режим выплавки на этом этапе при сохранении энергетических параметров первого этапа приводит к увеличению глубины жидкой металлической ванны по сравнению с таковой при эквивалентных моментах времени выплавки первой части слитка. Если к концу первого этапа $t_n = 2,75$ ч, $H_2 \approx 25$ см и $H_1 \approx 70$ см, то в эквивалентный момент четвертого этапа (кривая 5, рис. 7) соответственно $H_2 \approx 28$ см и $H_1 \approx 100$ см при положении зеркала металлической ванны $z = 198$ см, что обусловлено избыточным энергетическим режимом плавки для рассматриваемого примера.

Выводы

1. Показана возможность путем непрерывного процесса ЭШП ЖМ в токоведущем кристаллизаторе с

жидким присадочным материалом получать разнородный по высоте стальной слиток большого сечения с минимальной протяженностью переходной зоны.

2. Разработан алгоритм снижения глубины жидкой ванны путем периодического изменения подводимой к шлаковой ванне электрической мощности и скорости подачи жидкого металла. На примере стального слитка диаметром 1200 мм показано, что такое управление позволяет исходную жидкую ванну глубиной около 700 мм свести к ванне с глубиной примерно 100 мм, достаточно одинаковой по радиусу.

3. Предлагаемое изменение глубины металлической ванны связано с достаточно высокими затратами электрической энергии, сопоставимой с ЭШС слитков соответствующего сечения, но при этом не требуется смена мощного оборудования.

4. Показано, что протяженность переходной зоны существенно меняется по радиусу слитка. В центре она минимальная, а у стенки кристаллизатора ее протяженность возрастает.

5. Рассмотренный алгоритм управления глубиной жидкой металлической ванны при ЭШП ЖМ можно использовать на стадиях окончания процесса для оптимизации размеров усадочной раковины.

1. *Тепловые процессы при ЭШП* / Б. И. Медовар, В. Л. Шевцов, Г. С. Маринский и др. — Киев: Наук. думка, 1978. — 303 с.
 2. *Исследование параметров электрошлаковой плавки в токоведущем кристаллизаторе* / Ю. М. Кусков, В. И. Ус, С. В. Томиленко и др. // Пробл. спецэлектротехнологии. — 1995. — № 3. — С. 24–28.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
 Поступила 30.01.2012



УДК 669.187.56.001.3

ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ В ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫХ ПРОЦЕССАХ

Я. Ю. Компан, А. Т. Назарчук,
И. В. Протокилов, Д. А. Петров

Разработаны и исследованы новые способы интенсификации магнитогидродинамического влияния на кристаллизацию металла в процессе магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП). Совершенствование процесса МЭП осуществляли на основе различных схем импульсных воздействий внешних магнитных полей. Показана принципиальная возможность использования энергии электрических разрядов емкостных накопителей на внешний магнитный контур или непосредственно в зоне плавки.

New methods of intensifying the MHD-effect on metal crystallization in the process of magnetically-controlled electroslag melting (MEM) are developed and investigated. The MEM process was subjected to improvement using different schemes of pulsed effects of external magnetic fields. Shown is the principal possibility of applying the energy of electrical discharges of capacitors to external magnetic circuit or directly in the zone of melting.

Ключевые слова: магнитоуправляемая электрошлаковая плавка; импульсное магнитное поле; электромагнитное воздействие; электрический разряд

В последнее время большое внимание уделяется эффективности управления магнитогидродинамическими (МГД) процессами электрошлаковых способов сварки и плавки [1], а также вопросам интенсификации электромагнитного воздействия на металлургический расплав при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке (МЭП) [2], в частности для получения жаропрочных титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения [3, 4].

Принципиальная особенность усовершенствованной технологии МЭП состоит в использовании импульсного воздействия внешних магнитных полей на процессы плавки и кристаллизации слитков титановых сплавов [2, 3]. Основными показателями, определяющими эффективность такого воздействия на гомогенизацию и кристаллическое строение слитков, являются не только уровень магнитной индукции внешнего поля, но и продолжительность импульсов его действия, а также пауз между ними. При этом положительных результатов по измельчению кристаллической структуры слитков достигали в случае, когда импульсное воздействие внешнего магнитного поля вызывало циклические пульсации тока плавки, приводящие к дискретно-порционным тепловложениям в шлаковую ванну. Описание такого взаимодействия и циклограмма процесса плавки даны в работе [2].

Дальнейшее совершенствование и оптимизация импульсного воздействия продольных магнитных полей на процесс МЭП показали, что упомянутые изменения тока плавки могут достигать 80 % его действующего значения.

Наряду с высокой эффективностью импульсного электромагнитного воздействия на процесс плавки его реализация в кристаллизаторах диаметром 160... 220 мм связана с определенными трудностями. Прежде всего это сложность в обеспечении требуемых значений магнитной индукции при увеличении диаметров кристаллизаторов, обусловленная неприемлемыми массогабаритными показателями магнитных контуров, необходимых для ее получения.

В этой связи для интенсификации импульсного влияния магнитных полей на процесс плавки перспективным представляется использование энергии электрических разрядов емкостных реакторов.

В результате проведения предварительных экспериментов сделан вывод о целесообразности использования энергии разрядов не только на внешний магнитный контур, но и непосредственно в зоне плавки. В последнем случае используется влияние на кристаллизацию металла взаимодействия рабочих токов плавки и дополнительных токов управления этими процессами.

Вопросам перспективности использования энергии электрических разрядов, как в военных [5], так и гражданских целях [6] в последнее время уделяется большое внимание.

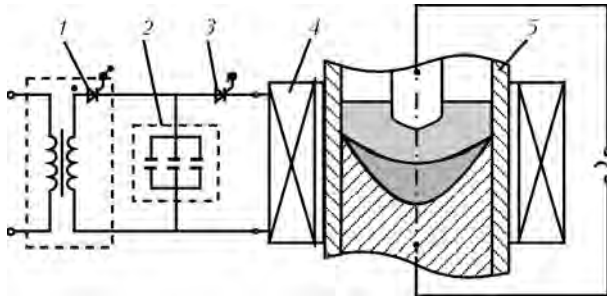


Рис. 1. Принципиальная схема плавки с использованием энергии электрических разрядов на внешний магнитный контур: 1 — тиристорный ключ зарядного устройства; 2 — емкостный накопитель электрических зарядов; 3 — тиристорный ключ разрядного контура; 4 — соленоид; 5 — кристаллизатор

Эффективность применения энергии электрических разрядов, т. е. энергии управляемых взрывов (гидродинамических ударов), для технологических целей определяется значением переносимого электрического заряда и временем его действия. При этом пиковые значения управляемых кратковременных импульсов тока могут достигать тысяч ампер [7, 8].

Таким образом, одними из важнейших параметров электрошлакового процесса в этом случае являются уровень переносимых электрических разрядов и их частота или электрическая мощность серии импульсных воздействий.

Следует отметить, что примерами полезных импульсных периодических воздействий могут служить сварка импульсной дугой неплавящимся электродом в аргоне [9] и импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программированием процесса [10]. В качестве фактора управления процессом дуговой сварки рассматривали дискретное формирование швов [11]. Для дальнейшего совершенствования порционно-дискретного формирования швов предлагали использование независимо управляемого разряда конденсаторов непосредственно в дуговой промежутке [12]. Кроме того, конденсаторные разряды используются при контактной сварке [13].

Определенный интерес может представлять рассмотрение технологических возможностей современных источников питания для дуговой сварки. Однако несмотря на возможность генерирования этими источниками электрических импульсов и некоторое сходство в решении поставленных задач [14, 15] подход, рассматриваемый нами, в упомянутых работах не использовался.

Цель настоящей работы на ранней стадии исследований способов управления кристаллизацией слитков посредством электромагнитных разрядов заключается в создании соответствующей экспериментальной базы и обеспечении интенсивного гидродинамического воздействия на металлургический расплав без нарушения устойчивости электрошлакового процесса.

В соответствии с поставленной целью изучали способы МГД воздействия на кристаллизирующийся расплав, предусматривающие использование энергии электрических разрядов на магнитный кон-

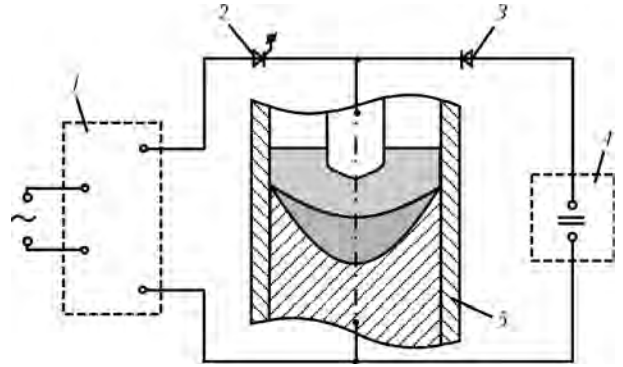


Рис. 2. Принципиальная схема плавки с использованием энергии электрических разрядов непосредственно в зоне плавки: 1 — зарядно-разрядный контур; 2 — тиристорный ключ для управления разрядами; 3 — защитный вентиль; 4 — источник питания процесса плавки постоянным током; 5 — кристаллизатор

тур (соленоид, охватывающий кристаллизатор); энергии электрических разрядов непосредственно в зоне плавки и кристаллизации металла слитка; импульсов разрядов на магнитный контур (или непосредственно в зоне плавки и кристаллизации слитка), синхронизированных с изменением места подключения рабочих токов плавки; дополнительных токов управления, создаваемых в металлургической ванне независимым источником питания.

Принципиальные схемы МГД воздействия на кристаллизирующийся расплав в соответствии с предложенными способами представлены на рис. 1–3. Основными техническими характеристиками источника питания энергией электрических разрядов являются общая емкость накопителей электрических зарядов (примерно 0,07 Ф) и напряжение разрядного контура (110... 310 В).

В случае использования энергии разрядов непосредственно в зоне плавки, а также при сочетании этого процесса с разновидностями дополнительных МГД воздействий применяли постоянный ток. Для этого создана специальная приставка для плавки на рабочих токах около 8000 А. Применение данного устройства позволяет реализовать и другие способы интенсификации МГД воздействий в процессе плавки, например разряд в зоне плавки в со-

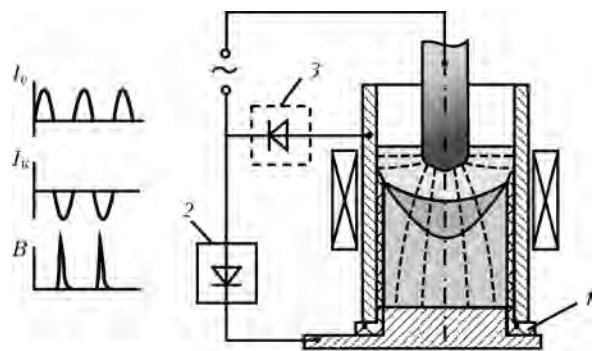


Рис. 3. Принципиальная схема плавки с использованием энергии электрических разрядов на внешний магнитный контур в сочетании с изменением места подключения рабочих токов плавки: 1 — электронизоляционная прокладка; 2, 3 — вентильные водоохлаждаемые блоки; I_c — ток слитка; I_k — ток кристаллизатора; B — индукция внешнего магнитного поля



Таблица 1. Параметры процесса МЭП с импульсным воздействием магнитного поля в зависимости от диаметров кристаллизаторов

Диаметр, мм		Плавка			Внешнее магнитное поле			Структура металла слитка
Кристаллизатора	Электрод	Род тока	Ток*, А	Напряжение, В	Индукция, Тл	Продолжительность импульса, с	Продолжительность паузы, с	
65	40	Переменный	400↔2000	36...38	0,15	1	10	Мелкозернистая, дезориентированная
80	65		800↔4000	36...38	0,21	1	10	
100	75		1150↔5800	36	0,25	2	10	
140	100		1200↔6300	36...38	0,38	3	15	Переходная
160	120	Постоянный	7000...7800	36...38	–	–	–	Крупнокристаллическая, ориентированная
220	160		9000...9500	36...38	–	–	–	
80	65	150↔4000	36...38	0,21	1	10	Мелкозернистая	

* Форма записи здесь и в табл. 2–4 показывает, что ток плавки под воздействием внешних магнитных полей изменяется в указанных пределах.

четании с импульсным воздействием на внешний магнитный контур по традиционной схеме [2].

Методика работы предусматривала выполнение серии экспериментов по плавке титановых сплавов в кристаллизаторах диаметром 65...120 мм. Сравнительные исследования особенностей кристаллизации проводили с использованием энергии электрических разрядов на внешний магнитный контур, а также непосредственно в зоне плавки. Для повышения эффективности таких разрядов осуществляли их синхронизацию с изменением места подключения рабочих токов плавки таким образом, чтобы управляемые разряды действовали при подводе рабочих токов плавки, например через кристаллизатор (рис. 3).

Для дополнительного повышения эффективности МГД воздействий разрядные импульсы осуществлялись отдельными сериями (3...5 импульсов в течение $\tau_{с.и} = 1,5...3,0$ с), чередуясь с паузами ($\tau_{п} = 7...15$ с), когда упомянутые разряды не действовали. Паузы между отдельными импульсами разрядов в сериях не превышали 0,1 с. Полученные данные сопоставляли с результатами экспериментов по плавкам, выполняемым с использованием импульсного воз-

действия внешних магнитных полей по схеме, описанной в работе [2]. Основные параметры таких экспериментов представлены в табл. 1.

При оценке эффективности исследуемых способов МГД воздействий особое внимание уделяли кристаллизации металла слитков.

Обсуждение результатов исследований. Основные результаты экспериментов представлены на рис. 4–6 и в табл. 1–4.

Экспериментально установлена возможность использования энергии управляемых электрических разрядов на магнитный контур (соленоид, охватывающий кристаллизатор) и в металлургическом расплаве без нарушения устойчивости электрошлакового процесса.

Эксперименты подтвердили, что использование энергии разрядов непосредственно на внешний магнитный контур позволяет ощутимо повысить эффективность МГД воздействия на металлургический расплав при меньших средних значениях токов в цепи магнитного контура и его массогабаритных показателей. Объясняется это тем, что пиковые токи в цепи контура могут в сотни раз превышать средние действующие значения токов [7, 8]. Значения пиковых токов зависят от уровня энергии электрического заряда, напряжения на разрядном контуре и общего сопротивления магнитного контура, которое также определяет длительность импульса разряда.

Что касается выбора и уточнения указанных параметров применительно к процессу МЭП, то требуются дополнительные исследования.

Именно формированием импульсных токов с выделением требуемого количества энергии в импульсе определяется эффективность МГД воздействий при электрических разрядах на внешний маг-

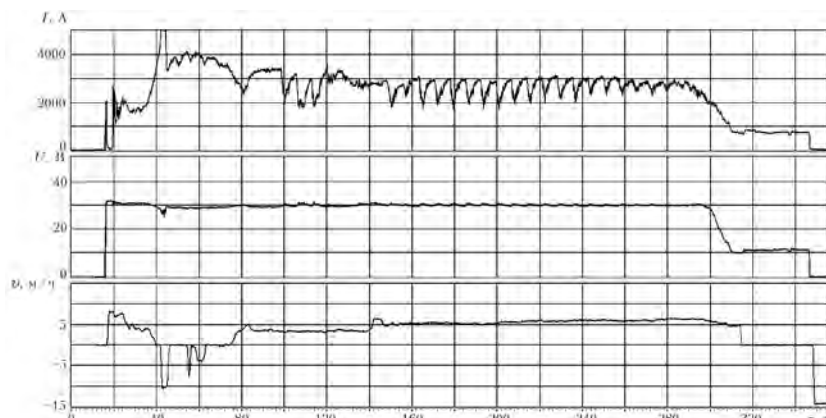


Рис. 4. Регистрограмма процесса МЭП с использованием энергии электрических разрядов на внешний магнитный контур (ток плавки переменный)



нитный контур или в металлургической ванне. В наших экспериментах энергия импульсов отдельных разрядов изменялась в пределах 896... 1134 Дж. При этом для конкретного значения тока плавки требуется определенное значение энергии разряда. Используемые нами разряды (примерно 1134 Дж) хотя и обеспечивают эффективную гомогенизацию литого металла, но их энергии недостаточно для мелкозернистого дробления кристаллитов.

Созданный нами экспериментальный источник питания может обеспечить получение энергии разряда отдельного импульса до 4287 Дж. Однако разряды такого уровня мы пока не использовали. Требуется проведение дополнительных работ по выбору приемлемых значений электрической емкости накопителей зарядов и соответствующих им напряжений.

Показано, что эффективность использования энергии управляемых разрядов ощутимо повышается при синхронизации их воздействия с изменением места подключения рабочих токов плавки.

Несомненный интерес представляет сопоставление воздействий на процесс плавки импульсных магнитных полей, формирующихся по традиционной схеме [2], и энергии электрических разрядов на магнитный контур. Как показано в работе [2], импульсное воздействие магнитных полей обуславливает дискретно-порционные тепловложения вследствие пульсаций рабочих токов плавки. Использование энергии импульсов электрических разрядов также приводит к вынужденным пульсациям рабочих токов плавки. Причем в случае применения постоянного тока плавки такие пульсации возможны при меньших его значениях, в сравнении с переменным (рис. 4, 5).

Анализ результатов, представленных в табл. 2, хотя и показывает возможность и эффективность использования электрических разрядов на внешний магнитный контур, в то же время свидетельствует о необходимости проведения дополнительных исследований в этом направлении. Дело в том, что в экспериментах применяли внешние магнитные контуры, усовершенствованные ранее для реализации импульсных воздействий по схеме, представленной в работе [2]. Активное сопротивление этих контуров составляло 0,05... 0,068 Ом при значениях индуктивности $1,5 \cdot 10^{-3}$... $1 \cdot 10^{-2}$ Гн. Таким образом, общее сопротивление контура при частоте разрядов 3... 5 1/с, составляло 0,0685... 0,32 Ом. Следовательно, максимальные пиковые токи отдельных разрядов при напряжении 180 В будут изменяться в пределах 580... 2647 А.

В наших экспериментах только магнитный контур для кристаллизатора диаметром 65 мм имел приемлемые характеристики (активное сопротивление 0,005 Ом, индуктивность $7 \cdot 10^{-5}$ Гн). В этом случае пиковые токи могли достигать $33 \cdot 10^3$ А, что

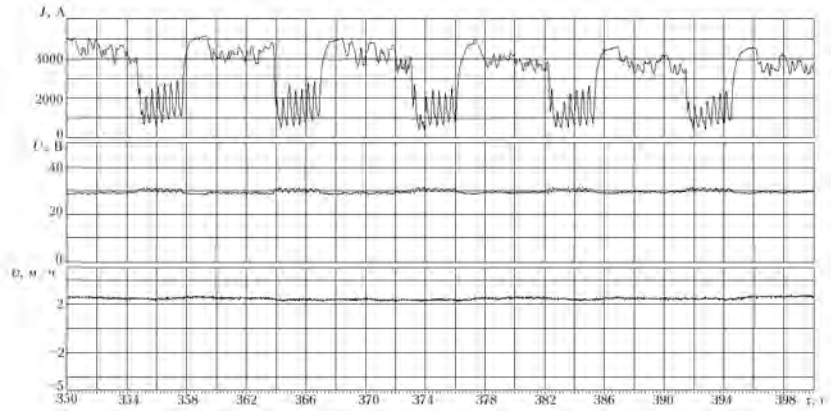


Рис. 5. Фрагмент регистрограммы процесса МЭП с использованием энергии электрических разрядов на внешний магнитный контур (ток плавки постоянный)

подтверждает необходимость совершенствования магнитных контуров для применения энергии электрических разрядов при МЭП.

В случае использования электрических разрядов непосредственно в зоне плавки (табл. 3) при энергии разряда до 1134 Дж МГД влияние на кристаллизацию слитков практически не отмечалось. Вероятно, что это связано с недостаточным уровнем энергии электрических разрядов. Реализация такого процесса плавки возможна, и это направление исследований нам представляется перспективным.

Данные, представленные в табл. 4, свидетельствуют о возможности осуществления процесса плавки, сочетающего использование импульсного внешнего магнитного поля и воздействие энергии электрических разрядов непосредственно в зоне плавки без нарушения устойчивости электрошлакового процесса. Для оптимизации таких воздействий также требуются дополнительные исследования.

Результаты исследований, выполненных на данном этапе, позволяют предположить, что для достижения целей, поставленных в нашей работе, перспективным является использование способов МГД воздействия, основанных на применении энергии электрических разрядов на внешний магнитный контур. Предлагаемые средства импульсных элек-

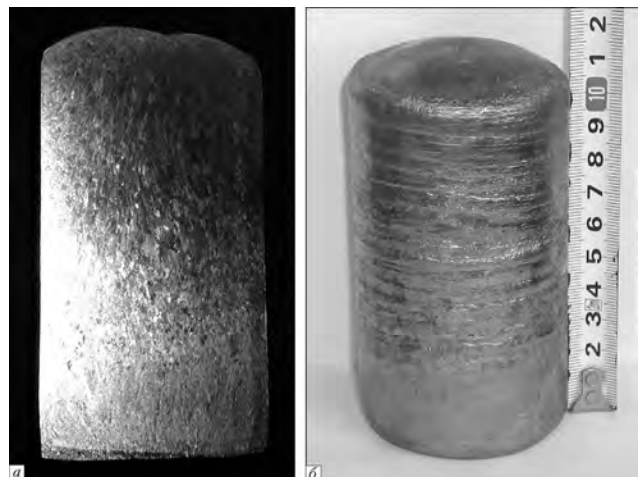


Рис. 6. Внешний вид (а) и макроструктура (б) титанового слитка, выплавленного с использованием энергии электрических разрядов на внешний магнитный контур



Таблица 2. Параметры процесса МЭП с использованием энергии электрических разрядов на внешний магнитный контур (ток плавки переменный)

Диаметр, мм		Плавка		Частота разрядов, 1/с	Продолжительность, с		Структура слитка
Кристаллизатора	Электрода	Ток, А	Напряжение, В		$\tau_{с.и}$	$\tau_{п}$	
65	40	400↔2100	36...38	4...5	3,0	7	Мелкозернистая
100	75	1100↔5800	37...38	3...5	3,5	9	Переходная
140	100	1260↔6300	36...38	3...5	3,5	10	

Примечание. Здесь и в табл. 3 емкость накопителя электрических зарядов составляет 0,07 Ф, напряжение — 180 В; энергия импульса — 1134 Дж.

Таблица 3. Параметры процесса МЭП с использованием энергии электрических разрядов непосредственно на зону плавки (ток плавки постоянный)

Диаметр, мм		Плавка		Частота разрядов, 1/с	Продолжительность, с		Структура слитка
Кристаллизатора	Электрода	Ток, А	Напряжение, В		$\tau_{с.и}$	$\tau_{п}$	
65	40	1800↔2100	36...38	4...5	3,0	7	МГД влияние не отмечалось
80	65	3500↔4000	36...38	3...5	3,5	9	
100	75	5500↔5800	36...38	3...5	3,5	9	

Таблица 4. Параметры процесса МЭП с импульсным воздействием внешнего магнитного поля в сочетании с использованием энергии электрических разрядов непосредственно на зону плавки (ток плавки постоянный)

Диаметр, мм		Плавка		Внешнее магнитное поле			Зона плавки			Структура слитка
Кристаллизатора	Электрода	Ток, А	Напряжение, В	Индукция, Тл	Продолжительность, с		Частота разрядов, 1/с	Продолжительность, с		
					$\tau_{с.и}$	$\tau_{п}$		$\tau_{с.и}$	$\tau_{п}$	
65	40	150↔2000	36...38	0,15	1	10	4...5	3,0	7	Мелкозернистая
80	65	250↔4000	36...38	0,21	1	10	4...5	3,5	9	
100	75	350↔5800	36...38	0,28	2	11	3...5	3,5	9	

тромагнитных воздействий с использованием различных токов плавки (переменных, постоянных), позволяют существенно расширить технологические возможности процессов, в которых они будут применяться.

По результатам исследований получены патенты на полезную модель и изобретение [17, 18].

Выводы

1. Показана принципиальная возможность использования при МЭП энергии электрических разрядов емкостных накопителей на внешний магнитный контур или непосредственно в металлургической ванне.

2. Создано экспериментальное оборудование для проведения исследований с применением различных способов МГД воздействия на металлургический расплав, основанных на использовании энергии электрических разрядов в процессе МЭП.

3. Использование разрядов емкостных накопителей энергии на магнитный контур позволяет повысить интенсивность МГД воздействия на металлургический расплав без нарушения устойчивости электрошлакового процесса. Эффективность такого воздействия возрастает при использовании постоянного тока плавки.

4. При МЭП слитков диаметром 65 мм измельчения литых кристаллитов достигали при использовании минимальной энергии электрических разрядов (около 1134 Дж) и паузах между разрядами не более 0,1 с.

5. Для повышения эффективности МГД воздействий разрядные импульсы целесообразно осуществлять отдельными сериями (например 3...7 импульсов в течение 1,5...3,5 с), чередующимися с паузами (7...15 с).

1. *Компан Я. Ю., Шербинин Э. В.* Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.



2. *Компан Я. Ю., Назарчук А. Т., Протоковилев И. В.* К вопросу интенсификации электромагнитного воздействия при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке титановых сплавов // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 4. — С. 3–7.
3. *Интерметаллидное жаропрочение сплавов титана, получаемых способом магнитоуправляемой электрошлаковой плавки* / Я. Ю. Компан, А. Т. Назарчук, Д. А. Петров и др. // Там же. — 2009. — № 1. — С. 3–11.
4. *Моисеев В. Н.* Титан в России // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2005. — № 8. — С. 23–29.
5. *Электронный ресурс* // <http://www.vestnik55.wordpress.com/2011/03/31> (электромагнитна гармата).
6. *Электронный ресурс* // <http://www.rustechgroup.ru/rus/index.htm> (магнито-импульсная штамповка металлов).
7. *Электротехника* / Под ред. В. С. Пантюшина. — М., Л.: Гос. энергетич. изд-во., 1960. — 632 с.
8. *Юман М.* Молния / Пер. с англ. — М.: Мир, 1972. — 329 с.
9. *Петров А. В., Славин Г. А.* Автоматическая сварка тонколистовой стали импульсной дуговой в среде аргона // Свароч. пр-во. — 1962. — № 2. — С. 6–9.
10. *Патон Б. Е., Потапьевский А. Г., Подола Н. В.* Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программным регулированием процесса // Автомат. сварка. — 1964. — № 1. — С. 1–6.
11. *Назарчук А. Т.* Управление кристаллизацией металла шва и термометалургическим циклом при автоматической дуговой сварке // Там же. — 1994. — № 5-6. — С. 3–9.
12. *Назарчук А. Т.* Совершенствование процесса сварки плавящимся электродом дугой периодического действия // Там же. — 2000. — № 7. — С. 29–31.
13. *Моравский В. Е.* Конденсаторная сварка металлов малых толщин. — М.; Киев: Машгиз, 1960. — 143 с.
14. *Электронный ресурс* // <http://www.besterferat.ru/referat-93494.htm> (инвенторные источники питания для дуговой сварки).
15. *Электронный ресурс* // <http://www.radio-land.mreza.ru/dopolnenia> (Б.Ю. Семенов. Резонансный преобразователь с глубокой регулировкой напряжения).
16. *Кузнецов В. Д., Шальда Л. М., Казаков Н. К.* Магнитное управление электрошлаковым процессом. — Киев: Высп. шк., 1967. — 64 с.
17. *Пат. 97778* Украина, МПК Н 05 В 3/60; С 22 В 34/12. Спосіб магнітокерованої електрошлакової плавки титанових сплавів / Я. Ю. Компан, О. Т. Назарчук, І. В. Протоковилев. — Опубл. 12.03.2011; Бюл. № 5.
18. *Пат. 67799* Украина, МПК Н 05 В 3/60. Спосіб магнітокерованої електрошлакової плавки титанових сплавів / Я. Ю. Компан, О. Т. Назарчук, І. В. Протоковилев. — Опубл. 12.03.2011; Бюл. № 5.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Поступила 07.02.2012

Научно-техническая конференция «СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ МЕТАЛЛУРГИИ, ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ И НАПЛАВКИ СТАЛЕЙ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ»

*К 100-летию со дня рождения засл. деятеля науки и техники,
проф. Д. М. Рабкина и д-ра техн. наук, проф. И. И. Фрумина*

25-26 октября 2012

г. Киев
ИЭС им. Е. О. Патона

Организаторы конференции

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

Тематика конференции

- исследование физико-металлургических процессов при сварке и наплавке
- современные технологические процессы сварки и наплавки
- новые высокоэффективные сварочные и наплавочные материалы
- развитие способов нанесения покрытий и модифицирования поверхностей
- изготовление и ремонт сварных конструкций с применением современных технологий

Желающие принять участие в конференции должны направлять в адрес Оргкомитета до 30 июня 2012 г. предложения по теме докладов и составу участников. Условия участия в работе конференции можно уточнить в оргкомитете.

Контакты: (044) 200 54 06; 200 63 57; 200 24 66; 200 82 77

E-mail: office@paton.kiev.ua; tzu@e-mail.ua



УДК 669.117.56

УКРУПНЕНИЕ СЛИТКОВ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫМ КОЛЬЦЕВЫМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ НАПЛАВЛЕНИЕМ

А. А. Полишко

Обобщены результаты исследования возможностей укрупнения слитков последовательным кольцевым электрошлаковым наплавлением жидким металлом (ЭШНУ ЖМ). Сформулированы основные технологические этапы изготовления слитков в промышленном производстве. Результаты исследований положены в основу разработки концепции печи для получения крупных слитков ЭШНУ ЖМ.

Results of investigations of enlargement of ingots by successive circumferential electroslag surfacing with liquid metal (ESS LM) are generalized. Main technological stages of manufacture of ingots under industrial conditions are formulated. The results of investigations were used as a basis for development of the conception of furnace for producing large ESS LM ingots.

Ключевые слова: последовательное кольцевое ЭШНУ ЖМ; модельные слитки; высоколегированная сталь; зона сплавления

Для производства газовых турбин требуются крупные слитки из высоколегированных сталей и сплавов массой от 12 до 18 т и диаметром от 900 до 1000 мм, в отличие от получаемых, например из сплавов типа Инконель 718, слитков диаметром до 700 мм при сложившемся в производстве тройном переделе (ВИП + ЭШП + ВДП) [1] и одностадийном ЭШП диаметром до 450 мм.

Новые возможности для совершенствования технологии ЭШП производства крупных слитков, в том числе для дисков мощных современных газовых турбин из высоколегированных сталей и сплавов, а также другой крупнотоннажной машиностроительной продукции, открывает разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона технологический процесс электрошлаковой наплавки жидким металлом (ЭШН ЖМ), т. е. разработка на основе ЭШН ЖМ нового способа формирования однородной структуры крупных слитков с применением последовательного кольцевого электрошлакового наплавления жидким металлом одного и того же химического состава с целью их укрупнения (ЭШНУ ЖМ) [2] (рис. 1). Применение ЭШНУ ЖМ позволяет существенно уменьшить сечение и объем кристаллизующегося металла, который последовательно наплавляется за один раз на укрупняемый слиток, и соответственно ослабить развитие ликвационных процессов в каждом наплавленном слое.

Однако для реализации этого способа укрупнения слитков требовалось изучить влияние техно-

логических и металлургических особенностей последовательного кольцевого ЭШНУ ЖМ одного и того же химического состава на формирование однородной структуры в укрупняемых слитках, для чего необходимо проведение комплекса дополнительных исследований.

Исследования мы проводили при изготовлении модельных и экспериментальных слитков ЭШНУ ЖМ круглого сечения диаметром 180...350 мм (рис. 2) с использованием токоподводящих кристаллизаторов соответствующих диаметров, которые устанавливались на неподвижной платформе электрошлакового комплекса УШ-149, по схеме вытяжки слитка из кристаллизатора вниз [3].

В результате выполнения теоретических и экспериментальных работ решены следующие задачи: изучены технологические и металлургические особенности последовательного кольцевого ЭШНУ ЖМ на модельных слитках с применением лабораторного оборудования [4];

исследованы особенности формирования путем ЭШНУ ЖМ однородной структуры зоны сплавления модельных слитков [5, 6];

оценено влияние термического цикла последовательного кольцевого ЭШНУ ЖМ на структуру и химическую однородность металла модельных слитков [7];

исследованы механические свойства литого металла зоны сплавления модельного двухслойного слитка из высоколегированной стали типа 316L (03X17H14M3) [8];

разработаны технологические рекомендации относительно реализации процесса ЭШНУ ЖМ для

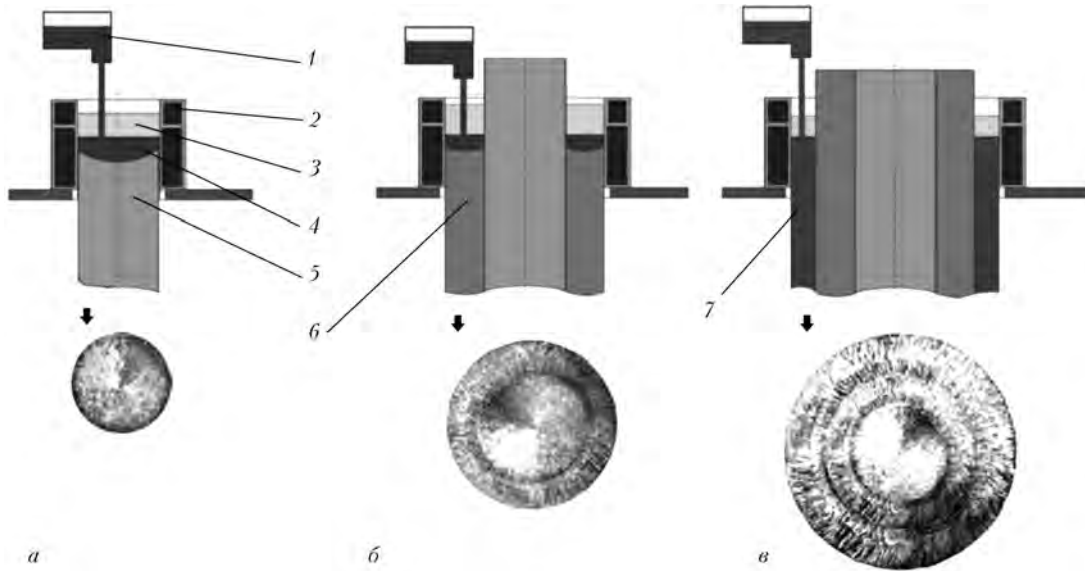


Рис. 1. Схема укрупнения слитков последовательным кольцевым ЭШНУ ЖМ: *а* – выплавка исходного слитка; *б* – однократное электрошлаковое наплавление; *в* – последовательное двукратное наплавление; 1 – заливочное устройство для подачи жидкого металла в кристаллизатор; 2 – токоподводящий кристаллизатор; 3 – шлаковая ванна; 4 – металлическая ванна; 5 – центральный слиток; 6, 7 – слои металла соответственно после одно- и двукратного наплавления

получения крупных слитков в промышленном производстве [9].

В процессе оценки возможностей последовательного кольцевого ЭШНУ ЖМ для укрупнения слитков использовали современные аналитические, расчетные и экспериментальные методы с привлечением общепринятых методик металлографических исследований макро- и микроструктуры металла, в том числе фрактографические, стандартные методики определения механических свойств металла.

В связи с тем, что изготовление крупных слитков экспериментальным путем на стадии разработки нового способа ЭШНУ ЖМ требует больших затрат, особенно с учетом стоимости материала, электрической энергии, в лабораторных условиях оно просто невозможно без применения методов математического и физического моделирования. Кроме того, в ИЭС им. Е. О. Патона специально разработана методика, представленная в работе [10].

Исследования с использованием математического и физического моделирования процесса укрупнения слитков последовательным кольцевым ЭШНУ ЖМ, результатов прямых экспериментов и металлографического анализа модельных слитков, в том числе с применением исследовательского комплекса Gleeble 3800 с полностью цифровой системой термических испытаний [11–13], дали возможность определить параметры кристаллизации двухфазной зоны

для укрупненных слитков ЭШНУ ЖМ диаметром до 1030/1200 мм (градиент температур, время пребывания в двухфазной зоне, дисперсность дендритной структуры). Установлено, что для слитка ЭШНУ ЖМ диаметром 520... 690 мм градиент температур составляет 47, а для обычного слитка ЭШП диаметром 690 мм – 9... 10 °С/см, время пребывания в двухфазной зоне – соответственно 490 и 2200 с; расстояние между осями дендритов второго порядка для слитков ЭШНУ ЖМ с увеличением диаметра от 350/520 до 1030/1200 мм уменьшается от 127 до 105 мкм, тогда как для обычных слитков ЭШП данный параметр с увеличением диаметра от 350 до 690 мм повышается и составляет соответственно 130 и 174 мкм. Это объясняется уменьшением сечения и

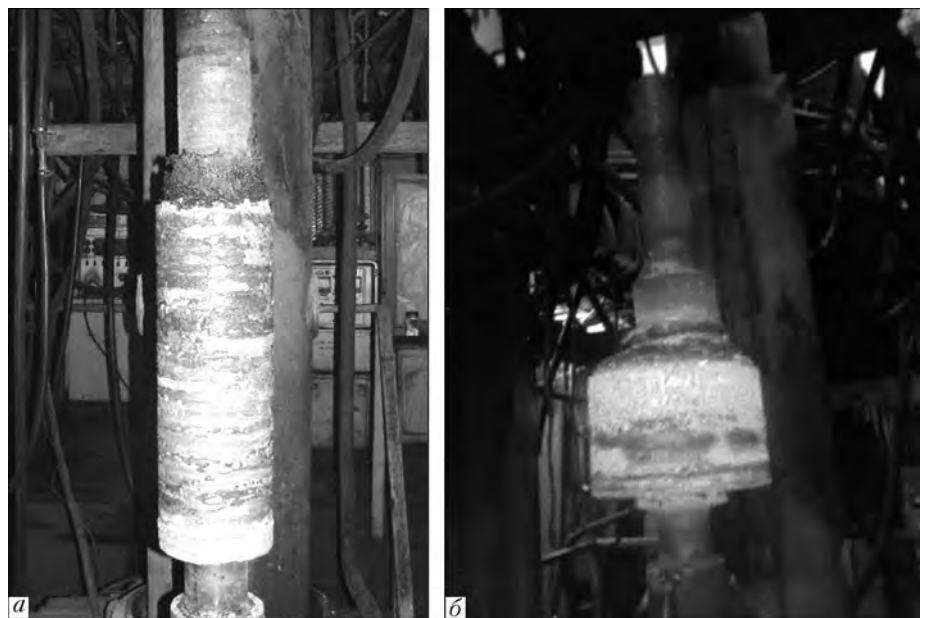


Рис. 2. Внешний вид модельных слитков ЭШНУ ЖМ: *а* – двухслойный диаметром 110/180 мм (сталь типа 316L + сталь типа 316L); *б* – трехслойный диаметром 110/180/350 мм (сталь 10 + сталь 10 + сталь 20)



объема металла, который одновременно кристаллизуется в процессе последовательного кольцевого ЭШНУ ЖМ, а также влиянием дополнительного теплоотвода к центральному слитку.

Для определения качества литого металла использовали общепринятую методику оценки расстояний между осями дендритов второго порядка при помощи компьютерной программы «Tescan». Таким образом, определили уровень дисперсности дендритной структуры и установили достоверность математической модели на основе сравнения расчетных расстояний между осями дендритов второго порядка для слитков ЭШНУ ЖМ и данных, полученных в результате экспериментальных исследований.

Так, для слитка диаметром 110/180 мм математически рассчитанное расстояние составляет 82 мкм, а после экспериментальных исследований — 85 мкм, а для слитка диаметром 860/1030 мм — соответственно 108 и 106 мкм.

Применение металлографических, фрактографических исследований, физико-механических испытаний зоны сплавления слоев металла показали высокую химическую и структурную однородность, стабильные значения физико-механических свойств на разных уровнях по высоте модельного слитка. Ударная вязкость KCV литого металла в зоне термического влияния после ЭШНУ ЖМ составляет 240... 298 Дж/см² (согласно нормативам AISI для исходной стали типа 316L (03X17H14M3), в деформированном состоянии — 182... 312 Дж/см²).

Таким образом, подтверждена возможность формирования крупных слитков последовательным кольцевым ЭШНУ ЖМ слоя металла заданного химического состава на центральный слиток аналогичного химического состава с обеспечением высокой химической и структурной однородности металла зоны сплавления в укрупненном слитке.

Полученные результаты положены в основу разработки концепции печи для изготовления крупных слитков диаметром от 1400 до 3200 мм и массой до 300 т. Также определены основные технологические этапы их изготовления [9].

1. *Large 718 forgings for land based turbines* / R. C. Schwant, S. V. Thamboo, A. F. Anderson et al. // Proc. of Intern. Symp. Superalloys 718, 625, 706 and Various derivatives by the MMMS (June 15–18, 1997, Pennsylvania). — Pennsylvania, 1997. — P. 141–152.

2. *Новый технологический процесс получения сверхкрупных стальных слитков способом ЭШН ЖМ* / Б. Е. Патон, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 1. — С. 3–7.
3. *Полішко Г. О. Особливості укрупнення зливків послідовним кільцевим електрошлаковим наплавленням*: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Київ, 2011. — 19 с.
4. *Оцінка можливості отримання круглих сталевих зливків вагою 60 т на базі 20-тонної печі ЕШП* / Г. О. Полішко, О. Г. Ремізов, М. Т. Шевченко та інш. // Спец. металургія — вчора, сьогодні, завтра: Зб. наук. робіт студентів і випускників кафедри ФХОТМ. — Київ: Політехніка, 2007. — С. 17–25.
5. *Полишко А. А. Металлографические исследования переходной зоны соединения модельного многослойного слитка, полученного методом ЭШН ЖМ из высоколегированной стали 316L (AISI)* // Зб. наук. праць НУК. — 2008. — № 5. — С. 47–51.
6. *Оценка распределения неметаллических включений в литом металле стали типа 316 после кольцевого электрошлакового наплавления жидким металлом* / А. А. Полишко, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2012. — № 1. — С. 19–21.
7. *Влияние термического цикла ЭШН ЖМ на структуру модельного многослойного слитка* / Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко, А. А. Полишко и др. // Зб. наук. праць НУК. — 2010. — № 1. — С. 75–83.
8. *Формирование структуры и свойств стали типа 316 при последовательной кольцевой электрошлаковой наплавке жидким металлом* / А. А. Полишко, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Автомат. сварка. — 2012. — № 2. — С. 29–32.
9. *Электрошлаковые технологии получения крупных кузнечных слитков* / Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко, Стовпченко А. П. и др. // Современ. электрометаллургия. — 2010. — № 3. — С. 5–10.
10. *Математическое моделирование процессов укрупнения слитков из высоколегированных сталей и сплавов способом электрошлаковой наплавки жидким металлом в токоподводящем кристаллизаторе* / В. И. Махненко, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Там же. — 2008. — № 4. — С. 30–37.
11. *Полишко А. А., Королева Т. В., Костин В. А. Особенности формирования зоны сплавления слоев при укрупнении слитков ЭШНУ ЖМ* // V Всеукр. наук.-техн. конф. молодых ученых та спеціалістів «Зварювання та суміжні технології»: Тез. доп. (27–30 травня 2009 р., м. Київ, Україна). — Київ, 2009. — С. 133.
12. *О моделировании процесса ЭШН ЖМ для укрупнения слитков* / В. И. Махненко, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Сб. тез. докл. V междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (25–28 мая 2010 г., пос. Кацивели, республика Крым, Украина). — Київ, 2010. — С. 46.
13. *Моделирование процесса укрупнения слитков методом ЭШН ЖМ* / В. И. Махненко, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Сб. тр. V междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2010. — С. 126–133.

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

Поступила 24.04.2012



УДК 669.187.56.001.3

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКИ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

И. В. Протокилов, И. А. Скиба, Д. А. Петров

Представлены результаты исследований по получению способом магнитоуправляемой электрошлаковой плавки сплавов с эффектом памяти формы на основе никелида титана, и их последующей термомеханической обработки.

Presented are the results of investigations for producing memory-shaped alloys on titanium nickelide base by the method of magnetically-controlled electroslag melting and their subsequent thermomechanical treatment.

Ключевые слова: магнитоуправляемая электрошлаковая плавка; никелид титана; слиток; термомеханическая обработка; деформация; проволока

Сплавы на основе никелида титана (Ti–53,5... 57,0 Ni мас. %) являются функциональными материалами, характеризующимся уникальными свойствами — эффектом памяти формы и сверхупругостью, — которые в сочетании с высокими значениями прочности и коррозионной стойкости, низким уровнем плотности, высокой биологической совместимостью и низким модулем упругости обуславливают эффективность его использования при изготовлении медицинских инструментов и имплантатов, термочувствительных датчиков, различных термомеханических устройств, соединительных муфт и пр. [1–3].

Производство никелида титана сопряжено с проблемой обеспечения строго заданного состава металла, а также химической и структурной однородности. Это вызвано тем, что комплекс его рабочих характеристик, прежде всего температуры начала и конца восстановления формы, определяемые температурами прямого и обратного мартенситного превращений фазы B2, существенно зависит от химического и фазового состава сплава. Для большинства изделий значения температуры восстановления формы должны соблюдаться с точностью до ± 10 °C, а в некоторых случаях, например для термочувствительных датчиков и изделий медицинского назначения, — до ± 1 °C [2].

Таким образом, к сплавам на основе TiNi предъявляются высокие требования к точности состава (погрешность до 0,2... 0,3 %) и их химической однородности, что в свою очередь диктует необхо-

димость применения сложного многоступенчатого технологического процесса для получения никелида титана. При этом произведенные слитки и полуфабрикаты подвергаются полному тестированию и отбирают только небольшую часть от партии с требуемыми характеристиками, что, как следствие, сказывается на цене готового металла (свыше 800 дол. США за кг) [2].



Рис. 1. Внешний вид установки для МЭП титановых сплавов

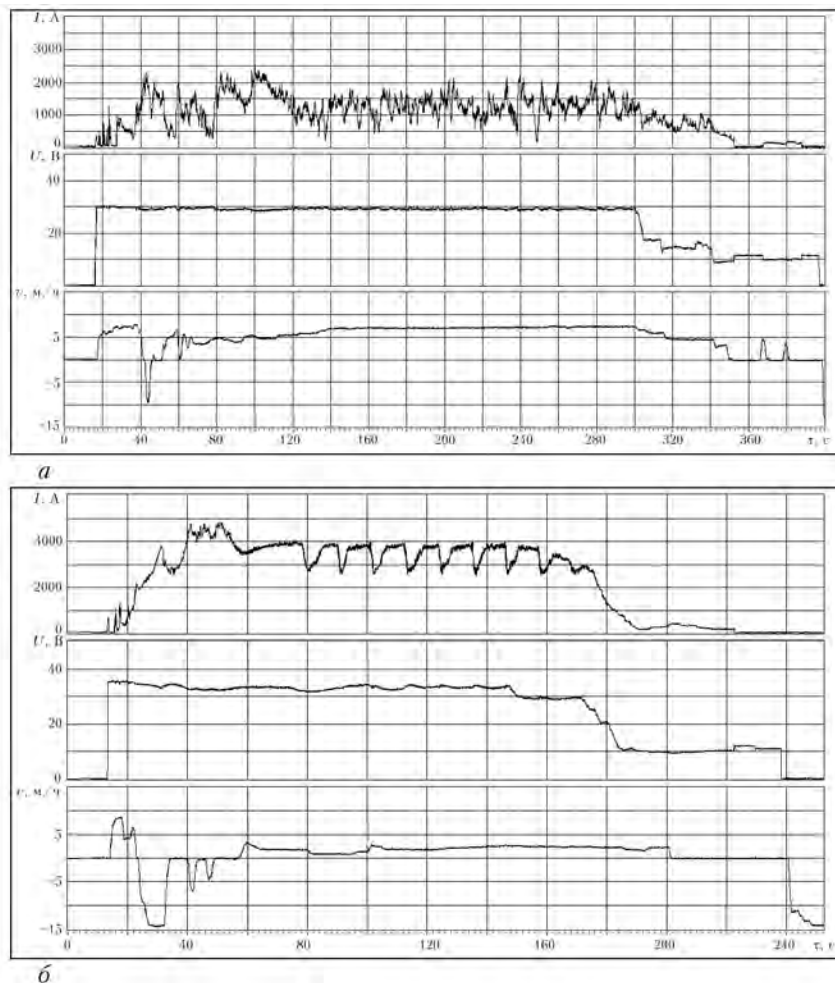


Рис. 2. Регистрограммы режимов МЭП никелида титана при первом (а) и втором (б) переплавах

В настоящее время для производства сплавов на основе никелида титана используют преимущественно способы вакуумно-дугового переплава с расходующим и нерасходующим электродами [2, 4] или индукционной плавки в графитовом или холодном тигле [5–7]. Для повышения гомогенности металла применяют многоразовый переплав (в некоторых случаях до трех, четырех раз). Исследуются возможности получения слитков никелида титана способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью [8].

Несмотря на интенсивные работы по выплавке сплавов системы TiNi задача обеспечения химической и структурной однородности при их производстве остается чрезвычайно актуальной. Очевидно, что для

гарантированного воспроизведения заданных характеристик никелида титана необходимо использование дополнительных средств воздействия на однородность металла.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании процесса выплавки слитков никелида титана способом магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) [9, 10] и их последующей термомеханической обработки для получения полуфабрикатов в виде пластин и проволоки.

Основным отличительным признаком процесса МЭП является электромагнитное воздействие на металлургическую ванну, что позволяет получать сплавы с химической однородностью металла и мелкозернистой структурой [9, 10].

Процесс МЭП осуществляется в электрошлаковой печи камерного типа в контролируемой атмосфере инертного газа, что сводит к минимуму взаимодействие металла с атмосферными газами (рис. 1). Плавку выполняют в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе. При этом наличие шлакового гарнисажа между жидкометаллической ванной и стенкой кристаллизатора минимизирует контакт расплава с материалом кристаллизатора, а также возможность загрязнения выплавляемого металла. При электрошлаковом процессе отсутствует испарение легирующих компонентов, в результате чего создаются предпосылки для точного «попадания» в заданный химический состав сплава. Указанные особенности процесса МЭП обуславливают перспективность его применения для получения слитков никелида титана.

Способом МЭП выплавляли слитки никелида титана Ti–55Ni (мас. %) диаметрами 60, 80 и 100 мм. Исходными компонентами служили титан губчатый ТГ-90 (фракция –30 +10 мм) и никель полуфабрикатный НП-2 в виде обрезки фольги толщиной 0,3 мм. Расходуемые электроды изготовляли способом прессования исходных компонентов в трубу из спла-

Таблица 1. Параметры процесса МЭП никелида титана

№ переплава	Тип электрода	Диаметр, мм		$U_{пл}, В$	$I_{пл}, А$	Продолжительность действия магнитного поля, с		$B, Тл$
		электрода	слитка			импульса	паузы	
1	Прессованный	38	62	30	1200	–	–	–
2	Литой	62	84	34	4000	1	10	0,14
2	»	62	100	36	4200	2	10	0,25



ва ВТ1 диаметром 38 мм, длиной 800 мм. С помощью обечайки из титановой трубы обеспечивали дополнительную прочность и электропроводность расходоугого электрода. Для наведения шлаковой ванны использовали безкислородный флюс АН-Т4. Полученные слитки подвергали повторному переплаву, что связано с особенностями плавления пресованного электрода, характеризующегося существенными колебаниями тока плавки (рис. 2, а).

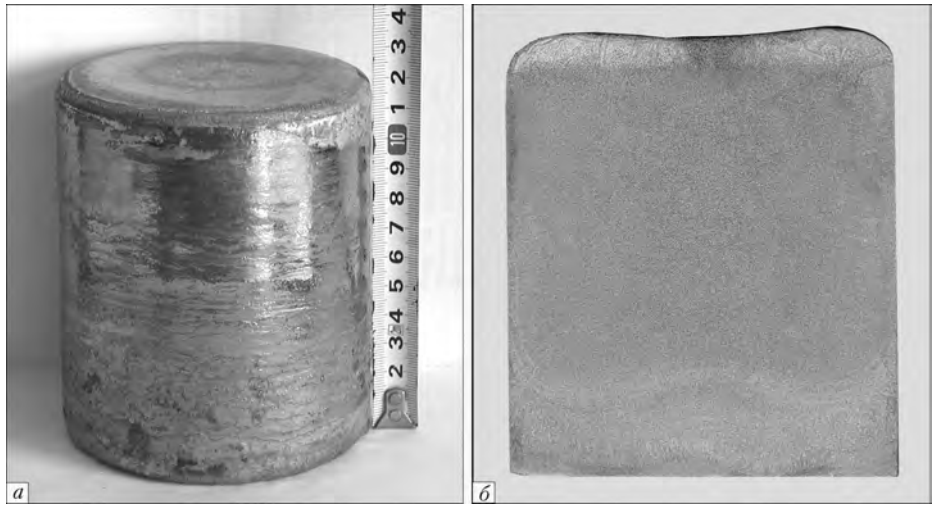


Рис. 3. Внешний вид (а) и продольное сечение (б) слитка Ti-55Ni (мас. %) диаметром 100 мм

Задача электромагнитного воздействия при повторном переплаве заключалась в гомогенизации химического состава металла и измельчении его кристаллической структуры посредством импульсного воздействия продольным магнитным полем. В данном случае в металлургической ванне создаются азимутальные (вокруг оси симметрии) течения расплава и электромагнитная вибрация, усиленная гидродинамическими ударами при включении импульсов магнитного поля [9-10].

Режимы плавки представлены в табл. 1 и на рис. 2. Внешний вид и макроструктура продольного сечения слитка второго переплава показаны на рис. 3. Слиток характеризуется высоким качеством формирования боковой поверхности, отсутствием дефектов и трещин (рис. 3, а). При анализе макроструктуры продольного сечения слитка включения различного характера не обнаружены, структура металла является плотной и однородной (рис. 3, б).

Химический состав металла приведен в табл. 2. Отклонение содержания титана и никеля по сечению слитка не превышало 0,2 % и сопоставимо с точностью проводимых анализов. Повышенное содержание в сплаве алюминия вызвано его наличием в титановой трубе, используемой при прессовании расходоугомых электродов (0,62 мас. %).

Следующий этап работы состоял в оценке способности слитков никелида титана, полученных с использованием технологии МЭП, подвергаться термомеханической обработке. Предварительную

деформацию литого металла осуществляли способом горячей прокатки в герметичном конверте при температуре 850 °С. Процесс осуществляли в несколько этапов с получением пластин толщиной 30, 14, 5 и 0,8 мм (рис. 4). Процесс прокатки проходил стабильно. На поверхности пластин трещин, надрывов и других грубых дефектов не обнаружено, что свидетельствует о хорошем металлургическом качестве слитков и технологической пластичности металла.

Из пластины толщиной 14 мм вырезали образцы диаметром 8 и 10 мм, длиной 220 мм с целью последующего изготовления проволоки.

Прокатку образцов осуществляли при комнатной температуре в квадратных ручьях двухвалкового прокатного стана. Для предотвращения образования дефектов на поверхности и внутри прутков при обработке реализовали следующую деформационную схему: суммарная деформация между отжигами достигала от 40 на первых этапах прокатки до 75 % на последних этапах обработки. Единичное обжатие выбирали с учетом удельной поверхности образцов, т.е. по мере увеличения общей степени

Таблица 2. Химический состав никелида титана, полученного по технологии МЭП

Место анализа	Массовая доля элементов, %					
	Ti	Ni	Al	O	N	H
Слиток, верх	44,8	54,7	0,17	Не определяли		
Слиток, середина	44,9	54,6	0,16	0,09	0,016	0,002
Слиток, низ	44,7	54,8	0,18	Не определяли		
Проволока	44,1	55,7	-	»		

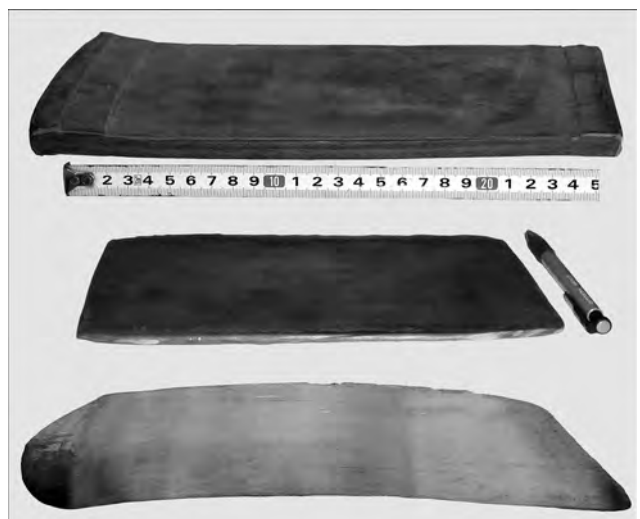


Рис. 4. Пластины сплава Ti-55Ni (мас. %) толщиной 14, 5 и 0,8 мм, полученные способом горячей прокатки в герметичном конверте



Рис. 5. Проволока сплава Ti-55Ni (мас. %) сечением 1,2×1,2 мм, полученная с помощью холодной прокатки

деформации оно увеличивалось от 10 до 17 % за проход. Данный режим позволил осуществить холодную деформацию заготовки из никелида титана без дефектообразования, что свидетельствует о высокой степени гомогенности исходного материала, а также получить проволоку квадратного сечения 1,2×1,2 мм, готовую к дальнейшему переделу (рис. 5).

Промежуточный отжиг выполняли в проходной печи при температуре 560...580 °С со скоростью нагрева от 10 (вначале прокатки) до 50 °С/с (на последних стадиях деформации) без выдержки, с охлаждением на воздухе.

Химический анализ полученной проволоки показал некоторое снижение массовой доли титана в металле (табл. 2), вызванное его угаром в процессе многочисленных отжигов. Этот факт необходимо учитывать для корректировки химического состава металла при выплавке слитков.

Предварительные исследования свойств полученной проволоки показали наличие у металла эффекта памяти формы. Температура начала восстановления формы проволоки, деформированной при комнатной температуре, составляла около 84 °С, что хорошо согласуется с литературными данными для указанного сплава.

Таким образом, проведенные исследования показали возможность получения способом МЭП из исходных некомпактных шихтовых компонентов слитков никелида титана требуемого химического состава с хорошим формированием боковой поверхности, плотной однородной макроструктурой, без трещин, пор, включений и прочих дефектов. Отработаны режимы деформации металла, получены полуфабрикаты в виде пластин и проволоки. Процесс

деформации проходил стабильно, что свидетельствует о хорошей технологической пластичности металла.

Результаты проведенных работ показали перспективность дальнейших исследований в области МЭП никелидов титана, которые целесообразно направить на определение оптимальных теплофизических режимов выплавки слитков, разработку режимов их термомеханической обработки и всестороннее исследование свойств полученного металла.

1. Хачин В. Н., Пушин В. Г., Кондратьев В. В. Никелид титана: Структура и свойства. — М.: Наука, 1992. — 160 с.
2. Технология производства полуфабрикатов из сплава TiNi на основе никелида титана с регламентированной структурой и термомеханическими свойствами / А. А. Ильин, И. С. Польшкин, М. Ю. Коллеров и др. // *Материалы междунар. конф. «Ti-2007 в СНГ»* (Ялта, 15–18 апр. 2007 г.). — Киев, 2007. — С. 214–221.
3. Применение титана и материалов на его основе в медицине / А. А. Ильин, В. Н. Карпов, А. М. Мамонов, М. Ю. Коллеров // *Материалы междунар. конф. «Ti-2006 в СНГ»* (Суздаль, 21–24 мая 2006). — Киев, 2006. — С. 234–237.
4. Методы выплавки сплавов системы никель–титан, восстанавливающих первоначальную форму после пластической деформации, и их служебные характеристики: Обзор патентов / В. М. Ермаков, Б. Д. Николаев, Н. Н. Перевалов, Ю. А. Гранаткин // *Электросталь*. — М.: ЦНИИЧМ, 1976. — Вып. 3. — 8 с.
5. Выплавка сложнoleгированных сплавов титана и интерметаллидов в индукционной печи с холодным тиглем / А. В. Александров, Е. А. Афонин, С. А. Дело и др. // *Материалы междунар. конф. «Ti-2010 в СНГ»* (Екатеринбург, 16–19 мая 2010 г.). — Екатеринбург, 2010. — С. 14–19.
6. Микроструктура и фазовый состав слитков никелида титана, полученных в установке с холодным тиглем / А. И. Лотков, С. Ю. Заводчиков, В. А. Котрехов и др. // *Материалы междунар. конф. «Ti-2011 в СНГ»* (Львов, 25–28 апр. 2011 г.). — Львов, 2011. — С. 223–233.
7. High quality vacuum induction melting of small quantities of NiTi shape memory alloys in graphite crucibles / Frenzel J. et al. // *J. Alloys and Compounds*. — 2004. — V. 385. — P. 214–223.
8. Березос В. А., Тригуб Н. П. Получение сплавов с эффектом памяти формы на основе титана способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью // *Современ. электрометаллургия*. — 2011. — № 4. — С. 6–8.
9. Компан Я. Ю., Протокилов И. В., Назарчук А. Т. Магнитоуправляемая электрошлаковая плавка титановых сплавов с дискретными воздействиями магнитных полей // *Материалы междунар. конф. «Ti-2008 в СНГ»* (Санкт-Петербург, 18–21 мая 2008 г.). — СПб, 2008. — С. 96–99.
10. Компан Я. Ю., Протокилов И. В., Назарчук А. Т. Мелкозернистые слитки многокомпонентных титановых сплавов // *Теория и практика металлургии*. — 2008. — № 2. — С. 35–40.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова
НАН Украины, Киев
Поступила 27.03.2012



УДК 669.187.58

УДАЛЕНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ КАРБИДА ТИТАНА TiC ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКЕ ТИТАНА

С. В. Ахонин, М. П. Кругленко, В. И. Костенко

Построена математическая модель процесса растворения включений карбида титана в расплаве титановых сплавов, позволяющая рассчитать зависимость скорости растворения частицы от температуры расплава. Установлена динамика распределения углерода в частицах карбида титана в процессе растворения. Определено время полного растворения включений карбида титана при различных значениях температуры и начальных размеров включения. Показано, что в процессе ЭЛП титана существуют два механизма удаления тугоплавких включений карбида титана из расплава: осаждение этих включений на дно ванны жидкого металла в промежуточной емкости и их растворение.

Mathematical model of process of dissolution of titanium carbide inclusions in melt of titanium alloys was designed allowing calculation of dependence of particle dissolution rate on melt temperature. Dynamics of carbon distribution in particles of titanium carbide in the process of dissolution was established. Time of complete dissolution of titanium carbide inclusions was defined at different values of temperature and initial sizes of inclusion. It is shown that there are two mechanisms of removal of titanium carbide refractory inclusions from melt during the EBM process: precipitation of these inclusions on the bottom of molten metal pool in intermediate crucible and their dissolution.

Ключевые слова: титан; углерод; электронно-лучевая плавка; промежуточная емкость

Титан является уникальным конструкционным материалом, характеризующимся высокими значениями удельной прочности и коррозионной стойкости. Поэтому сплавы на основе титана широко применяются в авиа- и ракетостроении, а также в энергетическом машиностроении. Важным критерием качества титановых полуфабрикатов является отсутствие в них тугоплавких включений — концентраторов напряжения и источников зарождения усталостных трещин [1], — могущих приводить к разрушению высоконагруженных деталей ответственного назначения с катастрофическими последствиями.

Одним из видов таких тугоплавких включений являются частицы карбида титана, которые относятся к классу LDI (Low Density Inclusion) [2]. Перспективным способом их удаления являются технологические процессы плавки с применением промежуточной емкости [3]. В последние годы в промышленности при производстве слитков титана все больше применяется технология электронно-лучевой плавки титана с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) [4]. Удаление тугоплавких включений в процессе происходит в промежуточной емкости путем как растворения [5, 6], так и гравитационного осаждения [7].

Хотя температура плавления карбида титана (около 3100 °С) существенно превышает температуру плавления титана (1667 °С) [8], при попадании таких включений в расплав титана начинается процесс их растворения. При этом углерод диффундирует из включения в расплав, поскольку содержание углерода в расплаве невелико и, согласно требованиям стандартов, не превышает 0,15 %. Вследствие диффузии концентрация углерода в поверхностных слоях включения снижается. В этом случае, согласно диаграмме состояния [9], температура ликвидус плавления карбида титана будет понижаться от 3100 до 1660 °С по мере снижения концентрации углерода от 17 до 1 мас. % (рис. 1).

Таким образом, процесс растворения включения может быть представлен следующим образом. После помещения включения в расплав титана атомы углерода начинают переходить с поверхности включения в расплав и после прохождения пограничного диффузионного поля уносятся в объем жидкого металла конвективными потоками. На место ушедших с поверхности углерода из объема включения диффундируют новые атомы. При этом содержание углерода в приповерхностных слоях включения будет снижаться. Когда массовая доля углерода в поверхностном слое твердой частицы станет меньше концентрации, соответствующей линии ликвидус при

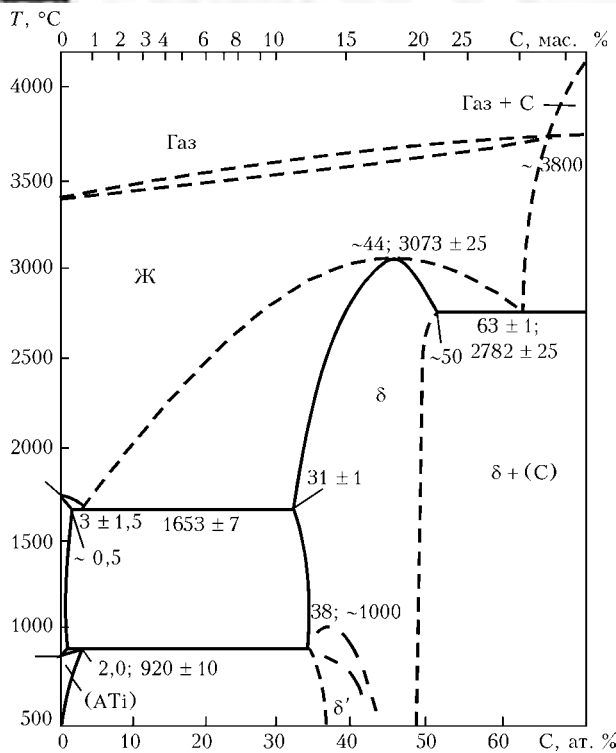


Рис. 1. Диаграмма состояния системы титан-углерод

данной температуре, то этот слой растворится, и размеры включения уменьшатся.

Исследовали закономерности процесса растворения карбида титана методами математического моделирования. Для упрощения расчетов полагали, что частица карбида титана, помещенная в расплав титана, имеет форму шара радиусом R_{in} , а ее температура равна температуре расплава T_{in} . В этом случае уравнение диффузии углерода во включении в сферической системе координат будет иметь вид

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} (D_C r^2 \frac{\partial C}{\partial r}), \quad (1)$$

где r — текущий радиус (в пределах от 0 до R_{in} , м); $C = C(r, \tau)$ — концентрация углерода во включении, %; $D_C = D_C(C)$ — коэффициент диффузии углерода в карбиде титана, m^2/c ; τ — время от начала процесса растворения, с.

Граничное условие в центре частицы определяется условиями симметричности

$$\frac{\partial C}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0. \quad (2)$$

Поскольку после прохождения пограничного диффузионного слоя в расплаве атомы углерода уносятся в объем жидкого металла конвективными потоками, то граничное условие на поверхности включения будет иметь вид

$$-D_C \frac{\partial C}{\partial r} \Big|_{r=R_{in}} = \beta_C (C|_{r=R_{in}} - LC_L), \quad (3)$$

где β_C — коэффициент массопередачи кислорода в расплаве титана, м/с; L — равновесный коэффи-

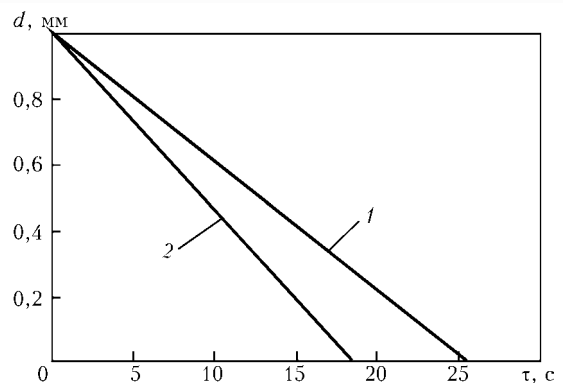


Рис. 2. Зависимость диаметра включения d карбида титана от времени τ пребывания в расплаве при значениях температуры 1677 (1) и 1727 °C (2)

циент распределения углерода между твердой и жидкой фазами; C_L — концентрация углерода в объеме расплава, %.

Начальное распределение концентрации кислорода по объему включения примем постоянным

$$C(r, 0) = C_{in}. \quad (4)$$

Для численного решения математической модели растворения карбида титана воспользуемся конечно-разностным методом Кранка-Николсона [10].

Процесс растворения включения в программе реализован путем анализа значений концентраций после каждого шага по времени и уменьшения рабочего массива на то количество точек, в которых концентрация углерода меньше концентрации, соответствующей линии ликвидус при заданной температуре T_{in} .

При определении коэффициента диффузии углерода необходимо учитывать, что его значение существенно зависит от степени стехиометричности карбида титана. Согласно данным работы [11], для карбида титана TiC_{1-y} , где значения y находятся в диапазоне от 0 до 0,5, коэффициент диффузии углерода в титане можно рассчитать по следующему уравнению:

$$D_C = 0,48 \exp\{9,2y\} \exp\left\{-\frac{39500}{T}\right\}.$$

Результаты расчетов распределения углерода с помощью математической модели (1)–(4) показали, что по всему объему включения, за исключением узкого слоя на границе раздела фаз, концентрация углерода постоянна. Однако в узком приповерхностном слое толщиной в несколько десятков микрон отмечено резкое уменьшение содержания углерода от его исходной концентрации практически до нуля. С течением времени наружные слои включения (с низким содержанием углерода) растворяются, а градиент концентрации по мере растворения частицы перемещается к центру включения вместе с поверхностью раздела фаз.

Анализ зависимости радиуса включения карбида титана от времени пребывания в расплаве (рис. 2) показывает, что линейная скорость растворения



карбида титана практически постоянна: скорость перемещения межфазной поверхности составляет 19,5 мкм/с при температуре 1677 °С и 27 мкм/с при температуре 1727 °С.

Построенная математической модель (1)–(4) позволяет определить время полного растворения включений карбида титана в зависимости от их размеров и температуры расплава (рис. 3).

Анализ полученных результатов показал, что зависимость времени существования включения в расплаве от его линейных размеров имеет практически линейный характер, а влияние температуры расплава на время растворения включений карбида титана не очень существенно, хотя оно и сокращается с ростом температуры (рис. 3). Так, например, для частицы карбида титана диаметром 1 мм увеличение перегрева расплава на 50 °С (от 1677 до 1727 °С) уменьшает длительность растворения включения на 12 % (от 25 до 22 с).

Кроме растворения при ЭЛП титана, происходит удаление тугоплавких включений путем гравитационного осаждения на дно ванны жидкого металла в промежуточной емкости. В процессе плавки жидкий металл течет горизонтально, тогда как включения с более высокой плотностью, чем у жидкого титана, под действием силы тяжести опускаются вниз и осаждаются на поверхность гарнисажа.

Как показано в работе [7], время осаждения тугоплавкого включения τ_s на дно ванны жидкого металла может быть оценено с помощью следующего уравнения:

$$\tau_s = \frac{18\eta h}{\Delta\rho g d^2}, \quad (5)$$

где h — глубина ванны расплава в промежуточной емкости, м; $\Delta\rho = \rho_{in} - \rho_{Ti}$ — разность между плотностями соответственно включения и жидкого титана, кг/м³; g — ускорение свободного падения, м/с²; r — радиус включения, м; η — коэффициент вязкости жидкого титана, Па·с; d — характерный размер включения, м.

Следует отметить, что при ЭЛП титана глубина ванны расплава в промежуточной емкости, как правило, не превышает 0,03 м. Для жидких металлов, в том числе титана, коэффициент вязкости η может быть оценен значением $5 \cdot 10^{-3}$ Па·с [12], а плотность жидкого титана составляет $\rho_{Ti} = 4110$ кг/м³. Плотность карбида титана в твердом состоянии при комнатной температуре равна 4940 кг/м³. Для определения плотности частиц карбида титана при значениях температуры примерно 1700 °С будем считать его коэффициент линейного расширения равным коэффициенту линейного расширения титана, который, согласно данным справочника [8], может быть аппроксимирован величиной $\alpha = 1,04 \cdot 10^{-5} \text{K}^{-1}$. С учетом этого при достижении температуры жидкого титана линейные размеры частиц карбида титана возрастут на 1,7 %, а его плотность составит 4696 кг/м³. Таким образом, разница в плотности

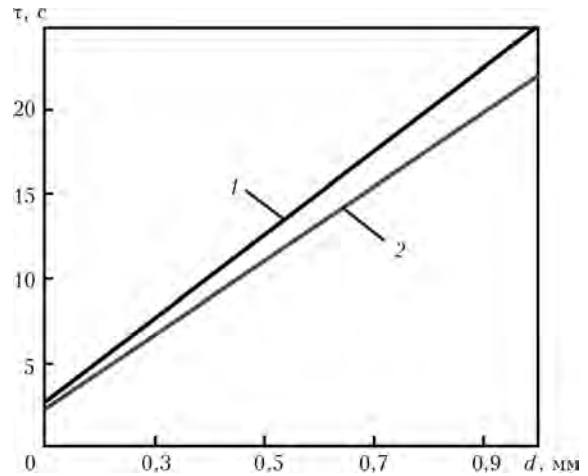


Рис. 3. Зависимость времени растворения включений карбида титана от их размеров при значениях температуры 1677 (1) и 1727 °С (2)

частиц карбида титана и расплава равняется $\Delta\rho = 586$ кг/м³ и с использованием уравнения (5) можно рассчитать время осаждения частиц карбида титана на поверхность гарнисажа.

В целом эффективность процессов рафинирования титана в промежуточной емкости характеризуется временем τ_s , необходимым для осаждения тугоплавкого включения на дно ванны расплава в промежуточной емкости и временем полного растворения включения τ_d . Если $\tau_d < \tau_s$, то включение растворится до того, как оно достигнет дна расплава в промежуточной емкости. В случае $\tau_d > \tau_s$ включение осядет на поверхность гарнисажа и будет находиться на нем вплоть до полного растворения. При этом следует учесть, что в процессе осаждения тугоплавкие включения будут переноситься потоком расплава в промежуточной емкости в направлении к кристаллизатору. Если такие включения вместе с потоком расплава попадут в ванну жидкого расплава в кристаллизатор, то они осядут на ее дно и вместе с кристаллизующимся титаном перейдут в слиток без разрушения.

Для определения расстояния, на которое переносится включение в промежуточной емкости в процессе осаждения, оценим скорость течения жидкого титана в ходе ЭЛП. Линейная скорость течения жидкого титана в промежуточной емкости v_f определяется геометрическими размерами промежуточной емкости и связана с массовой скоростью m плавки следующим соотношением:

$$v_f = \frac{m}{3600hS\rho_{Ti}},$$

где S — ширина потока расплава титана в промежуточной емкости.

Для современных промышленных электронно-лучевых установок мегаваттного класса характерные массовые скорости плавки находятся в диапазоне 1000... 1500 кг/ч. Поэтому максимальная скорость течения расплава титана в промежуточной ем-

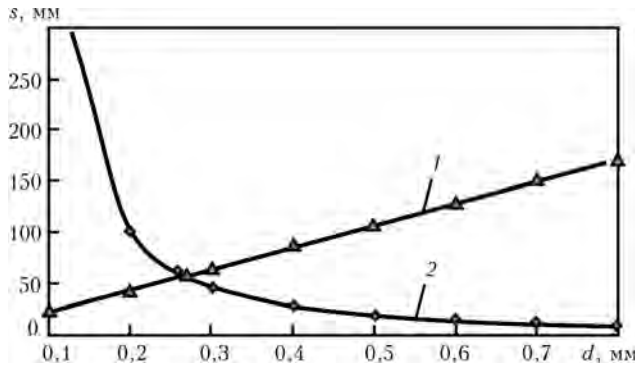


Рис. 4. Зависимость пути переноса S включения карбида титана TiC в промежуточной емкости от его диаметра: 1 – растворение; 2 – осаждение

кости при ширине потока расплава $S = 0,4$ м и глубине ванны расплава $h = 0,03$ м составит $8,4 \cdot 10^{-3}$ м/с.

Таким образом, в случае $\tau_d > \tau_s$ после попадания тугоплавкого включения диаметром d в промежуточную емкость до момента осаждения на поверхность гарнисажа оно будет перенесено потоком жидкого титана на расстояние L , которое может быть рассчитано следующим образом:

$$L = v_f \tau_s = \frac{m\eta}{200S\rho_{Ti}\Delta\rho g d^2} \quad (6)$$

Следует отметить, что расстояние, на которое переносится включение потоком жидкого металла, не зависит от такого трудно определяемого параметра плавки, как глубина ванны, что существенно повышает точность расчетов.

Если же длительность растворения включения меньше времени его осаждения $\tau_d < \tau_s$, то до момента осаждения на поверхность гарнисажа оно будет перенесено потоком жидкого титана на расстояние L_d :

$$L_d = v_f \tau_d = \frac{m\tau_d}{3600Sh\rho_{Ti}} \quad (7)$$

С помощью уравнений (6), (7) для тугоплавких включений карбида титана определили расстояние от места попадания включения в расплав до места его удаления из расплава (осаждения на поверхность гарнисажа или растворения). Анализ полученных результатов показал, что эти зависимости имеют экстремальный характер, что объясняется сменой ведущего механизма удаления включений (рис. 4). Если включения малого размера растворяются до осаждения на поверхность гарнисажа, то включения большего размера осаждаются на поверхность гарнисажа и остаются на нем вплоть до полного растворения. При массовой скорости плавки

титана 1500 кг/ч и диаметре частицы 0,27 мм максимальный путь переноса включений карбида титана составляет 55 мм.

Выводы

1. Предложен механизм и построена математическая модель процесса растворения включения карбида титана в жидком титане, позволяющая рассчитать скорость растворения частицы в расплаве.

2. Определено времена полного растворения включений карбида титана в зависимости от температуры и начальных размеров включений.

3. Показано, что в процессе ЭЛП титана существуют два механизма удаления тугоплавких включений карбида титана из расплава: осаждение этих включений на дно ванны жидкого металла в промежуточной емкости и их растворение.

4. Установлено, что зависимость пути переноса включений карбида титана до удаления от его диаметра имеет экстремальный характер, что объясняется сменой ведущего механизма удаления включений.

1. Кошелап А. В., Райченко А. И. О возможности измельчения структуры литого титана и его сплавов за счет их модифицирования частицами нитрида титана // Процессы литья. – 1999. – № 3. – С. 44–52.
2. Nitride inclusions in titanium ingots / J. L. Henry, S. D. Hill, J. L. Schaller, T. T. Campbell // Metal. Trans. – 1973. – № 4. – P. 1859–1864.
3. Bakish R. The State of the Art in Electron Beam Melting and Refining // J. of Metals. – 1991. – Vol. 43. – P. 42–44.
4. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. – Киев: Наук. думка, 2006. – 248 с.
5. Bellot J. P., Mitchell A. Hard-Alfa particle behaviour in a titanium alloy liquid pool // Light Metals. – 1994. – № 2. – P. 1187–1193.
6. Jarrett R. N. Removal of Defects from titanium alloys with E.V.C.H.R. // Proc. of the Conf. on Electron Beam Melting and Refining. – New Jersey, 1986. – P. 332–346.
7. Ахонин С. В., Кругленко М. П., Костенко В. И. Удаление тугоплавких включений из титана при электронно-лучевой плавке по механизму осаждения // Современ. электрометаллургия. – 2010. – № 4. – С. 7–10.
8. Смитлз К. Дж. Металлы. Справочник. – М.: Металлургия, 1980. – 447 с.
9. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т.1. / Под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
10. Марчук Г. И. Методы вычислительной математики. – М.: Наука, 1980. – 535 с.
11. Van Loo F. J. J., Bastin G. F. On the diffusion of carbon in titanium carbide // Metallurgy and Materials Transactions A. – 1989. – 20, № 3. – P. 403–411.
12. Попель С. И., Сотников А. И., Бороненков В. Н. Теория металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1986. – 462 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
 ООО «Стратегия БМ», Киев
 Поступила 07.05.2012



УДК 621.793.1:620.22

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ КЕРМЕТОВ НА ОСНОВЕ Al_2O_3 , ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОСАЖДЕНИЯ В ВАКУУМЕ

Я. А. Стельмах

Приведены результаты исследований микротвердости толстых (20... 60 мкм) керамико-металлических конденсатов систем Al_2O_3 -Me (где Me — ниобий, молибден, титан, цирконий, кобальт) в зависимости от основных технологических параметров их синтеза — температуры подложки $T_п$ и количества вводимой в матрицу Al_2O_3 металлической добавки. Определены наиболее перспективные металлические добавки для получения керметов с высокой микротвердостью. Показано, что введение металлической составляющей в паровой поток Al_2O_3 позволяет синтезировать стабильные конденсаты с микротвердостью до $HV = 20... 22$ ГПа. Исследованиями ТЭМ установлено, что данные керметы находятся в наноструктурном состоянии. Показано, что применение ионной активации парового потока металлической добавки существенно повышает микротвердость керметов. Установлено, что термическая активация вносит дополнительный вклад в увеличение микротвердости керметов полученных электронно-лучевым осаждением.

Presented are the results of investigations of microhardness of thick (20... 60 m) ceramic-metallic condensates of system Al_2O_3 -Me (where Me — Nb, Mo, Ti, Zr, Co) depending on main technological parameters of their synthesis: substrate temperature (T_s) and amount of metallic addition, added to matrix Al_2O_3 . The most challenging metallic additions are defined for producing cermets with high microhardness. It is shown that adding of a metallic component into a vapor stream of Al_2O_3 allows producing the stable condensates with microhardness up to $HV = 20... 22$ GPa. It was found by TEM examinations that the produced cermets are in a nanostructured state. It is shown that the application of ion activation of a vapor steam of metallic addition will greatly increase the microhardness of cermets. It was found that the thermal activation contributes significantly to the increase in microhardness of cermets produced by electron beam deposition.

Ключевые слова: керамико-металлические материалы; наноструктурные материалы; микротвердость; электронно-лучевое испарение; подложка с градиентом температуры; оксид алюминия; ниобий; молибден; ионная активация; термическая активация

Для решения различных технологических задач широко используют химические соединения с ионной или ковалентной связью, в частности тугоплавкие оксиды и керамико-металлические соединения на их основе, поскольку они характеризуются высокими значениями твердости, коррозионной стойкости в агрессивных средах, а также температурной стабильностью структурных, физических и механических свойств, предъявляемых к деталям и узлам машин. Указанные свойства в сочетании с невысокой стоимостью оксида алюминия вызывают постоянный интерес к нему со стороны исследователей.

Оксид алюминия востребован в порошковой металлургии, используется при газотермическом и плазменно-детонационном способах напыления. Керметы на основе Al_2O_3 благодаря высокому уровню стойкости при температуре до 1200 °С продолжительное время применяют в ракетной технике

(вставки сопел, стабилизаторы пламени), металлургии (стержни для регулирования потока металла, желоба для разлива, защитные чехлы термпар), турбостроении (высокотемпературные уплотнения в газовых турбинах, работающие без смазки) [1]. Покрытия из материалов на основе Al_2O_3 , нанесенные на детали насосов (валы, сальники, втулки, крыльчатки), обеспечивают высокие значения твердости, химической стойкости и низкий коэффициент трения [2].

Физическое осаждение из паровой фазы в вакууме предоставляет широкие возможности по варьированию состава, структуры и свойств керамико-металлических материалов. Находящиеся в паровой фазе вещества не подчиняются законам растворимости, поэтому при смешивании паров оксида алюминия и растворимых в нем металлов возможен синтез материалов, получение которых традиционными способами невозможно.

В данной работе конденсаты на основе Al_2O_3 получали способом электронно-лучевого испарения с последующей конденсацией парового потока в



вакууме на подложку (ЕВ PVD). Физические процессы, положенные в основу данной технологии, бесспорно, дают возможность отнести ее к нанотехнологиям [3]. Существующее оборудование [4] позволяет производить синтез конденсатов и покрытий на поверхностях сложной формы при скоростях осаждения пара от нескольких до десятков микрометров в минуту.

При исследовании структуры толстых (20... 60 мкм) конденсатов чистого Al_2O_3 , полученных способом электронно-лучевого испарения [5], обнаружено присутствие наноструктурной составляющей различных морфологии и фазового состава в интервале температур конденсации от 100 до 1000 °С, показано, что их свойства можно варьировать в широком диапазоне в зависимости от температуры формирования и последующей термической обработки. Однако имеющихся в литературе данных о структуре и свойствах керамики-металлических материалов на основе Al_2O_3 , произведенных способом ЕВ PVD, недостаточно для оценки перспективности их практического применения. Поэтому представляет интерес как отработка приемов получения, так и исследование структуры и свойств наноструктурных композиций на основе Al_2O_3 .

В данной работе изучали механические свойства толстых (20... 60 мкм) керамики-металлических конденсатов систем Al_2O_3 -Me (Me — ниобий, молибден, титан, цирконий, кобальт) в зависимости от основных технологических параметров их синтеза — температуры подложки $T_{п}$, количества вводимой в матрицу Al_2O_3 металлической добавки, а также энергии конденсирующихся атомов металлов (адатомов).

Условия эксперимента, методы и объекты. Керамики-металлические конденсаты систем Al_2O_3 -Me для исследований получали по классической двухтигельной схеме электронно-лучевого испарения в вакууме [6]. При этом одним электронным пучком испаряли штапик Al_2O_3 , выполненный способом холодного прессования из порошка оксида алюминия чистотой 99,6 %, другим — слитки ниобия, молибдена, титана, циркония, кобальта чистотой не менее 99,8 %, полученные с помощью электронно-лучевого перепада в вакууме. Применение испарения из двух источников позволило варьировать состав конденсатов путем изменения соотношения Al_2O_3 /Me. Количество вводимой металлической добавки в матрицу Al_2O_3 варьировали в интервале 2,5... 21,0 мас. %.

Одним из основных факторов, определяющих структуру и свойства конденсатов, является температура подложки $T_{п}$ [7]. Методика осаждения конденсатов на подложку с заданным вдоль ее оси градиентом температуры [4] позволяет в одном эксперименте получать информацию о структуре и свойствах конденсированных материалов в заданном непрерывном интервале температур осаждения. Градиент температуры 200... 1000 °С вдоль подложки создавали путем закрепления ее одного конца в медный водоохлаждаемый держатель и нагрева элект-

ронным лучом противоположного конца. Измерение градиента температуры проводили с помощью пяти хромель-алюмелевых термопар с погрешностью ± 10 °С.

Скорость конденсации в экспериментах составляла в среднем 2... 3 мкм/мин, давление остаточных газов в рабочей камере во время процесса испарения — $(1... 2) \cdot 10^{-2}$ Па, толщина полученных конденсатов — 20... 60 мкм.

Для оценки влияния энергии конденсирующихся атомов на механические свойства применяли ионную активацию (ионизацию атомов) парового потока металлической добавки в электростатическом поле, которую осуществляли дуговым разрядом (степень ионизации атомов составила примерно 15 %), электростатическое поле создавали посредством приложения к подложке напряжения смещения ($U = -150$ В).

Для определения элементного состава полученных конденсатов использовали рентгеноспектральный микроанализатор (приставка EDX к микроскопу Sam Scan 4D) с использованием программы обработки результатов INCA-2000. Погрешность измерений составляла $\pm 0,3$ %.

Микротвердость конденсатов по Виккерсу измеряли с помощью специальной приставки Micro Dugomat 4000E к оптическому микроскопу Polyvar Met в режиме автоматического нагружения при нагрузке на индентор 0,1... 0,2 Н.

Исследования тонкой структуры конденсатов оксида алюминия осуществляли методом трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) на приборе H-800 (Hitachi) при значениях энергии ускоренных электронов 150... 200 кэВ. Для исследований использовали тонкие участки, полученные отслоением от массивного конденсата.

Результаты и их обсуждение. Объектами исследований служили вакуумные конденсаты систем Al_2O_3 -Me с металлическими компонентами — титаном, цирконием, ниобием, молибденом, кобальтом — представителями *d*-металлов соответственно IV6; V6; VI6; VIII6 периодических групп. Исследования проводили в несколько этапов.

С целью определения перспективных для повышения микротвердости Al_2O_3 добавок на первом этапе изучали влияние небольших (2,5... 6,0 мас. %) количеств указанных металлов на микротвердость конденсатов, полученных в интервале температуры подложки 200... 950 °С (рис. 1). Как видно из представленных зависимостей, добавки кобальта и циркония расширяют температурный интервал синтеза твердых конденсатов относительно чистого Al_2O_3 соответственно на 100 и 400 °С, обеспечивая микротвердость на уровне 2... 4 ГПа. Керметы системы Al_2O_3 -5 мас. % Ti отличаются более высоким уровнем микротвердости HV 5... 7 ГПа, однако при $T_{п} > 600$ °С микротвердость керметов Al_2O_3 -4 мас. % Nb и Al_2O_3 -5 мас. % Mo в 1,5 раза выше и составляет 7,0... 10,5 ГПа.

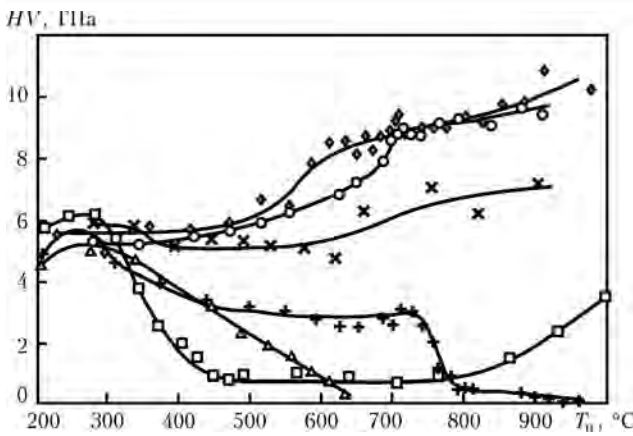


Рис. 1. Микротвердость конденсатов Al_2O_3 (□), Al_2O_3 -2,5 % Co (Δ), Al_2O_3 -6 % Zr (+), Al_2O_3 -5 % Ti (x), Al_2O_3 -4 % Nb (○), Al_2O_3 -5 % Mo (◇) в зависимости от температуры подложки T_n

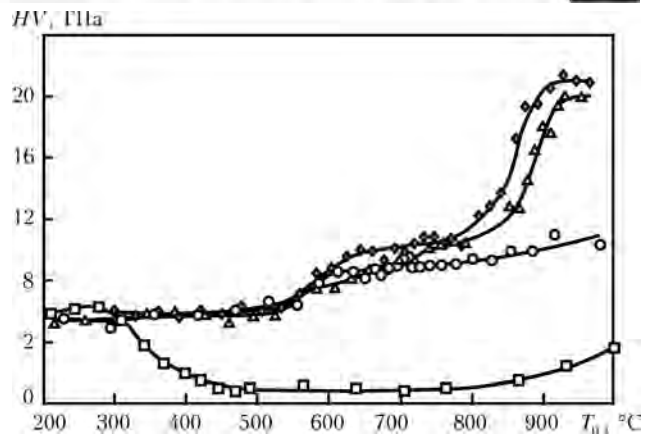


Рис. 2. Микротвердость конденсатов Al_2O_3 (□), Al_2O_3 -5 % Mo (○), Al_2O_3 -15 % Mo (Δ), Al_2O_3 -20 % Mo (◇) в зависимости от температуры подложки T_n

Таким образом, наибольшие значения микротвердости HV 5,5... 10,5 ГПа достигнуты для систем Al_2O_3 -4 мас. % Nb и Al_2O_3 -5 мас. % Mo, а следовательно, наиболее перспективными металлами для получения высокотвердых керметов являются молибден и ниобий. Поэтому дальнейшие исследования проводили с этими добавками.

Микроструктура однофазных конденсатов хорошо описывается зонной диаграммой, приведенной в работе [7]. Установлено, что фазовые превращения, присущие оксиду алюминия, незначительно влияют на формирование структурных зон, имеющих граничные температуры $T_1 = 325$ и $T_2 = 825$ °C [5]. Введение металлических добавок в матрицу Al_2O_3 в температурной области формирования первой структурной зоны (200 °C < T_n < 325 °C) несколько (примерно на 10... 15%) снижает микротвердость керметов относительно конденсатов чистого Al_2O_3 (рис. 1, в). Поскольку в первой структурной зоне Al_2O_3 находится преимущественно в аморфном состоянии, а во второй, — в основном в γ -фазе [5], можно предположить, что повышение микротвердости базируется как на структурных аспектах, так и, возможно, на химическом взаимодействии металлической добавки с γ -фазой Al_2O_3 . При этом характер полученных зависимостей для Al_2O_3 -2,5 мас. % Co и Al_2O_3 -6 мас. % Zr (рис. 1), в которых по мере роста T_n отмечено снижение твердости до 0,5... 1,0 ГПа, свидетельствует о том, что в процессе увеличения размеров кристаллитов γ -фазы для поддержания постоянного уровня микротвердости с повышением температуры подложки требуется большее количество металлического компонента. Таким образом, использование металлических добавок для повышения микротвердости целесообразно при $T_n > 325$ °C, что соответствует второй и третьей структурным зонам формирования Al_2O_3 .

На втором этапе исследовали влияние количества металлической добавки на микротвердость отобранных систем Al_2O_3 -Mo и Al_2O_3 -Nb. Результаты измерений микротвердости при различных концентрациях добавок ниобия и молибдена в интервале температуры подложки 250... 950 °C представлены

на рис. 2, 3. Полученные зависимости имеют сложный немонотонный характер, при их анализе отмечены следующие закономерности. В результате увеличения количества металлической добавки ниобия и молибдена до 15... 21 мас. % зафиксировано значительное повышение твердости исследуемых керметов до HV 20... 21 ГПа с граничной температурой синтеза T_K примерно 725 °C для Al_2O_3 -Nb и 870 °C для Al_2O_3 -Mo. Микротвердость указанных керметов, синтезированных в интервале $T_n < T_K$, практически не зависит от количества металлической добавки в интервале 5... 20 мас. %.

Следует также отметить, что введение даже малых количеств ниобия (1,5 мас. %) достаточно для поддержания микротвердости кермета Al_2O_3 -Nb на уровне HV 5,5 ГПа в интервале 250 °C < T_n < 650 °C. Уменьшение микротвердости при более высокой температуре подложки ($T_n > 650$ °C), по-видимому, связано с интенсивным формированием кристаллитов пористой фазы γ - Al_2O_3 . Этот процесс является доминирующим, а малых количеств введенной металлической добавки недостаточно для формирования плотного кермета.

Для выявления особенностей структуры, лежащих в основе высокой микротвердости керметов Al_2O_3 -Nb, методом трансмиссионной электронной микроскопии

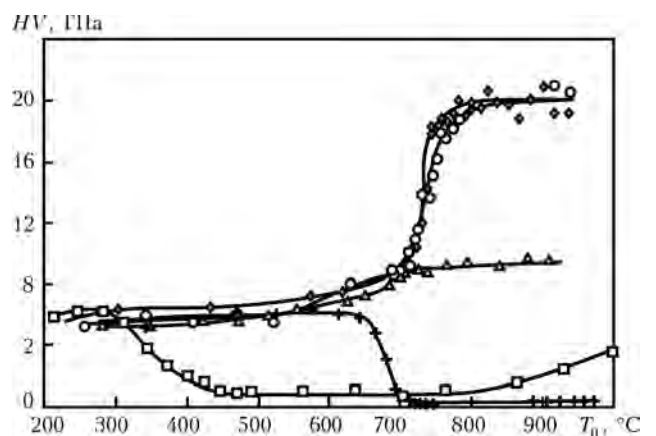


Рис. 3. Микротвердость конденсатов Al_2O_3 (□), Al_2O_3 -1,5 % Nb (+), Al_2O_3 -4 % Nb (Δ), Al_2O_3 -15 % Nb (○), Al_2O_3 -21 % Nb (◇) в зависимости от температуры подложки T_n

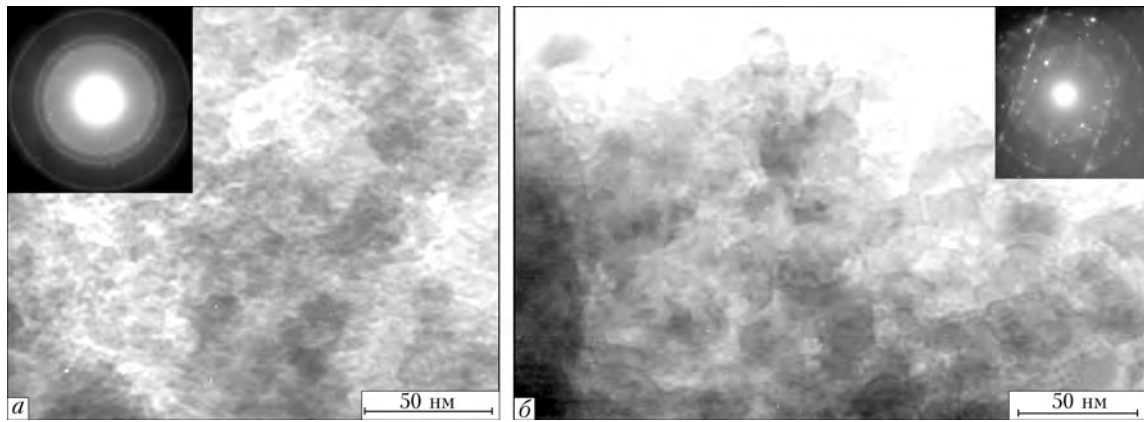


Рис. 4. Структура и электронограмма конденсатов Al_2O_3 -21 % Nb, осажденных при температурах подложки 900 (а) и 250 °С после отжига в вакууме при температуре 900 °С (б)

исследовали конденсаты, синтезированные в интервале температур $250\text{ °С} < T_{\text{п}} < 900\text{ °С}$.

Установлено (рис. 4, а), что конденсаты, полученные в первой структурной зоне $250\text{ °С} < T_{\text{п}} < 325\text{ °С}$ отличаются ультрадисперсной структурой, о чем свидетельствуют характерные размытые гало на электронограммах (энергия ускоренных электронов 200 кэВ). Размерность структурных элементов исследуемых материалов, по нашим оценкам, составляет менее 1 нм. С повышением температуры подложки на электронограммах появляются линии и точечные рефлексы, что связано с увеличением размера кристаллитов. Так, при температуре на подложке 900 °С формируется поликристаллическая структура с размером структурных составляющих 5... 20 нм (рис. 4, а).

Из сопоставления результатов механических и структурных исследований следует, что увеличение микротвердости керметов на основе Al_2O_3 , по сравнению с чистым Al_2O_3 , сопровождается переходом масштаба их структурных составляющих из ультрадисперсной в наноструктурную область.

Существует несколько основных технологических подходов, применение которых позволяет акцентировать процессы структурообразования толстых конденсатов [6]. В основе формирования материалов способом ЕРVVD лежит контроль энергии молекул и атомов осаждаемых материалов. Влия-

ние на их структурообразование можно осуществлять двумя способами: задавая энергию поверхности конденсации (температуру подложки) и изменяя энергию конденсирующихся атомов. Интерес вызывает вопрос эффективности повышения энергии конденсирующихся атомов для синтеза твердых материалов. Поэтому на третьем этапе данной работы исследовали микротвердость керметов Al_2O_3 -Nb*, полученных с применением ионизации атомов металла добавки ниобия в электрическом поле (ионная активация).

Результаты измерений микротвердости конденсатов Al_2O_3 -Nb* (рис. 5) подтверждают эффективность применения ионной активации парового потока металлической добавки. Максимальные значения микротвердости HV 21... 22 ГПа в интервале температур $725\text{ °С} < T_{\text{п}} < 900\text{ °С}$ получены для керметов Al_2O_3 -(13... 18 мас. %) Nb и фактически совпадают с уровнем микротвердости керметов Al_2O_3 -(15... 21 мас. %) Nb, полученных ранее без применения ионизации. Однако в интервале температур $200\text{ °С} < T_{\text{п}} < 725\text{ °С}$ уровень микротвердости керметов Al_2O_3 -Nb* на 30... 60 % выше и составляет в зависимости от количества металлической добавки 7... 13 ГПа. Представленные зависимости микротвердости (рис. 5) в указанном интервале температур $T_{\text{п}}$ имеют монотонный характер, однако, в отличие от конденсатов, выполненных без ионной активации (рис. 3), уровень микротвердости полученных материалов повышается с увеличением концентрации металлической добавки (ниобия). По-видимому, это результат вклада при синтезе материала активированных атомов, количество которых прямо пропорционально массовой доле вводимой металлической добавки. В данных экспериментах ионизация паровой фазы ниобия не превышала 20 %, т. е. фактически ионизировано 1,0; 2,5 и 4 % всего конденсирующегося материала, поэтому дальнейшее повышение степени ионизации металлической добавки представляет возможности для получения более твердых керметов Al_2O_3 -Nb.

Таким образом, показана эффективность применения ионной активации для повышения микротвердости керметов Al_2O_3 -Nb.

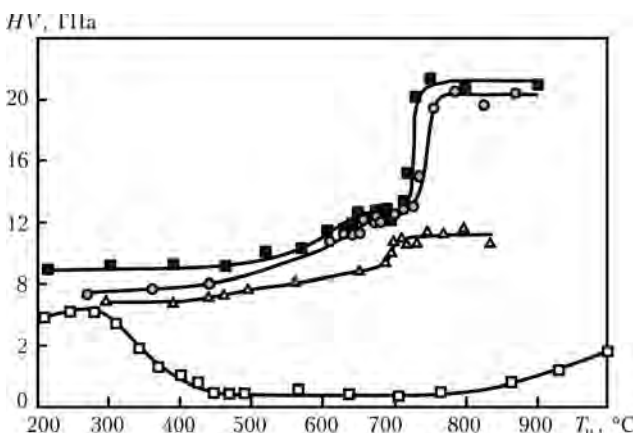


Рис. 5. Микротвердость конденсатов Al_2O_3 (□), Al_2O_3 -4 % Nb* (Δ), Al_2O_3 -13 % Nb* (○), Al_2O_3 -18 % Nb* (■) в зависимости от температуры подложки $T_{\text{п}}$

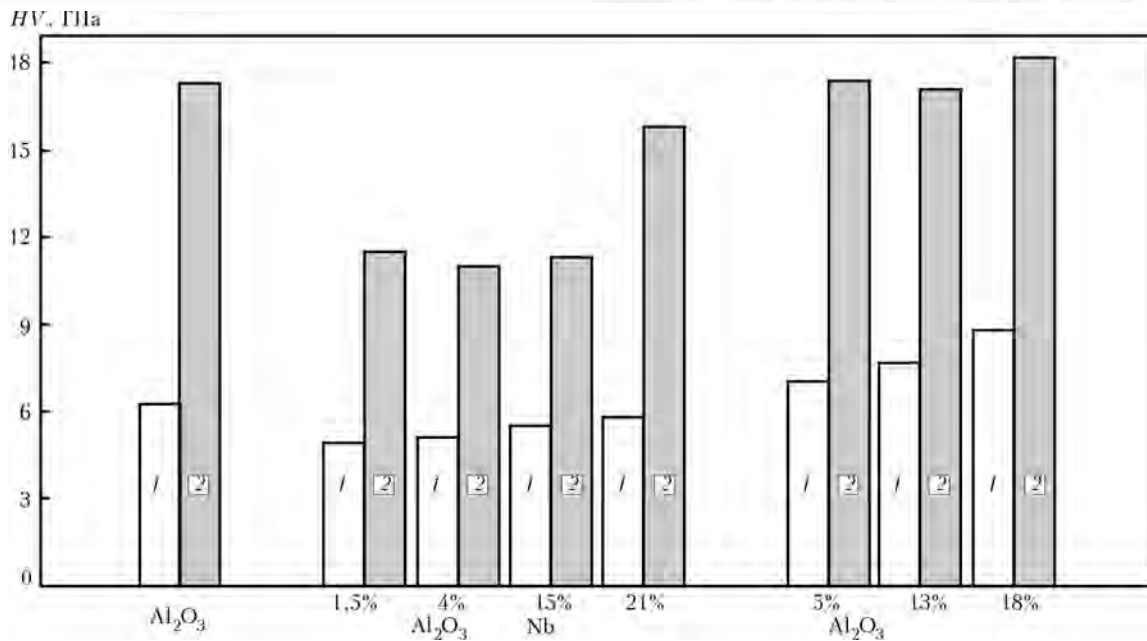


Рис. 6. Микротвердость конденсатов Al₂O₃, Al₂O₃-Nb, Al₂O₃-Nb*, полученных при T_п = 250 °С до и после термической активации (T = 900 °С, 1 ч в вакууме P = 1,3·10⁻⁴ Па): 1 – исходный; 2 – после термической активации

На четвертом этапе изучали влияние термической активации (отжиг в вакууме P = 1,3·10⁻⁴ Па в течение 1 ч) на микротвердость керметов. Конденсаты систем Al₂O₃-Mo, Nb, Zr, Ti, полученные в первой структурной зоне формирования Al₂O₃ (250 °С < T_п < 325 °С), после отжига при T = 1100 °С имели микротвердость на уровне 20... 21 ГПа, что, очевидно, связано с переходом γ-Al₂O₃ в α-Al₂O₃.

Более подробно исследовали влияние термической активации при T = 900 °С на микротвердость конденсатов системы Al₂O₃-Nb в зависимости от концентрации добавки. Согласно диаграмме, приведенной на рис. 6, в результате отжига керметов Al₂O₃-

(1,5... 15 %) Nb их микротвердость повышается до 11,5 ГПа. При этом наибольшим потенциалом для получения высокой микротвердости с помощью термической активации отличается система Al₂O₃-21 % Nb – HV 16 ГПа. Микротвердость керметов, полученных с применением ионной активации паров ниобия в интервале доз 5... 18 мас. %, после отжига повышается до 17... 18 ГПа, что соответствует микротвердости отожженного Al₂O₃. Исследования термообработанных конденсатов Al₂O₃-21 % Nb (T_п = 250 °С) методом трансмиссионной электронной микроскопии показали (рис. 4, б), что в результате отжига происходит переход ультрадисперсной

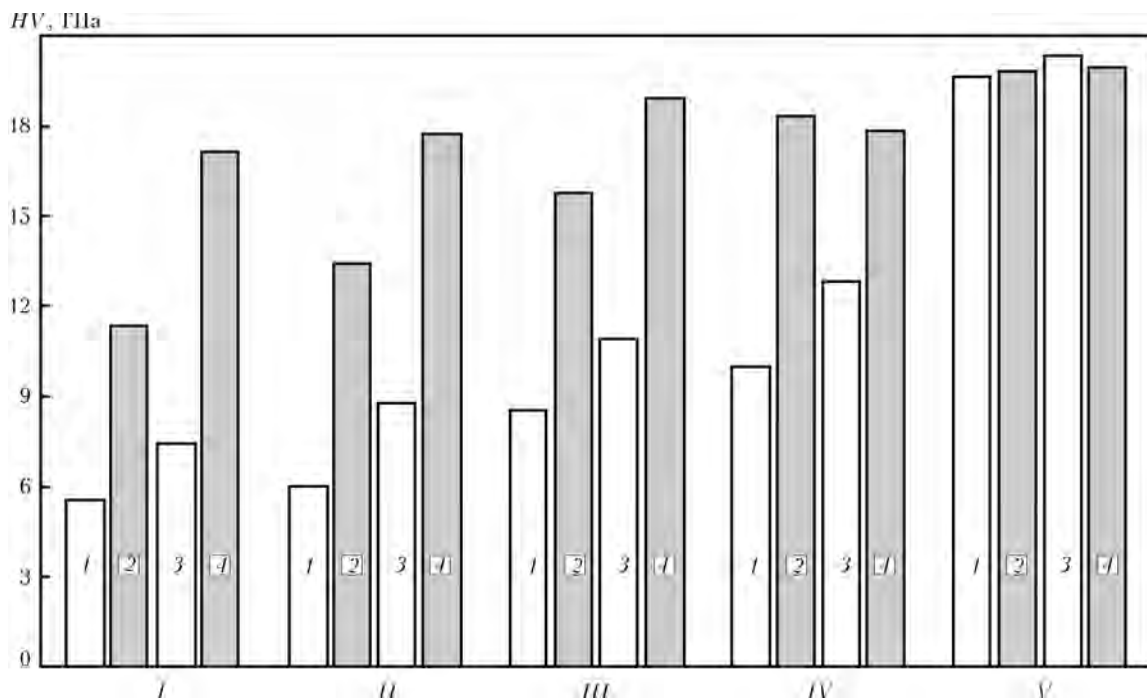


Рис. 7. Микротвердость конденсатов Al₂O₃-Nb, полученных в интервале 250 °С < T_п < 840 °С, до и после термической активации (T = 900 °С, 1 ч в вакууме P = 1,3·10⁻⁴ Па): 1 – Al₂O₃-15 % Nb; 2 – Al₂O₃-15 % Nb после термической активации; 3 – Al₂O₃-13 % Nb*; 4 – Al₂O₃-13 % Nb* после термической активации при T_п = 300 (I), 475 (II), 650 (III), 710 (IV), 850 (V) °С



структуры в поликристаллическую с размером структурных элементов 10... 50 нм.

Дополнительные исследования, направленные на изучение эффективности термической активации для повышения твердости полученных материалов в зависимости от температуры подложки, были проведены для систем $Al_2O_3-15\% Nb$ и $Al_2O_3-13\% Nb^*$ (рис. 7). Установлено, что микротвердость керметов, полученных без применения ионной активации добавки, после отжига монотонно возрастает в интервале температур $250\text{ }^\circ\text{C} < T_{\text{п}} < 725\text{ }^\circ\text{C}$. Керметы, синтезированные с применением ионной активации после отжига, имеют постоянную микротвердость на уровне 16... 20 ГПа во всем интервале $T_{\text{п}}$.

Выводы

1. Определены перспективные добавки для получения высокотвердых наноструктурных керметов на основе Al_2O_3 способом EB PVD — тугоплавкие металлы молибден и ниобий.

2. Наибольшие значения микротвердости керамико-металлических конденсатов на основе Al_2O_3 — 20... 22 ГПа — получены с использованием добавок ниобия и молибдена в количестве 15... 21 мас. % в интервале температуры подложки соответственно $725\text{ }^\circ\text{C} < T_{\text{п}} < 950\text{ }^\circ\text{C}$ и $850\text{ }^\circ\text{C} < T_{\text{п}} < 950\text{ }^\circ\text{C}$.

3. Показано, что использование ионной активации парового потока добавки существенно (на 30... 60 %) повышает уровень микротвердости керметов Al_2O_3-Nb за счет подведения дополнительной энергии к поверхности конденсации.

4. Установлено, что термическая активация вносит дополнительный вклад в увеличение микротвердости керметов Al_2O_3-Nb .

5. Полученные способом электронно-лучевого испарения керметы Al_2O_3-Nb и Al_2O_3-Mo перспективны для применения в качестве конструкционных покрытий на изделиях из различных теплоустойчивых сталей, работающих в условиях повышенных температур.

1. Керметы / Под ред. Дж. Р. Тинкляпо, У. Б. Крендалла. — М.: Изд-во иностр. лит., 1962. — 367 с.
2. Кречмар Э. Напыление металлов, керамики и пластмасс. — М.: Изд-во Машиностроение, 1966. — 345 с.
3. Мовчан Б. А. Электронно-лучевая технология испарения и осаждения из паровой фазы неорганических материалов с аморфной нано- и микроструктурой // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. — 2004. — 2, № 4. — С. 1103–1126.
4. Яковчук К. Ю., Стельмах Я. А. Лабораторная электронно-лучевая установка для осаждения из паровой фазы неорганических материалов с аморфной, нано- и микроразмерной структурой // Материалы конференции НАН-СИС-2004 (Киев, 12–14 окт., 2004). — Киев, 2004. — 387 с.
5. Крушинская Л. А., Стельмах Я. А. Структура и некоторые свойства толстых конденсатов оксида алюминия, получаемых электронно-лучевым испарением и осаждением паровой фазы в вакууме // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. — 2010. — 8, № 4. — С. 1003–1014.
6. Мовчан Б. А. Электронно-лучевая гибридная нанотехнология осаждения неорганических материалов в вакууме // Актуальные пробл. современ. материаловед. — Киев: «Академперіодика», 2008. — С. 227–247.
7. Мовчан Б. А., Демчишин А. В. Исследования структуры и свойств толстых вакуумных вольфрамовых конденсатов никеля, титана, вольфрама, окиси алюминия и двуокиси циркония // Физика металлов и металловед. — 1969. — 28, вып. 4. — С. 653–660.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Поступила 20.03.2012

НОВАЯ КНИГА

Б. Є. Патон: 50 років на чолі Академії. — К.: Академперіодика, 2012. — 776 с., 136 с. ил. (укр. и рус. языки).

В книге освещена 50-летняя деятельность выдающегося украинского ученого и организатора науки академика Б. Е. Патона на посту Президента Национальной академии наук Украины. Известные ученые, среди них академики А. П. Александров, Г. И. Марчук, Ю. С. Осипов, Н. М. Амосов, Ж. И. Алферов, Н. В. Багров, О. М. Белоцерковский, П. А. Витязь, Д. М. Гродзинский, Л. В. Губерский, И. М. Дзюба, М. З. Згуровский, Е. Н. Каблов, В. Г. Кадышевский, Н. Н. Кудрявцев, Ю. И. Кундиев, Н. П. Лаврев, Н. В. Новиков, Б. И. Олейник, В. В. Панасюк, Ю. Н. Пахомов, Е. М. Примаков, В. А. Садовничий, А. М. Сердюк, К. М. Сытник, В. В. Скороход, А. А. Созинов, В. И. Старостенко, Б. С. Стогний, В. Я. Таций, П. П. Толочко, делятся впечатлениями о личном общении с Б. Е. Патонам, его огромном вкладе в развитие науки и техники. Книга иллюстрирована многочисленными фотографиями.

Может быть полезна всем, кто интересуется историей науки.





УДК 669.187.526:51.001.57

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО СПОСОБОМ ЭЛПЕ

В. О. Мушегян, Е. Н. Потятыник

Исследованы слитки молибдена, полученные способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью, в том числе с применением периферийного нагрева в кристаллизаторе. Определены степень рафинирования металла от примесей в зависимости от параметров плавки и механические свойства выплавленных слитков.

Investigated are the molybdenum ingots produced by the method of electron beam cold hearth melting, including the application of periphery heating in the mould. Degree of metal refining from impurities depending on melting parameters and mechanical properties of melted ingots are defined.

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

Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью характеризуется достаточным арсеналом средств для влияния на структуру слитков, которые позволяют изменять параметры кристаллизации (градиент температуры, скорость охлаждения и скорость кристаллизации) в десятки раз при сохранении скорости (производительности) плавки. Как показано в работе [1], путем варьирования мощности и распределения электронно-лучевого нагрева в в кристаллизаторе диаметром 200 мм металла слитков титанового сплава Ti-6Al-4V регулировали скорость охлаждения от 0,4 до 7 К/с, т. е. почти в 20 раз, а скорость кристаллизации увеличивалась от 0,0036 до 0,11 см/с. Для среднелегированного титанового сплава Ti-6Al-4V это приводит к измельчению структуры и, самое главное, смене ее типа — от столбчатой к равноосной (рис. 1, а).

Изменение структуры, как видно из данного рисунка, сопровождается ростом общей площади границ зерен. При уменьшении среднего размера зерна в поперечном сечении слитка в k раз общая длина границ увеличивается в k^2 раз, а в результате дополнительного дробления столбчатых кристаллитов в продольном сечении общая площадь границ возрастет пропорционально k^3 . Измельчение зерна происходит благодаря увеличению центров кристаллизации, которые становятся таковыми за счет достигаемого переохлаждения [2].

Для тугоплавких металлов VIa группы (молибден, вольфрам) площадь границ зерен имеет важное значение из-за низкой растворимости примесей внедрения [3] и концентрации последних по границам зерен. Существенного увеличения общей площади границ зерен достигают путем формирования монолитного материала способами, используемыми в порошковой металлургии. При получении слитков тугоплавких металлов способами вакуумной металлургии сформировать равноосную структуру не удается по причине низкого содержания модификаторов — центров кристаллизации. Таким образом, низкое содержание примесей оказывает уже отрицательное влияние.

Задачей ЭЛПЕ с точки зрения влияния на структуру слитков является, с одной стороны, максимальная очистка металла от вредных примесей (кислорода, азота), с другой, — выведение содержания модифицирующих примесей (углерод, бор) на оптимальный уровень. При этом необходимо по-

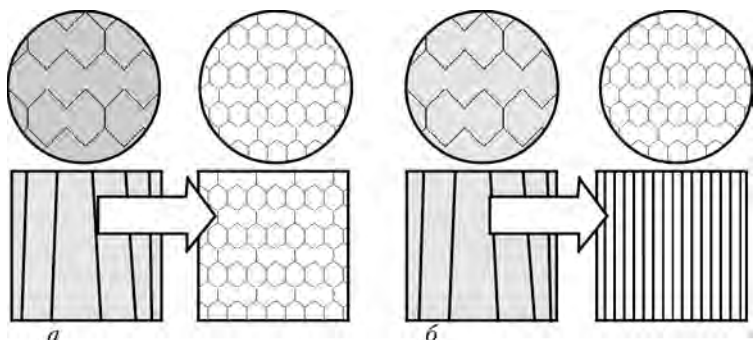


Рис. 1. Изменения структуры: а — переход из столбчатой в равноосную (около k^3); б — измельчение столбчатой (примерно k^2)

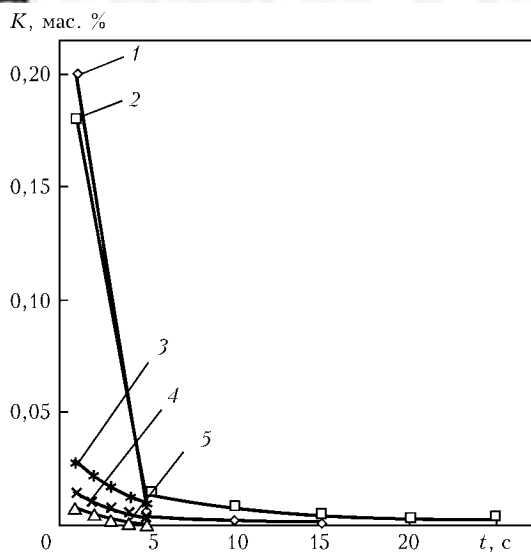


Рис. 2. Зависимость содержания примесей K в слитке молибдена от времени выдержки расплава в промежуточной емкости: 1 – [O]; 2 – Fe; 3 – C; 4 – Cu; 5 – N

лучить максимальные значения параметров кристаллизации и добиться изменения структуры по типу рис. 1, б для увеличения общей длины границ в k^2 раз.

Рафинирование исходного молибдена при ЭЛПЕ происходит в основном в промежуточной емкости и частично при прогреве и плавлении шихты на припоре, а также в кристаллизаторе. Как показывают исследования, проведенные в работе [4], наиболее эффективно металл рафинируется в промежуточной емкости, причем при ЭЛПЕ возможна выдержка жидкого металла в течение необходимого времени для наиболее полного удаления примесей. Удаление кислорода (наиболее неблагоприятной примеси в молибдене) происходит за счет его перехода в газовую фазу как в виде оксида молибдена, так и монооксида углерода. Исследования газовой атмосферы над зоной плавки показывают преимущественный характер второго из указанных путей [5].

Таким образом, применение в кристаллизаторе периферийного электронно-лучевого нагрева при ЭЛПЕ незначительно уменьшает рафинирующую способность переплава за счет снижения перегрева металла в центральной части кристаллизатора. Вместе с тем данное уменьшение можно компенсировать увеличением продолжительности пребывания порции жидкого металла в промежуточной емкости в процессе порционной заливки. Добавление углерода в шихту положительно сказывается на удалении кислорода в процессе ЭЛПЕ.

Изучение процесса ЭЛПЕ слитков молибдена из первичной шихты (брикетов молибденового порошка) показало справедливость этих предположений.

Установлено, что при ЭЛПЕ молибдена из брикетированного порошка происходит существенное рафинирование от примесей (рис. 2). Характерное время пребывания расплава в промежуточной

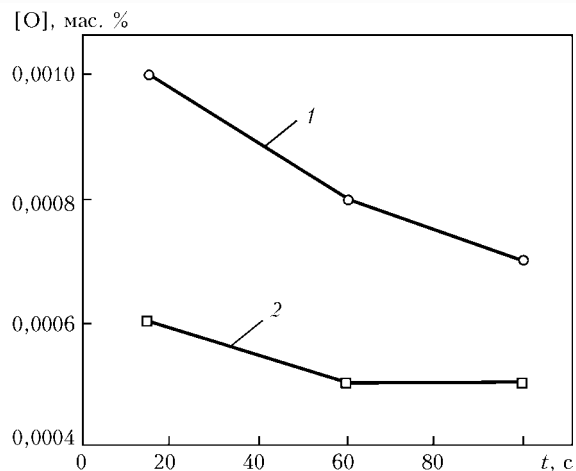


Рис. 3. Зависимость содержания кислорода в слитке молибдена от времени выдержки расплава в промежуточной емкости: 1 – ЭЛПЕ; 2 – ЭЛПЕ ПО

емкости (15 с) дает снижение содержания кислорода в 200 раз.

Повышение содержания углерода в шихте одновременно с применением периферийного обогрева металла в кристаллизаторе (ЭЛПЕ ПО) позволяет несколько уменьшить содержание кислорода в слитках по сравнению с традиционным ЭЛПЕ (рис. 3).

Это свидетельствует о том, что очищающее влияние дополнительного углерода оказывается сильнее, чем снижение интенсивности рафинирования молибдена в кристаллизаторе.

С целью проверки влияния примесей и конфигурации электронно-лучевого нагрева поверхности слитка в кристаллизаторе были проведены экспериментальные плавки слитков молибдена в электронно-лучевой печи МВ-1 с промежуточной емкостью в кристаллизаторе диаметром 70 мм как с применением периферийного обогрева поверхности слитка в кристаллизаторе, так и по классической схеме ЭЛПЕ. В исходный молибден в процессе формирования шихты добавляли 1 % карбида циркония ZrC . Содержание усвоенного циркония, как показали данные спектрального анализа, составило $(0,28 \pm 0,02)$ %. Таким образом, степень перехода ZrC в отливку достигла 30 % предварительной шихтовки.

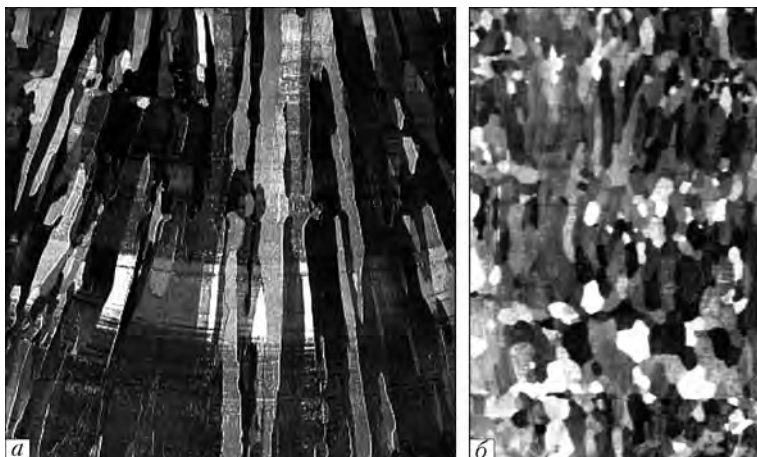


Рис. 4. Макроструктура слитка молибдена ЭЛПЕ диаметром 70 мм, модифицированного ZrC при ЭЛПЕ (а) и ЭЛПЕ ПО (б)

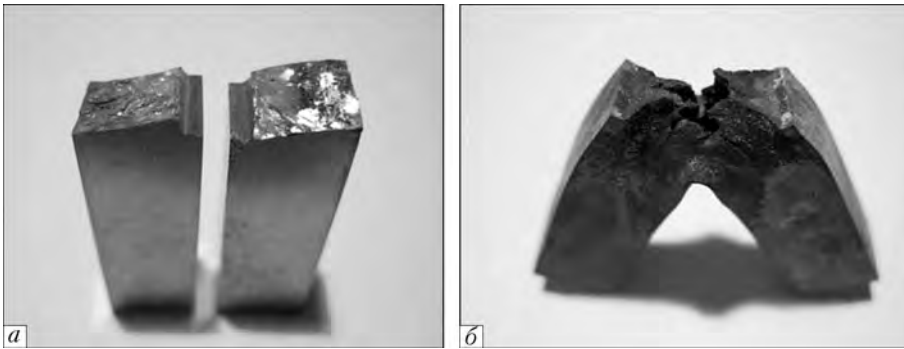


Рис. 5. Образцы после испытаний на ударную вязкость при значениях температуры 200 (а) и 730 °С (б)

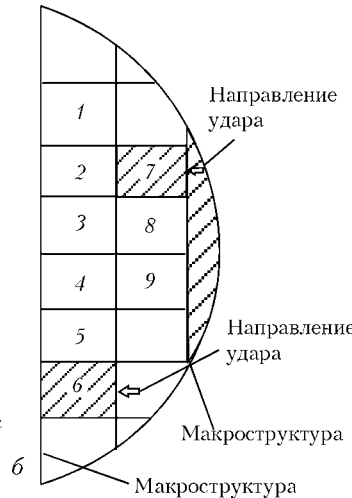
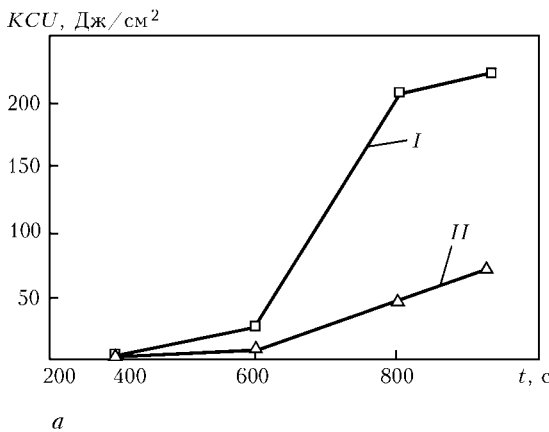


Рис. 6. Зависимость ударной вязкости литого молибдена от температуры испытаний (а), схемы порезки образцов (б) и их испытания ближе к центру (1–6) и краю слитка (7–9): I – ЭЛПЕ ПО; II – ЭЛПЕ

Макроструктура продольного сечения слитка представлена на рис. 4. Слиток состоит из вытянутых вдоль оси зерен поперечным сечением 1... 4 мм, что на порядок меньше, чем в слитках молибдена ЭЛП (11... 16 мм) [6]. Существенное уменьшение размеров кристаллитов объясняется модифицирующим действием карбидов циркония в совокупности с увеличением скорости кристаллизации слитка благодаря применению периферийного обогрева при ЭЛПЕ. Применение технологии ЭЛПЕ ПО позволяет дополнительно уменьшить размер кристаллитов, при этом столбчатые кристаллы дробятся по длине на несколько почти равноосных.

Макрошлифы слитков однородные, без трещин, материал хорошо поддавался шлифовке. Растрескивания на отдельные кристаллиты, как это обычно бывает в слитках чистого молибдена электронно-лучевой плавки с крупными зернами, не происходило. Средняя микротвердость образца металла слитка при нагрузке 100 г составила 2160 МПа.

Исследованы механические свойства металла выплавленных слитков. Временное сопротивление металла образцов изменялось в достаточно широком

интервале — 600... 950 МПа, около 10 % образцов разрушились при изготовлении. Особо показательные результаты получены при измерении ударной вязкости образцов литого металла (рис. 5, 6).

При температуре испытаний выше 400 °С излом образцов переходил из хрупкого в вязкое состояние. Металл образцов слитка ЭЛПЕ ПО показал значительно большие значения ударной вязкости (KCU 200... 250 Дж/см²), которые приближаются к показателям, характерным для деформированного молибдена.

Таким образом, модифицирование структуры молибдена карбидами циркония одновременно с периферийным нагревом слитка в кристаллизаторе при ЭЛПЕ позволяет снизить содержание кислорода, измельчить столбчатую структуру слитков, создать градиент структур в поверхностной зоне слитка, облегчающий варианты последующих термомеханических обработок слитка.

Отмеченное повышение ударной вязкости позволяет улучшить деформируемость слитков при относительно низких значениях температуры (700... 800 °С).

1. Жук Г. В. Влияние мощности электронно-лучевого нагрева на структуру и свойства титановых слитков // *Металлург. и горноруд. пром-сть.* — 2003. — № 3. — С. 36–38.
2. Флеммингс М. Процессы затвердевания в вакууме. — М.: Мир, 1977. — 423 с.
3. Зеликман А. Н. Молибден. — М.: Металлургия, 1970. — 440 с.
4. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
5. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. *Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекрационных металлов.* — Киев: Наук. думка, 2008. — 306 с.
6. 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.

ГП НТЦ «Патон-Армения», Киев
НТУУ «Киевский политехнический институт»
Поступила 03.04.2012



УДК 669.187.58

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО РАФИНИРОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ВЫРАЩИВАНИЯ ПЛОСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКЕ

**В. А. Шаповалов, А. Н. Гниздыло, В. В. Якуша,
Ю. А. Никитенко, Д. М. Жиров,
А. В. Гнатушенко, Е. А. Волченков**

Рассмотрены особенности кристаллизационного рафинирования крупных монокристаллов плоской формы. На базе полученных зависимостей с использованием аналитических и численных методов проведен анализ влияния технологических режимов на поведение трудноудаляемых примесей.

Peculiarities of crystallization refining of large single crystals of flat shape are considered. Basing on obtained relationships using analytical and numerical methods, the analysis of effect of technological conditions on behavior of hard-to-remove impurities was made.

Ключевые слова: кристаллизационное рафинирование; плоские монокристаллы

Создание и практическое применение качественно новых материалов с особыми физическими свойствами стало возможным во многом благодаря развитию способов очистки материалов. Достигнутые успехи способствовали прогрессу в атомной энергетике, радиоэлектронике, полупроводниковой и космической технике, электротехнике и многих других областях промышленности.

Наряду с полупроводниковыми материалами большой интерес представляют чистые металлы в монокристаллическом состоянии из-за ряда уникальных свойств, проявляющихся у них при высокой степени очистки.

Значительный интерес в последнее время вызывают монокристаллы тугоплавких металлов в связи с наличием у них в чистом состоянии высоких значений технологической пластичности и стойкости в условиях переменных нагрузок и циклических температур, повышенных значений эрозионной стойкости и сопротивления ползучести (особенно при температурах, близких к температуре плавления),

лучшей совместимости с ядерным топливом, значительной стойкости при контакте с расплавами и парами щелочных металлов. Наличие такого комплекса свойств позволяет использовать монокристаллы тугоплавких металлов для изготовления особо ответственных деталей сопел ракетных двигателей, электронно-вакуумных и газоразрядных приборов, аппаратов для превращения тепловой энергии в электрическую, газовых турбин, гироскопов, метрологических и других приборов и устройств.

На протяжении многих десятилетий монокристаллы тугоплавких металлов в основном использовались в качестве материалов для научно-исследовательских работ. Однако в последние годы благодаря совершенствованию способов их получения монокристаллы тугоплавких металлов находят все большее применение в качестве конструкционных и функциональных материалов.

Возможность изготовления крупногабаритных изделий в виде пластин позволяет в значительной мере расширить номенклатуру монокристаллической продукции. В настоящее время разрабатывается оборудование для производства крупных монокри-



таллов тугоплавких металлов большого диаметра в виде круга, труб, тиглей, потребность в которых испытывает ряд областей промышленности, в частности полу-проводниковая, а также новые технологии получения монокристаллов полупроводниковых материалов из многокомпонентных расплавов с использованием щелочных металлов.

Несмотря на большое количество способов получения монокристаллов тугоплавких металлов особо востребованными оказались способы с применением высококонцентрированных источников нагрева — электронно-лучевая зонная плавка (ЭЛЗП), электронно-лучевая плавка (ЭЛП), вакуумно-дуговая плавка (ВДП), плазменно-дуговая плавка (ПДП), которые обеспечивают высокие значения производительности, а также плотности монокристаллических слитков, близкой к теоретической.

Рафинирования металла указанными способами достигают путем комплексного воздействия различных физико-химических процессов. При этом каждый из них отличается индивидуальным набором технологических особенностей, позволяющих воздействовать на удаление определенного вида примесей. Общей чертой приведенных способов является наличие стадии кристаллизационного рафинирования. Некоторые из них позволяют производить многократную зонную очистку, в результате чего достигается высокая степень чистоты металла. Именно благодаря зонной очистке удалось впервые получить крупные высокочистые монокристаллы тугоплавких металлов.

Кристаллизационному рафинированию посвящено большое количество печатных работ, что свидетельствует о значительном интересе к данному вопросу. Однако использование указанных способов для изготовления крупных монокристаллов в связи со сложностью процесса их получения ограничено масштабным фактором. В работах [1–3] описан процесс производства наиболее крупных цилиндрических монокристаллов тугоплавких металлов молибдена и вольфрама диаметром соответственно 60 и 50 мм. Основная проблема при увеличении габаритных размеров монокристаллов заключается в ухудшении условий теплового состояния, что приводит к снижению качества монокристаллической структуры.

Существующее ограничение для большинства способов можно преодолеть в результате использования дополнительных источников нагрева (индукционного, радиационного, светового и др.), что позволит управлять тепловым состоянием слитка и обеспечить благоприятные тепловые условия для формирования монокристаллической структуры. С учетом особенностей указанных способов наиболее рационально использовать плазменно-дуговой источник в комбинации с индукционным нагревом с целью упрощения реализации предлагаемой схемы.

Комбинация плазменно-дугового и индукционного источников нагрева позволяет расширить возможности существующего способа ПДП при полу-

чении крупных монокристаллов, однако такая схема также имеет ограничение по габаритным размерам. Хотя увеличение линейных размеров монокристаллов возможно путем повышения мощности концентрированного источника нагрева, однако не всегда с технологической точки зрения можно (при сохранении нормальных условий формирования монокристаллической структуры) достичь необходимого результата. Особенностью плазменно-дугового источника является наличие высокого температурного градиента, что в сочетании с большой теплопроводностью тугоплавких металлов приводит к снижению интенсивности увеличения диаметра жидкой металлической ванны с повышением мощности нагрева. При этом отмечено возрастание интенсивности динамического воздействия плазменной дуги на поверхность расплава. Поэтому увеличение мощности источника нагрева не всегда может обеспечить достижение необходимого диаметра ванны. Также нужно отметить, что с повышением мощности источника нагрева снижается ресурс катода, увеличивается глубина ванны и кривизна фронта кристаллизации, что вызывает ухудшение качества полученных монокристаллов [4].

Решить данную задачу можно без увеличения мощности основного источника нагрева за счет формирования монокристалла путем наведения локальной металлической ванны и перемещения ее по формируемой поверхности с подпиткой расплавом присадочного материала. Реализация такой схемы обеспечивается сканированием высококонцентрированного потока энергии в результате движения источника нагрева в горизонтальной плоскости с последующим дискретным перемещением механизма вытягивания. При этом схемы могут быть разнообразны в зависимости от требований к профилю монокристалла.

Указанная схема отличается от принятых для выращивания тугоплавких металлических монокристаллов, получаемых бестигельными способами в условиях принудительной направленной кристаллизации (метод Вернейля) и зонной перекристаллизации (метод Пфанна), где фронт кристаллизации перемещается относительно нижней части по мере роста монокристалла, а расплавленная зона занимает весь торец растущей поверхности и прогоняется вдоль выращиваемого слитка.

Внедрение этой схемы в Институте электросварки им. Е. О. Патона позволило разработать способ плазменно-индукционной плавки (ПИП) и создать оборудование для получения крупных профилированных монокристаллов в виде пластин (рис. 1). Особенностью данного оборудования является то, что толщина слитка зависит от диаметра наведенной локальной ванны, а длина — от хода плазменной дуги вдоль наращиваемой поверхности. При этом характеристики оборудования позволяют производить многократную очистку на каждом формируемом слое.

В предложенном способе формирование слитка происходит в результате наращивания слоя на слой, в процессе формирования нового слоя — частичное

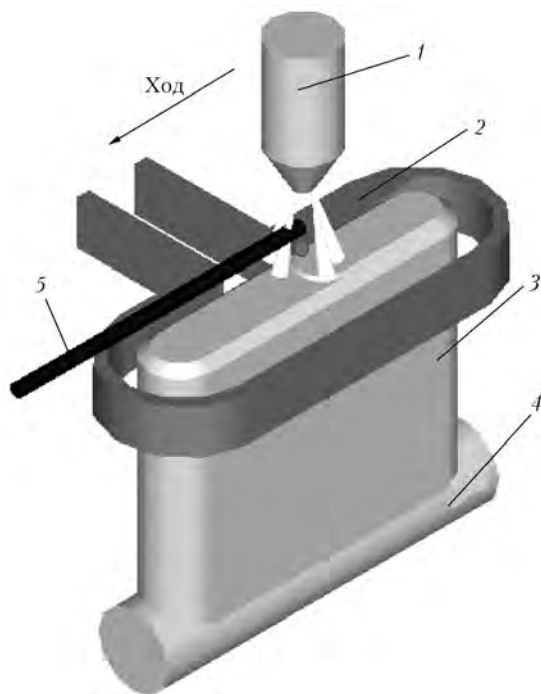


Рис. 1. Схема ПИП: 1 – плазматрон; 2 – индуктор; 3 – монокристалл; 4 – затравочный кристалл; 5 – переплавляемый пруток

проплавление нижележащего слоя, что накладывает особенности на картину концентрационной зависимости примеси в слитке при кристаллизационной очистке.

При выращивании тугоплавких монокристаллов одной из основных задач является исследование возможности очистки от трудноудаляемых примесей при переходе в газовую фазу. К ним можно отнести некоторые примеси внедрения, а также примеси тугоплавких металлов. Важность данного вопроса обусловлена существенным влиянием некоторых примесей на свойства и характеристики монокристаллов из-за низкой их растворимости, что вызывает понижение температуры хрупкого перехода, искажение однородности структуры, увеличение разориентации субзерен и т. п. Удаление таких примесей в результате кристаллизационной очистки зачастую оказывается единственным рациональным способом. Поэтому актуальным является изучение влияния процесса кристаллизации на поведение примесей такого типа при плазменно-индукционной плавке.

Характер поведения примеси в кристалле при кристаллизационной очистке можно установить исходя из теории кристаллизационных процессов. Изучение данного вопроса подробно освещено в работах [5–8].

Согласно классической теории о балансе примеси в жидкой фазе при кристаллизационном процессе решим задачу нахождения концентрационной зависимости примесей по сечению слитка при плазменно-индукционном выращивании плоских тугоплавких монокристаллов с учетом отличительных особенностей предложенной схемы.

Прежде чем перейти к аналитическому представлению, необходимо отметить, что в условиях

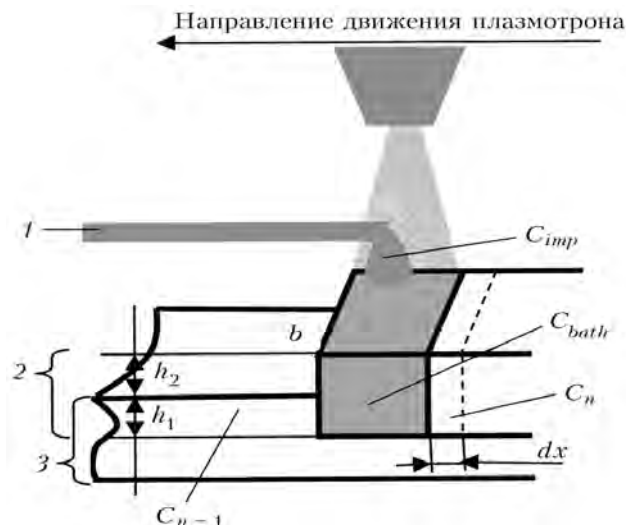


Рис. 2. Графическое представление математической модели: 1 – расходный материал; 2 – наращенный слой; 3 – нижний слой; l – длина; b – ширина ванны; h_1 и h_2 – высота соответственно проплавленного и наплавленного слоев

ПИП происходит интенсивное перемешивание жидкого металла. С учетом особенностей процесса сформулируем исходные положения и примем некоторые допущения.

Принимаем пфанновскую систему допущений со следующими пояснениями:

объем ванны жидкого металла и ее геометрия постоянны (допущение выполнимо при условии, что объем жидкой капли, поступающей от присадочного материала, намного меньше объема ванны жидкого металла при достаточно малом промежутке между каплями);

фронт кристаллизации плоский и расположен в вертикальной плоскости, что позволяет пренебречь неравномерным распределением примеси по высоте слоя, обусловленным кривизной фронта кристаллизации (такое допущение позволяет приравнять скорости плазматрона и движения фронта кристаллизации). С учетом наклона фронта кристаллизации к горизонтали, что более приближено к действительности, в такой модели необходимо учитывать вертикальное изменение концентрации примеси в слое, где скорости фронта кристаллизации и плазматрона будут соотноситься как $v_{f.c} = v_{p.s} \sin \alpha$; $v_{f.c}$ – скорость фронта кристаллизации; $v_{p.s}$ – скорость плазматрона; α – угол между плоскостью фронта кристаллизации и горизонталью).

Рассмотрим задачу нахождения концентрационной зависимости примеси в слитке в результате зонной очистки (рис. 2). Для этого составим уравнение баланса примеси в ванне для процесса выращивания плоского монокристалла с учетом принятых допущений. В данном случае в режиме зонной плавки при смещении жидкой металлической ванны на величину dx изменение концентрации в объеме ванны $V_{bath} \Delta C_{bath}$ будет зависеть от баланса примеси, поступившей с объемом жидкого металла в виде капли при плавлении пруткового материала $V_{imp} C_{imp}$, и примеси, попавшей в ванну с объемом рас-



плавленного нижнего слоя $V_{n-1}C_{n-1}$, за исключением примеси, которая перешла из ванны в закристаллизовавшийся объем V_nC_n . Таким образом, $C_n = kC_{bath}$, где k — коэффициент распределения; $V_{n-1} = h_1b\Delta x$; $V_{imp} = h_2b\Delta x$; $V_n = (h_1 + h_2)b\Delta x$; $V_{bath} = (h_1 + h_2)bl$.

Перейдя от конечных приращений к дифференциалам получаем уравнение баланса

$$(h_1 + h_2)ldC_{bath} = h_1C_{n-1}dx + h_2C_{imp}dx - k(h_1 + h_2)C_{bath}dx.$$

После интегрирования и определения постоянной интегрирования уравнение примет вид

$$\ln \frac{\frac{h_1C_{n-1} + h_2C_{imp}}{h_1 + h_2} - kC_{bath}^e}{\frac{h_1C_{n-1} + h_2C_{imp}}{h_1 + h_2} - kC_{bath}^b} = -\frac{k}{l}x,$$

где C_{bath}^e, C_{bath}^b — соответственно конечная и начальная концентрации примеси в ванне.

Теперь установим концентрационную зависимость примеси в закристаллизовавшейся части слоя и после преобразования с учетом $C_n = kC_{bath}$ найдем

$$C_n^e = \frac{h_1C_{n-1} + h_2C_{imp}}{h_1 + h_2} (1 - e^{-\frac{k}{l}x}) + C_n^b e^{-\frac{k}{l}x},$$

где высоту наплавляемого слоя лучше выразить через скорость подачи прутка в зону плавления v_{rod} , его поперечное сечение S_{rod} и скорость движения плазмотрона v_{plasm}

$$h_2 = \frac{S_{rod}}{b} \left(\frac{v_{rod}}{v_{plasm}} + 1 \right).$$

Полученное уравнение описывает концентрационную зависимость примеси в формируемом слое при послойном выращивании монокристалла, однако сам характер поведения примеси в кристалле будет зависеть от организации схемы движения жидкой металлической ванны в каждом слое.

При выращивании плоских монокристаллов целесообразно организовать работу движения плазмотрона при следующих возвратно-поступательных схемах:

- 1) формирование слоя происходит как при прямом, так и при обратном ходе;
- 2) с холостым холодным обратным ходом — слой формируется только при прямом ходе, обратный ход служит для возврата плазмотрона в исходное положение;
- 3) с горячим обратным ходом — формирование слоя осуществляется только при прямом ходе, при обратном происходит проплавление слоя на высоту сформированного перед этим слоя и проход до возврата плазмотрона в исходное положение.

В качестве исходных данных в дальнейших расчетах приняли, что начальное распределение примеси в затравочном кристалле, обычно получаемое

ЭЛЗП, постоянно по длине и значительно меньше содержания примеси в присадочном материале.

Отметим, что концентрация примеси в расплавленном слое затравочного кристалла может задаваться в соответствии с законом распределения согласно технологическому процессу получения затравочного кристалла способом зонной плавки. Содержание примеси в присадочном материале в расчетах принимали постоянным и равным единичному, как и высоту наплавленного и проплавленного слоев.

Для получения картин концентрационной зависимости в кристалле выбрали систему вольфрам-углерод и приняли значение коэффициента распределения k равным 0,2, рассчитанным при средних значениях диффузии примеси в жидком металле, и толщины диффузионной зоны в условиях плазменного нагрева при скорости движения фронта кристаллизации 5...10 мм/мин. Длинной слитка служила длина реально получаемых кристаллов, которая равнялась 8,5 длины локальной металлической ванны. Все исходные параметры были одинаковыми для всех расчетных схем.

Наращивание первого слоя во всех схемах происходило слева направо (рис. 3, 4). Для графического представления массива данных использовали метод nearest neighbor (по соседним элементам). При расчете концентрационной зависимости примеси слитка твердой фазы, согласно схемам 1-3, использовали приведенные ниже формулы. При этом приняли направление координат совпадающим с движением плазменного источника при каждом проходе. Зависимость концентрации примеси по длине первого слоя во всех схемах вычисляли по формуле

$$C_1 = \frac{h_1C_{n-1} + h_2C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 + (k - 1) e^{-\frac{kx}{l}} \right). \quad (1)$$

Далее с целью повышения степени отчистки от примесей в слитке рассмотрим для каждой схемы случай с отбором обогащенного жидкого металла на краях слитка.

На рис. 3, а-в представлены зависимости относительной максимальной концентрации примеси в слое по высоте слитка соответственно для схем 1-3, а также приведены зависимости с отбором обогащенного примесью расплава с левой стороны для схем 1 (рис. 3, з), 3 (рис. 3, ж), а также с правой стороны для схемы 3 (рис. 3, е) и с двух сторон для схем 1 (рис. 3, д), 3 (рис. 3, з) при разных значениях коэффициента распределения и без учета участка с нормальной направленной кристаллизацией, присутствующей в схеме 2. Поэтому максимально достижимая концентрация C_{max} во всех схемах соответствовала содержанию примеси в прутке.

Из рис. 3 видно, что переходная зона, в которой изменяется максимальная концентрация в слоях по высоте, составляет для большинства схем 3...6 слоев, при этом для всех схем переходная зона увели-

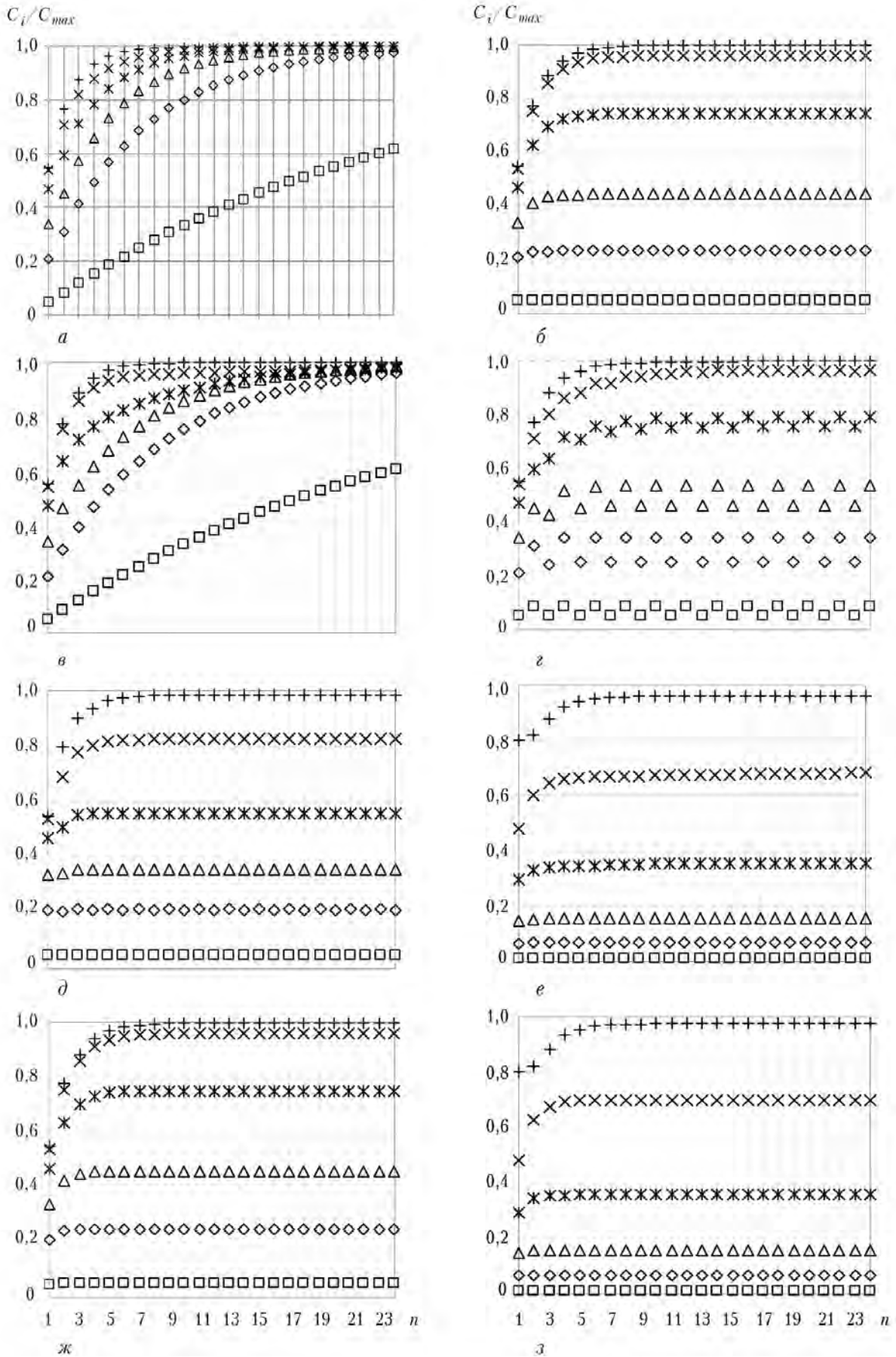


Рис. 3. Зависимости относительной концентрации примеси в слое C_i / C_{max} от высоты слитка n в слоях при разных значениях коэффициента распределения; коэффициенты распределения, обозначенные символами $\square, \diamond, \Delta, *, \times, +$, соответственно равны 0,01; 0,05; 0,10; 0,20; 0,40; 0,80



чивается при повышении коэффициента распределения, кроме представленных на рис. 3, а, в, где отмечена обратная зависимость. Несмотря на удобство представления данных о максимальной концентрации по высоте, такие зависимости не дают общего представления о характере поведения примеси в слитке при кристаллизационной очистке и могут быть использованы лишь для предварительного анализа влияния коэффициента распределения примеси.

Более полную картину поведения примеси при зонной очистке дает анализ зависимостей концентрации в продольном сечении монокристалла, приведенных на рис. 4.

При формировании слитка согласно схеме 1 накопившаяся примесь в жидкой металлической ванне на предыдущем слое переходит к новому, в каждом последующем зависимость концентрации примеси по длине закристаллизовавшейся части слоя вычисляли с использованием уравнения

$$C_{n=i+1} = C_{n-1}^{x_{n-1}=L} e^{-\frac{kx}{l}} + \frac{h_1 C_{n-1}^{x_{n-1}=L-x_n} + h_2 C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right),$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

Для слоев $n = i+1$ при $i = 1, 2, 3$, где $C_{n-1}^{x_{n-1}=L}$ — концентрация примеси в ванне на слое $n-1$ при координате на нижнем слое $x_{n-1} = L$; L — длина слитка.

Концентрационная зависимость примеси при такой схеме характеризуется выравниванием в твердой фазе по высоте слитка до концентрации в расходуемом материале (рис. 4, а). Использование схемы 1 способствует равномерному распределению концентрации примеси вдоль всего слоя после переходной зоны.

При формировании слитка в соответствии со схемой 2 расчет концентрационной зависимости примеси осуществляется согласно формуле

$$C_{n=i+1} = \frac{h_1 C_{n-1}^{x_{n-1}=x_n} + h_2 C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 + (k-1) e^{-\frac{kx}{l}}\right),$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

где $C_{n-1}^{x_{n-1}=x_n}$ — концентрация примеси, перешедшая с нижнего слоя при его проплавлении.

При такой схеме примеси в результате зонного рафинирования оттесняются фронтом кристаллизации в одном направлении и, как видно из рис. 4, б, скапливаются у одного края слитка. С точки зрения кристаллизации при такой схеме можно выделить два этапа кристаллизационной очистки — зонную плавку в течение всего периода наращивания слоя, за исключением конечного участка, и нормальную направленную кристаллизацию на конечном участке слоя в результате снижения мощности плазменного источника нагрева до момента исчезновения жидкой фазы. Распределение примеси на конечном участке не показано для удобства сравнительного анализа концентрационной зависимости в кристал-

ле приведенных схем. Такой расчет можно провести по стандартным формулам для нормальной направленной кристаллизации [5, 7].

В действительности реализация схем 1 и 2 на практике сопряжена с некоторыми трудностями, что связано с влиянием капельного переноса на нестациональность движения фронта кристаллизации и объема жидкой металлической ванны. Поэтому для создания условий зонной плавки необходимо соблюдение указанных допущений, что вызывает необходимость в использовании такого способа подачи присадочного материала в жидкую ванну, который вносит минимальное возмущение в процесс зонной плавки. К таким способам относится подача порошкового материала и тонкой проволоки в зону плазменного нагрева, что приближает условия капельного переноса к «ручейковому». Однако их использование связано с рядом недостатков, к которым относят возможность захвата нерасплавленного порошкового материала фронтом кристаллизации, низкую производительность и высокую стоимость материалов.

На практике широко распространена схема подачи пруткового материала, при этом зачастую капля соизмерима с объемом ванны, падение такой капли в жидкую металлическую ванну вызывает изменение ее объема и нарушение диффузионного слоя, что приводит к колебанию значений концентрации примеси по слою. Формирование слитка согласно схеме 3 (рис. 4, в) позволяет за счет бескапельного обратного хода сгладить пиковые концентрации примеси. Согласно данному режиму расчет концентрационной зависимости примеси осуществляется по формулам

$$C_{n=2i} = C_{n-1}^{x_{n-1}=L} e^{-\frac{kx}{l}} + C_{n-1}^{x_{n-1}=L-x_n} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right),$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

$$C_{n=2i+1} = C_{n-1}^{x_{n-1}=L} e^{-\frac{kx}{l}} + \frac{h_1 C_{n-1}^{x_{n-1}=L-x_n} + h_2 C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right),$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

При этом картина распределения примеси в сравнении со схемой 1 характеризуется большей переходной областью выравнивания концентрации примеси в слитке по высоте с более плавными переходами от слоя к слою. Такое распределение благоприятнее с точки зрения снижения плотности дефектов, связанных с неоднородностью распределения примеси.

Как видно из картин концентрационной зависимости в слитке, представленных на рис. 4, а-в, в соответствии со схемами 1-3 в процессе наращивания каждого слоя в ванне происходит накопление примеси. Поэтому с целью повышения степени рафинирования целесообразно производить отбор

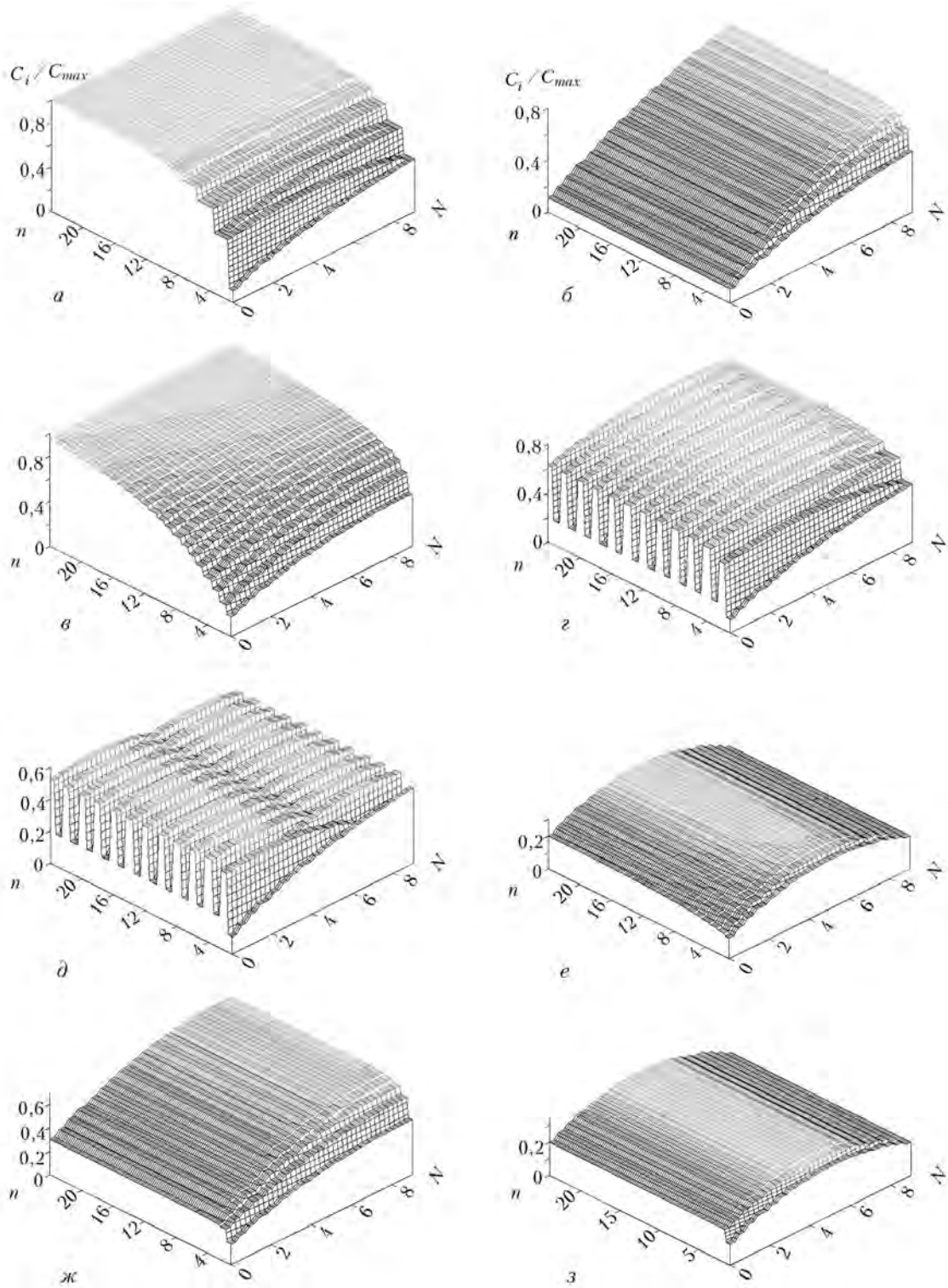


Рис. 4. Распределение примеси в монокристалле для приведенных схем организации движения локальной металлической ванны по торцу наращиваемой поверхности кристалла; C_i — значение локальной концентрации; N — длина слитков в зонах

расплавленного металла, обогащенного примесью, в зонах с максимальной концентрацией или проводить этап рафинирующего воздействия с применением обработки расплава активными газами или компонентами. Последующие расчеты будут выполнены с учетом отбора жидкой фазы в момент, когда ванна достигает краев слитка.

При расчете концентрационной зависимости примеси на новом слое после отбора расплава, обогащенного примесью, начальная концентрация в ванне будет соответствовать концентрации примеси в присадочном материале, поскольку восполнение отобранной жидкости осуществляется в результате подпитки присадочного материала. В этом случае



интерес вызывают схемы 1 и 3, при которых накопившаяся примесь переходит в новый слой.

Рассмотрим сначала схему 1, когда отбор расплава, обогащенного примесью, проводится в начале каждого слоя (рис. 4, з),

$$C_{n=2i} = C_{n-1}^{x_{n-1}} = l e^{-\frac{kx}{l}} + \frac{h_1 C_{n-1}^{x_{n-1}} = L^{-x_n} + h_2 C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right)$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

и с двух сторон (рис. 4, д)

$$C_{n=2i+1} = C_{imp} e^{-\frac{kx}{l}} + \frac{h_1 C_{n-1}^{x_{n-1}} = L^{-x_n} + h_2 C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right);$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

$$C_{n=i+1} = C_{imp} e^{-\frac{kx}{l}} + \frac{h_1 C_{n-1}^{x_{n-1}} = L^{-x_n} + h_2 C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right)$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

согласно расчетным формулам.

Обе эти схемы характеризуются скажностью по примеси между C_{max} и C_{min} на краях кристалла, отношение которых может достигать величины $1/k$ для $k < 1$ и k при $k > 1$. Как следует из картины концентрационной зависимости (рис. 4, з, д), проведение процесса в таком режиме позволяет снизить максимальную концентрацию примеси в слитке на 20... 25 и 35... 40 % в сравнении со схемой без отбора примеси. Недостатком такой схемы являются высокие значения примеси на краях слитка, а поскольку эта область характеризуется значительными циклическими перепадами температур, то сочетание указанных факторов может приводить к ухудшению монокристаллической структуры по сравнению со средней частью слитка.

Схема 3 характеризуется тем, что благодаря горячему обратному ходу без наплавления происходит более равномерное распределение примеси в слое, что способствует снижению концентрации на краях кристалла.

Рассмотрим третий случай с отбором расплава, обогащенного примесью, с правой (рис. 4, е) и левой сторон (рис. 4, ж)

$$C_{n=2i} = C_{imp} e^{-\frac{kx}{l}} + C_{n-1}^{x_{n-1}} = L^{-x_n} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right);$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

$$C_{n=2i+1} = C_{n-1}^{x_{n-1}} = L e^{-\frac{kx}{l}} + \frac{h_1 C_{n-1}^{x_{n-1}} = L^{-x_n} + h_2 C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right)$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

$$C_{n=2i} = C_{n-1}^{x_{n-1}} = L e^{-\frac{kx}{l}} + C_{n-1}^{x_{n-1}} = L^{-x_n} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right);$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

$$C_{n=2i+1} = C_{imp} e^{-\frac{kx}{l}} + \frac{h_1 C_{n-1}^{x_{n-1}} = L^{-x_n} + h_2 C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right),$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

с двух сторон одновременно (рис. 4, з)

$$C_{n=2i} = C_{imp} e^{-\frac{kx}{l}} + C_{n-1}^{x_{n-1}} = L^{-x_n} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right);$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

$$C_{n=2i+1} = C_{imp} e^{-\frac{kx}{l}} + \frac{h_1 C_{n-1}^{x_{n-1}} = L^{-x_n} + h_2 C_{imp}}{h_1 + h_2} \left(1 - e^{-\frac{kx}{l}}\right)$$

$i = 1, 2, 3, \dots$

согласно расчетным формулам.

Анализ картины концентрационной зависимости, приведенной на рис. 4, ж, показывает, что при реализации данной схемы возможно снижение максимальной концентрации примеси на 30... 40 %, в сравнении со схемой без отбора жидкости (рис. 4, в). Отбор примеси с правой стороны (рис. 4, е) способствует лучшим результатам, при этом максимальная концентрация снижается в 3-4 раза. Различия концентрационных картин, приведенных на рис. 4, е, ж, состоят в том, что в первом случае отбор обогащенного расплава осуществляется при достижении в ванне большей концентрации в отличие от второго, где концентрация снижается в жидкой ванне по мере приближения ее к краю за счет более чистых от примеси нижних слоев. Отбор с двух сторон (рис. 4, з) не дает значительных результатов в сравнении со схемой, показанной на рис. 4, е, что свидетельствует о сравнительно большом отличии содержания примеси между отбираемыми порциями расплава в предыдущих случаях. Зафиксированная ступенька примеси с левой стороны (рис. 4, ж, з), отсутствующая на рис. 4, е, показывает, что в отобранном расплаве содержание примеси меньше, чем в прутковом, которым восполняется отобранный объем. Таким образом, схема на рис. 4, е является более рациональной с позиции максимально достижимой чистоты по примесям и благоприятного распределения концентрационной зависимости, при этом она более экономична по затратам материалов.

При анализе схем не рассмотрены случаи с многократной зонной очисткой в каждом слое, проведение которой позволит достичь более высокой степени чистоты по примесям и снизить их максимальную концентрацию в слитке. Наиболее рациональная схема для многократной зонной очистки на каждом слое соответствует схеме 2 с периодическим отбором обогащенного расплава в конце прохода с целью предотвращения эффекта обратного отражения примеси.

Выводы

1. Получено аналитическое решение кристаллизационной очистки в слое при послойном выращи-



вании плоских тугоплавких монокристаллов способом ПИП.

2. На основе численного метода получены данные кристаллизационной очистки в плоских тугоплавких монокристаллах при послойном выращивании для разных схем организации движения жидкой ванны по торцу наращиваемой поверхности.

3. Проведен сравнительный анализ предложенных схем, показаны их преимущества и недостатки на основании картин концентрационной зависимости и эффективности очистки от примесей в продольном сечении слитка.

1. *Применение* плазменного процесса для выращивания монокристаллов тугоплавких металлов / Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов, Н. Н. Раскатов и др. // Металлические монокристаллы. Получение и исследование свойств. — М.: Наука, 1976. — С. 5–10.
2. *Михайлов С. М., Чеченцев В. Н., Шмаков А. М.* Опыт получения беспористых монокристаллов молибдена увеличенного диаметра // Выращивание монокристаллов ту-

гоплавких и редких металлов / Под ред. Е. М. Савицкого. — М.: Наука, 1973. — С. 65–68.

3. *Бурханов Г. С., Девятых Г. Г.* Высококачественные тугоплавкие и редкие металлы. — М.: Наука, 1993. — 223 с.
4. *Есин В. О., Белова Н. В.* Особенности субструктуры монокристаллов ниобия, обусловленные неоднородностью кривизны поверхности фронта кристаллизации // Металлические монокристаллы. Получение и исследование свойств. — М.: Наука, 1976. — С. 45–51.
5. *Тихинский Г. Ф., Ковтун Г. П., Ажажа В. М.* Получение сверхчистых редких металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 160 с.
6. *Лакомский В. И.* Плазменно-дуговой переплав. — Киев: Техніка, 1974. — 336 с.
7. *Вигдорович В. Н.* Очистка металлов и полупроводников кристаллизацией. — М.: Металлургия, 1969. — 296 с.
8. *Емельянов В. С., Евстюхин А. И., Шулов В. А.* Теория процессов получения чистых металлов, сплавов и интерметаллидов: Учеб. пособ. для вузов. — М.: Энергоатомиздат, 1983. — 144 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
НТУУ «Киевский политехнический институт»

Поступила 17.04.2012

www.metalinfo.ru/ru/news/55458

09.04.2012

ВСМПО и Boeing расширяют долгосрочное соглашение



Корпорация ВСМПО – АВИСМА (ВСМПО) объявила, что договорилась с компанией «Боинг» (Boeing) на изменение существующего долгосрочного контракта на поставку титановой продукции завода, обеспечивающего трехлетнее продление срока контракта до конца декабря 2018 года.

В соответствии с измененным договором, ВСМПО будет продолжать снабжать ежегодно компанию «Боинг» и ее поставщиков согласованным минимальным количеством титановой продукции завода, необходимым компании «Боинг» для производства гражданских самолетов. Кроме того, в рамках согласованного ранее отдельного контракта, действие которого истекает в конце декабря 2015 г., ВСМПО будет продолжать поставлять штамповки, изготовленные в закрытом штампе, компании «Боинг» и ее партнерам для всех гражданских программ компании «Боинг», за исключением 747. Ural Boeing Manufacturing, совместное предприятие ВСМПО и «Боинг», займется механической обработкой значительного количества этих поковок для проекта 787 на своей производственной площадке, расположенной в г. Верхняя Салда.

По словам Михаила Воеводина, генерального директора ВСМПО, «Продление контракта является отражением долгосрочных отношений ВСМПО и «Боинг» — «Наша компания третье десятилетие тесно сотрудничает с «Боинг» по оказанию улучшающегося уровня поддержки, технологий и услуг для подразделения «Боинг», производящего гражданские самолеты, и мы надеемся на поддержку и сотрудничество с ними при значительном увеличении темпов производства в ближайшие годы».

ВСМПО будет обеспечивать сервисное обслуживание этих контрактов, в том числе логистику, резку на краты, доставку точно в срок посредством своей сети торговых представительств, расположенных в Соединенных Штатах, Великобритании, Германии и Китае.

ОАО Корпорация ВСМПО-АВИСМА, штаб-квартира в г. Верхняя Салда, Свердловская область, Россия, является крупнейшим в мире производителем продукции из титановых сплавов. Корпорация глубоко интегрирована в мировую аэрокосмическую промышленность, и для многих компаний является основным стратегическим поставщиком продукции из титана. Титановая губка, очищенная на АВИСМА, используется на ВСМПО в производстве продукции с высокой добавочной стоимостью, такой как билеты, прутки, плиты и листы и далее по производственной цепочке — штамповки и механически обработанные полнотелые детали.



УДК 669.187.2:533.9

ПОВЕДЕНИЕ ГАЗОВЫХ ПРИМЕСЕЙ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОМ ПЕРЕПЛАВЕ ЗАГОТОВКИ, СКОМПАКТИРОВАННОЙ ИЗ СТРУЖКИ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев,
Д. М. Жиров, Ю. А. Никитенко, А. В. Гнатушенко

Исследован состав газовой фазы при плазменно-дуговом переплаве заготовки, скомпактированной из неочищенной стружки. Результаты анализа на содержание газов и углерода в полученном слитке свидетельствуют о возможности переработки такой стружки по предложенному способу.

Composition of gas phase in plasma-arc remelting of billet, compacted of rude chips was investigated. Results of analysis for content of gases and carbon in the produced ingot prove the feasibility of recycling of these chips using the offered method.

Ключевые слова: плазменно-дуговой переплав; заготовка, скомпактированная из стружки аустенитных сталей; газы; водород

При обработке стальных заготовок на металлорежущих станках образуется значительное количество стружки, загрязненной различными смазывающе-охлаждающими жидкостями (вода, масло и специальные добавки). Для увеличения насыпной массы и уменьшения угара при переплаве стружку предварительно подвергают брикетированию. При ее подготовке к использованию в качестве шихты наиболее сложной технологической операцией является очистка [1].

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины разработан способ компактирования металлической шихты под током, при котором благодаря интенсивному нагреву происходит десорбция и испарение из стружки влаги, газов и углеводородов [2]. Для оценки эффективности удаления загрязнений исследован состав атмосферы камеры печи при плазменно-дуговом переплаве заготовки, скомпактированной по указанному выше способу из неочищенной стружки смеси аустенитных нержавеющей сталей X18H10T и X18H9, определено содержание газов и углерода в полученном слитке.

Исследования проводили на установке УПП-3, оснащенной четырьмя плазмотронами прямого действия ПДМ-7. При подготовке к эксперименту все внутренние поверхности камеры очищали щеткой, затем ветошью, смоченной техническим спиртом. После этого заготовку диаметром 100 мм при-

репляли к механизму подачи, который обеспечивал ее перемещение со скоростью 2 мм/мин. Перед включением камеру объемом около 1 м³ вакуумировали, заполняли техническим аргоном до избыточного давления 10...30 кПа, которое поддерживали в процессе всего переплава. При значении тока 300...400 А, длине дуги 4...7 см и расходе плазмообразующего газа на каждом плазмотроне 5 л/мин падение напряжения на дуге составляло 40...60 В.

Концентрацию водорода, моно- и диоксида углерода в атмосфере печи определяли методом хроматографического анализа на приборе «Газохром 3101». Его тарировку производили с использованием следующих поверочных газовых смесей, подготовленных во Всеукраинском государственном научно-производственном центре стандартизации, метрологии, сертификации и защиты прав потребителей (Укрметргестстандарт): 1 % H₂ в аргоне, 4 % CO и 1 % CO₂ в аргоне. Относительная погрешность измерения состава газа составляла ± 2,5 %. Отбор проб осуществляли из патрубка в верхней части установки, поэтому в показаниях возможно завышение содержания наиболее легких газов, по сравнению со средними концентрациями в камере.

В течение всего времени переплава в составе атмосферы печи моно- и диоксида углерода не выявлено. Концентрация углерода (табл. 1) в объеме слитка находится в регламентированных пределах для рассматриваемых сталей (≤ 0,12 согласно ГОСТ 977-72) и лишь в поверхностном слое превышает норму. Это является свидетельством преимущест-



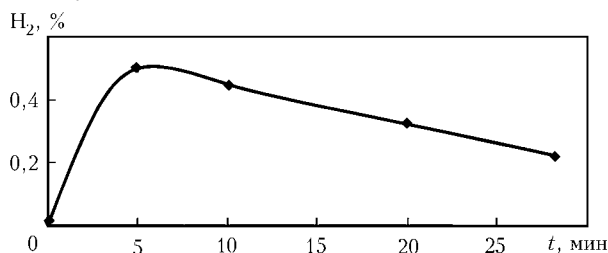
Таблица 1. Содержание элементов в стали в различных областях слитка, мас. %

Область слитка	C	[O]	[N]	[H]
Край	0,15	0,025	0,092	0,0005
Центр	0,12	0,022	0,093	0,0004
Верх	0,16	0,023	0,049	0,0005

венного удаления углеродов из стружки во время ее компактирования под током. Для использования полученных слитков в производстве необходимо производить обдирку поверхностного слоя на 3... 5 мм.

Характер динамики содержания водорода в камере печи (рисунок) сходен с таковым при выплавке титана из прессованной заготовки на этой же установке [3]. Однако концентрация этого газа при переплаве скомпактированной под ток заготовки из стальной стружки ниже или находится на том же уровне при большей производительности, а снижение массовой доли водорода в атмосфере печи происходит значительно быстрее, чем при переплаве губчатого титана. Такая форма кривой объясняется изменением содержания паров воды в камере [4], вызванным, с одной стороны, резким увлажнением печной атмосферы из-за испарения адсорбированной влаги с поверхностей камеры и заготовки при нагреве в начальный период переплава, с другой, — постепенным понижением влажности благодаря продувке плавильного пространства сухим плазмообразующим газом. Массовая доля водорода в полученном слитке плазменно-дугового переплава составляет 0,0004... 0,0005 %, т. е. небольшая. Таким образом, содержание влаги в объеме скомпактированной заготовки незначительно.

Количество азота в стали довольно существенное (табл. 1). Это можно объяснить тем, что компактирование стружки под током выполняли в воздушной атмосфере, и, очевидно, при нагреве металла образовывались нитриды. Следует отметить, что увеличение содержания азота в стали X18H9 до 0,1 % положительно сказывается на качестве отливок, поскольку он является аустенитообразующим элементом, а мелкодисперсные нитриды упрочняют аустенитные стали [5]. Условиями компактирования можно объяснить и повышенное содержание кислорода в стали, которое приводит к увеличению загрязненности металла неметаллическими включениями, снижению уровня его пластических свойств, образованию трещин и уменьшению выхода годного [5]. С этой точ-



Динамика изменения содержания водорода в камере печи при плазменно-дуговом переплаве

Таблица 2. Химический состав выплавленного слитка и требуемый по ГОСТ 5632-72, мас. %

Материал	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti
Слиток	0,12	0,63	1,3	18,4	10	0,3
X18H9	≤0,12	≤0,08	≤2,0	17...19	8...10	—
X18H10T	≤0,12	≤0,08	≤2,0	17...19	9...11	5-C-0,8

ки зрения целесообразно проводить процесс в защитной среде, например в аргоне. Другим вариантом является раскисление стали при ее переплаве.

На основании указанных результатов при исследовании слитков можно сделать вывод о получении качественных заготовок деталей основного производства 3...5 групп контроля по ОСТ 1 00021. Во избежание отклонений по химическому составу (углерод, титан, никель) не допускается перемешивание стружки разного состава и загрязнение ее неметаллическими материалами (табл. 2).

Выводы

1. Анализ содержания углерода и водорода в стальном слитке, а также водорода и оксидов углерода в газовой фазе при плазменно-дуговом переплаве скомпактированной заготовки свидетельствует о преимущественном удалении углеродов и влаги из неочищенной стружки аустенитных нержавеющей сталей, которое происходит на стадии компактирования под током.

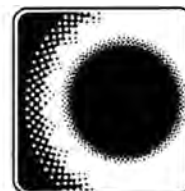
2. Повышенное содержание азота и кислорода в стальном слитке можно пояснить образованием нитридов и оксидов при компактировании под ток в воздушной атмосфере. Таким образом, компактирование заготовок целесообразно производить в аргоне либо выполнять раскисление металла при его переплаве.

3. У слитков, выплавленных из электродов, скомпактированных из неочищенной стружки, необходимо удалять поверхностный слой глубиной 3... 5 мм.

1. *Применение* индукционного нагрева при производстве брикетов из стальной стружки / П. С. Гурченко, А. И. Михлюк, М. И. Демин и др. // Индукционный нагрев. — 2009. — № 7. — С. 8–10.
2. *Пат. 79977* Украина, МПК С 22 В 1/248, В 22 F 3/12. Спосіб компактування металеві шихти / Б. Є. Патон, М. Л. Жадкевич, В. О. Шаповалов та ін. — Опубл. 10.08.07; Бюл. № 12.
3. *Исследование* состава газовой фазы при плазменно-дуговой плавке титана из прессованной заготовки / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, В. В. Тэлин и др. // Современ. электрометаллургия. — 2004. — № 4. — С. 24–28.
4. *Динамика* состава атмосферы крупнотоннажной печи У-600 при плазменно-дуговом переплаве конструкционных сталей с рециркуляцией газа / А. А. Ждановский, Ю. В. Латаш, О. С. Забарилло и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1984. — № 20. — С. 92–96.
5. *Чуйко Н. М., Чуйко А. Н.* Теория и технология электроплавки стали. — Киев; Донецк: Виц. шк., 1983. — 248 с.

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

Поступила 13.02.2012



УДК 669.187.2

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА НА СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ПРИ ПАЙКЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ КОРПУСОВ ФЛАНЦЕВЫХ ЗАДВИЖЕК ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

Г. М. Григоренко, А. Л. Пузрин, М. Г. Атрошенко,
М. А. Полещук, В. Л. Шевцов

Оценено влияние нагрева при пайке в диапазоне температур 1000... 1300 °С на служебные свойства композиционных корпусов фланцевых задвижек высокого давления, изготовленных из высокопрочной конструкционной стали со стенками канала из коррозионностойкой нержавеющей стали способом автовакуумной пайки. Показано, что последующая стандартная для конструкционных сталей термическая обработка не только полностью восстанавливает прочностные характеристики всех исследованных марок сталей, но и существенно повышает их пластичность. В то же время склонность нержавеющей сталей к межкристаллитной коррозии после указанной термической обработки зависит от температуры нагрева при пайке и содержания в них углерода.

Effect of heating in brazing within the range of temperatures 1000... 1300 °C on service properties of composite high-pressure stop valve bodies, manufactured of high-strength structural strength with channel walls of corrosion-resistant stainless steel by the method of autovacuum brazing, was evaluated. It is shown that the subsequent standard heat treatment for structural steels not only recovers completely the strength characteristics, but also increases significantly their ductility. At the same time, the susceptibility of stainless steels to intercrystalline corrosion after the mentioned heat treatment depends on heating temperature in brazing and carbon content in them.

Ключевые слова: композиционные задвижки высокого давления; автовакуумная высокотемпературная пайка; механические свойства сталей; МКК

Для увеличения объемов добычи собственного природного газа в Украине необходимо осваивать новые месторождения, которые, как правило, залегают на больших глубинах. В некоторых из них природный газ включает вредные примеси в виде CO_2 и H_2S . Суммарное их количество может достигать 6 %.

Для разработки этих месторождений требуется специальное оборудование, способное работать при давлении до 70 МПа и выше. В ряде случаев оно должно быть коррозионностойким.

Важнейшим элементом оборудования, применяемого для добычи природного газа фонтанным способом, являются прямоточные фланцевые задвижки (рис. 1, а) [1], корпуса которых полностью воспринимают давление добываемого продукта. Для надежной работы их следует изготавливать из металла с высокими прочностью и пластичностью. В соответствии с требованиями, приведенными в докумен-

те [2], механические свойства металла корпусов задвижек, работающих при давлении до 70 МПа, должны иметь категорию прочности не ниже КП-517.

Для обеспечения таких высоких значений свойств металла заготовки для корпусов задвижек получают с применениемковки или электрошлакового литья [3]. При отсутствии вредных примесей корпуса таких задвижек изготавливают из высокопрочных конструкционных сталей типа 38ХМ, 40Х и т. п.

При повышенном суммарном содержании CO_2 и H_2S для корпусов фланцевых задвижек используют дорогостоящие высоколегированные хромоникелевые стали, например 12Х21Н5Т [1], поковки из которых наряду с высокой прочностью характеризуются необходимой коррозионной стойкостью. Применение заготовок из данных сталей значительно усложняет их механическую обработку. Все это резко повышает стоимость изделия.

Снизить стоимость изготовления корпусов задвижек, отличающихся высокой прочностью, одновременно с обеспечением коррозионной стойкости

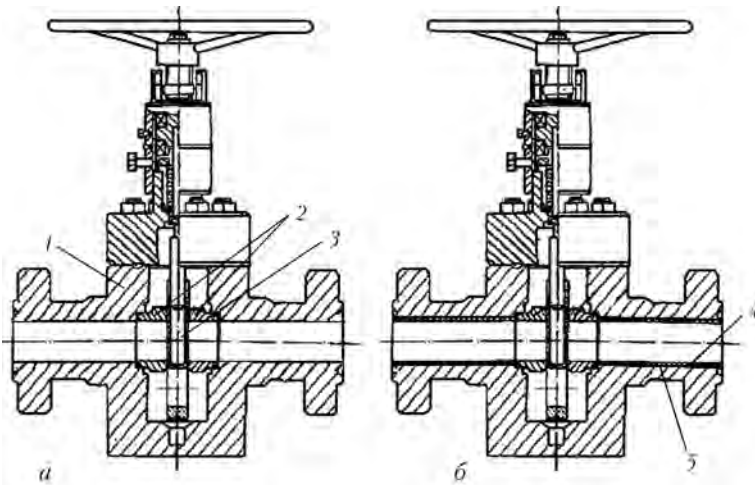


Рис. 1. Схема фланцевой задвижки высокого давления с цельнолитым электрошлаковым (*а*) и композиционным (*б*) корпусами: 1 – корпус; 2 – седла; 3 – штибель; 4 – коррозионностойкое покрытие канала; 5 – паяный шов

можно путем создания композиционного корпуса. В этом случае прочность обеспечивает наружный слой из конструкционной стали, а стойкость стенки канала, непосредственно контактирующей с коррозионной средой, – слой высоколегированной стали, нанесенный на ее поверхность (рис. 1, б).

Перспективным способом получения таких композиционных изделий считают высокотемпературную автовакуумную пайку (АВП) [4]. Надежное паяное соединение конструкционных и высоколегированных сталей с использованием этого способа можно получить при нагреве заранее собранной заготовки до температур 1000... 1300 °С в зависимости от марки используемого припоя.

С целью проверки возможности применения способа АВП для производства коррозионностойких фланцевых задвижек высокого давления изготовили макет корпуса задвижки с условным проходом диаметром 50 мм [5]. Основным металлом служил круглый прокат диаметром 130 мм из стали 40Х. В качестве коррозионностойкого слоя использовали нержавеющую сталь 12Х18Н10Т в виде трубы с внутренним диаметром 50 мм и толщиной стенки 5 мм. В качестве припоя выбрали порошок сплава системы никель–хром–кремний–бор с темпера-

турой плавления 1050 °С. Макет корпуса с загерметизированным паяльным зазором нагревали в термической печи с обычной атмосферой до температуры 1100 °С. Внешний вид готового макета после вырезки образцов для исследования приведен на рис. 2.

Однако при пайке в процессе нагрева свыше 1000 °С происходит интенсивный рост зерна. Это приводит к ухудшению прочностных и пластических характеристик металла, особенно ударной вязкости. Кроме того, у нержавеющих сталей при таком нагреве может снижаться коррозионная стойкость. Поэтому при изготовлении композиционных корпусов задвижек высокого давления способом АВП нужно принимать дополнительные меры, позволяющие получать требуемые в документе [2] служебные свойства обоих ис-

пользуемых металлов.

В связи с тем, что наиболее действенным способом восстановления служебных свойств металла является термическая обработка, нами проведены исследования ее влияния на характеристики некоторых сталей после их высокотемпературного нагрева.

На первом этапе исследовали микрошлифы паяного соединения макета корпуса композиционной задвижки (рис. 3), а также определяли механические свойства исходного проката стали 40Х, использованного при изготовлении макета корпуса задвижки, его механические свойства после пайки при температуре 1100 °С, а также после последующей термической обработки по стандартному режиму для стали 40Х (закалка 850 °С в масло, отпуск 650 °С, воздух) (табл. 1).

На микрошлифах четко выделяется паяный шов. Его толщина, измеренная в различных участках окружности паяного соединения, изменяется в пределах от 180 до 270 мкм. Такой разброс значений толщины шва обусловлен точностью изготовления и сборки макета корпуса задвижки. Испытания на срез металла паяного соединения показали, что его прочность составляет 295 МПа, что в два раза превышает требования стандарта [6].

Исследование микрошлифов основного металла показало, что после высокотемпературного нагрева при пайке на границе шов–сталь 40Х (рис. 3, а) структура представляет собой крупные зерна перлита размером до 1 балла [7], который в приграничной зоне имеет твердость $HV1^*$ 1830... 1980 МПа. По границам зерен в металле околшововой зоны происходит фрагментарное выделение доэвтектоидного феррита ($HV1$ 1320... 1400 МПа). Ближе ко шву ширина ферритных оторочек составляет 60 мкм. По мере удаления от шва (до 600 мкм) их ширина уменьшается, на расстоянии 1600... 1800 мкм феррит практически исчезает. Начиная с этого расстояния от шва размер зерна перлита уменьшается до баллов 2–3 и далее

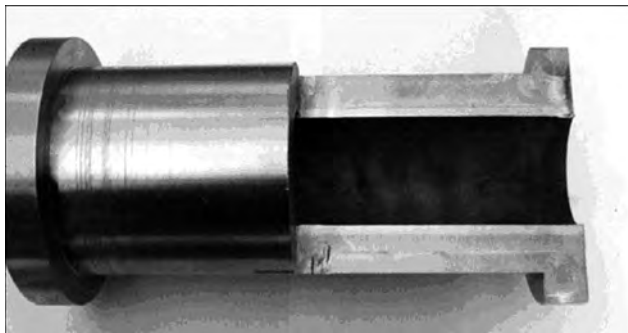


Рис. 2. Паяный макет рабочего канала композиционного корпуса с вырезанной частью

* $HV1$ – твердость при нагрузке 1 Н.



Таблица 1. Механические свойства основного металла корпуса из стали 40X паяного макета композитной задвижки

Состояние металла	σ_t	σ_b	δ	ϵ	KCU	KCV
	МПа		%		Дж/см ²	
Исходный прокат	573,0	876,0	17,8	59,8	96,7	–
После пайки	317,0	756,0	13,0	23,0	20,0	–
После пайки и термической обработки	707,6	874,1	21,7	64,0	163,8	105
Требования [2] (70 МПа)	≥ 517	≥ 655	≥ 17	≥ 32	–	≥ 20

не изменяется по всему объему. Твердость перлита здесь составляет HV1 2060 МПа.

После дополнительной термообработки паяного соединения на границе шов–сталь 40X (рис. 3, б, III) образуется мелкоигольчатая бейнитная структура с твердостью HV1 2360... 2380 МПа. Балл бывшего аустенитного зерна в этой зоне составляет около 4. По мере удаления от шва на расстоянии 1000... 1200 мкм происходит измельчение структуры. Такая структура сохраняется по всему объему образца. Твердость металла составляет HV 2360... 2380 МПа.

Исследование механических свойств стали 40X на различных этапах изготовления макета корпуса композитной задвижки показали, что после пайки механические свойства металла резко ухудшаются по сравнению с исходным прокатом (табл. 1), что обусловлено ростом перлитного зерна при высокотемпературном нагреве до баллов 2–3. Металл с такими механическими свойствами соответствует требованиям документа [2] для изделий, работающих при давлении до 70 МПа.

После последующей термической обработки композиционного макета в стали 40X происходит зафиксированное на микрошлифах измельчение зерна и существенное повышение параметров механических свойств. При этом они не только полностью восстанавливаются до уровня проката, но и превышают его по показателям пластичности, особенно ударной вязкости. Механические свойства стали 40X после дополнительной термической обработки паяного макета корпуса композитной задвижки полностью соответствуют требованиям документа [2].

Для изготовления прочной части корпуса композитной задвижки высокого давления применяются не только сталь 40X, но и другие марки конструкционных сталей, а также припой с более высокой температурой плавления. Поэтому мы исследовали влияние различных значений температуры нагрева под пайку на пластические свойства сталей 38XM, 18X2H4BA, 15X2HM.

Нагрев до температуры выше 1300 °C приводит к пережогу сталей, что сопровождается безвозвратной потерей механических и коррозионных свойств [8]. В связи с этим темплеты из указанных сталей нагревали до значений температуры в интервале 1100... 1300 °C. Исследовали темплеты, подвергнутые термообработке по стандартным режимам; нагретые до различных температур в указанном интервале, а также после высокотемпературного нагрева с последующей термообработкой.

Из темплетов конструкционных сталей изготавливали стандартные образцы для определения механических свойств.

Результаты испытаний конструкционных сталей свидетельствуют о том, что их нагрев вплоть до 1300 °C с последующей стандартной термообработкой (за-

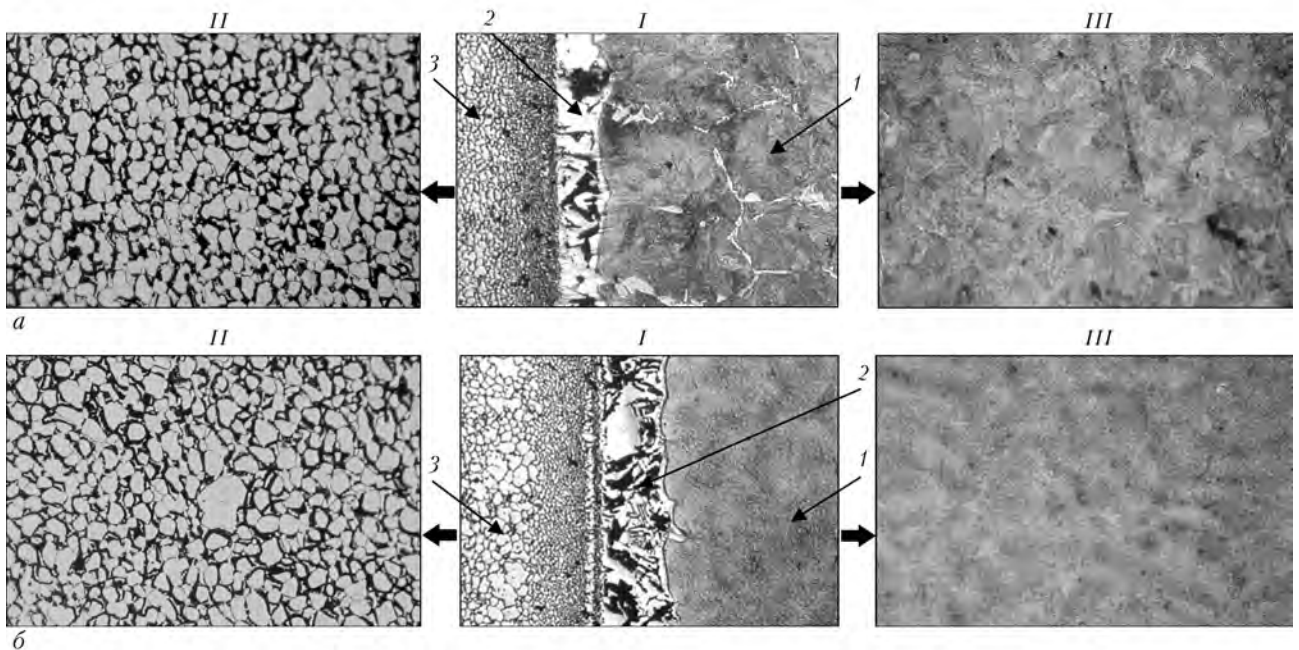


Рис. 3. Микрошлифы паяного соединения макета корпуса задвижки высокого давления после высокотемпературной пайки (а), пайки и термической обработки (б): 1 – основной металл; 2 – паяное соединение; 3 – коррозионностойкий слой; I – $\times 50$; II, III – $\times 100$



Таблица 2. Влияние термообработки на механические свойства сталей 38ХМ, 15Х2НМ, 18Х2Н48А

Температура нагрева, °С	38ХМ	15Х2НМ		18Х2Н48А	
	δ, %	KCU, Дж/см ²	δ, %	KCU, Дж/см ²	δ, %
Исходный	<u>17,3...20,3</u> 18,4	<u>167...190</u> 177	<u>13,6...16,5</u> 14,4	<u>71...91</u> 88	<u>12,6...15,6</u> 14,2
1200	<u>10,0...13,0</u> 11,5	<u>36...42</u> 39	<u>15,3...16,3</u> 15,8	–	–
1230	<u>11,3...13,0</u> 12,0	<u>38...40</u> 39	<u>12,7...13,7</u> 13,2	–	–
1270	<u>9,3...12,3</u> 10,7	<u>29...34</u> 32	<u>9,3...10,0</u> 9,8	–	–
1300	<u>10,0...10,7</u> 10,3	<u>19...34</u> 28	<u>7,3...9,3</u> 8,0	<u>79...81</u> 80	<u>11,6...13,3</u> 12,3
1200 + T	<u>17,6...17,6</u> 17,6	<u>244...229</u> 236	<u>20,3...20,6</u> 20,4	–	–
1230 + T	<u>15,6...18,6</u> 17,2	<u>273...281</u> 279	<u>17,0...20,0</u> 17,9	–	–
1270 + T	<u>17,6...19,0</u> 18,4	<u>256...266</u> 262	<u>17,6...23,3</u> 21,0	–	–
1300 + T	<u>18,3...20,0</u> 19,1	<u>273...281</u> 278	<u>19,3...20,6</u> 20,0	<u>87...95</u> 91	<u>14,3...14,6</u> 14,5

Примечание. 1. Здесь буквой T обозначено наличие после нагрева стандартной термообработки (для стали 34ХМ – 860 °С, вода; 650 °С, 1 ч, воздух; 15Х2НМ – 860 °С, вода; 650 °С, 1 ч, воздух; 18Х2Н48А – 920 °С, 1 ч, воздух; 220 °С – 1 ч, воздух. 2. В числителе указан разбег значений, в знаменателе – среднее.

калка с отпуском) позволяет не только полностью восстановить пластичность, но даже способствует увеличению ударной вязкости, как это видно на образцах из стали 15Х2НМ (табл. 2). По-видимому, в процессе длительного высокотемпературного нагрева при пайке происходит не только укрупнение зерен металла, но и их гомогенизация. Последующая закалка с отпуском позволяет получить мелко-

зернистую более гомогенную структуру металла. Все это благоприятно сказывается на его пластических свойствах.

Высокотемпературный нагрев при пайке макета композиционной задвижки оказывает влияние на структуру не только металла прочной части корпуса, но и коррозионностойкой стали. Сравнение микрошлифов коррозионностойкой части паяного соединения, приведенное на рис. 3, а, б, II), показывает, что после дополнительной термообработки происходит небольшое увеличение зерна. Так, после нагрева при пайке до температуры 1100 °С размер зерна стали 12Х18Н10Т соответствовал баллу 8. После закалки при 850 °С в масло и отпуска при 550 °С на воздухе, необходимых для достижения механических свойств прочной части корпуса, балл зерна составил 6–7.

Исследование влияния технологии АВП на межкристаллитную коррозию (МКК) сталей 12Х18Н10Т и 08Х18Н10Т производили путем изгиба согласно документу [9] после различных видов нагрева.

Темплеты, вырезанные из холоднокатаного листа, исследовали в исходном состоянии; после нагрева в диапазоне температур 1100... 1300 °С; а также после последующей термической обработки, необходимой для обеспечения требуемых свойств основного металла (закалка 860 °С + отпуск 650 °С). При каждом температурном режиме исследовали по три образца. Результаты испытаний на МКК сведены в табл. 3.

Таблица 3. Влияние различных режимов термической обработки на склонность нержавеющей сталей к МКК

Режим термообработки	12Х18Н10Т	08Х18Н10Т
1100 °С, 1 ч, воздух	–	–
1200 °С, 1 ч, воздух	–	–
1300 °С, 1 ч, воздух	–	–
Исходное состояние	–	–
1300 °С, 1 ч, воздух + + 860 °С, 1 ч, вода + + 650 °С, 5 ч, воздух	+	+
1200 °С, 1 ч, воздух + + 860 °С, 1 ч, вода + + 650 °С, 5 ч, воздух	+	–
1100 °С, 1 ч, воздух + + 860 °С, 1 ч, вода + + 650 °С, 5 ч, воздух	–	–

Примечание. Здесь «+» – обозначает проявление МКК; «–» – отсутствие проявления МКК.



При нагреве на 1100 °С с последующей термообработкой МКК на всех образцах не обнаружена. В то же время нагрев на 1300 °С с последующей термообработкой вызывает проявление МКК у всех испытанных образцов. При нагреве на 1200 °С с последующей термообработкой МКК проявляется только у стали с более высоким содержанием углерода.

Полученные результаты объясняются небольшим увеличением размера зерен при технологическом процессе АВП, вследствие чего уменьшается поверхность их границ [10]. Это приводит к повышению плотности карбидов, выделившихся на единицу поверхности. Мелкодисперсные карбиды связываются в сплошную цепочку, что вызывает снижение коррозионной стойкости нержавеющей стали. Сокращение содержания углерода в исходной стали способствует уменьшению плотности выделившихся карбидов на границах зерен, что в свою очередь приводит к повышению стойкости против МКК.

Таким образом, нагрев при пайке композитных корпусов задвижек до температуры 1100 °С с последующей термообработкой позволяет гарантированно обеспечить требуемые служебные характеристики изделия при любых комбинациях исследованных материалов прочного корпуса и антикоррозионного слоя.

1. *Гулянец Г. М.* Противовибросовое оборудование скважин, стойкое к сероводороду: Справ. пособие. — М.: Недра, 1991. — 348 с.
2. *Спецификация* на устьеовое и фонтанное оборудование 6АР1. 17-е изд. — Введ. 01.02.96.
3. *Электрошлаковое* литье вместоковки в производстве фонтанной арматуры высокого давления // В. Л. Шевцов, М. Л. Жадкевич, В. Я. Майданник, Л. Г. Пузрин // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 3–9.
4. *Пузрин Л. Г., Бойко Г. А., Атрошенко М. Г.* Автовакуумная высокотемпературная пайка. — Киев: О-во «Знання», 1975. — 18 с.
5. *Выбор* способа изготовления литых электрошлаковых корпусов фланцевых задвижек высокого давления в коррозионно-стойком исполнении // М. А. Полищук, В. Л. Шевцов, Л. Г. Пузрин и др. // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 3. — С. 15–19.
6. *ГОСТ 10885–85.* Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая. — Введ. 01.07.86.
7. *ГОСТ 6032–2003.* Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытаний на стойкость к межкристаллитной коррозии. — Введ. 05.12.2003.
8. *Гуляев А. П.* Металловедение. — М. Металлургия, 1986. — 542 с.
9. *ГОСТ 5639–82.* Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. — Введ. 01.01.1983.
10. *Чигал В.* Межкристаллитная коррозия нержавеющей стали. — Л.: Химия, 1969. — С. 62, 81–90.

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

Поступила 10.05.2012

НОВАЯ КНИГА

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА, ВОССТАНОВЛЕНИЯ И РЕНОВАЦИИ:

Тематическая подборка статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» в 2009–2011 гг. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 172 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 38 статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за период 2009–2011 гг., по проблемам ремонта, восстановления и реновации изделий ответственного назначения. Авторами статей являются известные в Украине ученые и специалисты в области сварки, наплавки, упрочнения, металлизации и других технологий ревитализации.

Предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся проблемами сварки и других родственных технологий обработки материалов.

Стоимость сборника 160 грн /800 руб. (стоимость указана с учетом стоимости доставки заказной бандеролью соответственно для Украины и России).

Заказы на сборник просьба направлять:

Международная ассоциация «Сварка»

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

тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-54-84, 200-81-45

E-mail: journal@paton.kiev.ua





УДК 669.187.526

НАНОРАЗМЕРНЫЕ ДИСКРЕТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ОКСИДА МЕДИ НА КРИСТАЛЛАХ ХЛОРИДА НАТРИЯ, ОСАЖДЕННЫЕ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ В ВАКУУМЕ

И. С. Ковинский, А. В. Горностай

Приведены результаты исследования морфологии дискретного наноразмерного медного покрытия на поверхности порошка хлорида натрия. Способом электронно-лучевого испарения и конденсации из паровой фазы в вакууме получено равномерное и однородное покрытие. Средний размер частиц меди согласно результатам лазерной корреляционной спектроскопии составил 27 нм. Представлены рекомендации относительно возможного практического применения.

The results of investigation of morphology of discrete nanodimensional copper coating on the surface of sodium chloride powder are presented. Uniform and homogeneous coating was produced by the method of electron beam evaporation and condensation from vapor phase in vacuum. The obtained average size of copper particles in accordance with results of a laser correlation spectroscopy was 27 nm. Recommendations are given for a possible practical application.

Ключевые слова: EB PVD; электронно-лучевое осаждение; наноразмерное дискретное покрытие; хлорид натрия; медь; наночастицы

Технология электронно-лучевого испарения и осаждения в вакууме EB PVD неорганических материалов широко применяется для формирования пленок и покрытий с аморфной, нано- и микроструктурой [1, 2].

В связи с развитием нанотехнологий важное значение имеет разработка новых материалов, содержащих наночастицы. Основные исследования и применение этих материалов и технологий перемещаются в область биологии и медицины.

Хлориды щелочных металлов, в частности NaCl, используются в оптике, а также благодаря биологической совместимости с живым организмом и хорошей растворимости в воде — в фармацевтике в качестве медицинских субстанций. NaCl является самым перспективным хлоридом для практического применения в медицине и биологии вследствие минимальной токсичности [3–8], а также в пищевой и легкой промышленности.

В работах [9–11] приведены некоторые варианты получения наноразмерных частиц материалов в удаляемой матрице хлоридов.

Цель настоящей работы заключается в получении и исследовании дискретного наноразмерного покрытия меди на поверхности кристаллов неорга-

нического порошка акцептора хлорида натрия. Подобные структуры на поверхностях микроразмерных порошков неорганических и органических ве-

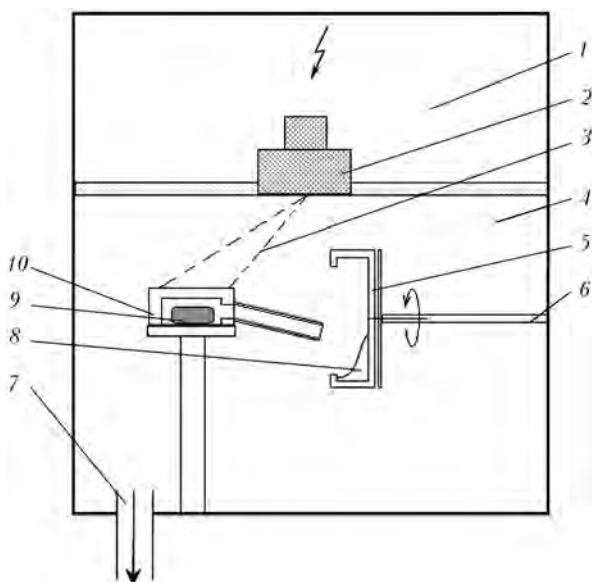


Рис. 1. Схема процесса электронно-лучевого испарения с последующим осаждением парового потока на порошок акцептор в вакуумной камере: 1 — камера пушек; 2 — электронно-лучевая пушка; 3 — электронный луч; 4 — технологическая камера; 5 — вращающаяся емкость с порошком акцептором; 6 — двигатель; 7 — к вакуумному насосу; 8 — порошок; 9 — испаряемый материал; 10 — графитовая крышка

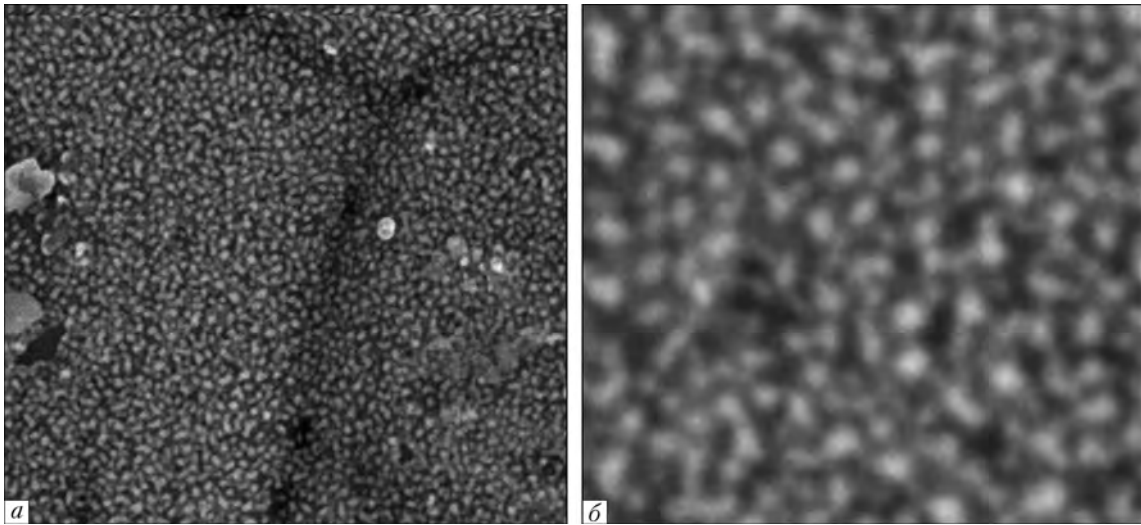


Рис. 2. Структура покрытия Cu_2O на порошке акцепторе NaCl : а – $\times 35000$; б – $\times 125000$

ществ представляют практический интерес как композиционные твердофазные медицинские субстанции [10].

Экспериментальная часть. Исходным порошком акцептором служили гранулы хлорида натрия, средний размер которых составлял 400 мкм. На рис. 1 приведена схема нанесения наноструктурного медного покрытия на поверхность этих гранул. Порошок NaCl находился в рабочей камере в открытой вращающейся металлической емкости при непрерывном перемешивании.

Испарение металла (меди) осуществляли из закрытого графитового тигля. Посредством молибденового паропровода, нагреваемого электронным лучом, паровая фаза из графитового тигля транспортировалась к перемешиваемому порошку NaCl и осаждалась на поверхности его гранул. Интенсивность процесса испарения меди и стабильность парового потока обеспечивали заданной мощностью электронно-лучевого нагрева ($I = 0,30 \text{ A}$, $U = 40 \text{ кВ}$). При экспозиции 3 мин формируется дискретное покрытие, с увеличением длительности до 5 мин происходит рост островков с последующим их преобразованием в тонкую пленку.

Морфологию поверхности покрытия исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе фирмы «Tescan» при увеличении более 100000. Исследуемые образцы закрепляли с помощью электропроводящей ленты на основе углерода. Для анализа выбрали более 100 гранул порошка.

По результатам РЭМ выполнили обработку изображения микроструктуры с помощью специализированного комплекса программ компьютерного анализа изображений «Media cybernetics image analysis program» Image-Pro Plus version 6.0 и статистический анализ. Полученные данные отражают 95%-й доверительный интервал значения среднего размера частиц. С практической точки зрения можно утверждать с 95%-й уверенностью, что истинное

значение среднего размера частиц находится между 70,5 и 80,5 нм.

Результаты и их обсуждение. Особое внимание при проведении экспериментов уделяли равномерности нанесения покрытия по поверхности гранул порошка. С этой целью при перемешивании порошка на пути его движения располагали устройство для более эффективного перемешивания.

Дискретные частички, осажденные в пористой матрице NaCl , активно абсорбируют кислород, причем при содержании меди в матрице менее 20 мас. % в конденсате присутствует преимущественно фаза Cu_2O [11]. Согласно результатам рентгеноспектрального анализа массовая доля меди в исследуемой системе равна 0,15 мас. %. Следует учитывать также, что объем образующегося на поверхности оксида больше объема самого металла в 1,71 раз [12].

На рис. 2 представлена морфология поверхности покрытия, нанесенного равномерно по поверхности гранулы и являющегося дискретной пленкой. Размеры отдельных островков покрытия показаны в виде гистограммы (рис. 3). Более 75 % частиц имеют размер от 60 до 100 нм, а их средний размер равен (75 ± 5) нм, площадь поверхности покрытия гранул в среднем составляет 39,75... 43,25 % общей площади поверхности гранулы. При увеличении плотности парового потока за счет роста тока (от

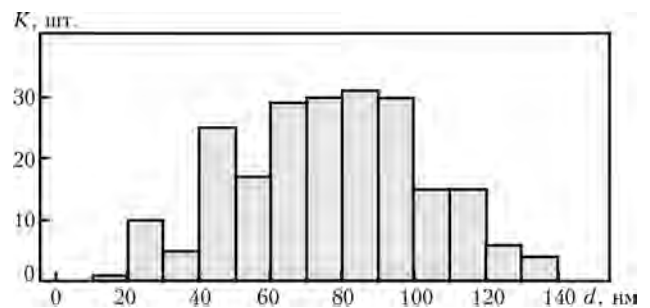


Рис. 3. Гистограмма распределения частиц Cu_2O на поверхности гранул NaCl ; K – количество в единице объема; d – размер гранул

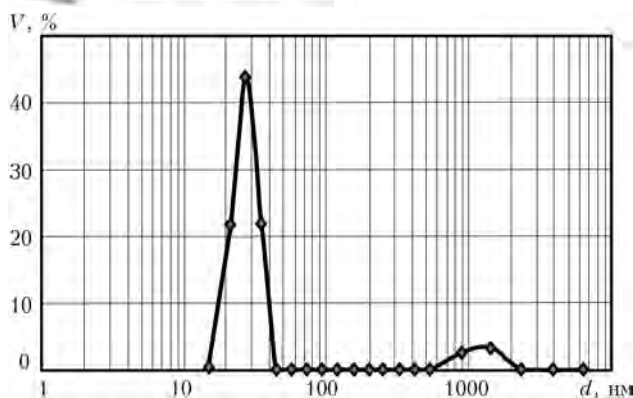


Рис. 4. Распределение наночастиц в объеме V 3%-го раствора ПВП в воде (данные лазерной корреляционной спектроскопии)

0,30 до 0,40 А) отмечен ускоренный рост островков, что приводит к образованию сплошной тонкой пленки уже на 5-й минуте.

Общей особенностью наночастиц, полученных описанным способом, как и другими известными, является их склонность к объединению в агломераты. Для определения фактических размеров и структурной стабильности полученного покрытия исследовали распределение наночастиц по размерам в коллоидной системе методом фотон-корреляционной спектроскопии [13, 14] на лазерном корреляционном спектрометре «Zeta Sizer-3» (фирмы «Malvern», Великобритания). Для этой цели приготовили водный раствор порошка с 3%-й поверхностно активной добавкой поливинилпирролидона (ПВП). Установлено что в водном растворе ПВП размер частиц составил 20... 35 нм с максимумом 27 нм, их массовая доля — 89 % (рис. 4).

Следовательно, можно предположить, что покрытие, полученное по технологии электронно-лучевого испарения и осаждения из паровой фазы, при указанных технологических параметрах процесса имеет равномерный и постоянный размер составляющих частиц, склонных к образованию агломератов. Однако эти образования не имеют крепкой связи и возвращаются к исходным размерам отдельных частиц при растворении матрицы-носителя. Описанная технология является альтернативой известным способам получения наноразмерных элементов, в которых используется водорастворимая матрица, а испарение компонентов проводится одновременно из двух источников.

Выводы

1. Применен способ электронно-лучевого испарения меди в вакууме и последующего осаждения паровой фазы на поверхности кристаллов NaCl.

2. Путем изменения времени экспозиции можно получать наноразмерное дискретное покрытие в широком диапазоне размеров и с различной степенью заполнения.

3. Данный способ является альтернативой способам получения наноразмерных элементов, в которых используется водорастворимая матрица, а испарение компонентов проводится одновременно из двух источников, что позволяет избежать образования второстепенных соединений.

4. Водорастворимые порошки-носители, такие как NaCl, с наночастицами можно трансформировать в соответствующие коллоидные системы, применяющиеся в качестве вспомогательных веществ при получении медицинских препаратов или пищевых добавок.

1. Мовчан Б. А., Яковчук К. Ю. Новый подход к получению микропористых материалов и покрытий электронно-лучевым испарением неорганических веществ // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 2. — С. 11–14.
2. Мовчан Б. А. Электронно-лучевая гибридная нанотехнология осаждения неорганических материалов в вакууме // Актуальн. пробл. современ. материаловедения. — Київ: Академперіодика, 2008. — Т. 2. — С. 224–247.
3. Курлански М. Всеобщая история соли. — М., 2007. — С. 13–25.
4. Владимиров Д. А. Оптимизация записи голограмм на аддитивно окрашенных кристаллах KCl // Оптика и спектроскопия. — 2005. — 99, № 1. — С. 147–150.
5. Кукушкин Ю. Химия вокруг нас. Гл. 3. Поваренная соль // М.: Высш. шк., 1992. — С. 68.
6. Классификация, особенности свойств, применение и технологии получения / Б. М. Балоян, А. Г. Колмаков, М. И. Алымов, А. М. Кротов // Наноматериалы. — М.: Дубна, 2007. — 331 с.
7. http://ru.wikipedia.org/wiki/хлорид_натрия/хлорид_калия/хлориды.
8. Наносеребро: технологии получения, фармакологические свойства, показания к применению / И. С. Чекман, Б. А. Мовчан, Л. А. Крушинская и др. // Мистецтво лікування. — 2008. — № 5. — С. 32–34.
9. Мовчан Б. А. Электронно-лучевая нанотехнология и новые материалы в медицине — первые шаги // Вісник фармакології та фармації. — 2007. — № 12. — С. 5–13.
10. Мовчан Б. А. Твердо- и жидкофазные медицинские субстанции с наноразмерной структурой, осаждаемые из паровой фазы в вакууме // Нанотехнології у фармації та медицині. — Харків, 2011. — С. 130–132.
11. Структура двухфазных конденсатов Cu–NaCl, осаждаемых из паровой фазы в вакууме / Ю. А. Курапов, С. Е. Литвин, Г. Г. Дидикин, С. М. Романенко // Современ. электрометаллургия. — 2011. — № 2. — С. 19–22.
12. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1969. — 752 с.
13. Лазерная корреляционная спектроскопия и биология / А. Д. Лебедев, Ю. Н. Левчук, А. В. Ломакин, В. А. Носкин. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
14. Применение лазерной корреляционной спектроскопии для ЭФ биологических объектов в растворах / А. Д. Лебедев, А. В. Ломакин, В. А. Носкин и др. // Инструментальные методы в физиологии и биофизике. — Л.: Наука, 1987. — С. 90–95.

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

Поступила 07.05.2012



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «Ti-2012 В СНГ»

Организованная Межгосударственной ассоциацией «Титан» традиционная ежегодная Международная конференция «Ti в СНГ» в 2012 г. прошла 22–25 апреля в Казани (Россия). В конференции приняли участие около 200 участников из России, Украины, Казахстана, Таджикистана, Японии, Германии, Италии, Норвегии, Люксембурга, Польши, Швейцарии и Китая. На конференции выступили с докладами ученые и специалисты в области титана из ведущих научно-исследовательских организаций и промышленных предприятий России, Украины и других стран: ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет — УПИ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», «МАТИ» – Российского государственного технологического университета им. К. Э. Циолковского, ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов», Института проблем сверхпластичности металлов РАН, Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ОАО «Зеленодольский завод им. А. М. Горького», ОАО «Ритм», ОАО «Чепецкий механический завод», ОАО «Нормаль», ОАО «Электромеханика»,

Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Физико-механического института им. Г. В. Карпенко НАН Украины, Донецкого физико-технического института им. О. А. Галкина НАН Украины, Государственного научно-исследовательского и проектного Института титана, ГП «Антонов», ALD Vacuum Technologies GmbH (Германия), TiRus International SA (Швейцария), NTC for Titanium Inc. (Япония) и др. Всего было представлено 88 докладов на пленарных заседаниях и в секциях «Сырье. Металлургия», «Металловедение и технология титановых сплавов» и «Экономика титана».

Делегация специалистов одного из ведущих мировых центров в области материаловедения титановых сплавов — ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» — представила на конференции большое количество докладов по созданию новых и совершенствованию существующих титановых сплавов, определению их эксплуатационных характеристик, в том числе долговременных, разработке технологий их сварки, деформационной и термической обработки. Активное участие в работе конференции приняли ученые из двух крупнейших в России материаловедческих





центров: Уральского государственного технического университета — УПИ и МАТИ – РГТУ им. К. Э. Циолковского, в которых ведутся интенсивные исследования в области материаловедения титана и сплавов на его основе.

На конференции достаточно полно были освещены научно-технические разработки институтов Национальной академии наук Украины в области материаловедения титановых сплавов. От ИЭС им. Е. О. Патона были представлены доклады о свариваемости новых жаропрочных и конструкционных титановых сплавов, кинетике поглощения азота жидким титаном, новейших технологических разработках аргонодуговой и электронно-лучевой сварке титановых сплавов, производстве крупногабаритных дисков для газотурбинных установок из жаропрочных сплавов титана, полученных способом электронно-лучевой плавки. Специалисты Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова рассмотрели материаловедческие, физико-химические и технологические аспекты изготовления полуфабрикатов и деталей из титановых сплавов, в том числе способами порошковой металлургии. Представители Физико-механического института им. Г. В. Карпенко предложили свои разработки в области получения градиентных покрытий на изделиях из титановых сплавов, а специалисты Донецкого физико-технического института им. О. А. Галкина показали возможности улучшения механических характеристик титана способами винтовой экструзии.

В докладах Д. А. Курочкина (ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА»»), Masahiro Tsutsui (Японская Титановая Ассоциация), Steven Hancock (TiRus International SA, Швейцария), Т. Nishimura

(NTC Corporation for titanium, Япония) и И. С. Полькина (ОАО «ВИЛС») отмечался рост объемов заказов на титановую продукцию в 2011 г. как в гражданских, так и в военных секторах промышленности. Так, например, мировой объем производства титанового проката в 2011 г. вырос на 24 % по сравнению с 2010 г. и составил 140 тыс. т. Основными потребителями титановых полуфабрикатов продолжают оставаться военное и гражданское самолетостроение, предприятия-изготовители теплообменной и химической аппаратуры. Растет применение титана в нефте- и газодобывающей индустрии, медицине, производстве спортивного инвентаря.

После завершения заседаний участники конференции посетили завод ОАО «Зеленодольский завод им. А. М. Горького» (г. Зеленодольск, Татарстан, Россия), осмотрели некоторые производства по сборке корпусов судов и крупнейший в мире цех литья титановых отливок, приняли участие в торжествах по случаю выпуска миллионной отливки с момента пуска данного производства в конце 1960-х гг. Цех литья титановых отливок оснащен 9 вакуумно-дуговыми литейными печами и может выпускать до 700 т литых заготовок в год. На его площадях находится крупнейшая в мире вакуумно-дуговая литейная печь «Нева-5», которая может производить отливки из титановых сплавов массой до 4000 кг.

В заключение хотелось бы отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам в лице ЗАО «Межгосударственная организация «Титан» и ее председателя А. В. Александрова.

С. В. Ахонин, д-р техн. наук

Титан, Украина, ПКФ Велта
15 февраля 2012 г. | 02:39

Велта запустит вторую очередь титанового ГОКа



ПКФ Велта (Украина) планирует осенью запустить вторую очередь ГОКа на базе Бирзуловского месторождения ильменита (Новомиргородский район Кировоградской области).

Первая очередь комбината была официально открыта и запущена в эксплуатацию 27 декабря 2011 г. Общий объем инвестиций в 2011 г. составил около 90 млн. дол. Из них приблизительно 80 млн. дол. инвестировано в первую очередь предприятия, остальные средства — в развитие второй очереди.

В начале февраля текущего года ПКФ Велта подписала контракт с финской компанией на поставку обогатительного оборудования (сепараторов), которое будет использоваться на второй очереди ГОКа, с целью увеличения общей производственной мощности предприятия.

«Поставка ожидается ориентировочно в середине лета 2012 г. и будет осуществляться из Южной Африки», — сообщил генеральный директор ПКФ Велта А. Бродский.



СЕМИНАР ТЕХНОЛОГОВ-МАШИНОСТРОИТЕЛЕЙ

20-24 февраля 2012 г. в Сваляве в санатории «Солнечное Закарпатье» Ассоциация технологов-машиностроителей Украины (АТМ) провела 12-й Международный научно-технический семинар «Современные проблемы производства и ремонта в промышленности и на транспорте».

В работе семинара приняли участие ученые и специалисты из Азербайджана, Беларуси, России, Словакии, Узбекистана, Украины. До начала работы семинара АТМ Украины издала сборник материалов, в который вошли тезисы 118 докладов.

На открытии семинара со вступительным словом выступил генеральный директор АТМ Украины, заместитель директора по научной работе Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины (ИСМ), д-р техн. наук, проф. С. А. Клименко. Он рассказал о ведущей роли ассоциации в распространении новых знаний, достижениях материаловедческой и технологической науки на промышленных предприятиях Украины, подвел итоги работы АТМ Украины за 2011 г.

В пленарной части семинара были представлены доклады, посвященные ретроспективе совершенствования процессов обработки резанием и металлорежущих станков (канд. техн. наук Н. И. Посвятенко, проф. Э. К. Посвятенко, Национальный транспортный университет, г. Киев), новым разработкам ИСМ им. В. Н. Бакуля в части режущих инструментов и технологий механической обработки (академик НАН Украины Н. В. Новиков, проф. С. А. Клименко), созданию высокоэффективного инструмента для новой технологии сварки трением с перемешиванием (чл.-кор. НАН Украины А. Л. Майстренко с коллегами, ИСМ им. В. Н. Бакуля, В. И. Зеленин, ИЭС им. Е. О. Патона), новым подходам, связанным с необходимостью перепрофилирования производства и мониторинга его эффективности (профессоры М. Гайдук, М. Вархола с коллегами, Технический университет, г. Кошице, Экономический университет, г. Братислава).

В докладах освещались такие направления:

подготовка производства — основа создания конкурентоспособной продукции;

совершенствование технологий механической и физико-технической обработки деталей машин;

упрочняющие технологии и покрытия;

ремонт и восстановление деталей машин в промышленности и на транспорте, оборудование для изготовления, ремонта и восстановления;

современные технологии и оборудование в сборочном и сварочном производствах;

технологическое управление качеством и эксплуатационными свойствами изделий;

технический контроль и диагностика в машино- и приборостроении.

Вопросы повышения конкурентоспособности продукции рассматривались на примерах японских подходов к системам менеджмента качества. Концепция «total productive maintenance», основанная на эксплуатации имеющегося оборудования с наивысшей эффективностью на протяжении всего жизненного цикла, рассмотрена в докладе В. Е. Кривошекова (Одесский УИЦ «Надежность в судоходстве»), модель менеджмента качества продукции, включающая всеобщий контроль качества, который представляет собой единый процесс, выполняемый всем персоналом начиная от президента фирмы до работников первой линии производства, рассмотрена в докладе канд. техн. наук С. В. Похвалова (Могилевский машиностроительный профессионально-технический колледж).

Азербайджанские специалисты представили оригинальные технологические подходы к развитию одного из основных заготовительных производств — литейного. В докладе проф. И. Ш. Исмаилова с сотрудниками (Азербайджанский технический университет, Азербайджанский государственный экономический университет) рассмотрены перспективы применения природного сырья для повышения качества литейных форм.

Совершенствованию технологий механической и физико-технической обработки деталей машин посвящены доклады большой группы ученых и специалистов. Рассмотрены высокоэффективные технологии лезвийной (проф. Л. Н. Девин с сотрудниками, канд. техн. наук А. С. Мановицкий, проф. С. А. Клименко с коллегами, ИСМ им. В. Н. Бакуля; проф. Г. П. Клименко, Донбасская государственная машиностроительная академия; проф. Б. В. Лупкин, НАКУ «ХАИ») и алмазно-абразивной (проф. В. Б. Струтинский с сотрудниками, НТУУ «Киевский политехнический институт», д-р техн. наук В. И. Лавриненко с коллегами, проф. Ю. Д. Филатов с сотрудниками, ИСМ им. В. Н. Бакуля) обработки изделий из сталей и сплавов высокой твердости полимерных композиционных материалов, природного и искусственного камня. Показаны перспективы повышения производительности обработки путем использования ультразвуковых колебаний в процессе механической обработки (А. В. Братко, Черкасский государственный технологический университет), системах очистки (канд. техн. наук Д. С. Фатюхин,



Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет).

Магнитно-абразивная обработка как перспективная технология финишной обработки элементов подшипников рассмотрена в докладах проф. А. П. Гавриша с коллегами (НТУУ «Киевский политехнический институт»). Белорусские ученые представили серию сообщений по проектированию механотронных технологических комплексов (проф. М. Л. Хейфец, НПО «Центр» НАН Беларуси), применению комбинированных физико-технических технологий (проф. Л. М. Акулович с сотрудниками, Белорусский государственный аграрный технический университет).

Упрочняющим технологиям традиционно уделяется большое внимание в программе семинара. Рассмотрены вопросы электрохимического нанесения покрытий (В. В. Артемчик, Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта), электроконтактной приварки (канд. техн. наук П. И. Буряк, Московский государственный агроинженерный университет), электроконтактного припекания (Л. А. Лопата, Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины), микродугового оксидирования (канд. техн. наук В. В. Тихоненко, Украинская инженерно-педагогическая академия), упрочнения воздействием тлеющего разряда в вакууме (проф. Ж. А. Мрочек, Белорусский национальный технический университет). Перспективы и тенденции развития технологии электроискрового упрочнения, ионно-плазменного термоциклического азотирования рассмотрены в докладах проф. Б. А. Ляшенко с сотрудниками (ИПП НАН Украины). Альтернативные технологии дискретных покрытий — вакуум-плазменная, ионное азотирование, лазерная термообработка, электроискровое легирование — представлены в докладе канд. техн. наук Е. К. Соловых (Кировоградский национальный технический университет).

Ученые Беларуси (проф. С. П. Кундас, Белорусский государственный университет) совместно с коллегами из Института металлургии УрО РАН (проф. Б. Р. Гельчинский с сотрудниками) представили результаты исследований микротвердости покрытий системы Zn-Me (Ni-Al-Ti), полученные с использованием искусственной нейронной сети.

Ряд докладов был посвящен вопросам упрочнения и ремонта деталей металлургической техники. Технологический комплекс по упрочнению прокатных валков закалкой, реализованный в условиях ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» (г. Новокузнецк), а также результаты исследований повышения эксплуатационных свойств валков горячей прокатки поверхностной плазменной закалкой представлены в докладах А. А. Бердникова с коллегами (ООО «Урал-ТехноПлазма»). Проф. Ю. А. Харламов (Донбасский государственный технический университет) представил защитные покрытия для кристаллизаторов МНЛЗ. Особенности формиро-

вания структуры наплавленного металла за счет электромагнитного воздействия рассмотрели специалисты Приазовского государственного технического университета (проф. В. В. Чигарев с коллегами).

Анализ различных технологий восстановления деталей автотракторной техники представлен в докладе проф. В. С. Ивашко (Белорусский национальный технический университет), модель процессного управления на ремонтных предприятиях железнодорожного транспорта рассмотрена в сообщении проф. Л. А. Тимофеевой (Украинская государственная академия железнодорожного транспорта).

Сборочные технологии с применением нагрева и охлаждения представлены в докладах канд. техн. наук И. Л. Оборского с коллегами (Киевский национальный университет технологий и дизайна), вопросы тепловой сборки толстостенных труб с бандажами рассмотрены в докладе А. Д. Пирогова (ПАО «Сумское НПО им. М. В. Фрунзе»). Проф. В. А. Шабайкович (Луцкий национальный технический университет) представил новый метод разработки механосборочных машиностроительных технологий, в соответствии с которым одновременно учитывается влияние внешних и внутренних причин, обеспечивающих как полное использование технологических средств, так и конкурентоспособность изделий, выпускаемых по этой технологии.

Проф. М. Вархола с коллегами (Технический университет, г. Кошице) презентовал разработки кафедры производственной техники и робототехники, среди которых сварочные и сборочные роботы.

Важнейшими составляющими заготовительного, сборочного и ремонтного производства являются сварочные работы. Доклады по технологии дуговой точечной сварки листовых конструкций в вертикальном положении, оценке влияния источника питания на стабильность и устойчивость процесса сварки, восстановлению матриц штампов холодной вырубкой наплавкой самозащитной порошковой проволокой, новым возможностям манипуляторов для сварочного производства посвящены доклады ученых и специалистов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины канд. техн. наук П. В. Гончарова, д-ра техн. наук С. Ю. Максимова с сотрудниками, д-ра техн. наук В. А. Лебедева с коллегами.

На возможность возникновения в электрической сети дозы фликера от использования сварочных аппаратов в быту обратил внимание в своем докладе М. А. Шелоп (ООО «МРСК Центра»-«Брянскэнерго»).

В докладе проф. Ю. А. Харламова (Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля) рассмотрены состояние и перспективы развития технологии сварки с перемешиванием. По мнению автора, расширение практического применения технологии связано с созданием эффективных инструментов, что было рассмотрено в одном из пленарных докладов.

Технический контроль и диагностика — неотъемлемые составляющие современного производства. Этим технологиям, реализуемым в процессе произ-



водства, и в качестве оценки конечного продукта посвящены доклады ученых и специалистов НГУУ «Киевский политехнический институт» (проф. В. Б. Струтинский, О. Я. Юрчишин, И. М. Диордица, И. В. Омельченко, В. А. Держук), ИСМ им. В. Н. Бакуля (проф. Л. Н. Девин), Национального авиационного университета (проф. С. Ф. Филоненко, Т. В. Тимченко, А. П. Космач, Л. М. Покидько), Института металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН (проф. В. В. Рошупкин с сотрудниками), Института физики прочности и материаловедения СО РАН (Д. Н. Хатьков, З. А. Шелковников).

Эволюционное описание комплексного структурного анализа строения материалов представил проф. М. Л. Хейфец. В своем докладе он рассмотрел главные этапы развития физико-химических основ материаловедения, показал особенности их представления на современном уровне.

В завершении работы семинара были представлены четыре обзорных сообщения о разработках в части исследования поверхностей трения на наноразмерном уровне, которые проводятся в Национальном авиационном университете, исследовательских возможностях Технического центра НАН Украины, разработке комплекса ультразвуковых технологий в Московском автомобильно-дорожном государственном техническом университете и продуктах на основе суспензий с наночастицами, в частности, наночастицами серебра для различных областей применения, выпускаемыми в ИСМ им. В. Н. Бакуля.

В своем докладе канд. техн. наук А. У. Стельмах (Национальный авиационный университет) презентовал комплекс исследовательского оборудования, включающего машины трения оригинальной конструкции, оптический профилометр с разрешением до 1 нм и растровый электронный микроскоп. На основе результатов исследований, выполненных с использованием разработанного комплекса оборудования, автором предложена новая вакуумно-компрессионная теория трения, которая доказала свою эффективность в производстве деталей авиационной техники.

Доцент Московского автомобильно-дорожного государственного технического университета канд. техн. наук Д. С. Фатюшин представил сообщение о комплексных разработках университета в направлении ультразвуковых технологий, которые проводятся под руководством чл.-кора РАН В. М. Приходько. Были показаны возможности повышения надежности и долговечности транспортных средств, узлов и деталей машин за счет широкого использования высокоэффективных, экологически безопасных ультразвуковых технологий при получении материалов и их обработке. Рассмотрены варианты технологического оборудования и представлены примеры практической реализации технологий.

Канд. техн. наук А. С. Мановицкий (ИСМ им. В. Н. Бакуля) представил совместную разработку ИСМ им. В. Н. Бакуля и ИЭС им. Е. О. Патона — технологию получения суспензий с наночастицами, в частности, наночастицами серебра, а также продукты «Серебряный щит-1000» и «Наноагент+».

С учетом того, что наносеребро является сильным дезинфектантом, разработка особенно перспективна в области медицины. Суспензии с наночастицами других металлов (меди, платины, железа и др.) находят применение в научных исследованиях и в различных областях промышленности.

Подводя итоги работы семинара, его участники отметили, что ученые институтов НАН Украины и вузов Азербайджана, Беларуси, России, Словакии, Узбекистана, Украины получили возможность оценить и обсудить достижения коллег, показать научной общественности свои разработки, найти единомышленников и будущих соавторов.

АТМ Украины приглашает ученых и специалистов в разных областях машиностроительного производства и ремонта техники принять участие в работе 13-го Международного научно-технического семинара «Современные проблемы производства и ремонта в промышленности и на транспорте», который состоится в феврале 2013 г. в санатории «Солнечное Закарпатье» (г. Свалява).

*С. А. Клименко, д-р техн. наук,
М. Ю. Копейкина, канд. техн. наук*



ПЛАЗМЕННАЯ ОЧИСТКА ЗАГРЯЗНЕННЫХ ВОД*

Украинские фирма «ЛИКОМ» и «Представительская фирма Институт газа» (г. Киев) при участии японской фирмы «Ohmi Industry Engineering» разработали и изготовили мобильный передвижной комплекс для плазменной очистки радиоактивно загрязненной воды (рис.1).

Новое направление в водоочистке основано на использовании рассеянного плазменно-дугового разряда в проточной газонасыщенной водной среде.

Плазменный аппарат по данной технологии стерилизует воду образованными в ней свободными радикал-ионами, сверхвысокими значениями температуры и давления, сильным действием электрического и магнитного полей, своеобразной ударной волной, которая образуется в воде во время разряда.

Ударная волна просто разрывает мембраны микробов. Благодаря этому уровень остаточной микрофлоры практически не определяется, чего невозможно достигнуть путем применения лучших традиционных способов. Дополнительное воздействие на обеззараживание воды оказывают ультрафиолетовое излучение и озон, которые образуются в реакционной среде. После контакта с плазмой бактерицидность воды сохраняется длительное время.

Наличие реакционно-способных частиц приводит к тому, что загрязняющие вещества в результате взаимодействия загрязненной воды с плазмой или переходят в нерастворимую (слаборастворимую) форму, либо полностью или частично разрушаются, или образуют нетоксичные соединения. Таким образом чистить можно большой спектр веществ: нефтепродукты, красители, жиры, железо, шестивалентный хром, фтор, радионуклиды, соли тяжелых металлов и другие соединения органического и неорганического происхождения.

Плазменную технологию отличает интегрируемость, т. е. для повышения производительности и глубины очистки набирается необходимое количество плазменных модулей (рис. 2).



Рис. 1. Общий вид мобильной плазменной установки для очистки радиоактивной воды

В таблице приведены результаты влияния плазменной очистки на активность радионуклидов загрязненной воды. Способ замера — спектрометрия гамма-излучения с помощью датчика с германиевым полупроводником.

Позиция анализа	Результаты анализа воды, Бк/кг	
	загрязненной	очищенной
Йод 131	Не обнаружен	Не обнаружен
Цезий 134	7400	110
Цезий 137	11000	160

Место забора: г. Дате преф. Фукусима. Дата забора 27.02.2012; время забора: 10:30 — загрязненная вода, 14:30 — очищенная вода.

С использованием указанного комплекса проведены публичные испытания процесса плазменной очистки радиоактивной воды в два этапа с участием представителей электрогенерирующей компании «Токуо Electric Power Company», властей, ученых, журналистов и заинтересованных компаний.

Первый этап испытаний проведен 28 февраля 2012 г. в городе Дате (префектура Фукусима). Второй этап — 8 марта 2012 г. в городе Камагая (префектура Чибо).

Испытания показали, что использование плазмы в технологии обеззараживания воды является перспективным в отношении промышленного применения и имеет ряд преимуществ: отсутствие образования побочных продуктов, высокая эффективность. Установки плазмохимической обработки воды не требуют специальных помещений и могут эксплуатироваться в стационарном или мобильном вариантах для очистки и обеззараживания сточных вод различного происхождения и количества. Затраты на обработку воды по данной технологии не превышают затрат в сравнении с традиционными методами.



Рис. 2. Плазменный модуль в работе

* По материалам статьи, опубликованной в № 6 журнала «Автоматическая сварка» за 2012 г.

ДОСТОВЕРНАЯ ИДЕНТИФИКАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ

с помощью спектрохимического анализа*

Надежный инструмент для испытания целостности инфраструктуры в перерабатывающей отрасли промышленности



**О. М. Задорожнюк,
М. М. Ливицкий.**

Представители фирмы Spectro Analytical Instruments GmbH в Украине

* Статья на правах рекламы. Подготовлена по материалам фирмы SPECTRO.

Взрывы, пожары и другие инциденты на нефтеперерабатывающих, нефтехимических заводах и других подобных сооружениях получают широкую огласку, особенно, когда имеют место человеческие жертвы. При этом финансовые потери для операторов и потери страховых компаний могут достигать многих миллионов долларов, не говоря о человеческих жизнях.



Эти инциденты, описываемые как «несчастные случаи», весьма часто происходят из-за использования трубопроводов, клапанов и подобных компонентов, сделанных из неприемлемых материалов. Часто наличие или отсутствие определенного легирующего элемента в стальном изделии может оказать серьезное влияние на его свойства, но при этом может быть необнаруженным при внешнем осмотре детали. За последние 20 лет Достоверная Идентификация Материалов (ДИМ) (Positive Material Identification — PMI), или Верификация стала признанной практикой в перерабатывающей отрасли и при поставке оборудования. Современные анализаторы на базе спектроскопии являются ответом на ДИМ в столь требовательных условиях перерабатывающих заводов.

РОЛЬ ДОСТОВЕРНОЙ ИДЕНТИФИКАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

Из-за использования неприемлемых материалов могут возникать непредсказуемые инциденты с трагическими последствиями. В этих случаях роль ДИМ неоценима. С водородом часто сталкиваются в нефтяных и химических процессах. При высоких температурах и давлениях он может вызвать в стальных компонентах высокотемпературную Водородную Коррозию (ВК).

Если она не будет обнаружена вовремя, может возникнуть разрыв стального компонента, который может повлечь за собой пожар и взрыв. При повышенных температурах (выше приблизительно 400 °F (204 °C)) атомы водорода могут с легкостью диффундировать в углеродистые стали. Диффузионный водород взаимодействует с углеродом в стали и образует метан, который может скапливаться на границах зерен, приводя к ослаблению стали, образованию

трещин, растрескиванию, а в итоге к разрушению детали. Использование сталей, содержащих такой легирующий элемент, как хром, который имеет стабилизирующий эффект на карбиды железа, может эффективно предотвращать ВК. Имеются документально подтвержденные случаи, когда ВК приводила к катастрофическому разрушению детали из низколегированной стали из-за неправильной ее установки. Ранее считалось, что абсолютно чистая вода не является источником коррозии, однако установлено, что при определенных условиях она может приводить к механизму, известному как Ускоренная Поток Коррозия (УПК). С этим столкнулись, прежде всего, в энергетической промышленности, где часто сталкиваются с ультрачистой водой и паром. Факторы, способствующие увеличению УПК, комплексные, но существенным является процесс, когда горячая вода или пар с низким содержанием кислорода протекает по трубе из углеродистой стали, и, как правило,



Общая коррозия (под влиянием потока). Фотография любезно предоставлена Институтом Энергии, Лондон

пассивный слой оксида железа, который обычно формируется на поверхности, может быть растворен. Со временем металл подвергается постепенной эрозии, что приводит к ослаблению трубы и в итоге к разрушению. УПК также была зафиксирована на объектах ядерной промышленности. Как и ВК, УПК можно предотвратить, используя сталь, легированную хромом. Эти примеры позволяют предположить, что хромистые стали являются ответом на многие проблемы на химическом заводе. Однако ситуация более сложная. Нержавеющие стали типа 316, которые широко используются в конструкциях на химических заводах, все содержат хром. Тем не менее, их механическая прочность и долговечность также зависят от содержания углерода в стали. Нержавеющие стали типа 316 содержат до 0,07% углерода, в то время как стали типа 316L — максимум 0,03%. Даже такая небольшая разница сказывается на протекании межкристаллитной коррозии у этих сплавов.

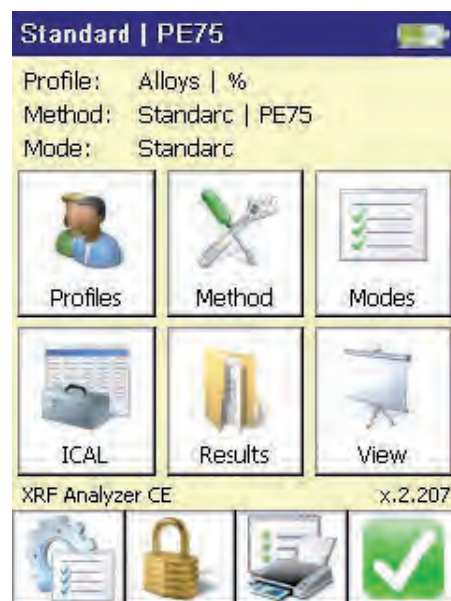
ЗАДАЧА

Наиболее распространенным способом достижения ДИМ является элементный анализ материала. Для лабораторного анализа необходим отбор образцов, что требует приостановки технологического процесса на нефтеперерабатывающем заводе, что нереально. Идеальная техника должна быть быстрой, простой в использовании на месте и предпочтительно неразрушающей, чтобы не нарушить целостность детали во время тестирования. Дополнительным бонусом может служить также возможность тестирования деталей, не прерывая технологический процесс, что подразумевает температуру поверхности в несколько сотен градусов. Требуется также, чтобы пробоподготовка была минимальной. Компактные ручные рентгенофлуоресцентные (РФ) спектрометры в большинстве случаев удовлетворяют этим требованиям, и часто являются универсальным решением для ДИМ. Однако они не могут обеспечивать решение всех задач ДИМ. Например, они не определяют углерод, поэтому не могут различить два типа нержавеющей стали, приведенных ранее. Для измерения углерода, а также азота более предпочтительна Оптическая Эмиссионная Спектрометрия (ОЭС). Новый ручной

РФ — спектрометр SPECTRO xSORT и мобильный ОЭС-анализатор металлов SPECTROTEST (оба производства SPECTRO Analytical Instruments) используют новейшие технологии и обеспечивают всестороннее решение для ДИМ.

SPECTRO xSORT

Дизайн, эффективность и простота использования ручного РФ-спектрометра SPECTRO xSORT делают его идеальным для ДИМ в нефтехимических и перерабатывающих отраслях. С 1950-х годов рентгенофлуоресцентная спектрометрия хорошо зарекомендовала себя при анализе металлов. Она основана на облучении поверхности образца рентгеновским излучением, что вызывает флуоресценцию атомов в образце, которые затем испускают более низкоэнергетичное вторичное рентгеновское излучение. Каждый элемент излучает рентгеновское излучение с энергией или длиной волны, отличной от других. Интенсивность такого излучения пропорциональна концентрации этого элемента в образце. Система детектирования была разработана таким образом, чтобы разделять между собой энергии эмиссии, вычислять их интенсивности и, следовательно, определять концентрации разных элементов в образце. Эта техника известна под названием Энергодисперсионной Рентгеновской Флуоресценции (ЭДРФ). xSORT был оптимизирован для безусталостного анализа на месте. Некоторыми его конструктивными особенностями являются: **масса, удобство и портативность**. Укомплектованный батареей xSORT весит менее 4 фунтов (1,64 кг) и имеет эргономически спроектированную рукоятку с захватом. В работе



прибор просто необходимо поднести к поверхности испытуемого образца и нажать на клавишу. Обычно либо не требуется, либо делается минимальная пробоподготовка, но если образец неровный или корродированный, результаты можно улучшить с помощью шлифовки поверхности подходящим абразивом. Пользовательский интерфейс и результаты отображаются на оптимально расположенном сенсорном экране. Корпус прибора выполнен из ударостойкой ABS пластмассы. Хранится он в удобном футляре.

Аналитические показатели. Источник рентгеновского излучения и детектор — два компонента, которые определяют фундаментальные показатели ЭДРФ системы. Стабильность первичного источника рентгеновского излучения влияет как на исключительные пределы обнаружения прибора, так и на точность анализа. Некоторые ранние ручные ЭДРФ-приборы в качестве первичного источника рентгеновского излучения использовали радиоактивные изотопы, что связано с проблемами безопасности и стабильности. В xSORT используется миниатюрная рентгеновская трубка низкой мощности, подобная той, что используется в высокоэффективных аналитических лабораторных приборах SPECTRO. Она обеспечивает точно определенное возбуждение и, следовательно, хорошую точность. В качестве детектора в xSORT используется усовершенствованный Кремниевый-Дрейфовый Детектор, или SDD.

В сравнении с кремниевыми PIN-



диодными детекторами, которые используют во многих других приборах, SDD обеспечивают лучшее разрешение (возможность разделения элементов) и могут обрабатывать информацию в десять раз быстрее, обеспечивая тем самым более быстрый анализ. Для большинства сплавов SPECTRO xSORT предоставляет идентификацию марки сплава и проверку материала в течение лишь 2 с. Эта быстрота анализа делает xSORT идеальным в условиях работы завода, так как минимизирует время пребывания прибора (и оператора!) возле горячей поверхности, и дает надежные результаты с температурой которых достигает до 500 °С.

Такие «легкие» элементы, как магний, алюминий и кремний требуют больших затрат времени на измерение, а прибору xSORT необходимо всего 10 дополнительных секунд для идентификации различных алюминиевых и магниевых сплавов. Кроме того, xSORT может измерять эти легкие элементы на воздухе, т. е. не требуется продувка гелием или вакуумная среда на пути прохождения рентгеновского луча во время измерения.

Легкость и Безопасность Испол- зования.

Не нужно быть профессиональным аналитиком, чтобы провести успешную ДИМ с помощью xSORT. Легкий для восприятия графический интерфейс позволяет выбрать необходимую операцию прямо на сенсорном экране с помощью пальца или стайлуса (палочки). Калибровка прибора осуществляется автоматически, с использованием сохраненных калибровок в комбинации с процедурой ICAL (Интеллектуальная Логика Калибровки) фирмы SPECTRO.

Для любого РФ-прибора сохраненные калибровки должны периодически

поверяться в соответствии с известными стандартами. xSORT оснащен автоматической шторкой, которая закрывается после каждого измерения, для того, чтобы защитить внутренние компоненты и оператора от возможного воздействия рентгеновского излучения. ICAL изобретательно «использует» шторку по своему (когда она закрыта), как внешний стандарт, и проверяет калибровку между измерениями. Не требуется ни малейшего вмешательства оператора, так как необходимая корректура делается автоматически.

Не нужно быть экспертом, чтобы интерпретировать результаты. xSORT может автоматически сравнивать результаты анализа с сохраненной библиотекой составов сплавов и идентифицировать марку, а также может выполнять подтверждение марки сплава по сохраненной спецификации. В определенных ситуациях прибор может выдать простое сообщение Да/Нет на базе эталонного образца. Конечно же, и полный элементный анализ, если требуется, может быть отображен, и все эти результаты могут быть либо сохранены, либо отправлены на внешний принтер или ПК через беспроводной интерфейс.

В качестве дополнительной опции по безопасности, SPECTRO xSORT спустя доли секунды измерения после запуска оператором, выявляет отсутствие образца. Если его нет, шторка немедленно закрывается и анализ отклоняется. Светодиодный индикатор, расположенный на боковой стенке прибора, показывает оператору когда рентгеновская трубка активирована и идет процесс измерения.

ПРИМЕРЫ ДИМ (SPECTRO xSORT)

Представленные ниже результаты иллюстрируют возможность SPECTRO xSORT дифференцировать различные сплавы. В каждом случае указанные средние значения базируются на трех двухсекундных измерениях, но при этом для идентификации сплава достаточно единичного измерения. Если требуется, SPECTRO xSORT автоматически вычисляет ошибки и выводит на экран погрешности результата. Нет необходимости выводить все аналитические результаты на экран, так как SPECTRO xSORT идентифицирует сплав автоматически. Как отмечалось

Standard PE75		
304		
304		7/0/0
Mn	1.33	± 0.12
Cr	18.4	± 0.2
Mo	0.22	± 0.04
Ni	8.24	± 0.17
Cu	0.41	± 0.07
Fe	71.0	± 0.4

Ready to measure (Thick Film)

Standard PE75		
304		
304 (7/0/0)		
304		7/0/0
304		

Ready to measure (Thick Film)



Коррозия от химката при производстве кислоты (ингибитор образования накипи). Фото любезно предоставлено Институтом Энергии, Лондон

Нерж. сталь 304			
Элемент	Время измерения 2 с.		
	Аттестованное значение (%)	Среднее значение (%)	2SD (%)
Mn	1.48	1.32	0.130
Cr	18.37	18.50	0.152
Mo	0.20	0.21	0.016
Ni	8.09	8.14	0.178
Cu	0.40	0.35	0.126

Нерж. сталь 316			
Элемент	Время измерения 2 с.		
	Аттестованное значение (%)	Среднее значение (%)	2SD (%)
Mn	1.78	1.64	0.066
Cr	16.56	16.70	0.048
Mo	2.11	2.17	0.076
Ni	10.38	10.50	0.260
Cu	0.17	0.11	0.030

Значения концентраций в таблицах, представленных выше, и точность измерений, определенная с помощью SD или 2SD, также выражена в процентах. SD — это стандартное отклонение нескольких измерений, которые определяют разброс данных (отклонение) от среднего (или главного) результата. Чем меньше SD, тем точнее результат 2SD, известное также как «два сигма», — это двойное стандартное отклонение и означает, что 95% показаний находится в пределах этого диапазона. В приведенных примерах эти значения рассчитаны на базе трех измерений, но SPECTRO xSORT также может использовать данные, полученные с одного измерения, для расчета SD. Ясно, что любая концентрация, близкая по значению к погрешности измерения, становится ненадежной, что приводит к концепции Предела Обнаружения, т. е. минимальной концентрации, которая может быть определена. Это традиционно тройное SD. xSORT может быть настроен либо на отображение символа <, либо на отсутствие результата в отчете в том случае, если определилась концентрация ниже, чем предел обнаружения.

Сплав C-22			
Элемент	время измерения 2 с.		
	Аттестованное значение (%)	Среднее значение (%)	2SD (%)
Cr	21.32	21.40	0.340
Mo	13.02	13.10	0.280
W	2.87	2.80	0.260
Fe	3.63	3.88	0.058
Co	0.59	0.54	0.034
Ni	57.30	57.70	0.320

Сплав C-276			
Элемент	Время измерения 2 с.		
	Аттестованное значение (%)	Среднее значение (%)	2SD (%)
Cr	15.70	15.80	0.128
Mo	15.70	15.80	0.360
W	3.25	3.24	0.182
Fe	5.25	5.34	0.032
Co	0.23	0.27	0.074
Ni	59.00	59.00	0.420

Нерж. сталь 321			
Элемент	Время измерения 2 с.		
	Аттестованное значение (%)	Среднее значение (%)	2SD (%)
Mn	1.52	1.23	0.178
Cr	17.45	17.60	0.122
Mo	0.36	0.38	0.032
Ni	9.42	9.50	0.144
Ti	0.63	0.67	0.036
V	0.13	0.11	0.022
Cu	0.30	0.20	0.080

Нерж. сталь 303			
Элемент	Время измерения 10 с.		
	Аттестованное значение (%)	Среднее значение (%)	2SD (%)
Si*	0.63	0.82	0.260
Mn	1.87	1.72	0.066
S*	0.38	0.30	0.042
Cr	17.35	17.80	0.046
Mo	0.58	0.59	0.026
Ni	8.64	8.69	0.056
V	0.11	0.08	0.002
Cu	0.51	0.46	0.046

* — С использованием Si и S возможна только идентификация марки. Если требуются более точные измерения Si или S, то требуется применение других приборов.

выше, незначительная разница в составе может значительно повлиять на характеристики различных сплавов. Одной из наиболее применяемой стали при строительстве химических заводов является нержавеющая сталь типа 304 — стандартная аустенитная хромоникелевая сталь. Она характеризуется высокой коррозионной стойкостью, что делает ее особенно подходящей для сосудов и трубопроводов, содержащих агрессивные жидкости в условиях высоких температур и давления. Горячая уксусная кислота приводит к ускоренным темпам коррозии стали типа 304. Более устойчивой к этой коррозии является сталь типа 316 с повышенным содержанием молибдена. SPECTRO xSORT с легкостью различает их. Как видно из ниже приведенных таблиц, разница в содержании молибдена очевидна.

Для хранения большинства хлористых сред необходимо применять сплавы с повышенным содержанием хрома и молибдена. Высокий уровень вольфрама, такой как у сплавов C-22 и C-276, приводит к хорошей сопротивляемости против точечной и щелевой коррозии.

«Тяжелые» элементы в этих сплавах легко определяют методом РФ. «Более легкие» элементы сложнее определить, и вот здесь возможности SPECTRO xSORT становятся очевидными. Сталь типа 321 - это аустенитная нержавеющая сталь общего назначения с добавлением титана для уменьшения межкристаллитной коррозии. Со своей высокой пропускной способностью SPECTRO xSORT может надежно определить титан и различить стали типов 321 и 304 всего за 2 с.

Сталь 304, несмотря на хорошую сопротивляемость коррозии, плохо поддается механической обработке. Аустенитная хромоникелевая сталь 303 превосходна для механической обработки, но имеет более низкую коррозионную стойкость. Причиной тому может служить различие в содержании серы. Хромоникелевая сталь 304 содержит максимум 0,03% серы, в то время как хромоникелевая сталь 303 — минимум 0,15%. Измерение серы является более сложной задачей и требует больше времени на измерения, xSORT может определить более высокое содержание серы и, таким образом, различить марки 303 и 304.

SPECTROTEST

xSORT может справиться с большинством задач ДИМ, с которыми сталкиваются в химической и перерабатывающей промышленности. Однако в некоторых случаях такие элементы, которые не определяются xSORT, как углерод или азот, также должны быть определены для полной ДИМ.

SPECTROTEST — мобильный анализатор металлов, основанный на принципе ОЭС. В данном случае атомы в

образце возбуждаются электрической искрой или дугой, тогда каждый элемент испускает характеристическую длину волны, но на этот раз уже в ультрафиолетовом и видимом диапазоне спектра. Свет разделяется по различным длинам волн с использованием дифракционной решетки и снова измеряются индивидуальные интенсивности соответствующим детектором. Детектор SPECTROTESTа также усовершенствованный: линейка высокочувствительных и быстродействующих приборов с зарядовой связью (ПЗС) обеспечивает быстрый анализ и генерирует высококачественные данные, обеспечивающие такой же угтонченный подход к обработке результатов. Как и SPECTRO xSORT, SPECTROTEST использует процедуру ICAL и может идентифицировать сплавы автоматически за несколько секунд. Сплавы могут быть различимы не только по металлической составляющей, но и на базе таких элементов, как углерод, азот и



Нерж. сталь 316			
Элемент	Время измерения 10 с.		
	Аттестованное значение (%)	Среднее значение (%)	2SD (%)
C	0.042	0.045	0.002
Si	0.26	0.29	0.013
Mn	1.25	1.17	0.024
P	0.022	0.019	0.004
S	0.020	0.021	0.003
Cr	16.64	16.16	0.174
Mo	2.11	2.05	0.067
Ni	10.66	10.80	0.119
V	0.13	0.13	0.007
Cu	0.09	0.11	0.004

Нерж. сталь 316L			
Элемент	Время измерения 10 с.		
	Аттестованное значение (%)	Среднее значение (%)	2SD (%)
C	0.019	0.022	0.001
Si	0.44	0.46	0.004
Mn	1.21	1.18	0.012
P	0.026	0.023	0.003
S	0.020	0.023	0.003
Cr	17.36	17.05	0.047
Mo	2.11	2.04	0.001
Ni	11.86	12.09	0.082
V	0.05	0.06	0.001
Cu	0.09	0.11	0.004



Коррозионное растрескивание под напряжением трубопровода из нержавеющей стали 316L.

Фото любезно предоставлено Институтом Энергии, Лондон.

бор, которые невозможно измерить с помощью ручного РФ-спектрометра. Мобильный оптико-эмиссионный спектрометр SPECTROTEST (масса которого 29 кг) в сочетании с тестовым пистолетом, гибко соединенным кабелем до 8 м, обеспечивает доступ к труднодоступным местам. Природа процесса возбуждения (дуга или искра) также означает потребность в повышенном внимании к возможному присутствию легковоспламеняющихся паров или жидкостей.

Единственная разница между сталями 316 и 316L заключается в содержании углерода. Сталь 316 содержит до 0,07%С; 316L — максимум 0,03%С. SPECTROTEST может легко различить эти две стали.

ПРИМЕРЫ ДИМ (SPECTROTEST)

Использование SPECTROTEST также позволяет проводить локальную идентификацию аустенитных сталей, легированных азотом, или так называемых дуплексных сталей (структура которых приблизительно состоит наполовину из аустенита и наполовину из феррита). В качестве легирующего элемента в аустенитных сталях азот стабилизирует аустенитную структуру без потери прочности стали. В высоколегированных, химически устойчивых сталях, он также до некоторой степени повышает их устойчивость коррозии, особенно точечной. Среди дуплексных сталей

Дуплексная сталь 1.4462 (X2CrNiMoN22-5-3)			
Элемент	Время измерения 10 с.		
	Аттестованное значение (%)	Среднее значение (%)	2SD (%)
C	0.013	0.019	0.001
Si	0.47	0.55	0.011
Mn	1.74	1.62	0.016
P	0.023	0.014	0.004
S	0.002	<0.002	
Cr	22.41	21.64	0.046
Mo	2.89	2.64	0.020
Ni	6.01	5.88	0.076
V	0.15	0.12	0.001
N	0.103	0.139	0.019

марка X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462) получила широкое признание. Содержание углерода в дуплексных сталях обычно варьируется от 0,10 до 0,22%.

Ручной энергодисперсионный рентгенофлуоресцентный анализатор SPECTRO xSORT и мобильный оптико-эмиссионный спектрометр SPECTROTEST обеспечивают достоверную идентификацию материалов, где она требуется.

Оптико-эмиссионный спектрометр SPECTROTEST внесен в Государственный реестр средств измерительной техники Украины под номером У3212-12.



Техническое обслуживание приборов фирмы SPECTRO на территории Украины осуществляет уполномоченный сервисный центр — ООО «Спектро Украина», г. Краматорск.
 Директор — Ю.Н. Шерело
 тел.: +38(050) 471 81 80
 e-mail: spectro-ukraine@rambler.ru



ДИССЕРТАЦІЯ НА СОІСКАНИЕ УЧЕНОЇ СТЕПЕНІ

Гнатушенко А. В. Нові технології електрошлакової плавки некомпактних відходів алюмінієвих і мідних сплавів і їх рафінування. Дисертація на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.02 «Металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов» — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2011 г. Дата защиты 19 октября 2011 г.

Дисертація посвящена розробці нових технологій переробки некомпактних відходів алюмінієвих і мідних сплавів з отриманням якісних металів на основі електрошлакової тигельної плавки з нерасходуемым електродом.

С помощью термодинамических расчетов, получивших практическое подтверждение, определена взаимосвязь в шлаке между магниесодержащим (карналлит) и рафинирующим компонентом (криолит). Установлено, что при их соотношении (1,2... 1,7):1 содержание магния в алюминиевом сплаве АЛ25 сохраняется в пределах марочного (0,8... 1,3 %). Для электрошлаковой плавки отходов сплава АЛ25 разработан солевой шлак следующего состава, %: 44... 48 NaCl; 25... 30 KCl; 10... 15 Na₃AlF₆; 12... 18 KCl-MgC₁₂, обеспечивающий стабильное ведение процесса, сохранность легирующих компонентов, эффективное рафинирование металла от неметаллических включений и газов. Подтверждена эффективность данного шлака при плавке других алюминиевых магниесодержащих (до 2,5 % Mg) сплавов, таких как Д16 и АМг2.

Экспериментальным путем изучено поведение легирующих элементов при электрошлаковой плавке отходов кремниевоникелевой бронзы КН1-3 и бронзы БрХ. Установлено, что при использовании для бронзы КН1-3 стандартного шлака АНФ-28, содержащего SiO₂, в металле не происходит угар кремния, а при поддержании в шлаке концентрации оксида марганца на уровне 2,8... 5,0 % массовая доля марганца в бронзе остается в нормируемых пределах. В качестве добавки, содержащей MnO, использовали флюс АН-348-А. Для предотвращения угара хрома в бронзе БрХ необходимо поддерживать содержание оксида хрома в шлаке в пределах 1,5... 3,0 %.

Разработаны технологии электрошлаковой выплавки бронз марок КН1-3 и БрХ из отходов меди. При этом легирование первой никелем, кремнием и марганцем осуществляли из шлака путем восстановления этих элементов из оксидов. Легирование меди хромом при выплавке бронзы БрХ также производили путем восстановления хрома из его оксида в шлаковой ванне.

На модернизированном оборудовании отработаны технологии электрошлаковой переработки некомпактних відходів алюмінієвих сплавів АЛ25, Д16 і АМг2, а також бронз КН1-3 і БрХ. Отримані стандартні алюмінієві чашкові заготовки масою 15 кг і різні бронзові литви масою від 30 до 100 кг, в частині заготовки прижимних токопідводячих елементів машин контактної стыкової зварки рельсів і труб.

Исследовано якість металів електрошлакової плавки. Установлено, що по хімічному складу вони відповідають алюмінієвим сплавам марок АЛ25, Д16, АМг2 і бронзам марок КН1-3, БрХ, а також характеризуються низьким вмістом неметалічних включень і газів. Для бронзи КН1-3 визначені оптимальні режими термічної обробки, що дозволяють отримувати метал з потрібним набором експлуатаційних властивостей.

Разработанные технологии электрошлаковой плавки рекомендовано использовать при переработке некомпактних відходів алюмінієвих і мідних сплавів для отримання якісних металів з високою економічною ефективністю.



Редколегія та редакція журналу вітає авторський колектив відділу №20

Інституту електросварювання ім. Є. О. Патона НАН України

Шановалова В. О., Гніздила О. М., Якушу В. В.,

Колесніченка В. І., Карускевич О. В.

з присудженням першого місця у номінації «Кращий винахід 2011 року»

на Всеукраїнському конкурсі «Винахід-2011» за патент України на винахід №95541

«Спосіб виготовлення тиглів, посудів, труб та профільованих виробів з тиглоплавких матеріалів з монокристалічною та полікристалічною структурою».





ФЕРДИНАНД НЕСТЕРОВИЧ ТАВАДЗЕ



Фердинанд Нестерович Тавадзе родился в 1912 году в г. Гори (Грузия). В 1936 г. окончил Ленинградский политехнический институт (ЛПИ), получив квалификацию инженера-металлурга.

В 1939 г. Ф. Н. Тавадзе защитил кандидатскую диссертацию, а в 1947 г. — докторскую. В 1951 г. он становится директором Института металла и горного дела (с 1957 г. Института металлургии АН Грузии), которым руководил беспрерывно до конца жизни (до 1989 г.). В 1955 г. он был избран членом-корреспондентом АН Грузии, а в 1960 г. — академиком.

Научная деятельность Ф. Н. Тавадзе охватывала многие направления. В области литейного производства она началась с дипломной работы в ЛПИ. В ЦНИИМЕТе им был разработан и освоен в производстве оригинальный полуавтомат для заливки гиль центробежным способом, а на Кировском заводе антифрикционный чугун для подшипников скольжения вместо бронзы. Его послевоенные работы посвящены в основном исследованиям теории графитизации, структурообразованию чугуна и кокильному литью.

По инициативе Ф. Н. Тавадзе в Грузинском политехническом институте (ГПИ) была создана кафедра «Литейное производство», в Институте металлургии — лаборатория литейных процессов и непрерывной разливки стали.

Большой интерес представляют работы, выполненные под руководством Ф. Н. Тавадзе, по диффузионной обработке твердого чугуна магнием, литием, кальцием, цинком, церием и другими элементами. Доказана возможность преобразования исходных графитных включений в шаровидные при высокотемпературной выдержке без расплавления.

Следует отметить работы по электроперегреву струи жидкого металла и созданию конструкции газоэлектрической чугуноплавильной печи, в которой был использован принцип прямого электронагрева. Способ обработки больших масс чугуна лигатурами Si + Mg в циркуляционном потоке нашел применение в массовом производстве стелеразливочных изложниц из доменного чугуна. Разработанный в Институте металлургии способ обработки высокотемпературных расплавов легкоиспаряющимися веществами пригоден при производстве не только чугуна, но и стали, и ферросплавов.

Создание и развитие нового направления в металлургии непрерывного литья металлов связано с именем Ф. Н. Тавадзе. Он принимал активное участие в разработке и освоении первой в Советском Союзе радиальной машины непрерывного литья, которая была запущена на Руставском металлургическом заводе. При его участии разработаны винтовые и горизонтальные разливочные машины.

С 1958 г. по его инициативе и при непосредственном участии начались исследования металлических расплавов. Получены важные результаты в области разработки методов расчета физико-химических свойств металлических систем и создания высокотемпературной аппаратуры для этих исследований. На основании полученных результатов разработаны относительно простые, но точные методы расчета капиллярной постоянной, поверхностного натяжения, скорости испарения, углов смачивания, плотности металлических жидкостей. Результаты этих исследований обобщены в монографии Ф. Н. Тавадзе и Д. В. Хантадзе «Некоторые приложения теории капиллярности при физико-химическом исследовании расплавов».

Для исследования механизма кристаллизации цветных металлов, имеющих гексагональное и ромбоэдрическое строение, впервые использована специальная микроскопическая установка, которая позволила наглядно проследить кинетику роста кристаллов, конденсируемых из газовой фазы.

Многие работы Ф. Н. Тавадзе посвящены термодинамике и кинетике фазовых превращений в сталях и сплавах, установлению влияния электронной структуры на аллотропические и полиморфные превращения железа.

Одно из основных научных направлений Ф. Н. Тавадзе — изучение и построение многокомпонентных диаграмм состояния металлических систем. В течение ряда лет проводили исследования многокомпонентных аустенитных твердых растворов на базе тройной Fe + Cr + Mn и четверной Fe + Cr + Mn + Ni диаграмм состояния, что было продиктовано заменой остродефицитного никеля марганцем и азотом, а также созданием экономичных заменителей сплавов Cr + Ni.

Ф. Н. Тавадзе — автор ряда конструкционных коррозионно-стойких и криогенно-вязких сталей, нашедших применение в различных отраслях промышленности.

Наряду с научной деятельностью он вел плодотворную педагогическую работу. С 1948 г., возглавляя кафедру ГПИ, внес большой вклад в подготовку научных кадров.

Научная и инженерная общественность горно-металлургического комплекса Украины, работники металлургических и машиностроительных предприятий, сотрудники исследовательских учреждений и высших технических учебных заведений в связи со 100-летием со дня рождения академика Фердинанда Нестеровича Тавадзе отмечают, сколь длительным и взаимообогащающим было сотрудничество украинских ученых и инженеров-металлургов с грузинской школой металлургов и литейщиков, основателем и многолетним руководителем которой являлся Ф. Н. Тавадзе.

*Редколлегия журнала
«Современная электрометаллургия»*



ПАМЯТИ ВЛАДИМИРА СЕРГЕЕВИЧА ШУМИХИНА

6 апреля 2012 г. на 73 году жизни после тяжелой продолжительной болезни ушел из жизни известный ученый в области материаловедения и процессов литья, главный научный сотрудник Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины доктор технических наук, профессор Шумихин Владимир Сергеевич.

Шумихин В. С. родился 30 августа 1939 г. в городе Новая Ляля Свердловской области в семье врача. В 1962 г. окончил Одесский политехнический институт по специальности «Машины и технология литейного производства». Свою инженерную деятельность начал с 1962 г. инженером-технологом литейного цеха Харьковского завода торгового машиностроения.

С 1965 г. и до последних дней жизни деятельность В. С. Шумихина была неразрывно связана с Институтом проблем литья АН УССР (ныне Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины). В этом коллективе он защитил кандидатскую и докторскую диссертации, работал на научных должностях, затем ученым секретарем института. На протяжении 14 лет был заместителем директора института по научной работе, длительное время возглавлял отдел физико-химии сплавов.

Владимир Сергеевич выполнял обширные исследования в области теории и практики физико-химических процессов плавки и кристаллизации литейных сплавов, разработки и оптимизации технологических процессов получения высококачественного литья. Он был научным руководителем работ в ходе создания технологии получения синтетического чугуна в индукционных электропечах и как один из основных исполнителей исследований по этому направлению удостоен премии Совета Министров СССР.

В. С. Шумихин принимал активное участие в создании монетных сплавов для введения в обращение национальной валюты Украины, организации выпуска серии юбилейных и памятных монет по украинской тематике. Под его руководством осуществлялась разработка объемноаморфизованных сплавов и композитов на основе циркония и алюминия, которые успешно применяются на ряде предприятий.

По материалам выполненных исследований Владимир Сергеевич опубликовал свыше 300 работ, в том числе четыре монографии, он является автором более 60 авторских свидетельств и патентов, среди его учеников 5 докторов и 12 кандидатов наук. Он активно сотрудничал со многими учеными и производственниками республик бывшего СССР.

В. С. Шумихин внес значительный вклад в развитие материально-технической базы института. Много сил и энергии он отдал научно-организационной и общественной деятельности, был членом ученого совета института, входил в состав совета по присуждению кандидатских и докторских степеней, вице-президентом Академии технологических наук Украины. Его деятельность отмечена орденом «За заслуги» III степени, Почетной грамотой Кабинета Министров Украины, он удостоен почетного звания «Заслуженный деятель науки и техники Украины».

Владимир Сергеевич был человеком широкой эрудиции, активно занимался спортом. Он являлся мастером спорта СССР в трех видах, на протяжении ряда лет возглавлял Федерацию альпинизма и скалолазания Украины.

Горечь утраты в связи с безвременным уходом из жизни выдающегося ученого, замечательного человека Владимира Сергеевича Шумихина надолго останется в сердцах всех, кому посчастливилось с ним общаться.



*ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала
«Современная электротехнология»*

**ПОДПИСКА – 2012 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.	26 дол. США	52 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», KSS, «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)
- 0,5 А4 (185×130 мм)
- 0,25 А4 (90×130 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 ИРС РС

- 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 05.06.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,8. Усл. кр.-отг. 7,8. Уч.-изд. л. 9,6.

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