

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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

Выходит 4 раза в год

СОДЕРЖАНИЕ

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

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

Адрес редакции:

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

Редактор:

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

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002

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

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

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Лакомский В. В., Помарин Ю. М., Рябцев А. Д., Григоренко Г. М.
Азотирование металла при ЭШП из газовой фазы 3

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г. В., Тэлин В. В., Давыдов С. И.
Электронно-лучевая плавка недробленых блоков губчатого титана 6
Нероденко Л. М., Оноприенко Е. В., Мовчан Б. А. Структура и
механические свойства осажженных из паровой фазы дисперсно-упрочненных
материалов на основе титана 10
Наконечный Н. Ф., Федоров В. Н., Щекин-Кротов В. А. Исследование
процессов теплообмена в кристаллизаторе электронно-лучевой установки 14

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Коледа В. Н., Шаповалов В. А., Торхов Г. Ф., Аксиниченко А. В.
Применение плазменно-дугового переплава техногенных отходов в подвижном
горизонтальном кристаллизаторе для получения качественных ферросплавов и
лигатур 20
Шаповалов В. А., Вислобоков О. М., Мельник Г. А., Цикуленко К. А.
Геометрическая форма и эрозионная стойкость медного водоохлаждаемого
анода дугового источника нагрева 24

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Малашенко И. С., Куренкова В. В., Белявин А. Ф., Трохимченко В. В.
Кратковременная прочность и микроструктура паяных соединений сплава
ВЖЛ12У, полученных с использованием борсодержащего припоя
с добавкой кремния 26
Сидоров В. А., Сотников А. Л. Определение радиуса качания кристаллизатора
МНЛЗ 43
**Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Карпец М. В., Лоцко Д. В., Мильман Ю. В.,
Адеева Л. И., Гордань Г. Н., Дорошенко Л. К.** Исследование фазовых
превращений в порошках многокомпонентных сплавов на основе AlCuFe
с квазикристаллической структурой 47

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Костяков В. Н., Полетаев Е. Б., Григоренко Г. М., Медведь С. Н. Поведение
ванадия при жидкофазной плавке ванадийсодержащего концентрата 54

ИНФОРМАЦИЯ

Шпак П. А. 8-я Международная конференция по электронно-лучевым
технологиям ЕВТ 2006 57
К 80-летию со дня рождения В. И. Лакомского 58
Е. А. Казачкову — 80! 59
К 60-летию Ю. М. Помарина 59
О. Х. Фаткуллину — 70 лет! 60
К 60-летию В. В. Арсенюка 61
Диссертации на соискание ученой степени 62
Указатель статей, опубликованных в 2006 г. 63
Указатель авторов 65



ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ

ОАО «Украинский графит»

Научно-производственный центр «ТИТАН»

КП «Запорожский титано-магний комбинат»

SOVREMENNAYA ELEKTROMETALLURGIYA

(Electrometallurgy Today)

Nº 4 (85)
2006

Published since January, 1985

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

Publisher: International Association «Welding»

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. Paton

M. I. Gasik,

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

Address:

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

Editor:

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

State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

All rights reserved.

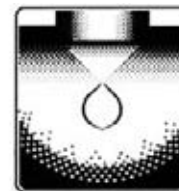
This publication and each of the
articles contained here in are
protected by copyright

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

CONTENTS

ELECTROSLAG TECHNOLOGY Lakomsky V. V., Pomarin Yu. M., Ryabtsev A. D., Grigorenko G. M. Metal nitriding in ESR from gas phase	3
ELECTRON BEAM PROCESSES Trigub N. P., Akhonin S. V., Zhuk G. V., Telin V. V., Davydov S. V. Electron beam melting of uncrushed blocks of spongy titanium	6
Nerodenko L. M., Onoprienko E. V., Movchan B. A. Structure and mechanical properties of dispersion-strengthened titanium-base materials deposited from gas phase	10
Nakonechnyi N. F., Fyodorov V. N., Shchekin -Krotov V. A. Investigation of heat exchange processes in the mould of electron beam installation.....	14
PLASMA-ARC TECHNOLOGY Koleda V. N., Shapovalov V. A., Torkhov G. F., Aksinichenko A. V. Application of plasma -arc remelting of technogeneous waste in movable horizontal mould for producing quality ferroalloys and master alloys	20
Shapovalov V. A., Vislobokov O. M., Melnik G. A., Tsykulenko K. A. Geometric shape and erosion resistance of copper water-cooled anode of arc heat source.....	24
GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY Malashenko I. S., Kurenkova V. V., Belyavin A. F., Trokhimchenko V. V. Short-time strength and microstructure of brazed joints of alloy VZhL12U produced by using boron-containing brazing alloy with silicon addition.....	26
Sidorov V. A., Sotnikov A. L. Determination of a swinging radius of mould for machines of continuous casting of billets	43
Borisov Yu. S., Borisova A. L., Karpets M. V., Lotsko D. V., Milman Yu. V., Adeeva L. I., Gordan G. N., Doroshenko L. K. Investigation of phase transformations in powders of multi-component AlCuFe-base alloys with quasi-crystalline structure.....	47
ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS Kostyakov V. N., Poletaev E. B., Grigorenko G. M., Medved S. N. Behavior of vanadium in liquid-phase melting of vanadium-containing concentrate	54
INFORMATION Shpak P. A. 8th International Conference on electron beam technologies EBT 2006	57
V. I. Lakomsky is 80	58
E. A. Kazachkov is 80	59
Yu. M. Pomarin is 60	59
O. Kh. Fatkulin is 70	60
V. V. Arsenyuk is 60	61
Thesis for scientific degree	62
Index of articles published in 2006	63
Index of authors.....	65

*Journal «Sovremennaya Elektrometallurgiya»
is published in English under the title
«Advances in Electrometallurgy» by the E. O. Paton Electric Welding Institute.
Concerning publication of articles, subscription and advertising, please,
contact the editorial board*



УДК 669.117.56

АЗОТИРОВАНИЕ МЕТАЛЛА ПРИ ЭШП ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ

**В. В. Лакомский, Ю. М. Помарин,
А. Д. Рябцев, Г. М. Григоренко**

Рассмотрена возможность азотирования металла при электрошлаковом переплаве непосредственно из газовой фазы. Подтверждено высказанное ранее предположение о зависимости процесса азотирования от степени окисленности шлаковой и газовой фаз. Показано, что азотирование из газовой фазы возможно при раскислении шлака металлическим кальцием и алюминием.

Feasibility of metal nitriding in electroslag remelting directly from gas phase is considered. The earlier assumption about nitriding process dependence on degree of oxidizing of slag and gas phases is confirmed. It is shown that nitriding from gas phase is possible in slag deoxidizing by metal calcium and aluminium.

Ключевые слова: азот; газопроницаемость; электрошлаковый переплав; растворимость

Вследствие разработки большого количества азотсодержащих сталей возникла необходимость в создании технологий их получения как при первичном производстве металла, так и при вторичных переплавах. Эта проблема успешно решена путем использования плазменно-дугового переплава (ПДП), при котором азотирование металла происходит из газовой фазы благодаря непосредственному контакту металлического расплава с газом, ионизированным плазменным факелом [1, 2]. Но ПДП довольно дорогой способ переплава, пригодный не для всех марок сталей. Поэтому целесообразно применение более дешевого электрошлакового переплава (ЭШП).

По мнению многих исследователей, шлак является непроницаемым для азота. При наличии жидкого шлака, используемого в процессе ЭШП, невозможно легирование металла азотом непосредственно из газовой фазы. Поэтому легировать металл азотом следует путем введения в металлический расплав азотированных ферросплавов или нитридов легирующих элементов [3, 4]. Однако некоторые исследования свидетельствуют о возможности азотирования металла при ЭШП в зависимости от условий плавки [5].

Следовательно, для установления возможности азотирования металла, покрытого слоем жидкого шлака, непосредственно из газовой фазы необходи-

мо рассмотреть процесс плавки металла с определением условий передачи азота через шлак.

Транспорт азота через шлак называют газопроницаемостью, определяемой произведением предельной растворимости азота в шлаке C_N и коэффициента диффузии азота в шлаке D_N [6–8]:

$$I_N = C_N D_N.$$

Растворимость азота в шлаках все исследователи устанавливали при изучении двойной системы газ–шлак. Азотопроницаемость предполагает передачу азота газовой фазы через шлак металлу в тройной системе газ–шлак–металл. Изучение тройной системы свидетельствует о том, что транспортные свойства шлаков определяются термодинамическими условиями, созданными не только на границе раздела фаз газ–шлак, но и на границе шлак–металл [9–11]. Поэтому следует учитывать не столько растворимость азота в шлаке, сколько движущую силу всего процесса передачи азота от газа к металлу, заключающуюся в разности значений химического потенциала азота в различных областях системы газ–шлак–металл [12].

По-нашему мнению, проницаемость среды в малой степени связана с растворимостью какого-либо компонента в ней, поскольку растворимость — это свойство поглощать компонент в объем фазы, а проницаемость — перемещать компонент от одной границы раздела фаз к другой.



Массовая доля азота и кислорода в металле Х6ВФ после ЭШП, %

Вид шлака	Место вырезки проб	[N]	[O]
АНФ-1П с 7% Са	Низ:		
	край	0,032; 0,032	0,058; 0,062
	центр	0,033; 0,035	0,056; 0,066
	Середина:		
	край	0,033; 0,032	0,049; 0,068
	центр	0,032; 0,033	0,091; 0,063
АНФ-1П с 7% Al	Верх:		
	край	0,033; 0,033	0,109; 0,161
	центр	0,033; 0,034	0,072; 0,076
	Низ:		
	край	0,017; 0,019	0,058; 0,066
	центр	0,016	0,079; 0,064
АНФ-6	Середина:		
	край	0,028; 0,028	0,053; 0,058
	центр	0,031	0,063; 0,077
	Верх:		
	край	0,024; 0,03	0,099; 0,061
	центр	0,028; 0,031	0,061; 0,110
	Низ:		
	край	0,018; 0,018	0,064; 0,070
	центр	0,018; 0,018	0,068; 0,070
	Середина:		
	край	0,021; 0,021	0,093; 0,095
	центр	0,020; 0,021	0,070; 0,079
	Верх:		
	край	0,019; 0,02	0,087; 0,100
	центр	0,020; 0,021	0,070; 0,073

С целью подтверждения теоретических предположений других авторов нами проведены сравнительные эксперименты (две серии плавок в азотной атмосфере в печи сопротивления с использованием графитовых тиглей). В первой серии плавляли шлак, а во второй — металл под слоем шлака. Использовали фторидно-оксидные шлаки ЭШП и (для сравнения) оксидные смеси из чистых компонентов. Количество азота в шлаке и металле определяли методом Кьельдаля. Установлено, что содержание азота в шлаке больше в случае взаимодействия азота газовой фазы со шлаком без участия металла, чем азота со шлаком в присутствии металла. Так, например, при контактировании газовой фазы со шлаком без металла растворимость азота в шлаке $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3-15\% \text{TiO}_2$ составляет 0,13 %, во флюсе АН-295 (16 % $\text{CaF}_2-51\% \text{Al}_2\text{O}_3-31\% \text{CaO}$) 0,119 %, а с металлом соответственно 0,026 и 0,052 %. Содержание азота в металле 0,035 % (шлак $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3-15\% \text{TiO}_2$) и 0,026 % (шлак АН-295) при этом ниже равновесного (0,17 %), рассчитанного для условий взаимодействия жидкого металла с азотом.

По всей видимости, для выяснения причин такого поведения азота в тройной системе газ-шлак-металл следует определить, в каком виде (атом, ион или соединение) перемещается компонент. Для этого необходимо на основе литературных данных

представить себе механизм транспорта азота через шлаковый расплав, предварительно рассмотрев строение последнего.

Шлаки являются растворами ионов [13] со свободными электронами в них [12]. Конструктивно шлаковый расплав представляет собой набор плотно упакованных сфер, состоящих из одиночных или комплексных ионов [14, 15], среди которых в соответствии с «дырочной» моделью жидкости Я. И. Френкеля имеются полости («дырки») [16]. В них (в зависимости от размера) может размещаться растворимый в шлаке одиночный или комплексный ион. Количество «дырок» определяет значение таких структурно-чувствительных свойств шлаковых расплавов, как плотность и поверхностное натяжение.

Растворимость азота в шлаках подчиняется закону Сиверта и, согласно теории строения шлаков как сред с коллективизированными электронами, зависит от степени окисленности шлака и газовой фазы над шлаковым расплавом [11, 12]:

$$\lg(N) = kP_{\text{N}_2}^{1/2}P_{\text{O}_2}^{-3/4}.$$

Этим объясняется хорошая растворимость азота в шлаках, выплавленных в графитовых тиглях.

Растворенный в шлаке азот может переходить к границе раздела шлак-металл и затем растворяться в металлическом расплаве либо оставаться в шлаке, не переходя в другую фазу. Условием перехода азота из шлака в металл будет разность его химического потенциала в этих расплавах. Путем создания необходимых термодинамических условий в контактируемых фазах можно регулировать перемещение азота в тройной системе газ-шлак-металл [17]. Причем эти условия обеспечиваются раскислением шлака и металла сильными раскислителями, как зафиксировано в процессе наших плавок в графитовых тиглях.

Но углерод не всегда можно использовать в качестве раскислителя, поскольку не во всех металлах желательно его присутствие. Кроме углерода, активными раскислителями являются кальций и алюминий, применение которых при ЭШП позволяет не только раскислять металл, но и способствовать активному удалению других вредных примесей (серы, фосфора и т. д.). Металлический кальций, в отличие от алюминия, уже опробован при ЭШП для активизации азотирования металла [18, 19]. Поэтому нами решено использовать в качестве добавок во фторидный шлак при ЭШП металлические кальций и алюминий для сравнения их действия на тройную систему газ-шлак-металл.

Электрошлаковый переплав на твердом старте осуществляли в камерной печи, созданной на основе установки А-550, в азоте под давлением $1,5 \cdot 10^4$ Па. Переплаву подвергали сталь Х6ВФ. В качестве шлаков использовали флюс АНФ-1П с добавками 7 % металлических кальция или алюминия, а также стандартный флюс АНФ-6 (70 % $\text{CaF}_2-30\% \text{Al}_2\text{O}_3$).



Последний использовали для получения контрольного сравнительного слитка. Флюс АНФ-1П (практически чистый фторид кальция) выбран из-за непроницаемости фторидов для азота. Из полученных слитков вырезали пробы для определения содержания азота и кислорода на приборах фирмы «Лесо». Исходное количество газов в металле электрода составляло $[N]_{исх} = 0,02 \%$ и $[O]_{исх} = 0,09 \%$.

Равновесное содержание азота в стали Х6ВФ, рассчитанное из условия непосредственного контакта жидкого металла с газовой атмосферой и параметров наших плавов ($T = 1600^\circ\text{C}$ и $P = 1,5 \cdot 10^4$ Па), составляет $[N]_p = 0,109 \%$.

Результаты проведенных исследований (таблица) свидетельствуют о том, что при ЭШП под флюсом АНФ-6 без добавок активных металлов не происходит поглощения металлом азота газовой фазы и не изменяется концентрация кислорода. Присадки кальция и алюминия в шлак АНФ-1 (практически чистый фторид кальция) приводят к раскислению металла и, как следствие, к его азотированию.

Как видно из таблицы, кальций оказывает наиболее сильное воздействие, по сравнению с алюминием, на процессы удаления кислорода и азотирования металла из газовой фазы. Связано это, по-видимому, с высокой упругостью пара у кальция, который раскисляет не только шлак и металл, а и газовую фазу. Алюминий же раскисляет только расплавы шлака и металла.

Таким образом, азотировать металл в процессе ЭШП можно при достижении определенных условий.

1. Лакомский В. И. Плазменно-дуговой переплав. — Киев: Техника, 1974. — 336 с.
2. Григоренко Г. М., Помарин Ю. М. Водород и азот в металлах при плазменной плавке. — Киев: Наук. думка, 1989. — 200 с.
3. Исследование возможностей улучшения высокопрочной строительной стали марки 16Г2АФ // Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1975. — Вып. 1. — С. 34–40.
4. Stein G., Menzel I., Dorr H. Industrial manufacture of massively nitrogen-alloyed steels // Steel Research. — 1987. — № 1. — P. 32–38.

5. Процессы азотирования при дуговом шлаковом переплаве // Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Г. М. Григоренко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1991. — № 3. — С. 14–16.
6. Попель С. И., Сотников А. И., Бороненков В. Н. Теория металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1986. — 463 с.
7. Камышов В. М., Есин О. А., Чучмарев С. К. Азотопроницаемость жидких шлаков // Изв. вузов. Черн. металлург. — 1965. — № 2. — С. 57–61.
8. Новохатский И. А. Газы в окисных расплавах. — М.: Металлургия, 1975. — 216 с.
9. Пономаренко А. Г., Козлов Ю. Е. О некоторых особенностях переноса в окисных фазах // Изв. вузов. Черн. металлург. — 1975. — № 5. — С. 20–25.
10. Пономаренко А. Г., Каршин В. П., Морозов А. Н. Стехиометрическая разупорядоченность и свойства жидких шлаков, образованных прочными окислами // Физико-химические основы производства стали. — М.: Наука, 1968. — С. 71–76.
11. Влияние окислительного потенциала на растворимость азота в шлаковых расплавах // Ю. И. Уточкин, А. В. Павлов, Т. Фройде, В. Г. Гугля // Изв. вузов. Черн. металлург. — 1993. — № 3. — С. 10–15.
12. Григорян В. А., Белянчиков Л. Н., Стомахин А. Я. Теоретические основы электросталеплавления процессов. — М.: Металлургия, 1986. — 256 с.
13. Есин О. А., Гельд П. В. Физическая химия пирометаллургических процессов. — М.: Металлургия, 1966. — Ч. 11. — 703 с.
14. Жмюидин Г. И., Чаттерджи А. К. Шлаки для рафинирования металла. Динамика свойств системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$. — М.: Металлургия, 1986. — 296 с.
15. Соколовский В. Э., Казимиров В. П., Кузьменко В. Г. Модель структуры окисно-фторидных расплавов на основе плотной упаковки атомов кислорода // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 4. — С. 63–73.
16. Френкель Я. И. Кинетическая теория жидкостей. — Л.: Наука, 1975. — 592 с.
17. Снижение содержания азота при выплавке стали в сверхмощной ДСП // Е. Л. Корзун, А. Г. Пономаренко, А. В. Гальченко и др. // Электрометаллургия. — 2001. — № 11. — С. 3–8.
18. Производство аустенитной нержавеющей стали высокой чистоты методом ЭШП с использованием флюса Ca-CaF_2 // Н. Токумицу, И. Накамура, К. Каджиока, Н. Ишикава // Электрошлаковый переплав. — Киев: Наук. думка, 1983. — Вып. 6. — С. 233–245.
19. О возможности транспорта азота через фторидные шлаки с металлическим кальцием при ЭШП // Г. М. Григоренко, В. В. Лакомский В. В., А. Д. Рябцев // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 12–14.

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

Донецк. гос. техн. ун-т

Поступила 14.07.2006



УДК 669.187.2:621.365.91:537.533

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ПЛАВКА НЕДРОБЛЕННЫХ БЛОКОВ ГУБЧАТОГО ТИТАНА

Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук,
В. В. Тэлин, С. В. Давыдов

Рассмотрена технология электронно-лучевой плавки недробленных блоков губчатого титана. Изучено распределение примесных элементов по объему блоков губчатого титана производства Запорожского титаномагниевого комбината. Достигнут высокий уровень качества слитков-слябов и технико-экономической эффективности разработанной технологии.

Technology of electron beam melting of uncrushed blocks of spongy titanium is considered. Distribution of interstitial elements in volume of blocks of spongy titanium of Zaporozhye titanium-magnesium plant production is studied. The high quality of ingots-slabs is attained and high technical-economic efficiency of the developed technology is obtained.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; блок губчатого титана; слитки-слябы; качество; себестоимость

Высокие значения удельной прочности и коррозионной стойкости изделий из титановых сплавов обуславливают все более широкое их применение в авиа- и ракетостроении, химическом и энергетическом машиностроении, судостроении, а также при изготовлении медицинского оборудования и спортивного инвентаря.

Важным критерием при выборе конструкционных материалов для изготовления новых изделий служит соотношение цена/качество. Поэтому снижение себестоимости титановых слитков как исходного материала для производства полуфабрикатов наряду с повышением их качества является актуальной задачей [1].

Наиболее перспективно применение новых технологических процессов, позволяющих исключить из производственной цепочки некоторые технологические переделы и за счет этого существенно снизить себестоимость продукции.

При производстве слитков титана в последние годы все большее распространение находит технология электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) [2, 3], имеющая ряд следующих преимуществ, по сравнению с традиционной технологией вакуумно-дугового переплава:

не требуется изготовление прессованного электрода из кускового губчатого титана, в качестве ис-

ходной шихты можно использовать до 100 % титанового лома [4, 5];

обеспечивается гарантированное удаление тугоплавких включений, состоящих из насыщенных азотом включений α -титана и карбидов тугоплавких металлов [6];

возможна выплавка квадратных слитков и слитков-слябов [7].

С целью дальнейшего снижения себестоимости и трудоемкости в ИЭС им. Е. О. Патона предложено выплавлять титановые слитки способом ЭЛПЕ из недробленных блоков губчатого титана, что позволяет исключить из технологического цикла производства слитков не только процесс прессования расходного электрода для последующего переплава, но и операцию дробления блоков губчатого титана на куски размера до 70 мм.

Губчатый титан получают путем восстановления четыреххлористого титана магнием [8]. В настоящее время в Украине на КП «Запорожский титаномагний комбинат» применяют главным образом аппараты восстановления производительностью 0,8 т титана за цикл. Процесс осуществляется в нагретой до 1073... 1123 К герметичной реторте путем подачи с постоянной или переменной скоростью тетрахлорида титана на зеркало расплавленного магния. Формирующийся в процессе восстановления блок губчатого титана занимает почти весь объем реактора и представляет собой монолитную массу пористого титана, загрязненного магнием и хлори-



Рис. 1. Внешний вид блоков губчатого титана

дом магния (рис. 1). По окончании процесса восстановления реторту передают на следующий передел, где полученный губчатый титан отделяют от остаточного магния и хлорида магния способом вакуумной сепарации.

При электронно-лучевом переплаве недробленого блока качество получаемого слитка в значительной мере зависит от однородности распределения примесных элементов по объему блока. Для определения их содержания от кричной части блока губчатого титана отбирали локальные пробы в центре и на расстоянии 100 мм от краев блока на трех уровнях (верх, середина, донная часть). Кроме того, осуществляли отбор проб от приповерхностного слоя блока на глубине 5... 10 мм. Подготовку проб производили по ГОСТ 23780–96. В каждой пробе определяли содержание железа, никеля, углерода, кремния, хлора, азота и кислорода.

Анализ полученных результатов (таблица) показал, что массовая доля железа в блоке составляет



Рис. 2. Внешний вид блоков губчатого титана с оплавленной поверхностью

0,020... 0,071, а в приповерхностном слое возрастает до 0,22 %. Аналогично по объему блока распределяется и никель — 0,12... 0,080, а в приповерхностном слое возрастает до 0,16 %. Повышенное содержание примесей железа и никеля в приповерхностном слое обусловлено диффузией этих элементов из стенок реторты, изготовленной из нержавеющей стали 12X18H10T.

Массовая доля азота в блоке губчатого титана, включая приповерхностный слой, изменяется в пределах 0,005... 0,015 %. Распределение кислорода в блоке достаточно однородно (0,033... 0,05 %), при этом отмечается некоторое его увеличение в донной

Распределение примесей по объему кричной части блока губчатого титана

Место отбора проб	Средняя массовая доля элементов, %						
	Fe	Ni	Si	C	Cl	N	O
Верх:							
край	0,020	0,012	0,002	0,012	0,063	0,015	0,025
центр	0,038	0,038	0,002	0,015	0,086	0,011	0,020
край	0,020	0,080	0,002	0,009	0,063	0,010	0,018
Середина:							
край	0,022	0,025	0,002	0,013	0,060	0,012	0,020
центр	0,036	0,026	0,002	0,013	0,062	0,017	0,023
край	0,020	0,033	0,002	0,008	0,061	0,016	0,022
Донная часть:							
край	0,042	0,038	0,002	0,015	0,033	0,010	0,021
центр	0,071	0,039	0,002	0,010	0,060	0,012	0,020
край	0,062	0,036	0,003	0,010	0,033	0,011	0,023
Приповерхностный слой	0,220	0,160	0,003	0,018	0,065	0,024	0,031

Примечание Содержание примесных элементов в приповерхностном слое усреднено по результатам отбора 6 проб.

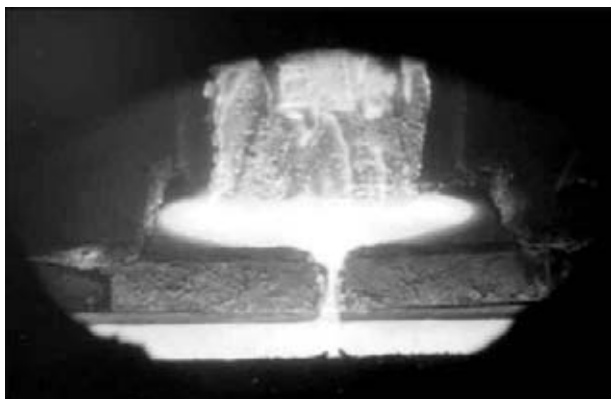


Рис. 3. Процесс электронно-лучевой плавки недробленого блока губчатого титана

части. В приповерхностном слое количество кислорода незначительно увеличивается (до 0,068 %).

Содержание углерода в блоке составляет 0,008... 0,015 %, с некоторым увеличением в приповерхностном слое до 0,018 %. Кремний характеризуется равномерным распределением по всему объему блока (0,002... 0,003 %).

Массовая доля хлора в блоке, в том числе и в приповерхностном слое, равняется 0,033... 0,086 %. Что касается распределения хлора, то необходимо отметить некоторую тенденцию повышения его содержания от нижней к верхней части блока. Максимальное его количество зафиксировано в верхней центральной части блока.

Как видно из результатов исследований, поверхностный слой блока крицы имеет повышенное содержание железа, никеля и, частично, углерода. По традиционной технологии удаление такого дефектного слоя с поверхности блока крицы происходит при его разделке путем механической вырубki, являющейся трудоемким процессом, приводящим к безвозвратным потерям металла.

Предложенная технология ЭЛПЕ недробленых блоков губчатого титана включает этап электронно-лучевого оплавления поверхности блока, что позволяет удалять дефектный поверхностный слой непосредственно в электронно-лучевой установке. Оп-

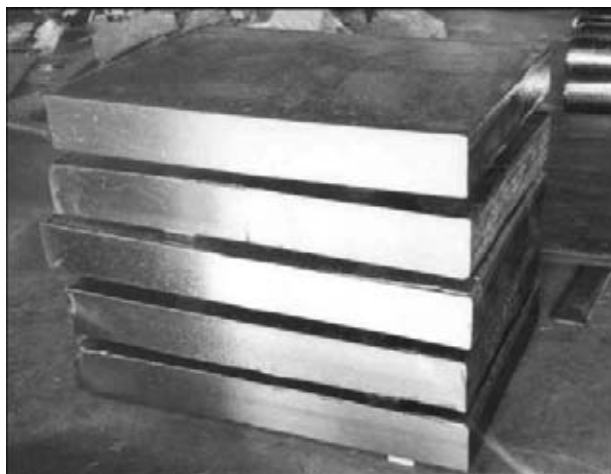


Рис. 4. Внешний вид слэбов нелегированного титана, полученных способом ЭЛПЕ недробленого блока губчатого титана

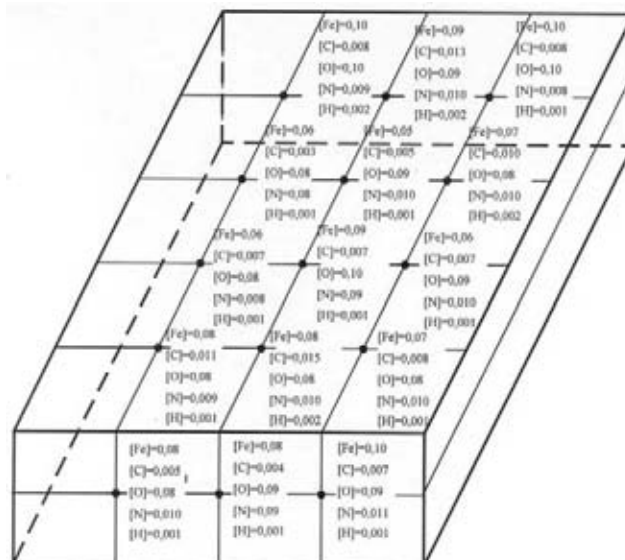


Рис. 5. Схема отбора проб от слэба нелегированного титана (165×950×1800 мм), а также результаты химического и газового анализов

лавление поверхности блоков губчатого титана массой 0,8 т (рис. 2) осуществляли в специализированной электронно-лучевой установке УЭ185. Процесс проходил стабильно, электронно-лучевые пушки работали без разрядов.

Очищенные от дефектного поверхностного слоя блоки крицы переплавляли в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью, формируя слитки нужных формы и размеров.

В процессе плавки недробленого блока губчатого титана (рис. 3) образование брызг жидкого металла и твердых частиц с оплавливаемой поверхности расходомерной заготовки (что характерно для плавки дробленой губки) не обнаружено. Это обусловлено отсутствием абсорбированной влаги внутри блока, а также предварительной дегазацией поверхности блока при его электронно-лучевом оплавлении. Переплав блоков губчатого титана осуществляли со скоростями плавки кусковых отходов титана.

Полученные титановые слитки-слэбы с поперечным сечением 165×950 мм и длиной 1200... 1800 мм (рис. 4) исследовали для оценки однородности распределения примесей. Для этого по длине и поперечному сечению от экспериментального слитка-слэба отобрано 15 проб в виде стружки для спектрального анализа и кусочков для газового анализа. Пробы отбирали в трех местах (край, центр, край) от верхнего торца слэба, а также на расстоянии 400, 800, 1200 и 1600 мм от верха слэба (рис. 5). Перед отбором проб указанные места боковой поверхности зачищали.

Результаты определения количества азота, кислорода, водорода, железа и углерода в экспериментальном слитке-слэбе из нелегированного титана (рис. 5) показали, что распределение примесных элементов по длине и поперечному сечению слитков-слэбов равномерное, а их содержание находится в пределах требований стандартов для нелегированного титана.



Исследование макроструктуры поперечных темплетов слитков-слябов показало, что металл характеризуется высокой плотностью и однородностью без кристаллической и зональной неоднородности. Ультразвуковой неразрушающий контроль качества показал, что дефекты в виде пор, раковин, трещин и неметаллических включений в титановых слитках-слябах отсутствуют.

При сравнении выхода годного металла установлено, что при плавке крицы и кусковых отходов потери титана испарением фактически одинаковые и на 30...40% меньше, чем при плавке дробленой губки фракции 12...70 мм.

Предложенная технология ЭЛПЕ блоков губчатого титана обеспечивает повышение на 20 % технико-экономических показателей, в сравнении с ЭЛПЕ губчатого титана фракции 12...70 мм.

Для реализации разработанной технологии электронно-лучевой плавки недробленого блока губчатого титана в ИЭС им. Е. О. Патона создана электронно-лучевая установка, не имеющая аналогов в мире. Она позволяет совместить процессы оплавления боковой поверхности блока на этапе предварительного подогрева и плавки в одной вакуумной камере.

Разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технология электронно-лучевой плавки недробленых блоков губчатого титана для получения высококачественных слитков и слитков-слябов,

а также специализированное оборудование для реализации указанной технологии в условиях промышленных предприятий позволили организовать в Украине конкурентоспособное на мировых рынках производство высококачественных слитков титана круглого и прямоугольного сечений.

1. Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Рынок титана: текущее состояние и перспективы // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 4. — С. 74–77.
2. Paton B. E., Trigub N. P., Akhoniin S. V. Electron beam melting of titanium // Proc. of the Ninth world conf. on titanium (Saint-Petersburg, Russia, June 7–11, 1999). — Saint-Petersburg: CRISN «Prometey», 1999. — P. 1372–1384.
3. Некоторые тенденции развития металлургического передела титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 1. — С. 25–31.
4. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Перспективные технологии электронно-лучевой плавки титана // Титан. — 2003. — № 2. — С. 20–25.
5. Развитие технологии электронно-лучевой плавки титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, В. Н. Замков и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 2. — С. 34–40.
6. Ахонин С. В. Математическое моделирование процесса растворения включений TiN в расплаве титана при ЭЛП // Там же. — 2001. — № 1. — С. 20–24.
7. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
8. Титан / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Н. В. Галицкий и др. — М.: Металлургия, 1983. — 559 с.

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

Поступила 17.04.2006

Книги ❖ Монографии ❖ Труды конференций

(Издания Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев)

- Ryabov V. R., Dobrushin L. D., Jung-Gi Moon. Welding of Bimetals. — 2003. — 130 p., format 140×200 mm, 100 грн/720 руб./38 \$*.
- Lysak V. I., Kuzmin S. V. Explosive Welding of Metal Layered Composite Materials. — 2003. — 118 p., format 140×200 mm, 100 грн/720 руб./38 \$.
- Juttner B., Vasenin Yu. L. Cathodic Processes of the Metal Vapor Arc. — 2003. — 68 p., format 140×200 mm, 100 грн/720 руб./38 \$.
- Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. И. Махненко. — 266 с., формат 200×290 мм, 100 грн/720 руб./38 \$.
- Laser Technologies in Welding and Materials Processing: Сб. докл. Междунар. конф., 19–23 мая 2003 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. С. Коваленко. — 2003. — 256 с., формат 200×290 мм (англ. яз.), 100 грн/720 руб./38 \$.
- Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Второй междунар. конф., 13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. И. Махненко. — 256 с., формат 200×290 мм, 100 грн/720 руб./38 \$.
- Контактная сварка и другие виды сварки давлением: Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за 2001–2005 гг., по проблемам различных видов сварки давлением. — 2005. — 128 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 75 грн/720 руб./38 \$.
- Трубопроводный транспорт: Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журналах «Автоматическая сварка» и «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» за 2001–2005 гг., по проблемам трубопроводного транспорта. — 2005. — 178 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 75 грн/720 руб./38 \$.

По вопросам приобретения просьба обращаться

в редакцию журнала

Тел./факс: (38044) 528 34 84, 529 26 23

E-mail: journal@paton.kiev.ua

* Цены указаны с НДС соответственно для Украины, России и дальнего зарубежья с учетом доставки заказной бандеролью.



УДК 669.187.2

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОСАЖДЕННЫХ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Л. М. Нероденко, Е. В. Оноприенко, Б. А. Мовчан

Исследованы структура и механические свойства (временное сопротивление, относительное удлинение, скорость высокотемпературной ползучести) осажженных из паровой фазы материалов Ti-Si (2,0... 18,0 % Si). Показано, что упрочненные интерметаллидными фазами конденсаты являются перспективными для создания жаропрочных материалов на основе титана.

Structure and mechanical properties (ultimate rupture strength, elongation, rate of high-temperature creep) of Ti-Si (2.5... 18 % Si) materials, deposited from the vapor phase, are investigated. It is shown that condensates, strengthened by intermetallic phases, are challenging for the development of titanium-base heat-resistant alloys.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение; конденсаты Ti-Si; микроструктура; механические свойства

Введение. Высокопрочные и жаропрочные материалы на основе титана являются одними из наиболее распространенных конструкционных материалов. Требования к их эксплуатационным характеристикам, особенно при температурах до 800 °С, непрерывно возрастают. Традиционным способом повышения прочности является дисперсное упрочнение путем формирования в структуре сплава частиц высокой степени дисперсности (оксидов, боридов, нитридов). В частности, использование технологии быстрого затвердевания обеспечило получение титановых сплавов с большой объемной долей некогерентных частиц, характеризующихся высоким уровнем сопротивления коагуляции при температуре 600... 800 °С, а также со значительным сопротивлением ползучести [1].

Электронно-лучевое испарение и конденсация в вакууме относятся к прецизионным способам производства дисперсно-упрочненных материалов с регулируемыми параметрами упрочняющей фазы [2].

В работе [3] показано, что дисперсно-упрочненные материалы на основе титана, полученные электронно-лучевым испарением с последующим осаждением в вакууме, могут конкурировать по уровню механических свойств при 20 °С и жаропрочности с дисперсно-упрочненными титановыми сплавами, выполненными способом быстрой кристаллизации, подтверждением чему служат данные рис. 1, 2, где показаны концентрационная зависимость парамет-

ров прочности и пластичности, а также скорость установившейся ползучести при 600 °С конденсатов и сплавов, произведенных путем быстрого затвердевания [4–6].

Одним из возможных способов дисперсионного упрочнения титановых сплавов является использование в качестве тугоплавких частиц интерметаллидов титана. Наиболее предпочтительны для этих целей алюминиды TiAl, Ti₃Al, Ti₂AlNb, а также силициды Ti₅Si₃, TiSi₂. Силициды титана характеризуются целым рядом положительных качеств — низкой плотностью, высоким модулем упругости, большим сопротивлением ползучести и окислению. Однако они имеют недостаточную пластичность при комнатной температуре, поскольку температура их хрупко-вязкого перехода находится в интервале 800... 1050 °С. Положительные качества силицидов могут быть использованы при введении их в пластичную матрицу титана в виде мелкодисперсных частиц (преимущественно Ti₅Si₃) или получении эвтектических сплавов, упрочненных волокнами Ti₅Si₃. Впервые положительное влияние кремния, образующего с титаном интерметаллиды, на жаропрочность и жаростойкость титана отмечено в работе [7]. В статье [8] показано, что добавки кремния успешно применяли для повышения прочности и жаропрочности литых титановых сплавов.

В работе [9] описано получение повышенного сопротивления ползучести направленно закристаллизованных эвтектических сплавов Ti-Ti₅Si₃, содержащих 8,5 % Si (приблизительно 30 об. % Ti₅Si₃).

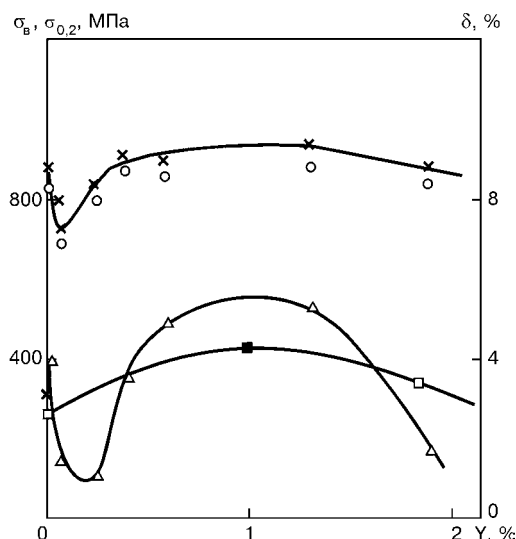


Рис. 1. Влияние содержания иттрия на предел текучести (○), временное сопротивление (×), относительное удлинение (Δ) конденсатов Ti-Y и предел текучести сплавов Ti-Y, Ti-Er (□, ■) [4, 5] при температуре 20 °C

В работах последних лет исследованы материалы Ti-Al-Si, выполненные двумя способами — направленным затвердением сплавов Ti-Si с целью формирования в матрице α -Ti волокон Ti_5Si_3 и приготовлением мелкозернистых структур доэвтектического или эвтектического состава, представляющих α -Ti матрицу с частицами Ti_5Si_3 размером в несколько микрон [10–12]. Авторы этих исследований пришли к выводу о перспективности использования указанных композиционных материалов в качестве основы для разработки новых титановых материалов с рабочей температурой до 800 °C.

Предметом настоящей статьи являются результаты исследования структуры и свойств дисперсно-упрочненных материалов на основе системы Ti-Si, получаемых с помощью электронно-лучевого испарения и конденсации и представляющих интерес для использования при высоких значениях температуры.

Материалы и методика исследования. Исходными материалами для испарения служили слитки титана, произведенные способом электронно-лучевого переплава в вакууме, а также слитки кремния, полученные из цилиндрического образца монокристалла, выращенного по методу Чохральского. Перед процессом испарения и конденсации исходных материалов на поверхность дисковой подложки осаждали антиадгезионный слой CaF_2 толщиной 1,0...1,5 мкм. Толщина полученного конденсата составляла около 1 мм. С целью достижения высоких скоростей материалы испаряли через жидкие ванны тугоплавких материалов: титан — через ванну ниобия, кремний — через ванну гафния.

Структуру конденсатов исследовали на растровом электронном микроскопе Camscan. Для анализа элементного состава использовали систему EDS микроскопа Camscan и спектрометр Philips X-ray spectrometer X'Unique 2.

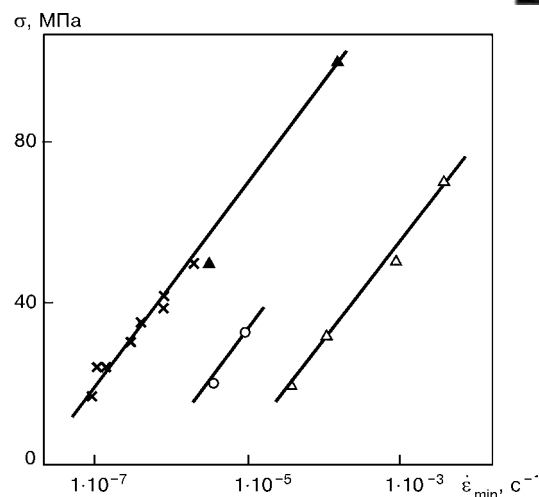


Рис. 2. Зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения Ti (○) и сплава Ti-Y (×), полученных способом быстрого затверждения [4, 6], а также конденсатов Ti (Δ) и Ti-Y (▲) [3]; $T_{исп} = 600$ °C

Механические свойства определяли путем растяжения плоских образцов с рабочей частью $1 \times 3 \times 12$ мм со скоростью деформации $1,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в вакууме. Проведены также испытания на растяжение в условиях ползучести при температуре 700 °C в вакууме с определением минимальной скорости ползучести. Конденсаты с высоким содержанием кремния (8 и 18 %) испытывали на трехточечный изгиб. Перед механическими испытаниями образцы отжигали при 750 (температура конденсации), 1000 и 1200 °C в течение 1 ч.

Результаты исследования. Полученные конденсаты содержали 2; 8 и 18 % кремния. Объемная доля силицидной фазы составляла соответственно около 7; 29 и 63 % (расчет).

Используемая технология обеспечивает получение конденсатов с плотной структурой и достаточно равномерным распределением элементов по толщине конденсата.

Типичные микроструктуры исследуемых материалов показаны на рис. 3.

Для конденсатов с 2 % кремния в исходном состоянии характерно наличие кристаллитов, вытянутых в направлении падения парового потока; силицидная фаза располагается преимущественно по границам кристаллитов. Структура зоны разрушения образцов, испытанных на растяжение при 20 и особенно при 700 °C, становится более равномерной; наряду с крупными включениями присутствуют мелкие частицы силицидной фазы, появление которых вызвано, возможно, эвтектоидным распадом под действием напряжения. При 8 % кремния конденсаты имеют характерную эвтектическую структуру, при 18 % — силицидная фаза формируется в виде каркаса.

Отжиг конденсатов Ti-8Si при значениях температуры 1000 и 1200 °C способствует округлению частиц силицидной фазы с последующим увеличением их размера. Подобная эволюция структуры характерна и для конденсата Ti-18Si.

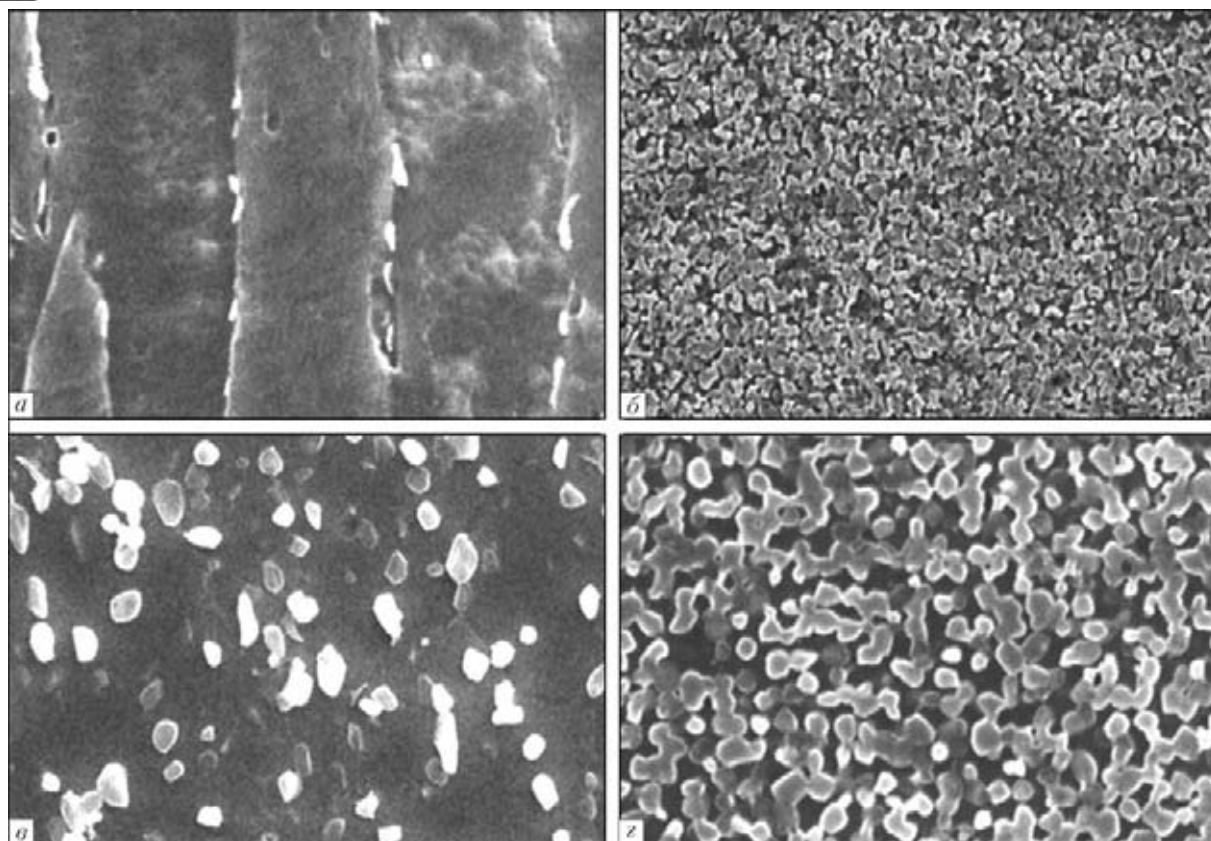


Рис. 3. Микроструктура конденсированных материалов Ti-Si после термообработки: *а, в* — Ti-2Si; *б, г* — Ti-8Si; *а, б* — $T_{отж} = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч, вакуум; *в, г* — $T_{отж} = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч, вакуум; $\times 1000$

Структура конденсатов Ti-2Si после отжига при 1000 и 1200 °C становится равноосной: размер зерна увеличивается приблизительно до 60 мкм.

Механические свойства. Введение 2 % кремния в конденсированный титан повышает его временное сопротивление при 20 °C от 600 до 750 МПа; относительное удлинение при этом снижается от 14,0 до 7,6 %. Повышение содержания кремния примерно до 8 % способствует снижению пластичности до ну-

ля. Следует отметить, что пластичность эвтектического сплава Ti-8,5 % Si, полученного в работе [9] способом направленной кристаллизации, составляет примерно 0,55...0,65 %.

Температурные зависимости временного сопротивления и относительного удлинения конденсатов Ti-2 % Si после отжига при 750 °C приведены на рис. 4, 5. Здесь также представлены аналогичные зависимости для литых сплавов Ti-2,5Si, Ti-6Al-2,5Si [8] и Ti-3Al-4,8Zr [11]. Следует заметить, что значения σ_B конденсированного материала и сплава

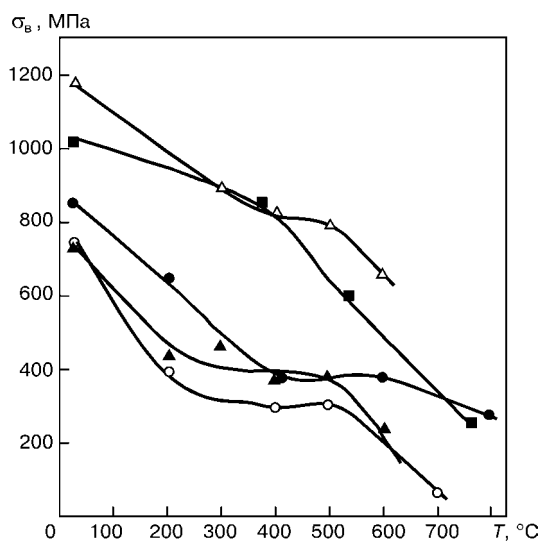


Рис. 4. Зависимость временного сопротивления материалов Ti(TiAl)-Si от температуры отжига: Δ — Ti-6Al-2,5Si [5]; $\blacksquare$ — Ti-8Si [9]; $\bullet$ — Ti-3Al-2Si [11]; $\blacktriangle$ — Ti-2,5Si [5]; $\circ$ — Ti-2Si конденсат

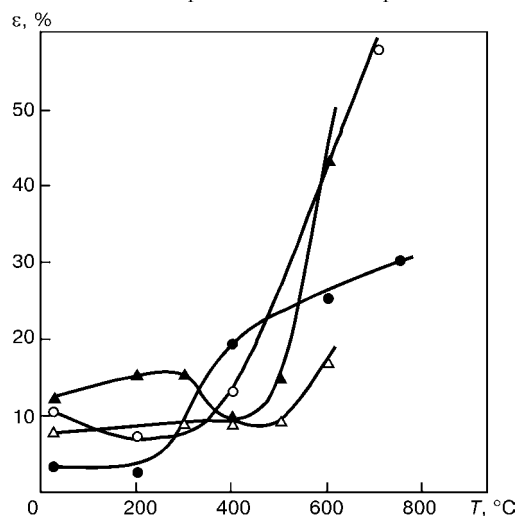


Рис. 5. Зависимость относительного удлинения материалов Ti-Si и Ti-Al-Si от температуры отжига: $\circ$ — Ti-2Si конденсат; $\blacktriangle$ — Ti-2,5Si [3]; Δ — Ti-6Al-2,5Si [3]; $\bullet$ — Ti-3Al-2Si [8]



Ti-2,5Si [8] близки. Естественно, наличие в литом сплаве 6 % алюминия существенно улучшает его прочностные характеристики. На этом основании представляется перспективным дальнейшее упрочнение конденсата Ti-2Si путем его легирования алюминием. При температуре 500 °C конденсат Ti-2Si теряет прочность, а пластичность при этом резко увеличивается (рис. 5). Низкая жаропрочность обусловлена, по-видимому, мелкокристаллической структурой конденсированного материала.

Конденсаты с массовой долей 8 и 18 % кремния, испытанные на изгиб в состоянии после конденсации, разрушаются в упругой области, незначительное отклонение, соответствующее углу загиба примерно 10', отмечено в конденсатах Ti-8Si, отожженных в интервале температур 1000...1200 °C. Конденсаты Ti-18Si являются хрупкими.

На рис. 6 показана зависимость минимальной скорости ползучести конденсата Ti-2Si от приложенного напряжения. Следует отметить, что значения $\dot{\epsilon}_{\min}$ его и нанокристаллического материала Ti6Al4V, полученного в работе [13] способом плазменного осаждения сплава Ti-6Al-4V в аргоне ($d_3 \sim 30...100$ нм), близки.

Таким образом, упрочненный интерметаллидной фазой Ti₅Si₃ (примерно 7...8 об. %) конденсированный материал на базе систем Ti-Si является перспективным для использования в качестве основы при создании жаропрочных материалов, например Ti-Al-Ti₅Si₃, с рабочей температурой до 800 °C.

1. Wang Sung H. Review. Rapidly solidified titanium alloys for high temperature applications // J. materials sci. — 1986. — **21**, № 7. — P. 2224-2238.
2. Мовчан Б. А. Получение новых неорганических материалов путем конденсации паровой фазы в вакууме // Вестник АН СССР. — 1985. — № 7. — С. 21-29.
3. Корж А. В., Нероденко Л. М., Молодкина Т. А. Структура и механические свойства дисперсно-упрочненных конденсированных материалов Ti-Y₂O₃ // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1991. — № 4. — С. 32-35.
4. Sastry S. M. L., Peng T. C., Beckerman L. P. Structure and properties of rapidly solidified dispersion strengthened titanium alloys: Part II. Tensile and creep properties // Metal transl. — 1984. — **15A**, № 7. — P. 1465-1474.
5. Naka S., Marty M., Octor H. Oxide-dispersed titanium alloys Ti-Y prepared with the rotating electrode process // J. materials sci. — 1987. — **22**, № 3. — P. 887-895.

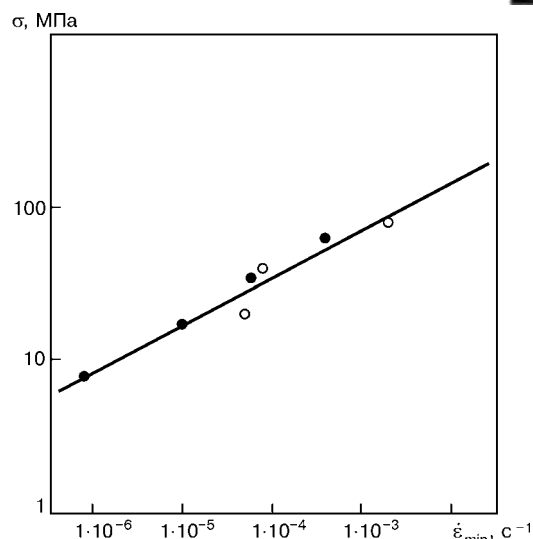


Рис. 6. Зависимость минимальной скорости ползучести осажденного из паровой фазы материала Ti-2,5Si и материала Ti-6-4 [13], полученного способом плазменного напыления, от напряжения: ● — Ti-6-4 ($T_{\text{исп}} = 680$ °C); ○ — Ti-2,5Si ($T_{\text{исп}} = 700$ °C)

6. Perrier C, Naka S., Kubin L.P. Plastic deformation behaviour of rapidly solidified Ti-Y alloys below 700 °C // Scr. metals. — 1989. — **23**, № 4. — P. 477-482.
7. Sutcliffe D. A. Revue de Metal. — 1954. — **51**, № 8. — P. 524.
8. Глазунов С. Г., Елагина Л. А., Котова В. И. Сплавы систем титан-кремний и титан-алюминий-кремний // Титан в промышленности. — М.: Оборонгиз, 1961. — С. 41-72.
9. Crossman F. W., Sue A. S. Unidirectionally solidified Ti-TiB and Ti₅Si₃ eutectic composites // Metal transl. — 1971. — **2**, № 6. — P. 1545-1555.
10. Fronimeyer G., Rosenkranz R. Structures and properties of the refractory silicides Ti₅Si₃ and TiSi₂ and Ti-S-(Al) eutectic alloy // Metallic materials with high structural efficiency. Nato science series. — 2004. — 146/II. — P. 287-308.
11. Структура и механические свойства порошковых материалов системы Ti-Al-Si / О. И. Баньковский, Л. Д. Кулак, Н. Н. Кузьменко, С. А. Фирстов // Порошк. металлургия. — 2000. — № 5-6. — С. 108-116.
12. Effect of Zr on structure and mechanical behaviour of Ti-Al-Si alloys / I. Gornaya, O. Bankosky, L. Kulak et al. // Metallic materials with high structural efficiency. Nato science series. — 2004. — 11/146. — P. 229-235.
13. Warren J., Hsiung L. M., Wadley H. N. G. High temperature deformation behaviour of physical vapor deposited Ti-6Al-4V // Acta met. — 1995. — **43**, № 7. — P. 2773-2787.

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

Поступила 15.06.2006



ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕПЛООБМЕНА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ УСТАНОВКИ

Н. Ф. Наконечный, В. Н. Федоров, В. А. Щекин-Котов

Показано, что применение медных кристаллизаторов при ЭЛПЕ сплавов титана не эффективно. Замена меди сплавами, обеспечивающими $B_f \leq 1$, позволяет увеличить КПД переплава от 20 до 35 % и получать слитки с гладкой, бездефектной поверхностью.

It is shown that the application of copper moulds in EBCHM of titanium alloys is not effective. Replacement of copper by alloys, providing $B_f \leq 1$, allows increasing the efficiency factor of remelting from 20 up to 35 % and producing ingots with a smooth defect-free surface.

Ключевые слова: электронная плавка; теплообмен; кристаллизатор; слиток; сплав; титан

Медные водоохлаждаемые кристаллизаторы металлургических установок предназначены для придания расплавленному металлу определенной, заранее заданной, формы и фиксирования ее при переводе расплава из жидкого в твердое состояние. Переход расплава в твердое состояние осуществляется при поступлении части его тепловой энергии в систему охлаждения кристаллизатора. В этом случае кристаллизатор работает как специальный теплообменный аппарат и при минимальных затратах энергии должен обеспечивать наилучшее качество слитка.

Поскольку в литературе отсутствует анализ эффективности кристаллизаторов, используемых при ЭЛПЕ, цель данной работы состояла в исследовании процессов теплообмена и определении эффективности функционирования медных водоохлаждаемых кристаллизаторов при ЭЛПЕ титановых сплавов.

Исследование проводили на электронно-лучевой установке (ЭЛУ) завода электронно-лучевой металлургии ООО «Фико» при производстве слитков сплава ВТ1-0 с использованием промежуточной емкости и медного водоохлаждаемого кристаллизатора диаметром 0,655 м и высотой 0,385 м. Слиток выплавляли с помощью четырех электронных пушек высоковольтного тлеющего разряда, из которых первая и вторая плавил расходную заготовку, а третья и четвертая подогревали зеркало расплава в кристаллизаторе. Технологический процесс плавления слитка в кристаллизаторе ЭЛУ состоит из трех стадий:

разогрев заправки (рис. 1, а);
плавление расходной заготовки и вытягивание слитка (рис. 1, б, в);

выведение усадочной раковины.

Заправка, представляющая собой диск из сплава ВТ1-0 толщиной 100 мм, расположена на водоохлаждаемом поддоне и соединена хвостовиком с механизмом вытягивания слитка.

В начале плавки между холодной заправкой, установленной в верхней части кристаллизатора, и его боковой поверхностью имеется зазор. Чтобы поступающий в кристаллизатор металл не выливался через зазор в камеру слитка, а также не затвердевал до полного заполнения кристаллизатора, ее разогревают лучами двух электронных пушек от середины к периферии путем создания в центре жидкой ванны и постепенного ее расширения, пока заправка не соприкоснется с кристаллизатором. После этого начинают плавить расходную заготовку и вытягивать слиток, выводя плавильные пушки на максимальную мощность.

Зеркало расплава в кристаллизаторе постоянно подогревают двумя электронными пушками, одна из которых описывает спираль, а другая — спираль и круг у поверхности кристаллизатора. Кроме того, одна из пушек плавит перемычку и подогревает металл в канале носика при его сливе в кристаллизатор.

После окончания процесса плавления, слива металла в кристаллизатор и вытягивания слитка приступают к выведению усадочной раковины, постепенно уменьшая энергию электронных лучей и сводя спирали обеих пушек к оси слитка. В результате проведения указанных операций получают слиток с высококачественной плотной макроструктурой и

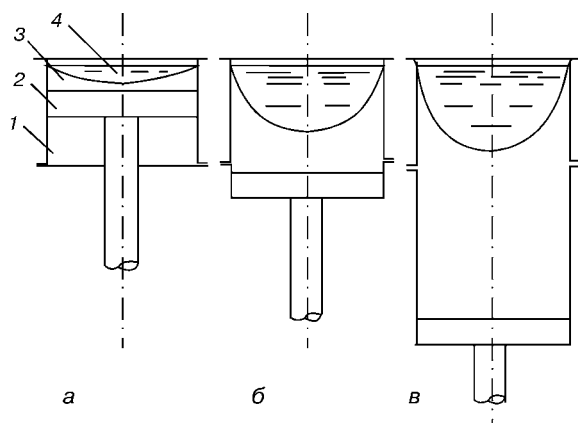


Рис. 1. Положение поддона и затравки по отношению к кристаллизатору в процессе ЭЛПЕ: *а* — разогрев затравки; *б* — выход поддона из кристаллизатора; *в* — вытягивание слитка; 1 — кристаллизатор; 2 — поддон; 3 — затравка; 4 — жидкий металл

волнистой с неслитыми поверхностью, подвергается сплошной обдирке.

В данном исследовании на упомянутых стадиях получения слитка контролировали энергию, потребляемую электронными пучками, скорость плавления расходуемой заготовки, температуру воды на входе и выходе из кристаллизатора, поддона и промежуточной емкости, а также ее расход. После окончания плавки собирали и взвешивали образовавшийся конденсат.

Затем вычисляли температуру металла на скате расходуемой заготовки, в промежуточной емкости и кристаллизаторе, потери энергии излучением и на испарение металла, а также ее потери теплопроводностью в систему охлаждения кристаллизатора и поддона. По итогам расчетов составили энергетический баланс кристаллизатора и процесса переплава, проанализировали эффективность функционирования кристаллизатора.

На рис. 1 представлены различные положения поддона и затравки по отношению к кристаллизатору в процессе переплава. Как следует из рисунка, при наплавлении слитка увеличивается площадь его теплообмена с кристаллизатором, достигающая максимума при выходе поддона из кристаллизатора. Кроме того, возрастает термическое сопротивление теплового потока вдоль оси слитка к поддону вследствие увеличения расстояния между ним и зеркалом жидкой ванны. Как показали исследования, при разогреве затравки рост теплового потока в систему охлаждения кристаллизатора не имеет определенной закономерности. Однако во всех случаях при ее полном контакте с кристаллизатором он достигает приблизительно одинакового значения — 58...61 кВт (рис. 2).

Как следует из рис. 3, изменение длины слитка L в ходе одной из исследованных плавок было равномерным,

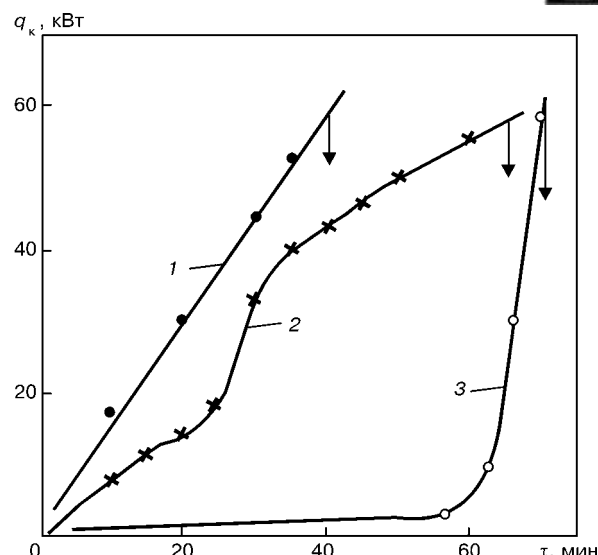


Рис. 2. Рост теплового потока от затравки к кристаллизатору при ее разогреве в процессе плавки 1–3; стрелками указан момент первого слива металла

что связано со стабильным расходом энергии W на плавление расходуемой заготовки (448 кВт) и на подогрев металла в кристаллизаторе и носике (300 кВт). Средняя скорость плавления расходуемой заготовки и вытягивания слитка (отношение изменения длины слитка ΔL к соответствующему промежутку времени $\Delta \tau$) равнялась

$$v_l = \frac{\Delta L}{\Delta \tau} = \frac{1,56}{(7,27 - 1,07) \cdot 3600} = 7,01 \cdot 10^{-5} \text{ [м/с]},$$

что соответствует массовой скорости плавления ($m = 0,0998 \text{ кг/с} \approx 0,1 \text{ кг/с}$).

На рис. 3 показано изменение тепловых потоков в системы охлаждения кристаллизатора и поддона. Как следует из рисунка, тепловой поток к поддону увеличивался по мере разогрева затравки, но уменьшался при вступлении ее в контакт с кристаллизатором и последующем вытягивании слитка. Вслед-

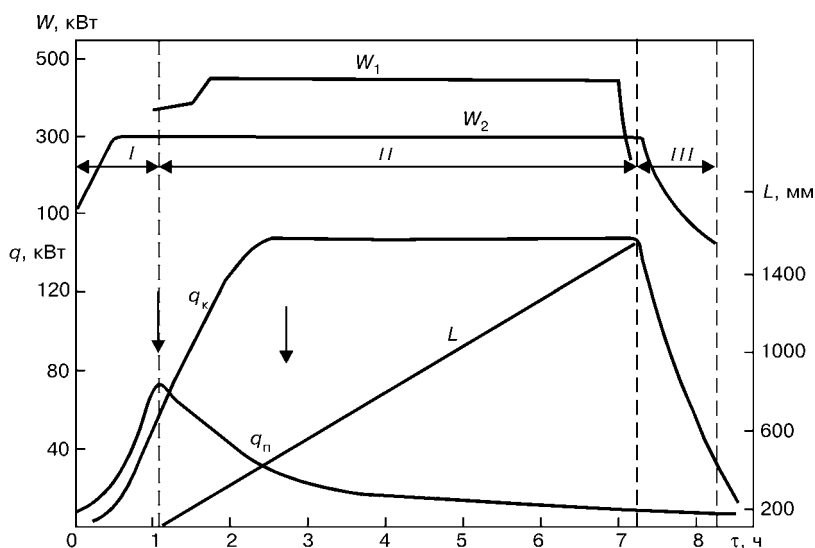


Рис. 3. Изменение в процессе ЭЛПЕ расхода энергии на плавление расходуемой заготовки W_1 и подогрев зеркала расплава W_2 , длины слитка L и тепловых потоков в системы охлаждения кристаллизатора q_k и поддона q_n ; I–III — стадии ЭЛПЕ; стрелками указаны моменты первого слива и выхода поддона из кристаллизатора



ствие этих же причин тепловой поток в систему охлаждения кристаллизатора начинал быстро расти. После выхода поддона из кристаллизатора тепловой поток в систему его охлаждения стабилизировался на уровне 148 кВт, и процесс теплообмена слитка с кристаллизатором перешел в квазистационарную стадию, хотя в направлении к поддону тепловой поток уменьшался в процессе всей плавки.

Для составления энергетического баланса кристаллизатора в стадии квазистационарного теплообмена определили температуру металла, стекающего со ската расходуемой заготовки, и его перегрев в промежуточной емкости, а по этим данным, — и теплосодержание металла, поступающего в кристаллизатор.

Температуру перегрева металла, стекающего со ската расходуемой заготовки, определяли расчетным методом, описанным в работе [1], по формуле

$$t_n = \frac{16200m\delta}{S - 13,94m\delta} + t_{пл},$$

где δ — толщина каплей или струек на скате расходуемой заготовки (соответственно $8,66 \cdot 10^{-3}$ и $5,0 \cdot 10^{-3}$ м); S — площадь поверхности ската ($0,208$ м²); $t_{пл}$ — температура плавления сплава ВТ1-0 (1668 °С).

Среднюю температуру перегрева металла, стекающего со ската расходуемой заготовки в промежуточную емкость, можно представить в виде

$$t_{cp} = \frac{t_n^k + t_n^c}{2} = \frac{1740 + 1708}{2} = 1724 \text{ °С},$$

где t_n^k и t_n^c — температура перегрева соответственно каплей и струек.

Перегрев расплава в промежуточной емкости определяли по формуле

$$\Delta t_n = \frac{kW}{C_{ж}m} = \frac{0,03 \cdot 448000}{989,2 \cdot 0,1} = 135,86 \text{ °С},$$

где k — коэффициент, учитывающий долю мощности плавильных пушек, расходуемой на перегрев металла в промежуточной емкости. Согласно данным работы [2], при указанной технологии плавки $k = 0,03$; $C_{ж}$ — теплоемкость жидкого титана ($989,2$ Дж/(кг·°С)).

Таким образом, температура металла, поступающего из промежуточной емкости в кристаллизатор, составила

$$t_n = t_{cp} + \Delta t_n = 1724 + 135,86 = 1859,86 \approx 1860 \text{ °С}.$$

Количество тепловой энергии, поступающей в кристаллизатор вместе с жидким металлом, рассчитывали из выражения

$$q_{ж} = m[C_{\tau}(t_{пл} - t_n) + C_{ж}(t_n - t_{пл}) + q_{кр}] = \\ = 0,1 [654,9 (1668 - 11) + 989,2 \times \\ \times (1860 - 1668) + 295000] = 157009,57 \text{ Дж} \approx 157 \text{ кВт},$$

где C_{τ} — средняя теплоемкость титана в интервале температур $20 \dots 1668$ °С, Дж/(кг·°С); $q_{кр}$ — удель-

ная теплота плавления титана, Дж/кг; t_n — начальная температура расходуемой заготовки, °С.

Для расчета количества энергии, с электронными лучами поступающей в кристаллизатор, учитывали, что $21,7$ кВт мощности пушек затрачивается на подогрев металла в канале носика промежуточной емкости, 9 % мощности — в систему охлаждения анода и катода, а 3 % — теряется по пути в кристаллизатор. Поэтому из 300 кВт энергии, потребляемой пушками, в кристаллизатор поступает $q_{\text{э}} = (300 - 21,7)[1 - (0,03 + 0,09)] = 244,93$ кВт.

Всего с жидким металлом и электронными лучами в кристаллизатор поступает энергии

$$q_{\text{к}} = q_{\text{ж}} + q_{\text{э}} = 157 + 244,93 = 401,93 \text{ кВт}.$$

Эта энергия расходуется в кристаллизаторе излучением, испарением, передается теплопроводностью в систему его охлаждения, теряется с отраженными электронами, расходуется на вторичную эмиссию электронов и рентгеновское излучение, уходит из кристаллизатора вместе со слитком.

Потери энергии излучением рассчитывали с учетом закона Стефана-Больцмана:

$$q_{\text{из}} = C[(\frac{T_{\text{з.р.}}}{100})^4 - (\frac{T_{\text{э}}}{100})^4]S_p, \quad (1)$$

где S_p — площадь поверхности зеркала расплава в кристаллизаторе ($0,337$ м²); $T_{\text{з.р.}}$, $T_{\text{э}}$ — температуры зеркала расплава и экранов (соответственно 2173 и 673 К); C — приведенный коэффициент излучения ($1,729$).

$$C = \sigma_0 \left(\frac{1}{\epsilon_{\text{з.р.}}} + \frac{S_{\text{э}}}{S_{\text{з}}} \left(\frac{1}{\epsilon_{\text{э}}} - 1 \right) \right),$$

где σ_0 — постоянная Стефана-Больцмана ($5,67$); $\epsilon_{\text{з.р.}}$, $\epsilon_{\text{э}}$ — степень черноты зеркала расплава и экранов (соответственно $0,3633$ и $0,2$), которые вычисляли из уравнения

$$\epsilon_{\text{Г}} = 1,15 \cdot 10^{-4} T + 0,1135,$$

где T — абсолютная температура участвующей в теплообмене поверхности, К; $S_{\text{н}}$, $S_{\text{э}}$ — площади поверхностей излучения (зеркала металла в кристаллизаторе и промежуточной емкости, ската расходуемой заготовки) и экранов (соответственно $0,784$ и $5,9$ м²).

При указанных значениях величин, входящих в формулу (1), потери излучением в кристаллизаторе составили $128,73$ кВт.

Количество энергии, израсходованной на испарение титана с поверхности расплава в кристаллизаторе, определяли из уравнения

$$q_{\text{исп}} = \frac{M_{\text{к}} K_{\text{к}} q_{\text{н}}}{\tau},$$

где $M_{\text{к}}$ — масса образовавшегося за период плавки конденсата (27 кг); $K_{\text{к}}$ — доля титана, испаряющегося при данной технологии плавки из кристалли-



затора (0,545), согласно данным работы [2]; q_n — удельная теплота испарения титана (9090 кДж/кг); τ — продолжительность плавления (6,25 ч = 22500 с).

Затраты энергии на испарение титана в соответствии с представленными данными составили 5,944 кВт.

Количество тепловой энергии, передаваемой теплопроводностью в систему охлаждения кристаллизатора q_t , согласно измерениям в стадии квазистационарного теплообмена, равно 148 кВт (рис. 3).

Потери энергии с отраженными электронами в промышленных электронно-лучевых установках [3] можно определить из уравнения

$$q_{отр} = 0,5\eta_{отр} W,$$

где $\eta_{отр}$ — коэффициент отражения, равный у титана 0,215; W — мощность энергии электронных лучей, кВт.

В нашем случае $W = q_{э}$, следовательно, $q_{отр} = 0,5 \times 0,215 \times 244,93 = 26,33$ кВт. Незначительная часть энергии электронных лучей (суммарно $\leq 0,01$) расходуется на вторичную эмиссию электронов и рентгеновское излучение, что составляет

$$q_{э,р} = 0,01 W = 0,01 \cdot 244,93 \approx 2,45 \text{ кВт.}$$

Таким образом, расход энергии в кристаллизаторе по перечисленным выше позициям составляет

$$\begin{aligned} Sq_p &= q_{из} + q_{ис} + q_t + q_{от} + q_{э,р} = \\ &= 128,73 + 5,944 + 148 + 26,33 + 2,45 = 311,454 \text{ кВт.} \end{aligned}$$

Не израсходованная в кристаллизаторе энергия уходит из него вместе со слитком. Ее количество равно разнице поступающей в кристаллизатор энергии и израсходованной по указанным статьям, т. е.

$$q_c = q_k - \Sigma q_p = 401,93 - 311,454 = 90,476 \text{ кВт.}$$

На основании проведенных исследований и расчетов составлен энергетический баланс кристаллизатора (таблица).

Исходя из данных таблицы, можно вычислить количество энергии, отданной кристаллизатору жидким металлом, что является мерой выполненной им полезной работы и равно разнице между энергией, внесенной жидким металлом в кристаллизатор и ушедшей из него вместе со слитком:

$$q_{ж,м} = q_{ж} - q_c = 157 - 90,476 = 66,524 \text{ кВт.}$$

Энергетический КПД кристаллизатора можно представить как отношение количества энергии, отданной кристаллизатору жидким металлом $q_{ж,м}$, к количеству всей энергии $q_{э}$, израсходованной в нем. Он будет равен

$$\eta_{крп} = \frac{q_{ж,м}}{q_k} \cdot 100 = \frac{66,524}{401,93} \cdot 100 = 16,55 \text{ \%}.$$

Энергетический КПД процесса ЭЛП равен отношению энергии, израсходованной на нагрев, плавление и перегрев сплава ВТ1-0, ко всей израс-

ходованной на его плавление и кристаллизацию энергии:

$$\eta_n = \frac{q_{ж}}{W_{1-2} + W_{3-4}} \cdot 100 = \frac{157}{448 \cdot 300} \cdot 100 = 20,9 \text{ \%}.$$

Таким образом, при КПД кристаллизатора 16,55 и ЭЛП 20,9 % получается плотный, физически макрооднородный, слиток с некачественной, полностью обдираемой поверхностью.

В работе [4] приведены тепловые КПД процесса ЭЛП различных металлов. При оптимальных условиях переплава из-за потерь энергии излучением и необходимости компенсировать их энергией электронных лучей значения КПД уменьшаются при переходе от железа и никеля к более тугоплавким ниобию и вольфраму от 20...35 до 4,0...0,5 % (табл. 1).

В то же время при использовании в качестве материалов для кристаллизаторов металлов, обеспечивающих критерий B_i (отношение термического сопротивления слитка к термическому сопротивлению среды) меньше или равный единице, в верхней части кристаллизатора образуется зона высотой в несколько десятков миллиметров, в которой при контакте с кристаллизатором расплав без дополнительного подогрева сохраняется в жидком состоянии [5]. Из этого следует, что в таком случае при ЭЛП нет необходимости подогревать мениск электронными лучами, держать кристаллизатор открытым, терять энергию излучением и компенсировать эту потерю энергией электронных лучей.

Критерий B_i при формировании слитка на исследуемой плавке сплава ВТ1-0 можно определить из выражения

$$B_i = \frac{\alpha_{ср} R_c}{\lambda_c}, \quad (2)$$

где $\alpha_{ср}$ — коэффициент теплоотдачи от поверхности слитка в окружающую среду; R_c и λ_c — соответственно радиус слитка и теплопроводность жидкого металла слитка;

$$\alpha_{ср} = \frac{1}{R_{ср}},$$

где $R_{ср}$ — термическое сопротивление тепловому потоку от поверхности слитка к воде, охлаждающей кристаллизатор. В зоне мениска жидкий металл смачивает кристаллизатор. Поэтому здесь переходное контактное сопротивление равно нулю.

Следовательно,

$$R_{ср} = \frac{1}{\alpha_{в}} + \frac{\delta_k}{\lambda_k}, \quad (3)$$

где $\alpha_{в}$ — коэффициент теплоотдачи от канала охлаждения к воде; δ_k и λ_k — соответственно толщина медной стенки и ее теплопроводность.



Энергетический баланс кристаллизатора

№.№ п/п	Статьи прихода и расхода энергии	Количество энергии	
		кВт	%
	Приход		
	Введено с электронными лучами	244,93	60,93
	Введено с жидким металлом	157,00	39,06
	Всего введено	401,93	99,99
	Расход		
1	Потеряно излучением	128,73	32,02
2	Израсходовано на испарение титана	5,94	1,47
3	Предано теплопроводностью в систему охлаждения кристаллизатора	148,00	36,82
4	Потеряно с отраженными электронами	26,33	6,55
5	Израсходовано на вторичную эмиссию электронов и рентгеновское излучение	2,45	0,60
6	Ушло со слитком	90,47	22,51
	Всего израсходовано	401,92	99,97

В ходе исследованной плавки значения входящих в формулы (2)–(3) параметров были следующими:

$R_c = 0,3275$ м; $\lambda_c = 33,1$ Вт/(м·°С); $\alpha_v = 6000$ Вт/(м²·°С); $\delta_k = 0,035$ м и $\lambda_k = 380$ Вт/(м·°С).

При указанных значениях параметров $R_{cp} = 2,456 \cdot 10^{-4}$ (м² · °С)/Вт, $\alpha_{cp} = 4071,4$ Вт/(м²·°С).

Таким образом, при непосредственном контакте жидкого титана с поверхностью медного кристаллизатора критерий B_i равен

$$B_i = \frac{\alpha_{cp} R_c}{\lambda_c} = 4071,4 \cdot \frac{0,3275}{33,1} = 40,28.$$

Это означает, что отток тепловой энергии от поверхности слитка осуществлялся в 40 раз быстрее, чем приток и, следовательно, для поддержания мениска в жидком состоянии этот дисбаланс необходимо было компенсировать энергией электронных лучей. Полученные данные позволяют определить количество тепловой энергии, переданной в систему охлаждения кристаллизатора электронными лучами для компенсации указанного дисбаланса. Оно равно разности между всей энергией, поступившей в систему охлаждения, и переданной жидким металлом, т. е.

$$q_{э.п} = q_t - q_{ж.м} = 148 - 66,524 = 81,476 \text{ кВт}.$$

Необходимо было компенсировать также и все остальные потери энергии, связанные с обогревом зеркала металла. На это ушло в сумме 244,93 кВт энергии электронных лучей. Несмотря на интенсивный нагрев, мениск расплава на расстоянии 3...5 мм от поверхности кристаллизатора находится в твердом состоянии, что является причиной волнистости поверхности слитка и наличия неслитин [6–8]. Слитки с указанными дефектами поверхности подвергают обдирке или электронно-лучево-

му оплавлению поверхности, что требует дополнительных затрат.

При использовании кристаллизаторов, изготовленных из металлов с $B_i \leq 1$, нет необходимости в постоянном подогреве зеркала расплава в кристаллизаторе. В этом случае электронные пушки могут использоваться только при разогреве заправки и выведении усадочной раковины. В ходе плавки излучающую поверхность расплава следует изолировать, предотвращая потери энергии по пунктам 1–5 (таблица). При этом КПД кристаллизатора можно увеличить до

$$\eta_k = \frac{q_{ж.м}}{q_{ж}} \cdot 100 = \frac{66,524}{157} \cdot 100 = 42,34 \%, \text{ а перепла-$$

$$\text{ва — до } \eta_{п} = \frac{q_{ж}}{W_{1-2}} \cdot 100 = \frac{157}{448} \cdot 100 = 35,04 \%.$$

Наличие зоны жидкого металла, контактирующего с поверхностью кристаллизатора в его верхней части, позволяет, кроме экономии энергии, получить ровную и гладкую поверхность слитка без волнистости и неслитин [9].

Титановые сплавы переплавляют в медные кристаллизаторы диаметром 0,4 м и более (критерий $B_i > 24$). Для экономии энергии и получения слитков с гладкой бездефектной поверхностью в таких кристаллизаторах необходимо разрабатывать сплавы, обеспечивающие критерий $B_i < 1$.

Таким образом, проведенные исследования показали, что использование медных водоохлаждаемых кристаллизаторов в процессе ЭЛПЕ сплавов титана (с точки зрения энергетических потерь) неэффективно. Отвод тепла от мениска расплава в них происходит в десятки раз быстрее, чем подвод, что приводит к затвердеванию расплава вблизи стенок кристаллизатора, образованию полосчатости и неслитин, требует дополнительно значительного расхода энергии для поддержания поверхности слитка в кристаллизаторе в жидком состоянии. Ис-



пользование для изготовления кристаллизаторов сплавов с $B_i < 1$ позволяет (теоретически) отказаться от подогрева расплава в кристаллизаторе, повысить КПД переплава от 20 до 35 % и получать слитки с гладкой, бездефектной поверхностью. Вместе с тем, для практического использования таких кристаллизаторов необходимо провести дополнительные эксперименты.

1. Наконечный Н. Ф., Федоров В. Н., Щекин-Кротов В. А. Температура металла на скате расходуемой заготовки при ЭЛПЕ сплавов титана // Современ. электрометаллургия. — 2004. — № 2. — С. 21–24.
2. Наконечный Н. Ф., Федоров В. Н., Щекин-Кротов В. А. О функционировании промежуточной емкости при ЭЛПЕ сплавов титана // Там же. — 2003. — № 4. — С. 23–28.
3. Смелянский М. Я., Елютин А. В. Электронные плавильные печи. — М.: Энергия, 1971. — 168 с.
4. Шиллер З., Гайзиг У., Панцер З. Электронно-лучевая технология. — М.: Энергия, 1980. — 528 с.

5. Вейник А. И. Теория особых видов литья. — М.: Машгиз, 1958. — 435 с.
6. Галацкая И. К. Металлография металлургических дефектов в прессованных полуфабрикатах из алюминиевых сплавов. — Куйбышев, 1973. — 125 с.
7. Елисов В. С., Степанов Ю. А. Влияние работы узлов машины полунепрерывного литья на качество слитков из алюминиевых сплавов // Цветные металлы. — 1971. — № 5. — С. 71–75.
8. Наконечный Н. Ф., Федоров В. Н., Щекин-Кротов В. А. Формирование поверхности слитков при электронной плавке сплавов титана // Процессы литья. — 2005. — № 1. — С. 39–48.
9. Гецелев З. Н., Балахонцев Г. А., Черепок Г. В. Развитие и усовершенствование установок и технологии для отливки слитков алюминиевых сплавов в электромагнитных кристаллизаторах // Цветные металлы. — 1980. — № 2. — С. 59–63.

ООО «Фико», Киев

Поступила 20.10.2005

5-я международная конференция «ВОДОРОДНАЯ ЭКОНОМИКА И ВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ» (ВОМ-2007) Донецк, 21–25 мая 2007 г.

Организаторы:

- МЕЖДУНАРОДНАЯ АССОЦИАЦИЯ ПО ВОДОРОДНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ
- ОБЪЕДИНЕННЫЙ НАУЧНЫЙ И КООРДИНАЦИОННЫЙ СОВЕТ ПО ПЕРСПЕКТИВАМ ПЕРЕХОДА К ВОДОРОДНОЙ ЭКОНОМИКЕ
- ПОСТОЯННО ДЕЙСТВУЮЩИЙ МЕЖДУНАРОДНЫЙ КОМИТЕТ ПО ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ
- ОРГАНИЗАЦИЯ ИНДУСТРИАЛЬНОГО РАЗВИТИЯ ООН
- МЕЖДУНАРОДНЫЙ ЦЕНТР ПО ВОДОРОДНЫМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ ТЕХНОЛОГИЯМ UNIDO-ICNET
- ДОНЕЦКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Генеральное направление ВОМ-конференций — водородная экономика и материалы: эффективность и безопасность современных водородоемких производств и проблемы перехода к водородной цивилизации будущего.

Конкретные задачи ВОМ-конференций — организовывать широкий обмен информацией и личное общение представителей водородного сообщества стран СНГ и мирового водородного движения, что инициирует новое видение проблем перехода к водородной экономике и долгосрочных задач выявления бифуркационных точек на пути к водородной цивилизации; задач и путей решения современных производственных проблем, связанных с водородной деградацией материалов, обостряющихся в связи с истечением сроков проектной службы конструкций, коммуникаций и аппаратов многих водородоемких и водородоопасных производств в странах СНГ; перспективных задач ближайшего будущего в области физики, химии и физической химии систем водород-конденсированное вещество, в области водородной, термической и пластической обработок конструкционных и функциональных материалов для обеспечения безопасности и эффективности их использования в промышленности, на транспорте и в быту в период коммерциализации водородной экономики.

Узнать больше о ВОМ-конференциях Вы можете
в Интернете (портал «Hydrogen Community») по адресу:

www.dgtu.donetsk.ua/hydrogen-community/

или в специальных выпусках международного журнала «The International Journal of Hydrogen Energy» (1997, Vol. 22, No. 2/3; 1999, Vol. 24, No. 9; 2002, Vol. 27, No. 7–8; 2006, Vol. 31, No. 2).

Адрес для переписки:

Гольцов Виктор Алексеевич — председатель оргкомитета ВОМ-2007
Котельва Раиса Васильевна — главный ученый секретарь оргкомитета
ДонНТУ, ул. Артема, 58, г. Донецк, Украина, 83000

E-mail: goltsov@physics.dgtu.donetsk.ua



УДК 669.187.826

ПРИМЕНЕНИЕ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОГО ПЕРЕПЛАВА ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ В ПОДВИЖНОМ ГОРИЗОНТАЛЬНОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ И ЛИГАТУР

В. Н. Коледа, В. А. Шаповалов,
Г. Ф. Торхов, А. В. Аксиныченко

Показана целесообразность применения плазменно-дугового переплава техногенных отходов в подвижном кристаллизаторе для получения высококачественных ферросплавов и лигатур. Рассмотрены условия достижения стабильности плазменной дуги и высокого качества слитка. Приведены химические составы получаемых ферросплавов и лигатур, а также значения удельного расхода электроэнергии и аргона при их выплавке.

Expediency of application of plasma-arc remelting of technogeneous waste in a movable mould for producing high-quality ferroalloys and master alloys is shown. Conditions of attaining the stability of plasma arc and high quality of the ingot are studied. Chemical compositions of produced ferroalloys and master alloys, as well as values of specific consumption of electric power and argon in their melting, are given.

Ключевые слова: ферросплавы; лигатуры; плазменно-дуговой переплав; подвижный кристаллизатор

В ходе конверсии оборонной техники сокращается номенклатура сплавов, применяемых в промышленности, поэтому использование многих видов отходов для металлургического передела в слитки требуемого состава в данном случае затруднительно.



Рис. 1. Внешний вид установки ОБ1957

Переработка техногенных отходов в различные ферросплавы и лигатуры все же целесообразна по многим причинам. Во-первых, возможна одностадийная переработка сложнoleгированных сплавов в готовый продукт. Во-вторых, при производстве ферросплавов и лигатур могут быть снижены ключевые параметры процесса [1], например температура плавления, активность высокорективных металлов, теплопроводность и пр.

Повышенный интерес зафиксирован к переработке отходов химически активных металлов, например титана, в высокопроцентный ферротитан.

Новые технологии плавки титана в электронно-лучевых и плазменно-дуговых печах с промежуточной гарнисажной емкостью и переливом металла в кристаллизатор, формирующий слиток, предоставляют производителям титановой продукции дополнительные возможности для более полного и эффективного использования титановых отходов. А это способствует существенному уменьшению количества титановых отходов, традиционно используемых при производстве 70%-го ферротитана.

Увеличивающийся спрос на 70%-й ферротитан, с одной стороны, и уменьшающееся количество ти-

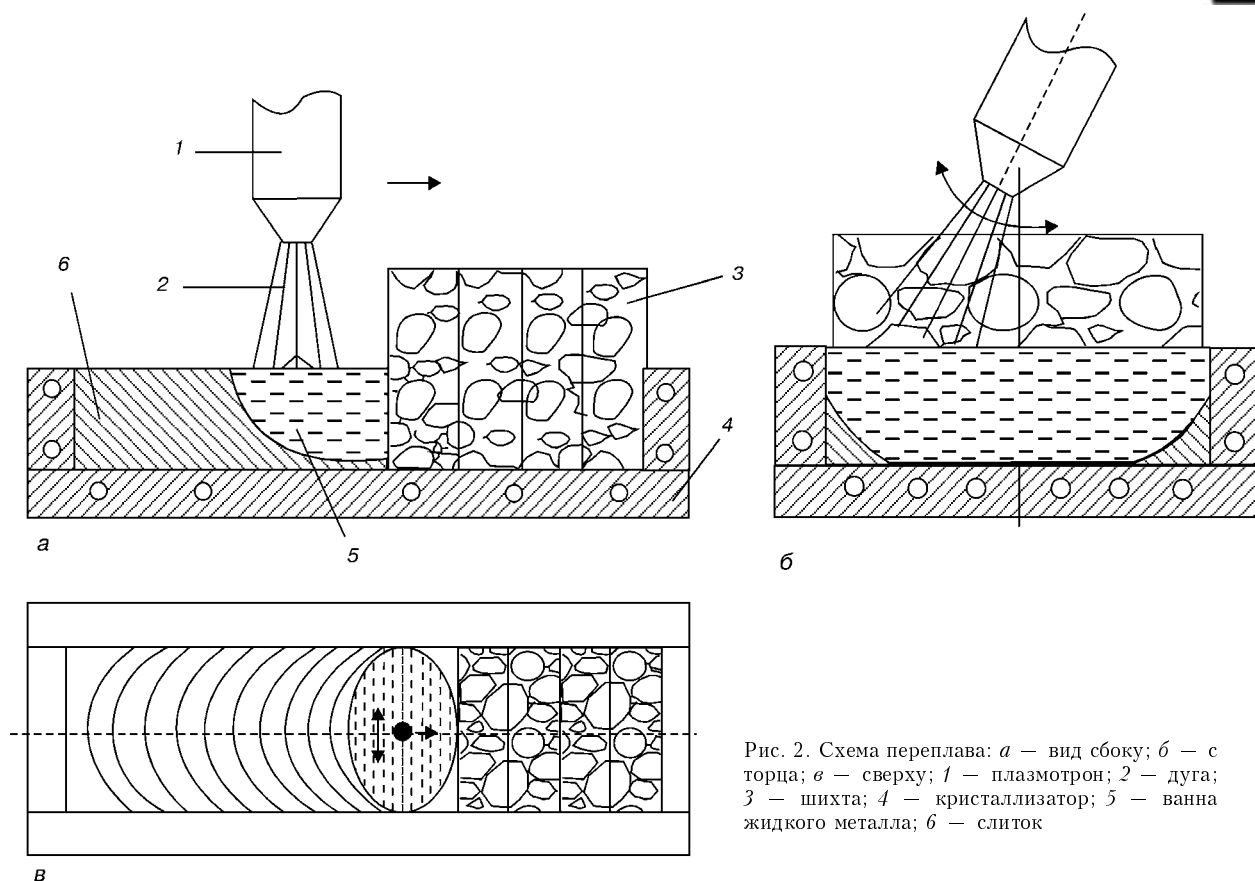


Рис. 2. Схема переплава: *а* — вид сбоку; *б* — с торца; *в* — сверху; 1 — плазматрон; 2 — дуга; 3 — шихта; 4 — кристаллизатор; 5 — ванна жидкого металла; 6 — слиток

тановых отходов, с другой, стимулируют разработку новых технологий выплавки 70%-го ферротитана. Одним из вариантов таких технологий рассматривается выплавка 30... 40%-го ферротитана из ильменита или рутила с последующим сплавлением его с титановым ломом в пропорциях, обеспечивающих получение 70%-го ферротитана [2].

Существует и другая проблема. К 70%-му ферротитану, используемому при выплавке нержавеющей сталей ответственного назначения, предъявляются повышенные требования по содержанию вредных примесей (углерода, кислорода и азота). Такой ферротитан можно получить только способом гарнисажной плавки (без контакта жидкого металла с футеровкой) путем сплавления титановых отходов и железа с использованием «чистых» источников нагрева — электронного луча или плазмы [3].

Разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона плазменно-дуговой способ переплава шихты в подвижном кристаллизаторе позволяет избежать таких недостатков, присущих промышленным способам выплавки ферросплавов [4, 5], как загрязнение металла углеродом, компонентами, входящими в состав футеровки, шлаковыми включениями, азотом и кислородом. Это даст возможность существенно повысить качество ферросплавов и легированных сталей [6, 7].

Целью данной работы является изучение возможности получения ферросплавов и лигатур из отходов высокорекреационных и тугоплавких металлов, а также определение основных технологических параметров процесса плазменно-дугового переплава в плоском охлаждаемом кристаллизаторе.

Эксперименты проводили на опытной плазменно-дуговой установке ОБ1957 Института электросварки им. Е. О. Патона (рис. 1), дополнительно оснащенной медным водоохлаждаемым кристаллизатором (внутренние размеры 600×300×70 мм), смонтированным на подвижной тележке. Установка включает плавильную камеру, подвижную тележку, группу плазматронов, расположенных над тележкой, механизмы перемещения тележки и колебания плазматронов. Источником питания плазматронов ПД-110 служат трансформаторы А-1458 в комплекте с выпрямительными блоками А-1557.

В качестве шихты использовали отходы стали Ст3 и металлических титана, ванадия, ниобия, молибдена или их сплавов с массовой долей основного элемента не менее 95 %.

Шихту загружали непосредственно в плоский кристаллизатор, равномерно распределяя железо и легирующие металлы по площади кристаллизатора. Затем подвижную тележку с кристаллизатором перемещали под плазматроны, вакууммировали камеру и заполняли ее аргоном, создавая небольшое избыточное давление.

Принципиальная схема процесса показана на рис. 2. При проведении опытов использовали один плазматрон, расположенный по центру кристаллизатора. Переплав начинали в крайней точке размещения шихты и за счет поперечных колебаний дуги наводили ванну жидкого металла по всей ширине кристаллизатора. После образования общей ванны перемещали тележку с кристаллизатором и слитком с заданной скоростью.



Таблица 1. Химический состав сплавов

Массовая доля элементов, %													
Ti	V	Nb	Mo	Al	Si	Mn	Cu	Sn	C	P	S	O	N
28... 29	0,15	—	0,03	0,095	0,72	0,035	0,10	—	0,10	0,015	0,012	0,17	0,070
34... 35	0,11	—	0,025	0,30	0,56	0,15	0,12	—	0,12	0,014	0,017	0,21	0,085
39... 40	0,16	—	0,07	2,12	0,81	0,80	0,12	—	0,05	0,015	0,012	0,23	0,100
60... 61	0,12	—	0,05	1,47	0,47	0,09	0,18	—	0,11	0,001	0,013	0,18	0,092
64... 65	0,19	—	—	3,70	0,94	0,75	0,09	0,012	0,10	0,015	0,010	0,27	0,150
70... 72	0,15	—	0,35	1,64	0,75	0,24	0,15	—	0,07	0,013	0,011	0,25	0,110
78... 81	—	—	—	—	0,35	0,07	0,10	—	0,05	0,012	0,010	0,11	0,120
— 35... 36	—	—	—	0,80	0,95	0,54	0,15	—	0,12	0,015	0,013	0,14	0,015
— 50... 51	—	—	—	0,95	0,78	0,47	0,082	—	0,09	0,012	0,013	0,17	0,027
— 61... 63	—	—	—	0,17	0,29	0,64	0,09	—	0,11	0,015	0,012	0,21	0,016
— — 35... 36	—	—	—	0,07	0,15	0,83	0,17	—	0,12	0,013	0,014	0,13	0,022
— — 55... 56	—	—	—	0,09	0,63	0,35	0,085	—	0,14	0,013	0,012	0,18	0,017
— — 60... 62	—	—	—	1,15	0,81	0,80	0,11	—	0,085	0,012	0,014	0,20	0,019
— — 68... 70	—	—	—	1,75	0,95	0,56	0,16	—	0,07	0,012	0,014	0,25	0,025
— — — 55... 56	—	—	—	0,95	1,22	0,63	0,13	—	0,10	0,010	0,011	0,12	0,025
— — — 60... 62	—	—	—	1,34	0,87	—	0,011	—	0,09	0,010	0,011	0,12	0,031
59... 52	—	—	—	48... 50	0,02	0,03	—	—	0,05	0,010	0,010	0,11	0,025
— 50... 52	—	—	—	48... 50	0,015	0,07	—	—	0,07	0,010	0,010	0,07	0,016
— — 50... 52	—	—	—	48... 50	0,04	0,045	—	—	0,04	0,015	0,010	0,09	0,024

Примечание. Остальное — железо.

Уровень тока в опытах изменяли от 900 до 1100 А, частоту поперечных колебаний плазмотрона — от 0,5 до 2,5 колебаний в минуту, скорость перемещения кристаллизатора — от 5 до 15 мм/мин, длину дуги — от 70 до 210 мм, толщину слоя шихты — от 60 до 180 мм. Амплитуда колебаний дуги соответствовала ширине кристаллизатора.

В процессе перепада фиксируют напряжение на дуге и стабильность ее горения. После завершения перепада измеряли глубину проплавления и длину ванны, изучали качество полученного слитка. С помощью химического и спектрального анализов

отобранных образцов определяли распределение легирующих элементов и вредных примесей по длине, ширине и глубине слитков.

Проведенные исследования позволили выбрать оптимальные режимы плавки и технологические параметры, обеспечивающие гарантированное проплавление по всему слитку на глубину 20... 50 мм в зависимости от химического состава ферросплавов и лигатур. При этом, как и следовало ожидать, чем выше температура плавления легирующего элемента, входящего в состав ферросплава, тем меньше толщина слитка, обеспечивающая полное его проплавление.

Таблица 2. Технологические параметры процесса перепада

Тип сплава	Массовая доля легирующего элемента, %	Масса металла в одной плавке, кг	Затраты электроэнергии, кВт·ч / кг	Расход аргона, л / кг
FeTi	28... 40	60... 70	1,0... 1,2	70... 80
FeTi	60... 70	50... 55	1,2... 1,5	80... 90
FeTi	70... 80	45... 50	1,3... 1,6	90... 100
FeV	30... 40	50... 55	1,0... 2,3	120... 140
FeV	50... 60	45... 50	2,1... 2,5	125... 145
FeV	60... 70	40... 45	2,3... 2,7	130... 150
FeNb	30... 40	45... 50	2,2... 2,6	120... 140
FeNb	50... 60	40... 45	2,5... 2,8	130... 150
FeNb	60... 70	35... 40	2,8... 3,1	140... 160
FeMo	50... 60	30... 35	3,3... 3,7	150... 170
Al-Ti	50... 52	45... 50	0,8... 1,0	70... 80
Al-V	50... 52	45... 50	1,0... 1,2	75... 85
Al-Nb	50... 52	45... 50	1,2... 1,4	80... 90

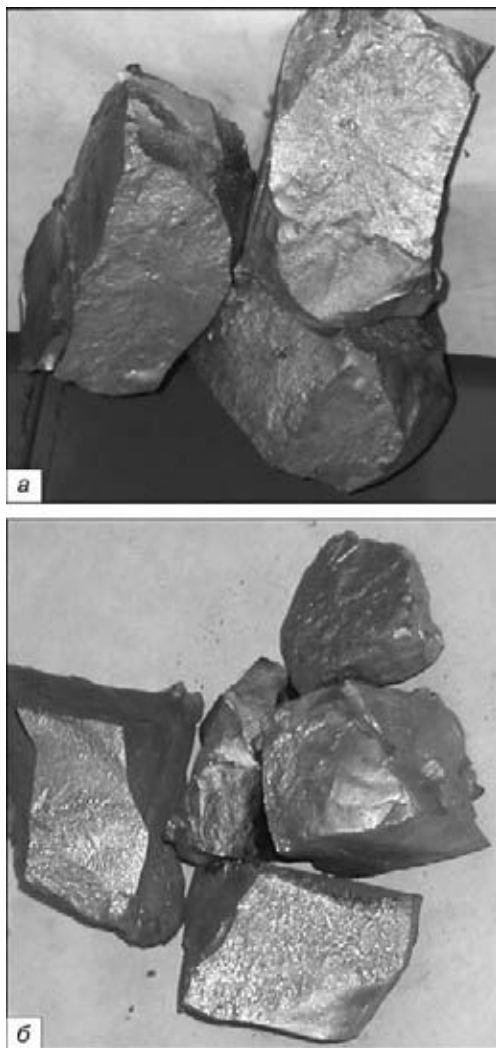


Рис. 3. Образцы получаемых ферросплавов: *а* — ферротитан; *б* — ферромolibден

Ширина слитка определяется размерами кристаллизатора и с учетом усадки металла колеблется в пределах 293... 296 мм.

Подтверждено, что уровень тока плазмотрона оказывает значительное влияние на глубину проплавления, а скорость перемещения кристаллизатора — на длину ванны жидкого металла. Напряжение на дуге зависит от ее длины, а также от угла наклона плазмотрона.

Оптимизация параметров описанной технологии позволила получить однородные слитки: колебание массовой доли легирующих элементов по длине слитка не превышала 4, по ширине — 1, по глубине — 0,3 %, что для ферросплавов и лигатур является вполне приемлемым. Химический состав выплавленных ферросплавов и лигатур приведен в табл. 1.

Как следует из таблицы, указанный способ плавки позволяет получать ферросплавы и лигатуры заданного состава с низким содержанием углерода, кислорода, азота и других вредных примесей, что способствует высокому качеству этих материалов. Во всех случаях отобранные образцы были без шлаковых включений, имели металлический цвет.

На рис. 3 приведены образцы 70%-го ферротитана и 60%-го ферромolibдена, полученных спосо-

бом плазменно-дугового переплава шихты в подвижном кристаллизаторе.

Значения удельного расхода электроэнергии и аргона при оптимальной массе переплавляемого металла различного химического состава ферросплавов и лигатур указаны в табл. 2.

Как видно из таблицы, чем выше температура плавления основного легирующего элемента, тем меньше оптимальная масса переплавляемого металла и больше удельный расход электроэнергии и аргона.

Если повышение содержания титана в ферросплаве способствует уменьшению его плотности, а температура плавления сплава изменяется незначительно [8], то при выплавке феррованадия, ферроникобия и ферромolibдена с увеличением количества основного легирующего элемента в сплаве зафиксирован резкий рост температуры сплавов, что приводит к уменьшению размеров жидкой ванны и необходимости снижения оптимальной массы переплавляемого металла. Для улучшения энергетических и экономических показателей следует увеличить размеры кристаллизатора и отработать многоплазмотронную схему переплава. При этом размеры кусков техногенных отходов могут быть соизмеримы с размерами кристаллизатора, что не требует специальной подготовки шихты.

Данный способ переплава крупногабаритной шихты может быть рекомендован для создания промышленного плавильного комплекса емкостью до 1 т с приемлемыми энергетическими и экономическими параметрами процесса при обеспечении высокого качества получаемых ферросплавов и лигатур.

Выводы

1. Установлено, что плазменно-дуговой переплав шихты в подвижном кристаллизаторе позволяет получать высококачественные ферросплавы и лигатуры с низким содержанием шлаковых включений, углерода, кислорода, азота и других вредных примесей.
2. Определены значения удельного расхода электроэнергии и аргона при оптимальной массе ферросплавов, а также лигатур различного химического состава.

1. Гасик Л. Н., Игнатьев В. С., Гасик Н. И. Структура и качество промышленных ферросплавов и лигатур. — Киев: Техника, 1975. — 151 с.
2. Рожков Д. Е. Тенденции развития производства и потребления ферротитана в России и за рубежом // Докл. междунар. конф. «Ti-2004 в СНГ» (г. Санкт-Петербург 25–26 мая 2004 г.). — СПб, 2004. — С. 30–36.
3. В. И. Лакомский. Плазменнотуговой переплав / Под ред. акад. Б. Е. Патона. — Киев: Техника, 1974. — 336 с.
4. Еднерал Ф. П. Электрометаллургия стали и ферросплавов. — М., 1963. — 540 с.
5. Дуррер Ф. Фолькерт Г. Metallurgia ферросплавов. — М.: Metallurgia, 1976. — 479 с.
6. Мескин В. С. Основы легирования стали. — М., 1964. — 684 с.
7. Виноград М. И. Включения в стали и ее свойства. — М., 1963. — 252 с.
8. Шанк Ф. А. Структуры двойных сплавов. — М.: Metallurgia, 1973. — 760 с.

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

Поступила 17.05.2006



УДК-621.791.317 (037)

ГЕОМЕТРИЧЕСКАЯ ФОРМА И ЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ МЕДНОГО ВОДООХЛАЖДАЕМОГО АНОДА ДУГОВОГО ИСТОЧНИКА НАГРЕВА

В. А. Шаповалов, О. М. Вислобоков,
Г. А. Мельник, К. А. Цикуленко

Проведены экспериментальные исследования трех медных водоохлаждаемых анодов с различными геометрическими формами наконечников при одинаковых условиях их работы в аргоне. Экспериментально определена оптимальная форма наконечника с целью минимизации эрозии электрода.

Experimental investigations of three copper water-cooled anodes with different geometric shapes of tips at similar conditions of their operation in argon were carried out. Optimum shape of tip to minimize the electrode erosion was defined experimentally.

Ключевые слова: дуговой источник нагрева; медный водоохлаждаемый анод; эрозия электрода; ресурс плазматрона

Опыт эксплуатации дуговых источников нагрева в электрометаллургии показывает, что ресурс их работы в основном определяется скоростью эрозии электродов. Эрозия зависит от материала электро-

дов, их геометрических размеров и взаимного расположения, газового состава рабочей среды, значения тока дуги. Проведены экспериментальные исследования скорости эрозии медного водоохлаждаемого анода в аргоне при различных значениях тока дуги [1].

Цель настоящей работы заключается в исследовании влияния геометрической формы наконечника медного анода на эрозию при всех прочих равных условиях эксплуатации.

Удельная эрозия медного анода зависит от точности поддержания режимных параметров, обеспечивающих диффузный характер привязки дуги к аноду. Переход диффузионного режима к контрагированному способствует значительному локальному разогреву, оплавлению, испарению и выбросу материала анода в окружающее пространство. Даже при разрешении проблемы стабилизации и сжатия дугового разряда для устойчивого диффузного режима работы медного водоохлаждаемого анода требуется, чтобы такие параметры, как ток, длина дуги и диаметр анода находились в некоторой оптимальной области своих соотношений. Для оценки влияния фронтального диаметра анода на режим дугового разряда рассмотрим физические процессы, происходящие между электродами.

На рис. 1 представлена схема движения носителей электрических зарядов в разрядной камере по основанной на многочисленных физических экспериментах модели Кимблина [2].

Горячий катод эмитирует большое количество электронов в окружающее пространство. Покидая катод, часть электронов сразу же сталкивается с

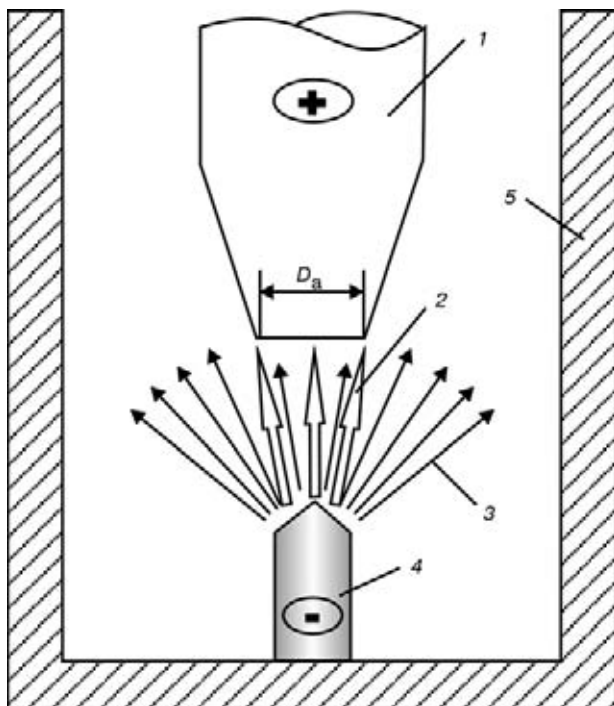


Рис. 1. Схема движения носителей зарядов в камере плазматрона: 1 — анод; 2, 3 — направление движения соответственно ионов и электронов; 4 — катод; 5 — камера; D_a — фронтальный диаметр анода

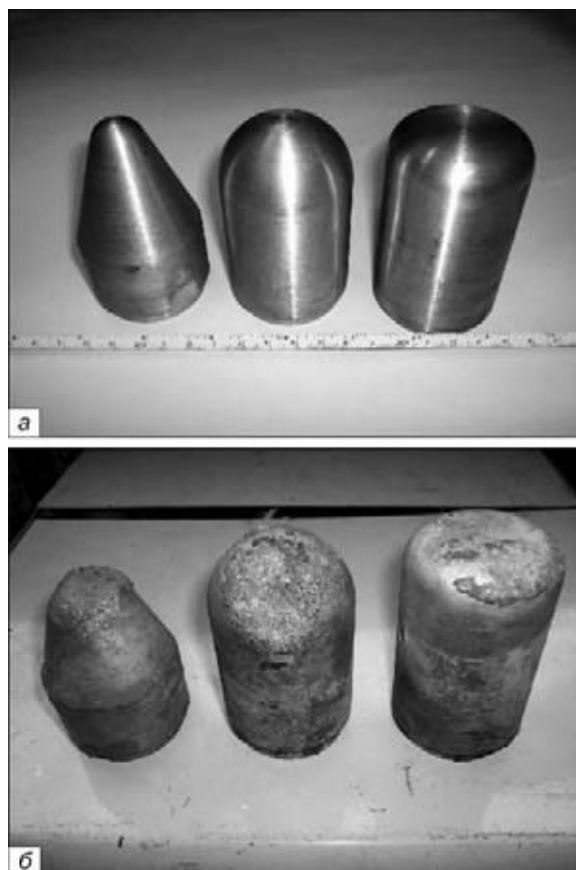


Рис. 2. Анодные наконечники до (а) и после (б) испытаний

ближайшими молекулами (атомами) газа с образованием положительных ионов и вторичных электронов.

Легкие электроны (первичные и вторичные) под действием электрического поля устремляются к аноду. Ближайший к катоду слой пространства заполняется инерционными ионами, образуя вокруг катода положительный пространственный потенциальный барьер. Не входящие в этот барьерный слой ионы и ионизированные пары металла катода изотропно истекают в окружающее пространство.

У анода в слое, непосредственно примыкающем к его фронтальной диаметральной поверхности, количество положительных ионов уменьшается, поскольку анод — это коллектор электронов, которых у этой плоскости всегда в избытке, а незначительная часть ионов легко рекомбинируется электронной бомбардировкой.

Таким образом, примыкающая к фронтальной диаметральной плоскости анода часть пространства заряжается отрицательно, т. е. возникает анодный потенциальный барьер. Чем меньше фронтальный диаметр анода, тем меньшая доля положительных ионов попадет на эту плоскость, в то время как большая часть электронов устремляется именно к ней. Следовательно, анодное падение напряжения с

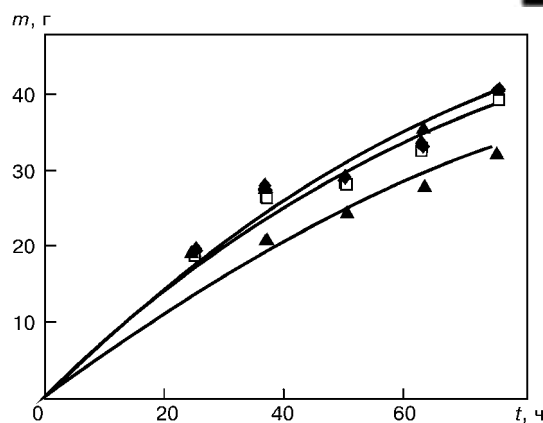


Рис. 3. Эрозия m медного анода в зависимости от его формы и продолжительности испытаний: $\blacklozenge$ — коническая форма; $\blacksquare$ — полусфера; $\blacktriangle$ — цилиндр

уменьшением фронтального диаметра анода будет увеличиваться, что в итоге приведет к возникновению режима контрагированного разряда.

Для определения оптимальной формы наконечника медного анода сравнительным испытаниям последовательно подвергли три образца конической, полусферической и цилиндрической форм (рис. 2, а) на одной и той же установке в техническом аргоне и при токе дуги 400 А в течение 75 ч.

Используемые способы испытаний, технология и оборудование описаны в работе [1]. Внешний вид образцов наконечников анодов после испытаний показан на рис. 2, б. Полученные графики зависимости эрозии от длительности испытаний свидетельствуют, что эрозия конического и полусферического анодов практически одинакова (рис. 3).

Эрозия анода цилиндрической формы заметно меньше, чем у других образцов, поскольку фронтальный диаметр этого электрода больше приведенных фронтальных диаметров конического и полусферического электродов. Удельная эрозия конусообразного и полусферического анода составила $3,7 \cdot 10^{-7}$ г/К, а цилиндрического — $2,9 \cdot 10^{-7}$ г/К.

Таким образом, при разработке дуговых источников нагрева с целью увеличения ресурса их работы следует применять медные водоохлаждаемые аноды с наконечниками цилиндрической формы.

1. Экспериментальное исследование эрозии медного водоохлаждаемого анода / В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник, О. М. Вислобоков и др. // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 1. — С. 17–19.

2. Кимблин С. У. Эрозия электродов и ионизационные процессы в приэлектродных областях вакуумных дуг и при атмосферном давлении // Экспериментальные исследования плазмотронов. — Новосибирск: Наука, 1977. — С. 226–253.

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

Поступила 31.05.2006



УДК 621.791.3.:669:620.17

КРАТКОВРЕМЕННАЯ ПРОЧНОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА ВЖЛ12У, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БОРСОДЕРЖАЩЕГО ПРИПОЯ С ДОБАВКОЙ КРЕМНИЯ

И. С. Малашенко, В. В. Куренкова,
А. Ф. Белявин, В. В. Трохимченко

Рассмотрена взаимосвязь микроструктуры металла шва и физико-механических свойств паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием комплексных борсодержащих припоев, в которые в качестве присадочного материала дополнительно вводили 15...25 % промышленного припоя НС12 (Ni-12 мас. % Si). Наличие в комплексном припое 2,5...3,0 мас. % Si способствует снижению гетерогенности металла паяного шва, изменяет морфологию и размер выделяющихся карбоборидных фаз. Такие паяные соединения имеют при температуре 20 °С прочность на уровне 80...95 % прочности базового сплава, а их относительное удлинение достигает 5...7 %.

Studied is the interrelation of weld metal microstructure and physical-mechanical properties of brazed joints of alloy VZhL12U, produced using complex boron-containing brazing alloys, into which 15...25 % of industrial brazing alloy NS12 (Ni-12 wt. %) was added as a filler material. The presence of 2.5...3.0 wt. % Si in a complex alloy promotes the reduction in heterogeneity of brazed weld metal, changes the morphology and size of precipitating carbide-boride phases. These brazed joints have strength at 20 °C temperature at the level of 80...95 % of strength of the base alloy, and their elongation reaches 5...7 %.

Ключевые слова: сплав ВЖЛ12У; высокотемпературная пайка в вакууме; борсодержащий припой; кремнийсодержащий припой НС12; наполнитель Rene-142; термообработка; прочность; удлинение; структура металла шва

Введение. Высокий уровень прочности — одно из важнейших требований, предъявляемых к паяным соединениям (ПС) никелевых жаропрочных сплавов (ЖС). Одновременно они должны отличаться удовлетворительной низкотемпературной пластичностью. Использование композиционных борсодержащих припоев на основе системы Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В (#1) вместе с наполнителями из порошков сплавов Rene-142 и ЖС6У позволило получить ПС сплава ВЖЛ12У, прочностные свойства которых достаточно стабильны. В работе [1] приведены данные о прочности паяных соединений, полученных из металла створок сопла авиационного ГТД (сплав ВЖЛ12У) после 500 ч эксплуатации изделия.

Разрушение ПС при растяжении образцов происходило, как правило, по металлу паяного шва.

Основной причиной хрупкого разрушения образцов, т.е. нереализованной прочности металла шва, стала сопутствующая пайке ликвационная и усадочная микропористость, которую не представлялось возможным устранить последующей восстановительной термообработкой в вакууме.

В работах [1, 2] рассматриваются композиционные припои, в которых депрессантом является только бор. В низколегированных системах припоев Ni-Cr-B-C при различных значениях температуры и продолжительности изотермической выдержки в процессе кристаллизации в матричном растворе швов образуются центральноосевые эвтектики, представляющие собой преимущественно бориды никеля (Ni₃B) и хрома (CrB). Состав эвтектик зависит от температуры пайки и длительности выдержки. При температуре пайки 1100 °С остаточная жидкая фаза в процессе охлаждения кристаллизуется в матричный раствор на основе никеля. При более низкой температуре протекают двойные и



тройные эвтектические реакции с образованием хрупких боридных фаз.

Бор, снижая температуру плавления аустенитной матрицы на основе никеля, при небольшой выдержке, т.е. недостаточной диффузии его через область шва в основу, является причиной образования жидкой фазы по оси шва. С увеличением температуры пайки и длительности выдержки количество эвтектических выделений снижается. Это выражается в диффузионной миграции на твердожидкофазной границе в процессе изотермической выдержки паяемого соединения [3, 4].

Из-за малой растворимости бора в никеле (0,1 ат. % или 0,02 мас. % при 1000 °С) в борсодержащих припоях при кристаллизации прежде всего образуются бориды, увеличивающие хрупкость металла шва и прилегающей зоны взаимной диффузии. Поэтому удовлетворительной пластичности паяных соединений, получаемых с использованием припоев, содержащих только один бор в качестве депрессанта, достичь трудно. Припой с бором характеризуются межзерненным проникновением последнего в основу в процессе пайки.

Для оптимизации свойств паяных соединений количество бора в материале припоя должно полностью обеспечивать насыщение границ сплава восстанавливаемой детали, не допуская при этом формирования боридных фаз непосредственно в металле паяного шва.

Улучшения смачиваемости расплавом паяемых поверхностей и контактного взаимодействия между порошинками припоя и основного металла достигают путем введения в припой второго депрессанта — кремния. При пайке никелевых ЖС с применением стандартных промышленных ВПр-24, ВПр-11, НС12 и новых комплексных припоев отмечены некоторые особенности, присущие кремнийсодержащим припоям: менее реакционное поведение указанных припоев по отношению к основному металлу (слабая химическая эрозия основы), хорошее заполнение зазора и протекание на всю глубину капилляра, ограниченная пористость, отсутствие усадочных дефектов в шве и др. Все это свидетельствует о положительном влиянии кремния как депрессанта в припоях на основе никеля [5].

При введении кремния в припой температура плавления композиционной системы снижается. Кремний, активно растворяясь в никелевой матрице (до 15 ат. % или 7,5 мас. % при 1000 °С), влияет на снижение температуры плавления сплавов и одновременно улучшает текучесть расплава. Краевой угол смачивания при температуре пайки 1225 °С достигает примерно 1° для композиций Ni–12 % Si, а для Ni–4 % В — 3° [5].

В композиционных припоях, в состав которых входит хром, кремний повышает сопротивление коррозии и окислению. В работе [6] исследовано влияние переменного содержания (0,05 и 1,00 мас. %) кремния на жаростойкость и механи-

ческие свойства сплавов MAR-M200 и 713C. Установлено, что кремний повышает сопротивление окислению, но при этом уменьшаются значения длительной прочности и пластичности сплавов. Кремний снижает температуру растворения карбидов в матричном растворе. Его действие не зависит от химического состава матрицы и заключается преимущественно в снижении температуры ликвидуса и солидуса базового сплава.

При введении в борсодержащий припой незначительных количеств кремния в процессе кристаллизации в матричном растворе формируются как двойные, так и тройные эвтектики. Бинарные эвтектики представляют собой γ -Ni/борид Ni; γ -Ni/силицид Ni; γ -Ni/борид Cr; тройные — γ -Ni/борид Ni/борид Cr и γ -Ni/борид Ni/силицид Ni. Растворяясь в расплаве как депрессанты, кремний и бор влияют друг на друга (взаимоисключают друг друга), и это следует учитывать при выборе системы припоев. При наличии в паяльной смеси, кроме бора, еще и кремния тройная эвтектика γ -Ni/борид Ni/борид Cr не образуется, а формируется эвтектика с силицидом никеля — γ -Ni/борид Ni/силицид Ni [7]. Блокируется образование боридов хрома в матрице. Обогащение матрицы остаточным хромом (вследствие подавления образования боридов хрома) увеличивает жаростойкость твердого раствора, а за счет высокой растворимости кремния в никеле (примерно до 8 мас. %) повышается жидкотекучесть расплава припоя.

При температуре пайки 1100...1200 °С диффузия бора и кремния из припоя в основу является главным контролирующим фактором. Кремний и хром обычно распределяются в центре паяного шва в виде хрупких эвтектических фаз, бор — равномерно в металле шва соединения, поскольку легко проникает через припой в основу [8].

Массовая доля легирующих элементов в наполнителе припоя определяет тип структуры металла шва. Для низколегированных систем характерна дендритная структура на основе γ -твердого раствора и карбоборидных эвтектик. При повышенном содержании хрома, углерода и бора дендритно-ячеистая структура проявляется только вблизи линии сплавления, для нее характерно наличие избыточных карбидов, эвтектик на их основе и карбоборида $\text{Me}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$, окруженного γ' -эвтектикой. С увеличением количества легирующих элементов структура переходит от до- к заэвтектической, признаками которой является наличие избыточных карбидов [8].

Кроме выбора состава припоя и условий проведения пайки, важным является сам процесс термической обработки получаемых соединений. Согласно работам [5, 6], припой системы Ni–19%Cr–10,2 % Si перспективен благодаря возможности пластического деформирования паяных соединений после гомогенизации. Хрупкие силицидные фазы в зазоре исчезают вследствие высокой растворимости кремния в твердом растворе при вакуумном отжиге. При ма-

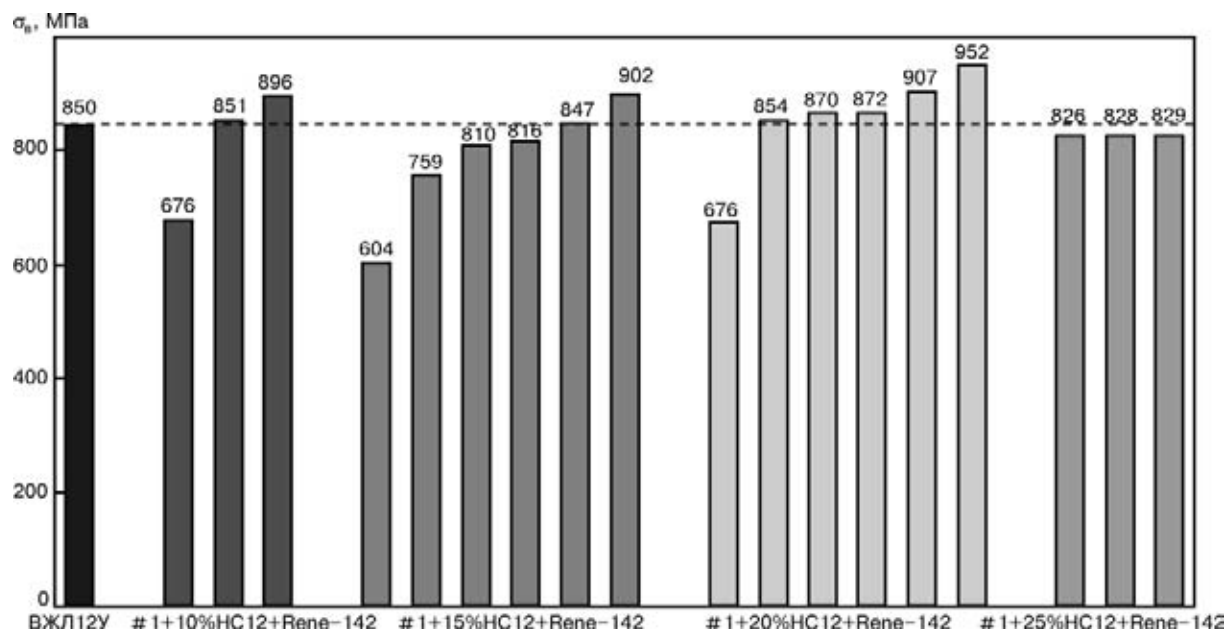


Рис. 1. Уровень кратковременной прочности при 20 °С паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с применением комплексных припоев, состоящих из #1 + Rene-142 и HC12; штриховой линией обозначено временное сопротивление основного металла ВЖЛ12У 850 МПа, регламентируемое техническими условиями

лом зазоре диффузия вызывает изменение состава металла паяного шва преимущественно с образованием твердого раствора.

Увеличить пластичность паяных соединений при использовании только борсодержащих припоев путем термической обработки не представляется возможным из-за низкой растворимости бора в никеле. В случае использования припоев системы Ni–Cr–В паяемый металл интенсивно растворяется в расплаве припоя, а бор диффундирует по границам зерен вглубь металла. Термическая обработка интенсифицирует проникновение припоя в основу и способствует концентрации хрупких фаз по границам зерен вдоль линии сплавления основа/расплав. Ширина зазора в данном случае является важной характеристикой. Большая ширина заполняемого припоем зазора предполагает наличие значительного количества борсодержащего материала, участвующего в процессах взаимодействия основы и припоя и формирования хрупких боридных фаз.

Основной целью термообработки восстанавливаемых деталей после пайки является гомогенизация, обеспечивающая выравнивание металла паяных швов и основы.

Материалы и методика эксперимента. Материалом исследований служили пластины сплава ВЖЛ12У, вырезанные из реальной створки сопла авиационного ГТД после 500 ч работы турбины. Заготовки под пайку шлифовали и отжигали при 1200 °С в течение 1 ч и доводили на абразивной бумаге.

Для приготовления паяльной смеси применяли порошки борсодержащего припоя Ni–Co–Cr–Al–2,5 % В (#1), промышленного припоя HC12 и 60 % наполнителя из порошка сплава Rene-142. Готовые смеси замешивали на импортном связующем (типа

акриловой смолы) и наносили на торцы паяемых пар заготовок, которые устанавливали в технологическое устройство, позволяющее фиксировать положение пластин с нанесенным припоем. Естественный зазор, возникающий в соединениях, определяли гранулометрическим составом исходной порошковой смеси. Максимальный размер порошинок припоя не превышал 120 мкм.

Пластины с нанесенным припоем сушили в термостате при температуре 120 °С в течение суток. Собранные заготовки помещали в вакуумную печь на керамические подставки таким образом, чтобы линия шва не контактировала с поверхностью подставки (во избежание протекания припоя между металлом и керамикой).

Нагревали паяемые заготовки ВЖЛ12У ступенчато [2]. Изотермическую пайку проводили в вакууме $1,3 \cdot 10^{-2}$ Па при значениях температуры 1210 (20 мин) и 1220 °С (10 мин). После пайки заготовки охлаждали до комнатной температуры и отжигали по двухстадийному режиму 1160 (2 ч) + 1050 °С (2 ч). Охлаждали после отжига с печью со скоростью 15...17 °С/мин в интервале $T_{\text{пайки}} \dots 850$ °С.

Образцы для испытаний при 20 °С с размерами рабочей части (1,6...1,7)×3×10 мм вырезали из заготовок электроэрозионным способом [1]. Длина рабочей части образцов для высокотемпературных испытаний составляла 35 мм. Шероховатость R_a поверхности образцов не превышала 0,3 мкм.

В качестве базового значения прочности сплава ВЖЛ12У использовали 850 МПа в соответствии с усредненными литературными данными [9–11]. По нашим оценкам, после термообработки, аналогичной двухстадийной термообработке ПС, прочность пластинок ВЖЛ12У составляла 915...938 МПа.

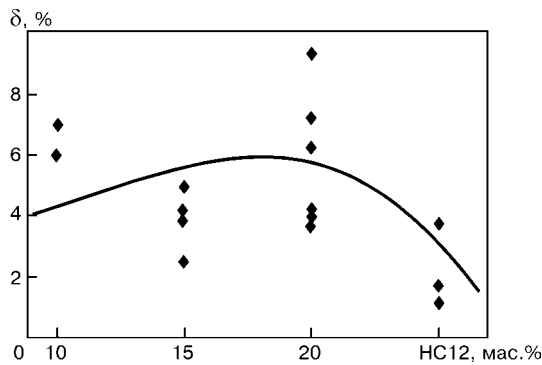


Рис. 2. Относительное удлинение паяных соединений сплава ВЖЛ12У, сформированных при значении температуры 1210... 1220 °С (20... 10 мин), в зависимости от содержания порошка Ni12 в композиционном припое #1 + 60 % Rene-142

Экспериментальные результаты. Первоначально исследовали влияние количества припоя Ni12, вводимого в смесь для пайки, на механические свойства соединений. Его массовую долю изменяли от 10 до 25 %. На рис. 1 приведены результаты испытаний образцов на растяжение, полученных с использованием припоев, составы которых приведены в подрисуночных надписях. Достигнута прочность паяных соединений, содержащих Si + В в припоях, равная 850... 900 МПа. Стабильно высокие результаты при испытаниях получены на образцах, спаянных при температуре 1220 °С в течение 10 мин. Увеличение температуры пайки от 1210 °С всего на 10 градусов дало возможность получить более плотную структуру металла паяных швов.

Значения прочности ПС, полученных с использованием припоев различного химического состава, находились примерно на одном уровне. Зафиксирована повторяемость результатов как в рамках одного, так и нескольких опытов, что является одним из наиболее важных результатов.

Тенденция сохранения пластичности (относительного удлинения) соединений больше всего выражена для комплексного припоя с 20 мас. % Ni12. Поэтому композиция припоя 20 % #1 + 20 % Ni12 + + 60 % Rene-142 рассматривается как наиболее эффективная (с позиций сочетания прочности и пластичности ПС) при ремонте изделий из сплава ВЖЛ12У (рис. 2).



Рис. 3. Статистическая кривая распределения прочности паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием борсодержащих припоев: 1 — без кремния (◆); 2 — с добавлением кремния (○); N — количество образцов

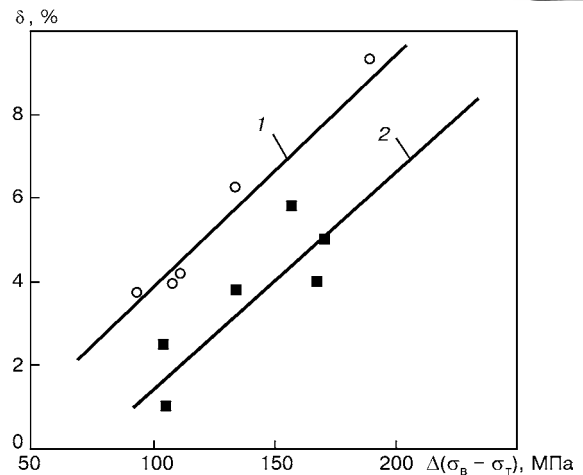


Рис. 4. Взаимосвязь между относительным удлинением и уровнем деформационного упрочнения паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием комплексных припоев на основе #1 + Rene-142: 1 — 20 % Ni12; 2 — 15 % Ni12

Данные статистической обработки результатов испытаний ПС на растяжение при температуре 20 °С, полученных с использованием борсодержащих припоев без кремния и с кремнием, представлены на рис. 3. Зафиксировано заметное различие не только в уровне, но и в стабильности значений прочности. Более 60 % испытанных образцов, спаянных комплексным припоем, содержащим кремний, имели временное сопротивление, соответствующее таковому основного металла.

Кривая $N = f(\sigma)$, характеризующая повторяемость значений прочностных свойств паяных соединений, выполненных комплексным припоем, содержащим одновременно кремний и бор, располагалась правее и значительно выше кривой $N = f(\sigma)$, описывающей свойства ПС, полученных с использованием стандартного припоя #1 + 60 % Rene-142. Это подтверждается взаимосвязью между относи-

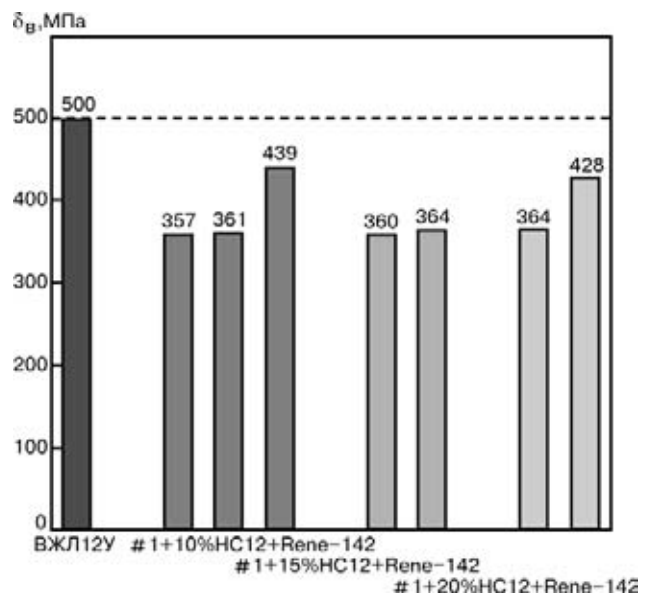


Рис. 5. Прочность паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с применением комплексных припоев #1 + 60 % Rene-142, содержащих Ni12 при 900 °С; штриховой линией обозначено $\sigma_{0.2} = 500$ МПа основного металла ВЖЛ12У после отжига при 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч

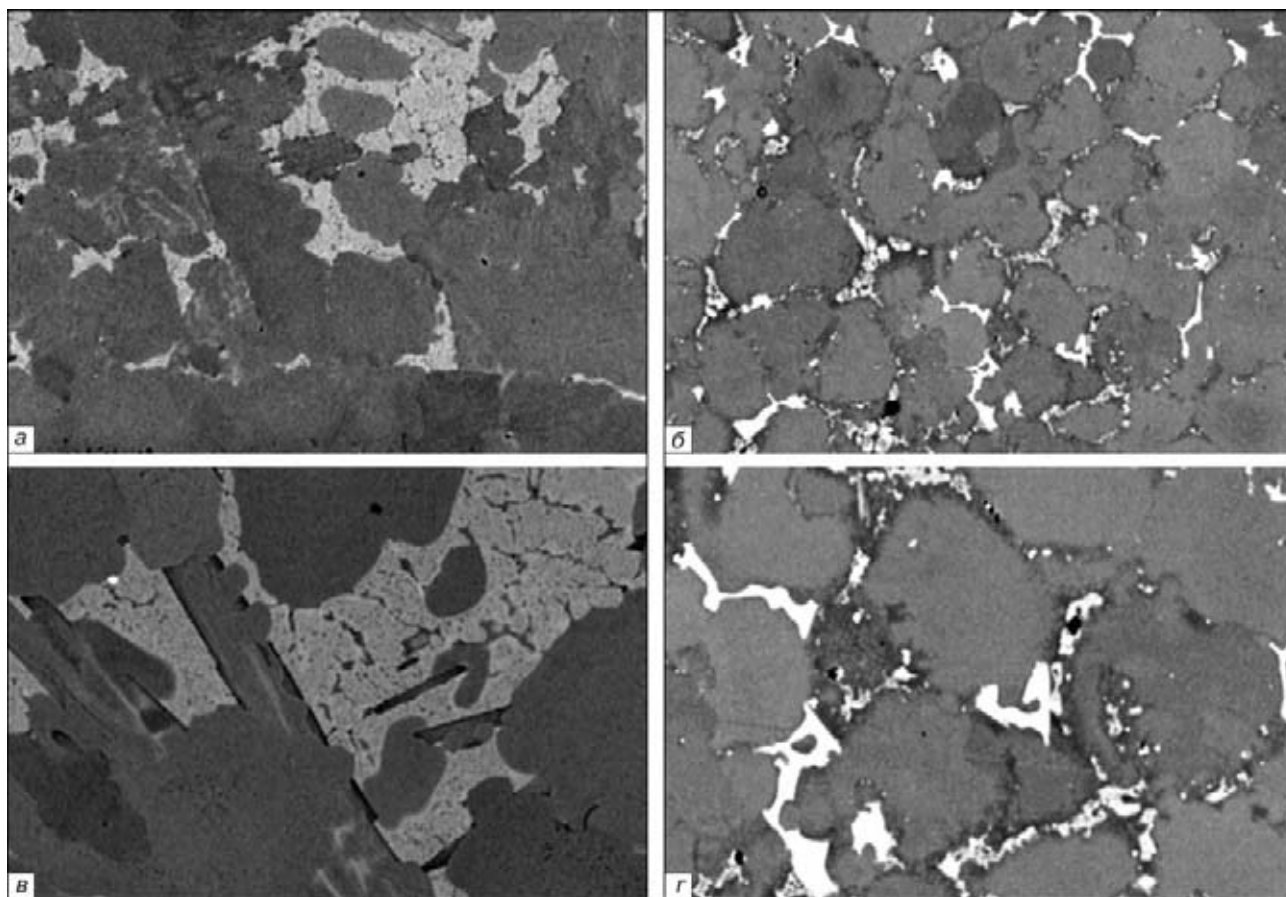


Рис. 6. Микроструктура металла швов, полученных в процессе кристаллизации после изотермической пайки при 1210 °С, 20 мин, с применением композиционных припоев: а, в — #1 + 60 % Rene-142; б, г — #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142; а, б — $\times 200$; в, г — $\times 500$

тельным удлинением и уровнем деформационного упрочнения паяных соединений сплава ВЖЛ12У (рис. 4). При увеличении количества кремнийсодержащего припоя в ПС относительное удлинение образцов возрастало.

Если относительное удлинение ПС, полученных с использованием бинарных систем борсодержащих припоев, составляло 1,0...2,3 %, то введение 15...20 мас. % припоя HC12 в паяльную композицию позволило добиться удлинения образцов, равного 4...7 % (рис. 4).

Высокая прочность металла шва и линии сплавления обеспечивала паяным соединениям нужный запас пластичности за счет деформации основного металла. Разрушение образцов происходило не столько по металлу паяного шва, сколько по линии сплавления шва с основным металлом.

Сравнительно небольшое количество вводимого в стандартный припой 40 % #1 + 60 % Rene-142 порошка HC12 обеспечивало паяным соединениям сплава ВЖЛ12У большую надежность в плане затрачиваемой работы разрушения (оценивалось по характеру кривой деформационного упрочнения при растяжении паяного образца).

Наиболее стабильную вязкость разрушения имели ПС, полученные с присадкой 15...20 мас. % HC12 в комплексный припой, при этом более высокая технологическая пластичность достигнута после изотермической пайки при 1210 °С.

Комплексный припой, содержащий одновременно бор и кремний, характеризуется эффективной смачивающей способностью контактируемых поверхностей и порошинок припоя. Он обеспечивает оптимальный фазовый состав и морфологию упрочняющих фаз, равномерно распределенных в металле шва. Кремний повышает офлюсовывающую способность расплава припоя [6], благодаря чему улучшается смачиваемость поверхности паяемых пластин и текучесть припоя, заполняющего зазор, возрастает плотность закристаллизовавшегося расплава, устраняется литейная микропористость.

Высокотемпературные испытания на растяжение ПС сплава ВЖЛ12У сечением 3,0 $\times$ 2,5 мм и длиной рабочей части 35 мм проводили на воздухе при температуре 900 °С на современной установке MTS-810, оснащенной электронной системой снятия показаний с исследуемого образца и записи кривой деформирования в координатах σ (МПа) - ϵ (%). Результаты испытаний приведены на рис. 5. Минимальный уровень добротности соединений при 900 °С составил 72, максимальный — 87 %.

Существенного различия в значениях прочности ПС в зависимости от количества введенного в комплексный припой порошка HC12 не отмечено. Относительное удлинение при температуре 900 °С не превышало 2 %; разрушение происходило всегда по металлу шва.

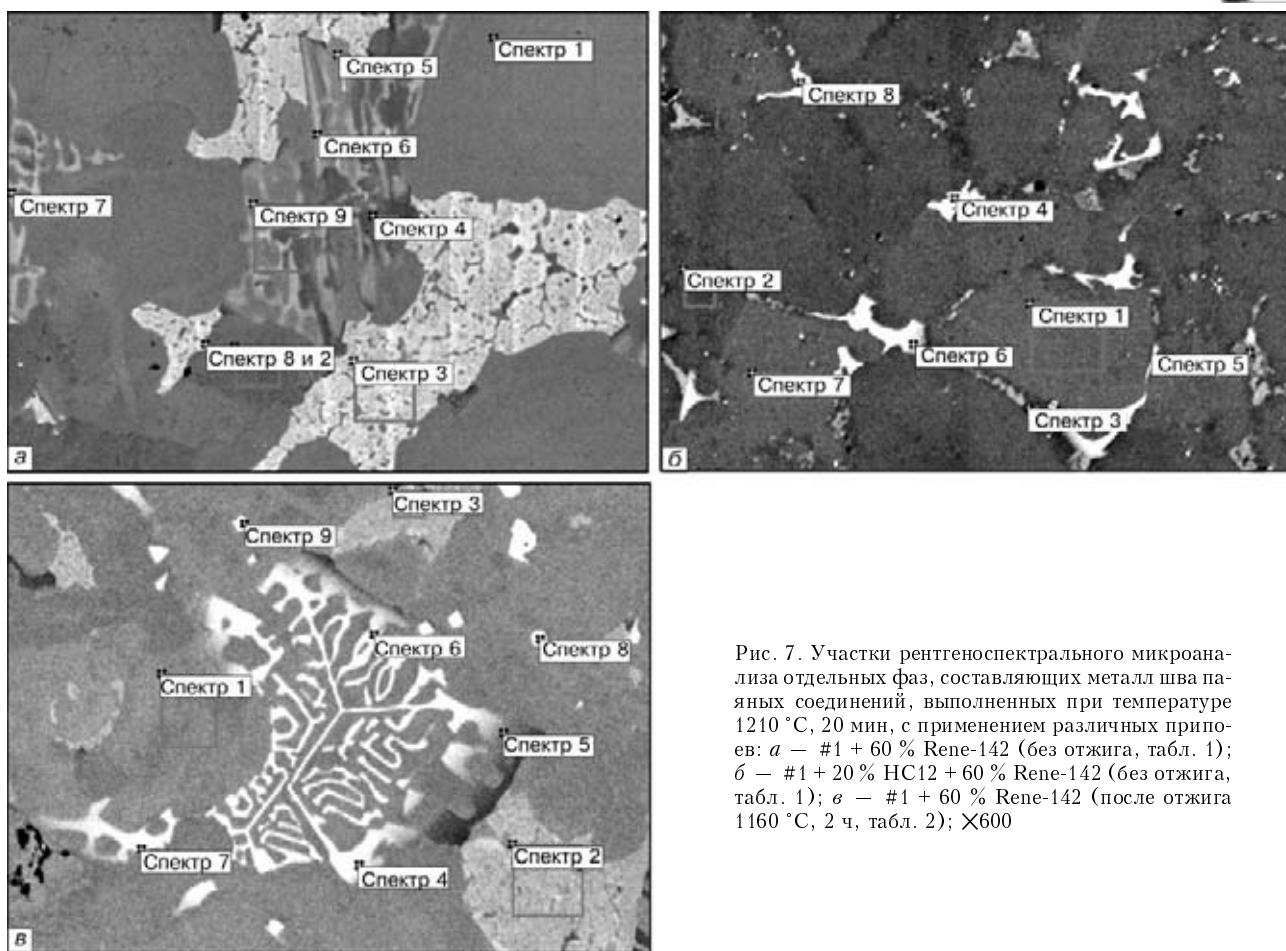


Рис. 7. Участки рентгеноспектрального микроанализа отдельных фаз, составляющих металл шва паяных соединений, выполненных при температуре 1210 °С, 20 мин, с применением различных припоев: а — #1 + 60 % Rene-142 (без отжига, табл. 1); б — #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 (без отжига, табл. 1); в — #1 + 60 % Rene-142 (после отжига 1160 °С, 2 ч, табл. 2); $\times 600$

Металлографические исследования. Анализ кратковременной прочности паяных соединений проводили в зависимости от микроструктуры металла

швов. Обнаружены довольно крупные выделения карбидных фаз, которые вследствие высокой микротвердости способствовали хрупкому разрушению

Таблица 1. Химический состав различных фаз в металле швов паяных соединений, полученных с применением двух видов припоев в процессе изотермической пайки при $T = 1210$ °С, 20 мин (без последующего отжига)

Система припоя	Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %											
		C	Al	Si	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	Hf	Ta	W	Re
#1 + 60 % Rene-142	1	—	5,33	—	11,3	5,98	9,87	64,73	0,67	—	—	2,13	—
	2	2,02	4,93	—	10,84	8,14	9,05	62,96	0,31	—	—	1,75	—
	3	—	2,36	—	7,45	6,77	11,2	63,91	0,49	2,22	5,6	—	—
	4	—	4,65	—	8,85	7,96	9,68	65,85	—	—	1,07	1,93	—
	5	4,05	4,29	—	7,77	7,54	9,04	63,58	0,34	—	1,76	1,62	—
	6	3,61	—	—	55,1	4,4	5,57	10,98	3,37	—	—	9,9	7,08
	7	3,37	—	—	60,53	3,87	4,93	6,56	3,26	—	—	9,57	7,92
	8	3,17	1,92	—	6,26	5,49	11,04	60,72	0,41	3,54	6,62	0,83	—
	9	—	3,38	—	23,09	7,16	8,17	50,65	0,99	—	—	4,26	2,3
#1 + 20 % HC12 + + 60 % Rene-142	1	2,68	4,62	1,9	6,82	0,43	8,9	64,26	1,05	—	2,54	3,47	3,32
	2	2,15	4,46	2,19	6,9	0,55	9,14	66,07	0,76	1,52	2,06	3,34	2,39
	3	3,65	2,49	3,77	6,01	0,64	9,9	66,99	—	—	3,39	1,63	—
	4	4,45	—	—	36,62	—	3,5	5,48	7,74	—	—	16,42	25,79
	5	3,39	0,81	—	5,36	—	11,47	68,95	—	—	10,01	—	—
	6	9,47	—	—	31,01	—	4,77	8,25	11,37	—	4,48	16,89	13,77
	7	2,5	4,49	1,65	6,79	0,56	9,25	65,39	0,63	—	2,66	4,17	1,9
	8	5,03	—	—	30,34	—	2,71	6,57	8,2	—	0,44	22,41	24,3



Таблица 2. Химический состав металла основных фаз закристаллизовавшегося металла шва, полученного с применением припоя 40 % #12 + 60 % Rene-142 после отжига 1160 °С, 2 ч

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %												
	C	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1	1,62	6,23	4,35	6,93	0,68	11,3	66,26	0,51	1	—	1,13	—	—
2	2,14	0,84	5,31	8,32	0,65	19,99	53,77	2,05	0,81	3,83	1,7	0,59	—
3	2,6	0,88	5,29	8,1	0,95	20,45	54,67	1,96	0,61	3,12	1,35	—	—
4	7,86	—	2,63	36,0	0,46	5,26	6,65	1,37	26,72	—	0,98	8,59	3,48
5	5,48	—	2,16	50,1	0,42	7,1	7,24	0,78	18,47	—	0,65	4,47	3,13
6	5,19	0,38	2,71	29,07	0,26	5,94	15,78	0,47	24,95	—	1,36	9,47	4,43
7	6,4	0,29	2,44	30,61	0,42	4,72	7,83	1,38	28,81	1,24	0,34	11,45	4,07
8	18,96	—	24,78	1,06	—	0,49	3,01	10,56	7,28	—	25,17	8,69	—
9	17,68	0,39	25,11	0,86	0,16	0,55	3,14	11,17	6,44	—	25,56	8,94	—

при нагружении. Карбидные фазы возникали при кристаллизации металла шва в процессе охлаждения ПС.

Для обоснования выбора комплексного припоя #1 + Rene-142 с добавлением порошка HC12 выполнили следующий эксперимент. На никельхромовую подложку наносили различные типы припоев и производили изотермическую пайку в вакууме при 1210 °С в течение 20 мин.

После затвердевания базового припоя #1 + Rene-142 в матричном растворе обнаружены грубые карбобориды хрома $Cr_{21}(W, Mo, Re)_2(C, B)_6$ (с массовой долей Cr — (55...60), W — (9...10), Mo (3...3,5), Re (7...8)%) эвтектического типа и развитые пограничные эвтектики ($\gamma-\gamma'$), имеющие в составе преимущественно никель, гафний, тантал — элементы, стабилизирующие γ' -фазу (рис. 6, а, в; 7, а; табл. 1). Дендритная структура металла шва не зафиксирована в отличие от припоя, дополнительно содержавшего HC12.

Образец ПС, в котором использовали комплексный припой #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142, получен в том же эксперименте без применения HC12.

После кристаллизации металл комплексного припоя имел дендритную равноосную структуру с размером ячейки примерно 30...50 мкм (рис. 6, б, г). В структуре шва отсутствовали грубые карбидные эвтектические фазы; выделения вторичных фаз представляли собой пограничные карбиды и частицы γ' -эвтектической фазы, распределенные дискретно. Карбидные фазы соответствовали соединениям типа Me_3C , которые, по сути, являются формой кубических карбидов Me_6C в сплавах, содержащих достаточное количество хрома, вольфрама, молибдена, рения (рис. 7; табл. 1).

В результате введения в базовый припой порошка HC12 наряду с кремнием в металл шва дополнительно поступало приблизительно до 17 мас. % никеля. Таким образом, уменьшалась степень легирования шва, в структуре затвердевавшего припоя образовывались преимущественно γ -раствор и карбидные фазы цементитного типа. При этом возникала четкая дендритно-ячеистая структура, характерная для доэвтектических никелевых сплавов [12].

При использовании композиционного припоя #1 + Rene-142 после завершающей двухступенчатой

Таблица 3. Химический состав металла основных зон паяного соединения, сформированного с применением припоя 20 % HC12 + 20 % #1 + 60 % Rene-142 при 1220 °С (10 мин) и отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч

Исследуемые зоны паяного соединения	Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %											
		Ni	Al	Co	Ti	Cr	W	Mo	Ta	C	Nb	Re	Si
ВЖЛ12У	Состав сплава (штатный)	Основа	5,0...5,7	12,0...15,0	0 4,2...4,7	8,5...10,5	1,1...1,8	2,7...3,4	—	0,12...0,2	0,5...1,0	—	—
Металл основы	2	61,88	5,3	14,11	4,84	9,48	1,75	2,64	—	—	—	—	—
Металл диффузионной зоны	3	63,0	4,8	13,6	3,70	9,11	1,42	2,56	—	—	0,8	0,32	0,64
Металл шва	4	67,98	4,0	9,36	1,44	6,33	2,74	1,08	3,06	—	—	1,25	2,76

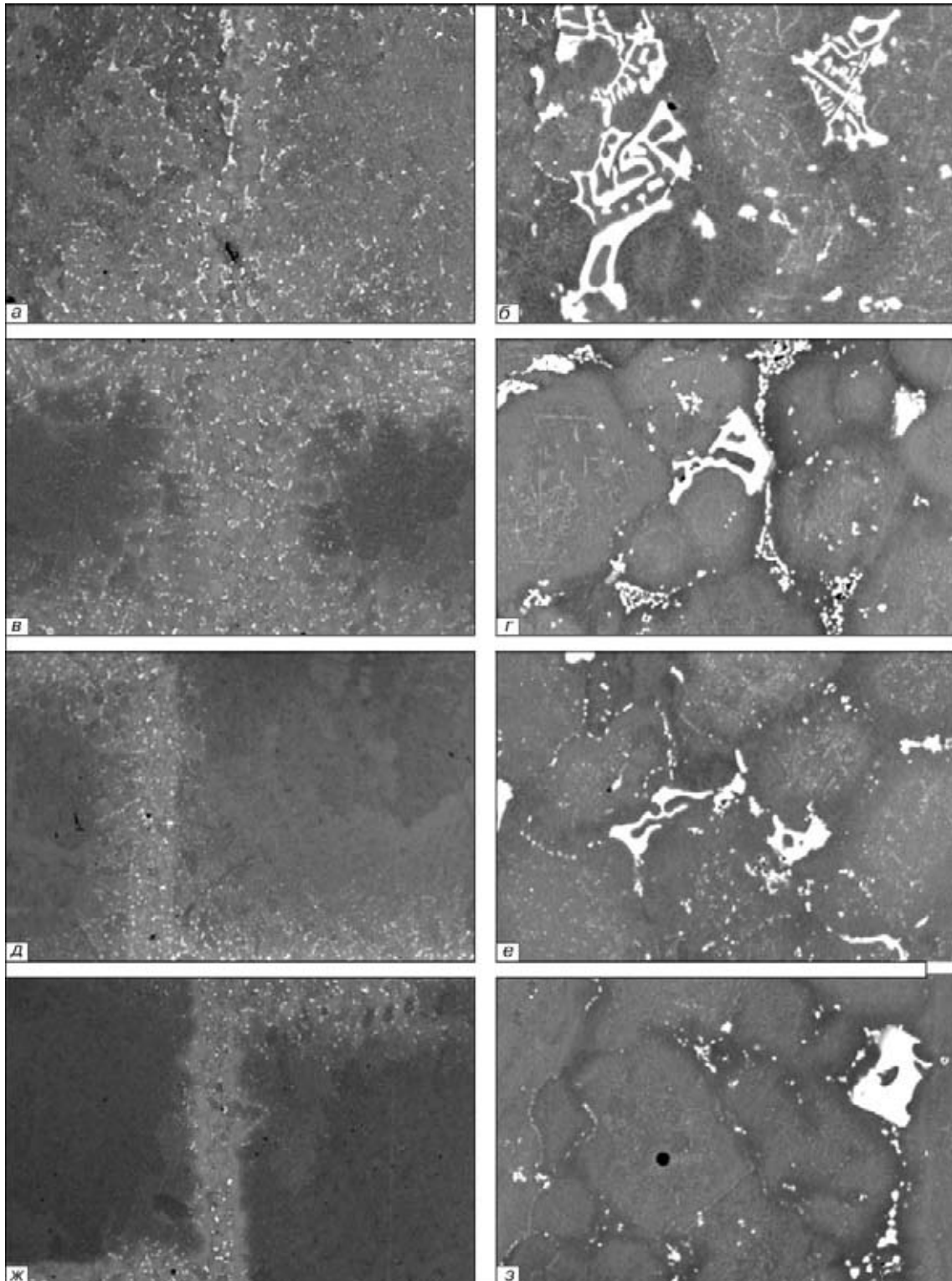


Рис. 8. Микроструктура металла паяных соединений, сформированных при температуре 1210... 1220 °С (20... 10 мин) и отожженных по двухступенчатому режиму с применением комплексных припоев типа #1 + 60 % Rene-142: а, б — без HC12; в, г — с 15 % HC12; д, е — с 20 % HC12; ж, з — с 25 % HC12; а, в, д, ж — $\times 25$; б, г, е, з — $\times 500$

термообработки при испытаниях на растяжение не удавалось полностью предотвратить хрупкое разрушение ПС из-за наличия в металле шва крупных карбидных (карбоборидных) фаз $\text{Me}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$. Эти фазы, характеризующиеся микротвердостью 12000... 15000 МПа, оставались довольно стабильными при температуре гомогенизации и служили очагами транскристаллитного разрушения при наг-

ружении. В металле швов сохранялись остаточные первичные комплексные карбиды штрихового типа MeC , содержащие хром, никель, молибден, вольфрам, титан, тантал. Указанные карбиды менее стабильны из-за их неравновесности.

Штриховые карбиды характеризуются значительной энергией раздела фаз, поэтому при высокотемпературной термической обработке ветви дро-

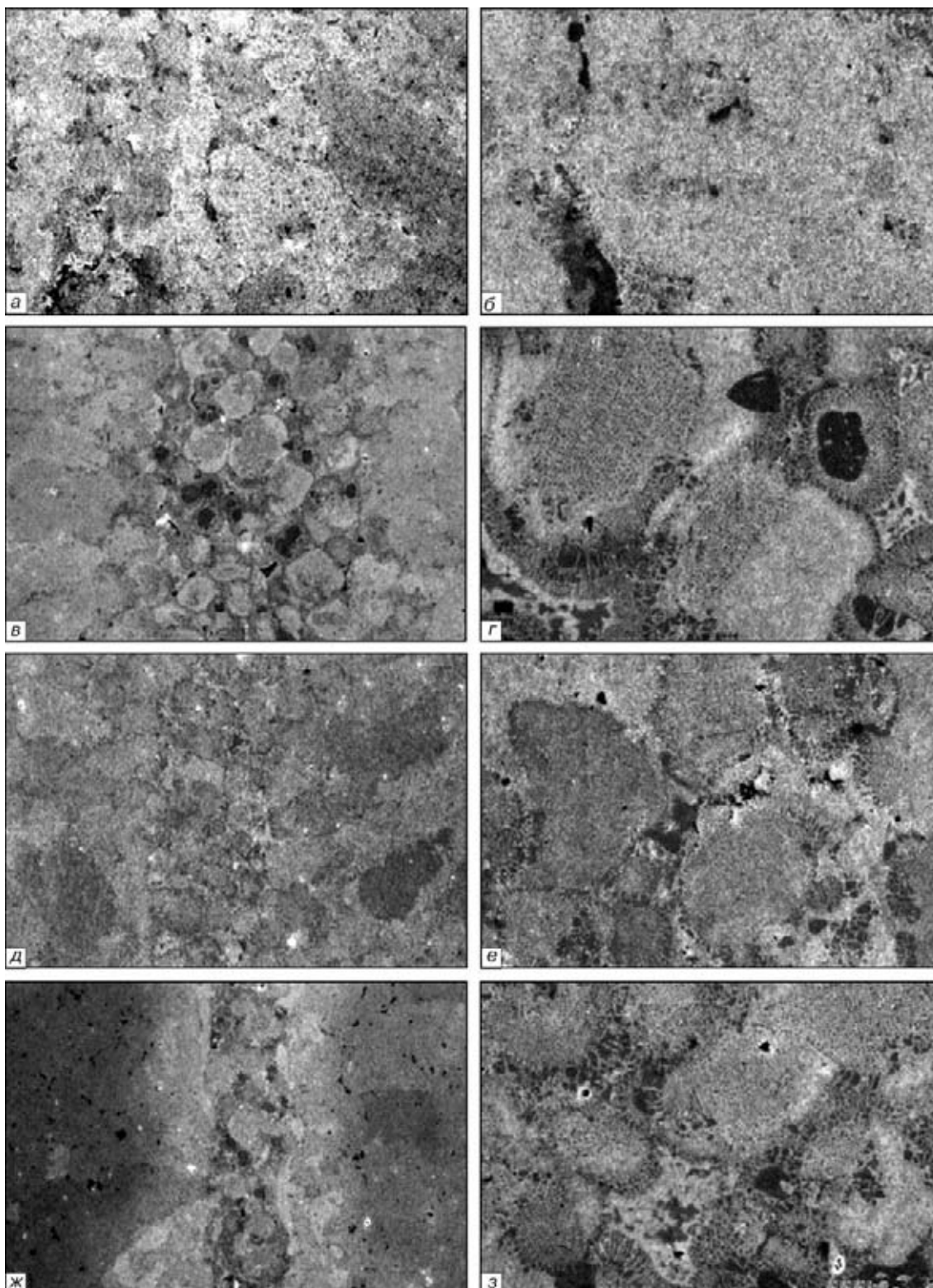


Рис. 9. Микроструктура металла (после химического травления) ПС, сформированных при температуре 1210...1220 °С (20...10 мин) и отожженных по двухступенчатому режиму с применением комплексных припоев типа #1 + HC12 + 60 % Rene-142 с различным количеством кремнийсодержащего припоя: а, б — 10 % HC12; в, г — 15 % HC12; д, е — 20 % HC12; ж, з — 25 % HC12; а, в, д, ж — $\times 100$; б, г, е, з — $\times 500$

баться, и образуются карбиды другой морфологии. Момент начала распада сложного карбида эвтектического типа показан на рис. 7, в; табл. 2. Новые карбиды $Me_{23}C_6$ обнаружены по периферии первичного карбида, а дисперсные типа MeC — в матрице шва.

В базовом композиционном припое #1 + 60 % Rene-142 массовая доля бора в металле шва составляла около 1 %. Вследствие введения HC12, когда количество кремния в комплексном припое достигло 1,2...3 мас. %, содержание бора снизилось от 1 до 0,6...0,375 мас. %, а кремний растворился в ме-

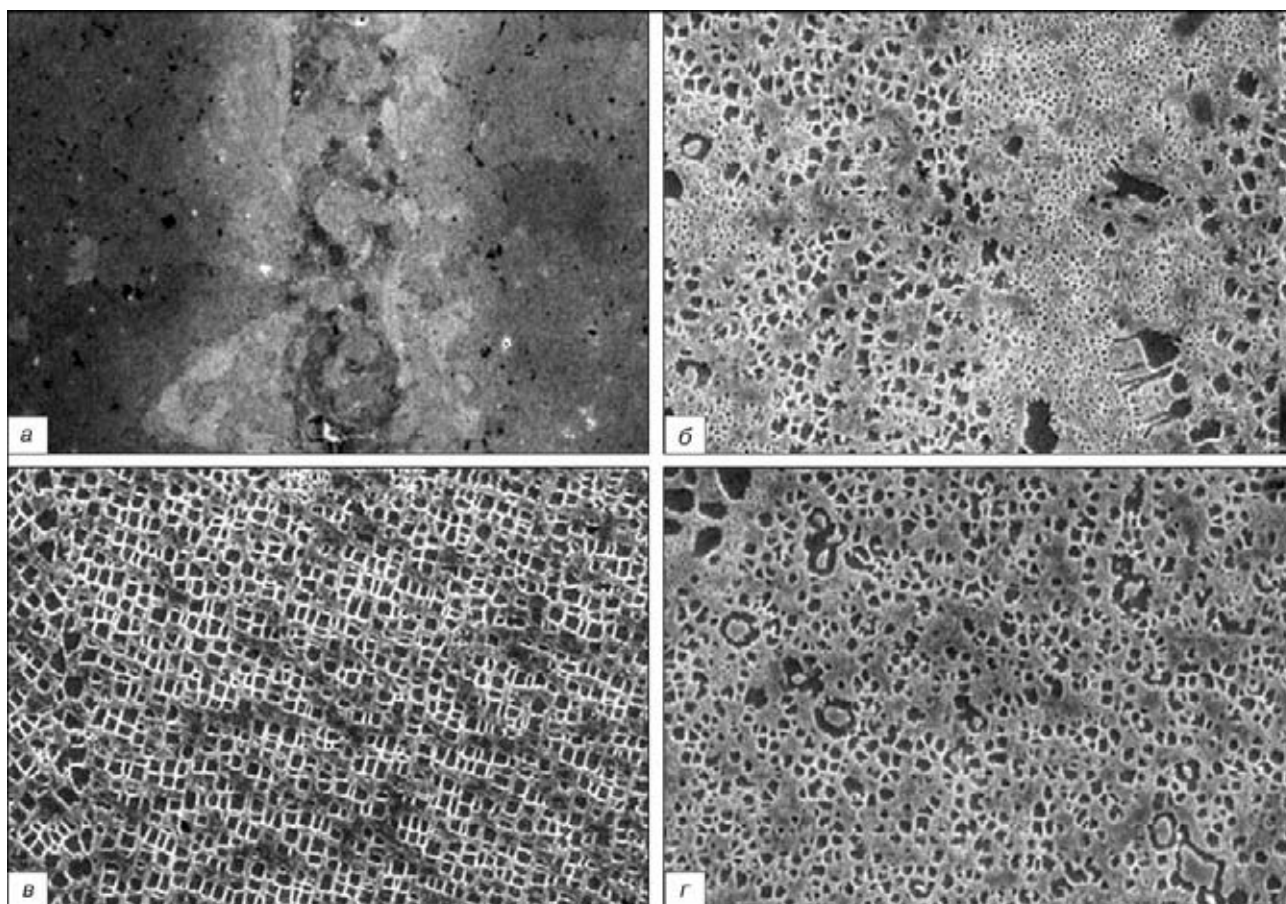


Рис. 10. Микроструктура (X200) металла основных зон паяного соединения, сформированного с применением композиционного припоя #1 + HC12 + Rene-142: *a* — общий вид соединения; *б* — шов; *в* — основной сплав; *г* — диффузионная зона

талле паяного шва. Относительно небольшое содержание депрессантов в использованных системах припоев исключало образование чистых боридов, тем более силицидов, в закристаллизовавшемся металле паяных швов.

Основным фактором, характеризующим благоприятное воздействие кремния на структуру металла шва ПС, является уменьшение проникающей способности активного борсодержащего припоя в термически нестабильную основу. При высокотемпературной пайке без зазора формируемый шов с крем-

нием приобретал более четкие контуры при меньшей ширине из-за ограниченной диффузии бора через границу раздела в основу (табл. 3). Уменьшение ширины шва находилось в пропорциональной зависимости от количества вводимого депрессанта — кремния (рис. 8). Размер зерна закристаллизовавшегося металла уменьшался при увеличении массовой доли порошка HC12.

Кремний изменяет морфологию карбидной фазы и подавляет выделение карбидов эвтектического типа (рис. 8, *б-е*). Он остается преимущественно в

Таблица 4. Химический состав металла основных фаз закристаллизовавшегося металла шва, полученного с применением припоя #1 + 10 % HC12 + 60 % Rene-142

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %													
	C	Al	Si	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1	—	5,85	1,33	1,40	0,39	8,07	11,64	64,70	—	1,11	0,84	—	2,93	1,74
2	1,79	4,97	1,06	1,68	—	7,42	11,94	63,96	—	1,00	1,66	1,64	1,76	1,12
3	3,59	0,38	—	3,11	—	2,28	13,35	58,26	—	—	13,93	3,72	0,46	0,91
4	2,76	0,17	—	1,12	1,60	20,46	3,57	5,66	—	26,39	0,60	2,87	27,33	7,45
5	3,72	0,32	7,54	1,76	—	1,11	6,53	40,95	1,92	0,46	27,57	6,36	1,40	0,38
6	4,85	0,15	—	0,91	1,41	17,18	2,81	5,14	—	25,07	0,91	2,84	32,34	6,40
7	3,75	6,3	0,74	4,02	—	2,28	7,62	66,67	0,80	0,35	2,92	4,22	0,32	—
8	4,43	0,28	—	0,83	1,12	17,41	2,92	5,36	—	25,29	1,28	2,32	32,98	5,79
9	4,00	0,42	—	0,92	1,36	38,52	6,66	10,66	0,92	16,72	—	1,04	11,78	6,99



Таблица 5. Химический состав разных фаз в металле шва, полученного с применением припоя #1 + NC12 + 60 % Rene-142 при различных режимах пайки

Режим пайки	Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %													
		C	Al	Si	Ti	V	Cr	Co	Ni	Hb	Mo	Nf	Ta	W	Re
1220 °C, 10 мин	1	–	4,53	0,67	2,73	–	7,74	11,62	65,59	0,58	1,56	–	2,57	2,40	–
	2	–	4,70	0,07	2,16	–	8,52	11,45	63,33	–	0,81	–	3,92	5,02	–
	3	–	4,55	1,78	2,93	–	6,68	11,83	68,68	0,63	1,46	0,48	–	0,97	–
	4	5,66	–	–	1,34	1,89	24,63	3,80	4,37	–	30,29	–	1,84	18,88	7,31
	5	6,93	–	–	4,59	1,02	15,48	3,64	11,65	1,43	19,79	0,62	15,50	14,48	4,87
	6	4,32	0,82	–	1,70	1,50	18,91	4,88	21,39	0,76	21,24	–	1,62	18,08	4,77
	7	6,12	2,16	1,27	6,08	–	9,56	10,01	41,43	2,98	1,59	2,35	15,05	1,40	–
1210 °C, 20 мин	1	0,54	5,61	0,73	2,16	–	7,62	11,03	64,66	0,32	2,17	–	1,97	2,77	0,40
	2	1,06	4,76	0,92	1,85	–	9,24	13,7	63,05	0,61	1,62	–	1,26	1,94	–
	3	0,80	6,04	1,09	2,85	–	6,48	10,86	65,40	0,61	1,15	–	2,18	1,50	1,03
	4	10,9	0,47	1,11	15,20	–	1,47	2,19	13,40	4,31	1,76	1,10	45,20	2,94	–
	5	5,82	0,23	–	1,23	1,93	15,86	2,79	5,58	0,47	32,18	0,67	1,44	27,47	4,33
	6	13,73	0,26	2,84	16,99	–	1,81	1,64	9,15	5,31	2,62	1,43	40,32	3,90	–
	7	11,40	0,42	2,19	17,80	–	1,22	1,74	10,60	5,40	2,04	2,36	40,90	3,83	–

матрице шва или входит в состав дисперсных карбидных фаз MeC. Характер выделения карбоборидных фаз показан на рис. 9, 10.

Кремний существенно снижает значения температур ликвидуса и солидуса припоя, а также растворения карбидных фаз [13]. В отсутствие депрессантов температура полного растворения γ' -фазы высоколегированного сплава Rene-142 составляет около 1260... 1270 °C. Однако наличие кремния способствует снижению температуры растворения как первичных карбидов эвтектического типа и карбидов Me₆C, так и температуры растворения метастабильной пограничной γ - γ' -фазы. Поэтому после кристаллизации припоя #1 + 20 % NC12 + 60 % Rene-142 и последующей термообработки (1160 °C, 2 ч + 1050 °C, 2 ч) в структуре металла шва происходили частичные карбидные превращения. Рыхлые (γ - γ')-эвтектики и крупные карбидные фазы не обнаружены.

Наличие в припое гафния (из порошка наполнителя) влияет на структурное состояние металла швов, сформированных с добавками кремния. Даже в небольших количествах гафний воздействует на специфику образующихся карбидов и их термостабильность.

Легирование припоя γ' -образующими элементами (титан, ниобий, гафний) приводит к обогащению междендритных областей с образованием эвтектической γ' -фазы.

При температуре 1100... 1245 °C активно растворяется высокодисперсная упрочняющая γ' -фаза, в результате чего происходит диффузионное перераспределение легирующих компонентов. Это усиливает протекание карбидных превращений в матричном растворе.

Гафний видоизменяет штриховую морфологию карбидов MeC в ограниченную полиэдрическую. Присутствие гафния в сплавах способствует образованию при высоких значениях температуры наряду с карбидами (Nb, Ti)C, Me₆C других структурных

Таблица 6. Химический состав основных фаз закристаллизовавшегося металла шва, полученного с применением припоя 25 % NC12 + 15 % #1 + 60 % Rene-142

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %														
	C	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1	–	4,05	2,29	1,01	–	7,40	–	9,51	67,04	–	1,41	–	1,90	3,17	2,24
2	2,37	2,26	3,73	1,29	–	8,74	0,52	12,20	66,97	–	0,98	–	–	–	0,94
3	2,30	5,30	2,75	1,74	–	3,87	–	7,29	70,45	–	–	–	3,00	3,30	–
4	2,80	2,12	3,41	1,29	–	8,66	0,69	12,18	67,33	–	0,37	–	–	1,14	–
5	4,27	–	–	0,92	0,72	22,22	–	3,78	6,82	0,68	24,53	–	3,42	21,53	11,10
6	3,69	–	–	2,59	–	1,12	–	4,14	37,00	1,69	1,02	18,89	23,97	5,89	–
7	4,27	–	–	2,52	–	1,13	–	4,22	36,74	2,31	0,97	19,22	23,84	4,77	–
8	5,56	–	–	0,84	0,56	8,15	–	7,03	13,55	–	21,29	–	5,45	26,38	11,20
9	4,67	3,17	2,72	0,84	–	7,87	0,41	10,69	65,02	–	0,98	–	–	1,52	2,10



Таблица 7. Химический состав основных фаз закристаллизовавшегося металла диффузионной зоны, полученного с применением припоя #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %												
	C	Al	Si	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
1	—	4,48	1,15	1,28	0,47	7,90	11,75	65,45	—	1,89	1,97	2,52	1,13
2	—	4,44	1,13	1,59	—	8,33	11,72	66,58	—	1,49	1,32	3,40	—
3	—	3,99	2,63	1,30	—	7,72	11,08	68,24	—	1,40	—	2,00	1,63
4	13,19	1,14	—	12,83	0,56	3,25	3,53	22,93	3,91	3,67	29,7	5,31	—
5	12,11	1,75	0,77	11,17	0,56	2,65	4,05	31,97	3,53	1,46	27,75	2,23	—
6	10,55	1,97	0,73	5,30	0,54	7,99	5,09	31,97	1,80	7,05	17,78	7,24	1,97
7	13,86	0,78	0,90	17,42	—	1,46	1,89	16,18	6,35	2,22	34,93	4,01	—

составляющих, представляющих собой сложные эвтектики в межосных областях, обогащенных гафнием. Основу эвтектик составляет интерметаллид Ni_nHf_m (50 % Ni–28 % Hf, –0,6 % Al–6,6 % Co, –3,8 % W–5,8 % Nb–0,5 % Ti). Указанные эвтектики растворяются при высокой температуре, характерной для вакуумной изотермической пайки никелевых ЖС.

При изотермической выдержке выше 1100 °C в системах с гафнием протекают процессы растворения неравновесных карбидов типа $MeC-(Ti, Nb)C$ (прежде всего штриховой морфологии) с одновременным образованием карбидов типа $Me_6C-(Ni_3W_3)C$ и структурно стабильных карбидов $MeC-(Nb, Hf, Ti)C$. Вследствие низкой растворимости вольфрама в γ' -фазе при распаде $(\gamma-\gamma')$ -эвтектик в условиях высокой температуры вольфрам обогащает области, прилегающие к эвтектической фазе, способствует образованию карбидов Me_6C , непосредственно примыкающих к эвтектическим колониям, в объеме дендрита. В результате двухступенчатой термообработки карбиды Me_6C растворяются и выделяются из пересыщенного раствора в виде дисперсных глобулярных частиц.

Совместное влияние кремния, гафния, никеля определяет микроструктуру металла сформированных швов. Введение 17 % никеля (с порошком HC12) способствует уменьшению относительной концентрации легирующих элементов и количества углерода в металле шва, кремния — снижению температуры солидуса, гафния — вытеснению из межфазных границ хрома и вольфрама. Поэтому в швах с добавкой HC12 присутствовала незначительная объемная доля карбидных фаз, представляющих собой преимущественно двойные Me_6C и дисперсные MeC карбиды. Количество карбидных фаз снижалось с увеличением доли вводимого порошка HC12.

После двухступенчатой термообработки ПС при введении в базовый припой #1 + 60 % Rene-142 10 мас. % порошка HC12 содержание кремния в матричном растворе достигало 0,66...1,33 мас. %. В структуре металла шва присутствовали карбидные фазы с размером зерна 10...20 мкм. Крупные частицы соответствовали типу Me_6C (на основе вольфрама, хрома, молибдена, рения). Микротвер-

дость данных фаз изменялась в пределах 14400...21000 МПа (с увеличением количества вольфрама). В матрице обнаружены единичные выделения серого цвета с микротвердостью 6600...6800 МПа, подобные интерметаллидным включениям типа Ni_nHf_m .

Таким образом, небольшие добавки кремния в качестве депрессанта в борсодержащую систему способствовали уменьшению общего количества карбидных фаз, подавлению образования кабообридных эвтектик, при этом сохранялись относительно крупные частицы Me_6C (рис. 10; табл. 4).

Матричный раствор металла шва и зона взаимной диффузии имели микротвердость соответственно 4010 и 4030 МПа при микротвердости основы 4100 МПа. Этот факт свидетельствует о слабом дисперсионном упрочнении, т. е. о еще незначительных процессах карбидного распада в металле паяного шва при термической обработке.

Образовавшиеся фазы имели дискретный характер; выявлялись они в виде мелких игл (Me_6C) или дискретных включений MeC на основе тантала, гафния, титана (рис. 10; табл. 5).

Растворение и выделение новых фаз способствует возникновению напряжений в матрице и ее пластической деформации (фазовому наклепу). Поэтому микротвердость матрицы ПС, сформированного при 1220 °C (10 мин) с применением припоя #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 и затем отожженного, возросла до 4510...4615 МПа. Микротвердость отдельных скоагулированных фаз типа Me_6C (на основе молибдена, вольфрама, хрома) достигала 28800 МПа (рис. 10, в; табл. 5).

Увеличение длительности изотермической пайки от 10 до 20 мин при температуре 1210 °C создавало условия для более полного растворения пограничных фаз и протекания карбидных превращений в матрице припоя с 20 % HC12. После термообработки закристаллизовавшийся металл шва представлял собой гомогенный раствор с редкими выделениями двойных карбидов Me_6C и дисперсными полиэдрическими карбидными частицами MeC (микротвердостью 26600 МПа). Частицы MeC на основе тантала (до 40 %) с гафнием, титаном, ниобием являются продуктом распада первичных

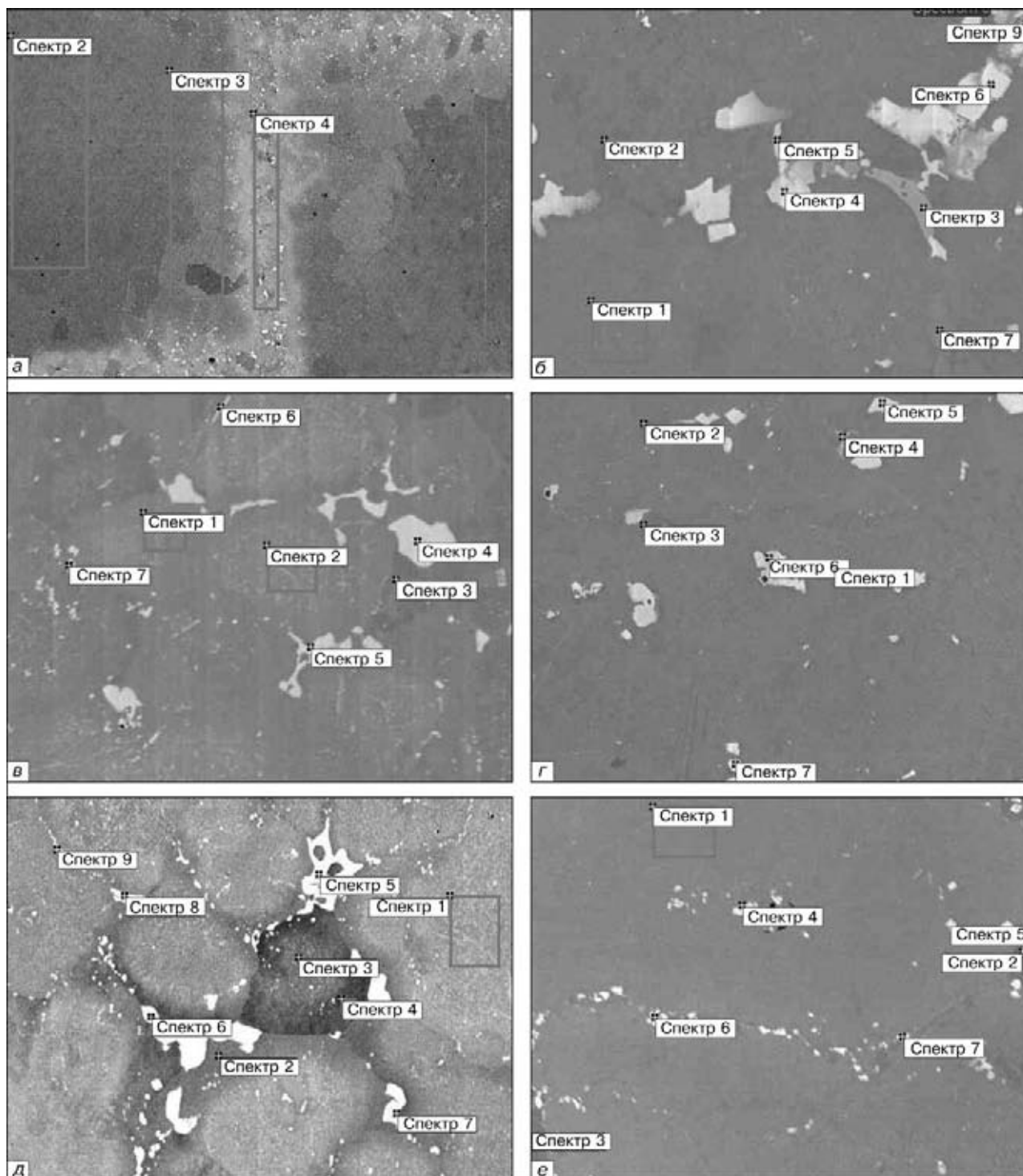


Рис. 11. Области рентгеноспектрального микроанализа полученных зон паяных соединений: а – ВЖЛ12У/ #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142 (табл. 3, $\times 25$); б – металл швов, полученных с применением припоев #1 + 10 % НС12 + 60 % Rene-142 (табл. 4, $\times 400$); в – #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142 при 1220 °С (10 мин) (табл. 5, $\times 400$); г – #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142 при 1210 °С (20 мин) (табл. 5, $\times 400$); д – #1 + 25 % НС12 + 60 % Rene-142 (табл. 6); е – металл диффузионной зоны (табл. 7, $\times 400$)

штриховых карбидных фаз и высокотемпературных междендритных эвтектик, структурно стабильными при дальнейшей эксплуатации при высокой температуре (рис. 10, г; табл. 5).

При большей продолжительности пайки процесс карбидообразования протекал полнее, микротвердость матричного раствора составила 4400 МПа. В условиях пайки 1210 °С, 20 мин, образцы паяных соединений с 20 % НС12 показали при 20 °С доб-

ротность 102...112 % и относительное удлинение 6,25...7,2 %.

Увеличение массовой доли порошка НС12 в комплексном припое до 25 % дало хорошие результаты по прочности ПС ($D = 97$ %), однако пластичность при этом снизилась до 1,70...3,75 %.

Содержание кремния в матрице достигало 2,3, а вблизи границ зерен возрастало до 3,4 мас. %. Судя по структуре металла сформированного шва,

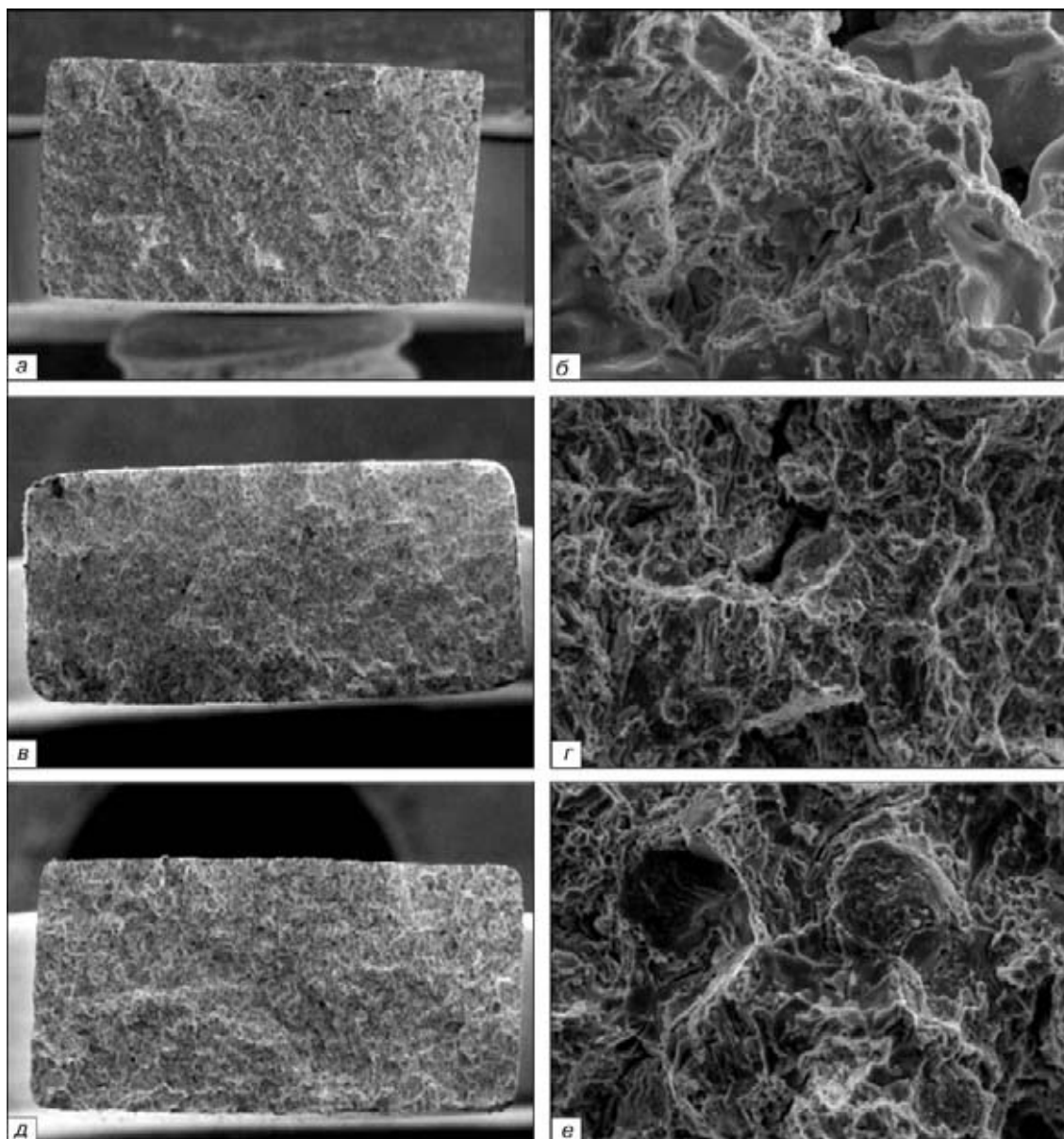


Рис. 12. Картина разрушения образцов паяных соединений, полученных с использованием комплексного припоя типа #1 + HC12 + Rene-142 при одноосном растяжении с различным содержанием кремнийсодержащего припоя: а, б — без HC12 ($D = 40\%$); в, г — с 15% HC12 ($D = 96\%$); д, е — с 25% HC12 ($D = 97\%$): а, в, д — $\times 23$; б, г, е — $\times 500$

в пограничных областях сохранились редкие скоагулированные частицы Me_6C и выделения интерметаллидных фаз типа Ni_nHf_m , содержащие тантал, гафний, никель, титан (табл. 6; рис. 10, д). Наличие пограничной γ -эвтектической фазы, окантовывающей карбиды и интерметаллиды, свидетельствовало о начале процесса растворения упрочняющих фаз, крупных карбидов и выделения более дисперсных карбидов. Продолжительность изотермической выдержки при пайке была недостаточной для полного растворения исходных карбидов и выделения полностью диспергированных фаз (рис. 10, д; табл. 6).

При введении в припой #1 + 60% Rene-142 порошка HC12 изменялась и структура диффузионной зоны, обрамляющей шов. Кремнийсодержащие швы имели слаборазвитые диффузионные зоны из-за меньшего количества активного депрессанта (бора). Кремний ограничено диффундировал в нике-

левый сплав, концентрируясь в металле шва. Протекание карбидных превращений в металле шва как при пайке, так и в процессе термической обработки способствует растворению пограничных эвтектик, содержащих γ -стабилизирующие компоненты (тантал, гафний). Последние, диффундируя на межфазную границу основа/припой и связываясь с углеродом основы ($0,12...0,2\%$), образуют дисперсные карбидные фазы Me_6C . При этом в их состав также входят ниобий и титан из основы. Данные карбидные фазы стабильны при высокой температуре и создают своего рода барьер для дальнейшей диффузии активных компонентов расплава (бора, кремния) в основу (рис. 10, е; табл. 7).

Двухступенчатая термическая обработка ПС — отжиг при $1160\text{ }^\circ\text{C}$ (2 ч) и $1050\text{ }^\circ\text{C}$ (2 ч) — способствовала выравниванию структуры в различных зонах соединений (рис. 11). После высокотемпера-

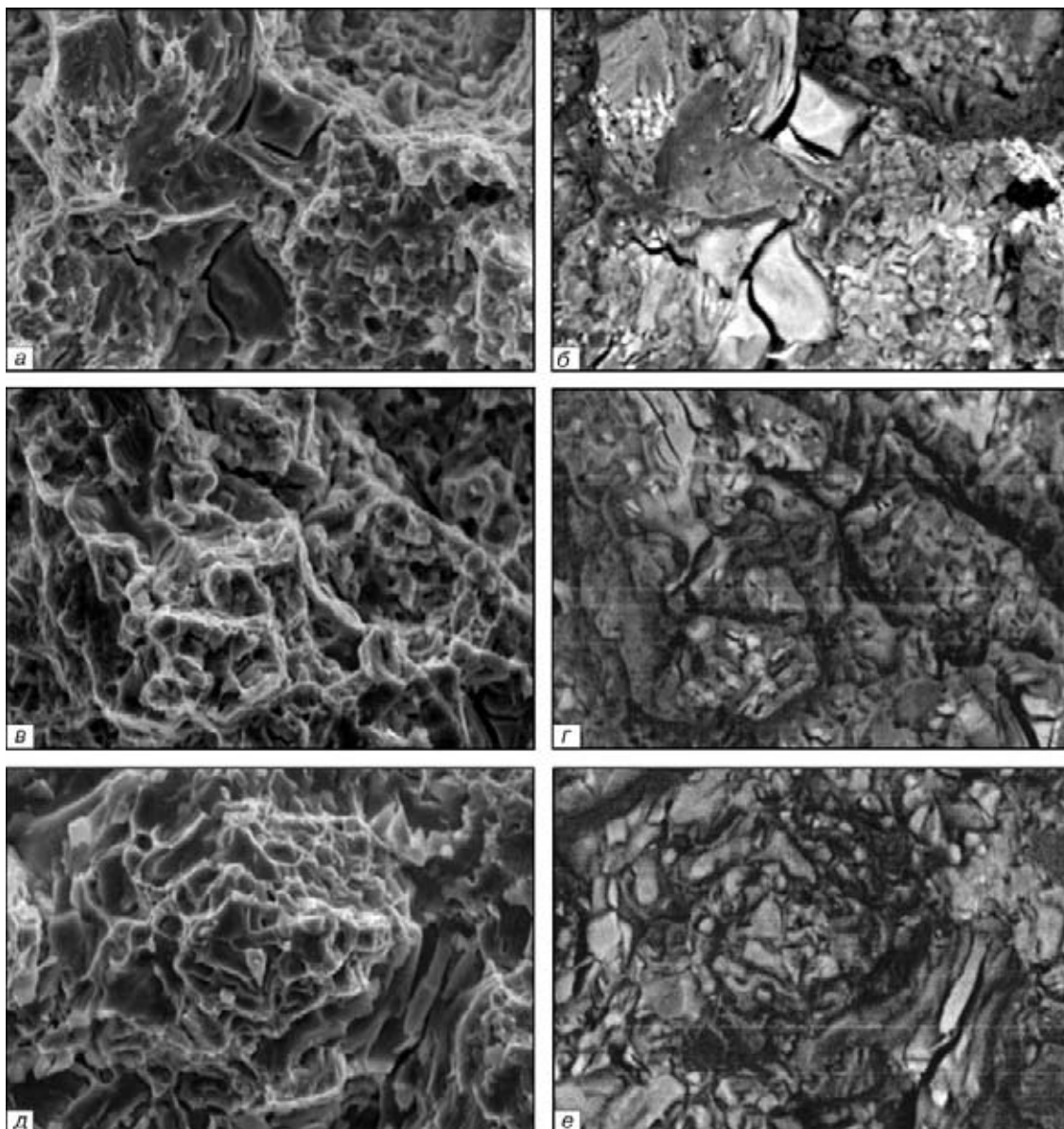


Рис. 13. Влияние кремния на характер выделений карбидных фаз в изломах образцов после испытаний на одноосное растяжение: а, б — металл шва (припой #1 + 60 % Rene-142); в, г — металл шва (припой #1 + Ni12 + 60 % Rene-142); д, е — диффузионная зона (припой #1 + Ni12 + 60 % Rene-142); $\times 1000$

турной гомогенизации в матрице паяемого сплава выделялась упрочняющая γ -фаза с объемной долей до 50 %. После отжига при 1050 °C (2 ч) размер частиц γ -фазы составлял 0,4...0,7 мкм. В диффузионной зоне, помимо основной упрочняющей фазы, обнаружено выделение карбидных частиц MeC размером не более 2...3 мкм.

В структуре металла шва наряду с первичными частицами γ -фазы размером 0,4...0,5 мкм в приграничных областях дендритов, как следствие протекания диффузионных процессов, зафиксировано выделение дисперсных частиц γ -фазы размером 0,05...0,08 мкм.

Особенности разрушения. Фрактограмма излома позволяет оценивать наиболее слабое место в образце при растяжении и разрушении. Паяные соединения сплава ВЖЛ12У, полученные с применением добавок припоя Ni12, разрушались, как правило,

по линии сплавления с основным металлом. Разрушение соединений в случае, когда относительное удлинение образцов при растяжении превышало 3,7 % (достигало 7,2 %), происходило комбинировано с захватом участков закристаллизовавшегося металла шва и зоны, прилегающей к основному металлу.

На рис. 12 представлена картина окончательного разрушения образцов ПС с использованием композиционного припоя #1 + 60 % Rene-142 (а, б) и комплексных припоев с различным количеством добавленного порошка Ni12 (в-е). В первом случае в изломе образца зафиксированы редкие непропаи и усадочная пористость, преобладал транскристаллитный характер разрушения. В результате введения в припой порошка Ni-12 % Si изломы разрушенных образцов имели мелкозернистую матовую поверхность, соответствовавшую структуре вязкого отрыва.



При испытании на растяжение в плоских образцах ПС возникало жесткое трехосное напряженное состояние, разрушение протекало в условиях плоской деформации. В соединениях, полученных с борсодержащим припоем, разрушение происходило вдоль наиболее слабого места образца — по металлу паяного шва, в котором присутствовали точечные металлургические дефекты (микроступности).

Характерной особенностью изломов образцов, изготовленных с применением припоев, содержащих одновременно бор и кремний, было изменение морфологии и размера карбидных фаз. В случае традиционной системы #1 + Rene-142 пограничные карбиды имели в поперечнике более 10 мкм, а объемная доля дисперсных карбидных фаз в объеме дендрита составляла 25...30 %. Кремний повышал дисперсность карбоборидных фаз и однородность их распределения. Уменьшение количества грубых карбоборидных частиц в междендритных областях обеспечивало дисперсионное упрочнение матрицы и более высокий уровень кратковременной прочности паяного соединения при растяжении (рис. 13, *з, е*).

При съемке в обратно отраженных электронах — ВЕИ (рис. 13) дискретные карбидные фазы равномерно выявлялись в объеме зерна. При этом их количество оказалось значительно большим в зоне взаимной диффузии между основной и паяным швом, т. е. в зоне с дискретными выделениями MeC по границам зерен. Большое количество углерода в сплаве (0,12...0,2 %) и наличие сильных карбидообразующих типа тантала в металле шва привело к образованию в зоне сплавления дисперсных карбидных составляющих типа (Ta, Nb, Ti)C, которые в присутствии гафния в припое были вторичными после распада сложных карбидов, сохраняя стабильность при последующей эксплуатации.

При рассмотрении поверхности изломов зафиксирована декогезия карбидных частиц Me₆C и MeC, а также матрицы, способствовавшая образованию несплошностей в металле шва. Материал комплексного припоя с кремнием разрушался из-за образования внутренних шеек вследствие протекания в матрице шва сдвиговой деформации.

Поскольку расстояние между карбидными частицами в матрице незначительно, разрушение паяных соединений было макроскопически хрупким, хотя металл шва разрушался вязко в микроскопическом масштабе. Окончательно вид поверхности излома определялся пластичностью металла шва, дисперсностью и объемной долей упрочняющих фаз. (В случае припоя с 20 % HC12 микротвердость металла шва составляла 4100...4300 МПа).

На рис. 14 показано продольное сечение образца паяного соединения, полученного с применением припоя #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142. Разрушение образца имело комбинированный характер и проходило как по линии сплавления, так и по металлу шва. Под действием нагрузки карбидные фа-

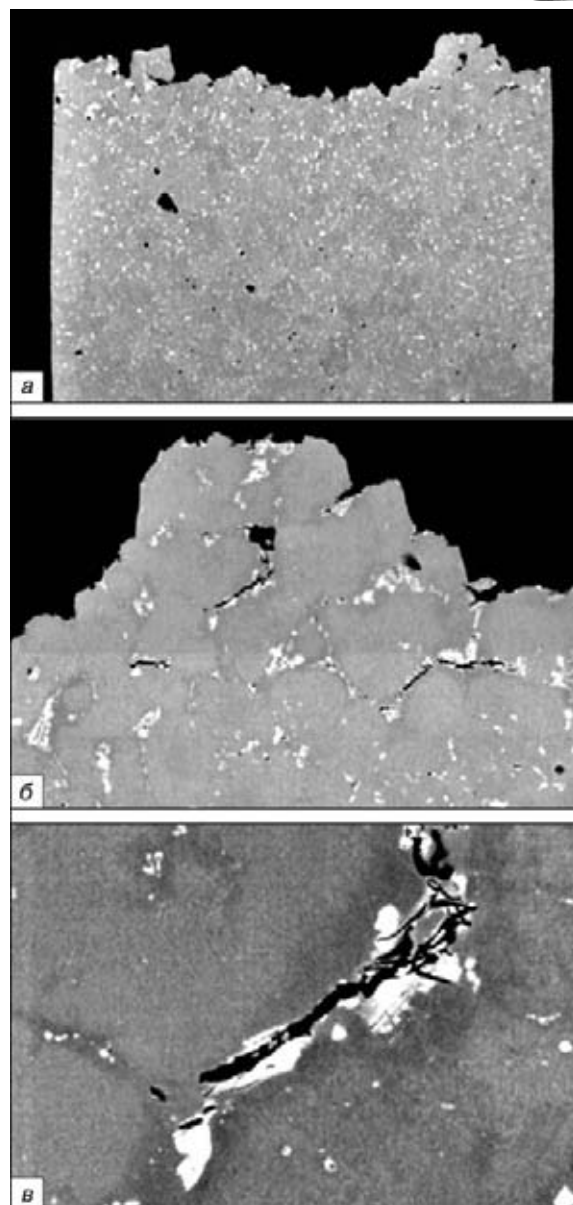


Рис. 14. Межзеренное разрушение металла паяного соединения ВЖЛ12У / #1 + 20 % HC12 / ВЖЛ12У в области линии сплавления при растяжении: *а* — продольное сечение образца, $\times 23$; *б, в* — образование трещин в пограничных карбидных фазах под действием приложенной нагрузки, $\times 100$; $\times 500$

зы, находившиеся в металле шва или диффузионной зоны, растрескивались. Однако дискретность их расположения по границам зерен влияла на характер возникавших в шве по хрупким фазам трещин — не сплошной, а в виде надрывов.

Благодаря комплексному легированию металла шва и высокой офлюсовывающей способности расплава припоя, содержащего кремний, достигнута значительная прочность паяных соединений, исключавшая полностью хрупкое разрушение по шву или по линии сплавления.

Выводы

1. Рассмотрено положительное действие введения кремния в состав борсодержащего припоя системы



Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В, используемого при ремонте никелевых сплавов изотермической пайкой в вакууме.

2. Установлено, что паяные соединения сплава ВЖЛ12У, полученные путем использования комплексного припоя с присадкой 15...20 мас. % Ni₃Sn₂, показали высокую стабильность прочностных характеристик при испытаниях на растяжение. Добротность $\sigma_B^{п.с}/\sigma_B^{о.м}$ механических свойств при 20 °С составила 72...95%.

3. Показано, что 2,0...2,5 мас.% кремния изменяет морфологию карбидной фазы, переводя ее из штриховой формы в глобулярную, равномерно распределенную в матрице паяного шва и по границам зерен. Кремний ограничивает диффузию бора из металла шва в прилегающие к шву объемы паемого сплава, вследствие чего сужается ширина диффузионной зоны в паяных соединениях.

4. Определено, что дисперсная карбидная фаза обеспечивает эффективное упрочнение паяного шва и возможность протекания пластической деформации через линию сплавления в области металл шва-базовый сплав. Относительное удлинение паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с кремнийсодержащим припоем, после окончательной термообработки достигало 5...7 %, в то время как при пайке припоями без кремния удлинение не превышало 2,3 %.

5. Добротность паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием указанного припоя при 900 °С составила 72...87 %. Разрушение ПС происходило по шву.

1. *Кратковременная* прочность паяных соединений никелевого сплава ВЖЛ12У при комнатной и высокой температуре / В. В. Куренкова, И. С. Малащенко, В. В. Трохимченко

и др. // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 3. — С. 30-40.

2. *Прочность* и металловедение паяных соединений литейного никелевого сплава ЧС70 ВИ / Малащенко И. С., Куренкова В. В., Белявин А. Ф. и др. // Там же. — 2006. — № 1. — С. 23-35.
3. Chaturvedi M. C., Ojo O. A., Richards N. L. Diffusion brazing of cast Inconel 738 superalloy // Advances in technol. Materials & materials proc. — 2004. — 2, № 6. — P. 206-213.
4. Ohsasa K., Shinmura T., Narita T. Numerical modeling of the transient liquid phase bonding process of Ni using Ni-B-Cr ternary filler metal // J. Of phase equilibria. — 1999. — 20, № 3. — P. 199-206.
5. *Квасницкий В. Ф.* Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении. — Л.: Судостроение, 1986. — 220 с.
6. Miner R. V. Effect of C and Hf concentration on phase relations and microstructure of a wrought powder-metallurgy superalloy // Metals Transl. A. — 1977. — 8, № 2. — P. 259-263.
7. Tung S.K., Lim L.C., Lai M.O. Solidification phenomena in nickel base brazes containing boron and silicon // Scripta materialia. — 1996. — 34, № 5. — P. 763-769.
8. Joining of Hastelloy X to Inconel 718 using an infrared process / C. A. Blue, R. A. Blue, R. Y. Lin et al. // J. mater. proc. technol. — 2001. — 113, № 1-3. — P. 215-221.
9. *Никелевый* литейный сплав для сопловых лопаток ГТД / С. Т. Кишкин, В. А. Панкратов, А. И. Луковкин и др. // Авиаци. пром-сть. — 1981. — № 12. — С. 37-38.
10. *Панкратов В. А., Шалыгина В. И.* Влияние кратковременных нагревов на структуру и свойства сплава ВЖЛ12У // Там же. — 1979. — № 6. — С. 59.
11. *Влияние* технологических факторов на структуру и свойства сплава ВЖЛ12У / С. С. Шпиндлер, М. И. Лонда, Я. П. Портной, К. Н. Калашникова // Там же. — 1978. — № 3. — С. 62-64.
12. Induction brazing of Inconel 718 to Inconel X-750 using Ni-Cr-Si-B amorphous foil / X. Wu, R. S. Chandel, H. Li et. al // J. Materials Proc. Technol. — 2000. — 104, № 1-2. — P. 34-43.
13. *Жаропрочность* литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.

ИЦ «Пратт и Уитни Патон», Киев

Поступила 27.06.2006

ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

Объявляет ежегодный набор по следующим специальностям:

ДОКТОРАНТУРА

- сварка и родственные технологии;
- автоматизация технологических процессов;
- металловедение и термическая обработка металлов;
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов;

АСПИРАНТУРА

- сварка и родственные технологии;
- автоматизация технологических процессов;
- металловедение и термическая обработка металлов;
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов.

Прием документов проводится в сентябре.

Контактный телефон: 289-84-11.

Подробная информация на сайте института (раздел аспирантура): www.paton.kiev.ua

Документы направлять по адресу:

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

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ученому секретарю



От редколлегии

Современный уровень развития непрерывной разливки стали в Украине не может не вызывать обеспокоенности. Ключевым звеном, определяющим как качество получаемых непрерывно-литых заготовок, так и стабильность и безопасность процессов разливки стали на МНЛЗ, является совершающий колебательные движения кристаллизатор, в котором непосредственно происходят процессы формирования непрерывно-литого слитка.

Публикуя данную статью, редколлегия рассчитывает привлечь внимание читателей к данной проблеме еще и потому, что в переплавных процессах специальной электрометаллургии, реализуемых по схеме вытягивания слитка, имеются сходные с МНЛЗ не решенные до конца проблемы.

УДК 62-412.002.5+669.018.258

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАДИУСА КАЧАНИЯ КРИСТАЛЛИЗАТОРА МНЛЗ

В. А. Сидоров, А. Л. Сотников

Колебательное движение кристаллизатора МНЛЗ, направленное по ее технологической оси, обеспечивается благодаря соответствующему конструктивному исполнению механизма качания. В силу естественных процессов происходит постоянное изменение технического состояния механизма качания, что отражается на параметрах и направлении движения кристаллизатора МНЛЗ. Для радиальных МНЛЗ предложено контролировать соосность кристаллизатора с технологической осью машины через радиус качания.

Oscillating movement of a mould of machines for continuous casting of billets, directed along its technological axis, is guaranteed owing to the appropriate design of a swinging mechanism. Owing to natural processes, the constant change in technical condition of a swinging mechanism occurs that is reflected on parameters and direction of movement of a mould for the machines of continuous casting of billets. It is suggested for radial machines for continuous casting of billets to provide the control of the co-axiality of the mould with a technological axis of the machine with the help of a swinging radius.

Ключевые слова: МНЛЗ; механизм качания; траектория движения; техническое состояние; контроль; радиус качания; виброметрия; размах колебаний

Колебательное движение кристаллизатора машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), обеспечивается посредством механизма качания. Путь, по которому движется кристаллизатор между двумя крайними положениями, соответствует технологической оси машины. Для радиальной МНЛЗ технологическая ось представляет собой дугу окружности, движение кристаллизатора является возвратно-вращательным относительно центра кривизны МНЛЗ.

Первоначальное формирование непрерывно литой заготовки (НЛЗ) осуществляется в кристаллизаторе. Поэтому отклонение его от соосности с технологической осью машины, как и с другим оборудованием участка формирования НЛЗ, вызванное теми или иными причинами, в совокупности с наличием колебаний приводит к нарушению сим-

метрии и стабильности движения потоков металла в кристаллизаторе. Это обуславливает образование наружных и промежуточных трещин, искажение геометрических форм и размеров заготовки, прорывов слитка, износ узлов и механизмов оборудования МНЛЗ [1, 2].

В связи с этим контроль правильности установки и выверки механизма качания, определяющего ориентацию рабочих поверхностей гильзы кристаллизатора относительно технологической оси МНЛЗ как в статике, так и в динамике (при качании), является актуальной задачей, что подтверждается ведущимися в этом направлении работами.

Предложены системы и способы по выверке, контролю рабочей полости, траектории и других параметров движения кристаллизатора [3–7], требующие практической апробации для принятия решения об их промышленном освоении, поскольку они основываются на использовании сложных электронно-измерительных элементов. Кроме того, для

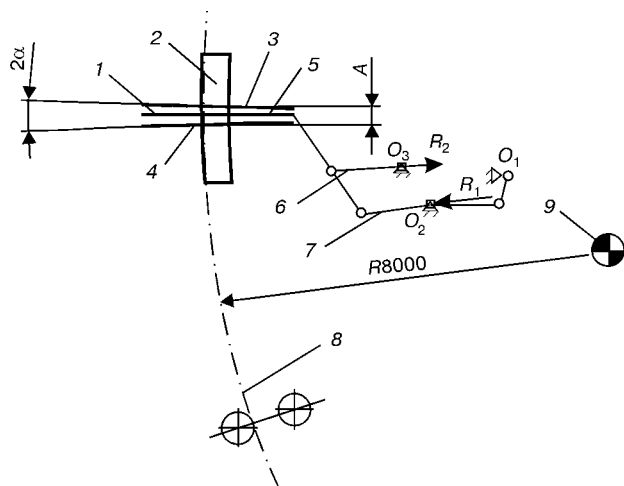


Рис. 1. Кинематическая схема механизма качания кристаллизатора МНЛЗ: 3–5 — соответственно крайнее верхнее и нижнее, а также нейтральное положения стола качания; 8 — технологическая ось МНЛЗ; 9 — центр кривизны; α — угол между крайними положениями стола качания; остальные обозначения см. в тексте

проведения контрольно-измерительных работ необходимо продолжительное время [3, 4].

На металлургических предприятиях зарубежных стран и стран СНГ активно внедряются системы контроля механизма качания МНЛЗ на базе виброметрических способов. Широко известны системы фирм «Фёст-Альпине Индустрианлагенбау» (Австрия) и НПП «Техноап» (Россия), позволяющие определять параметры и траектории движения точек механизма качания кристаллизатора МНЛЗ.

С учетом совокупности факторов, влияющих на изменение параметров и направление движения кристаллизатора МНЛЗ, неточностей, обусловленных кинематикой механизма качания, износом узлов трения, неправильной установкой, ни один из предложенных способов не позволяет в полной мере оценить возникающие отклонения с указанием причин, их вызывающих. Получаемой информации недостаточно для обеспечения эффективности процесса непрерывного литья и высокого качества изготавливаемой заготовки. В этом направлении потенциал виброметрических способов реализован не полностью, поскольку до настоящего времени задачи диагностирования механизма качания кристаллизатора с их помощью решаются за редким исключением.

Для МНЛЗ радиального типа технологическая ось на участке формирования НЛЗ (кристаллизатор — тянуще-правильное устройство) представляет собой дугу с радиусом окружности, равным базовому радиусу МНЛЗ. В соответствии с требованиями соосности узлов и механизмов оборудования МНЛЗ, направление колебательного движения кристаллизатора должно совпадать с технологической осью. Параметром криволинейного участка технологической оси МНЛЗ является базовый радиус. Для точек рабочей грани кристаллизатора с большим радиусом кривизны траектории движения также будут представлять собой дуги с радиусом окружности, равным базовому радиусу МНЛЗ. Таким

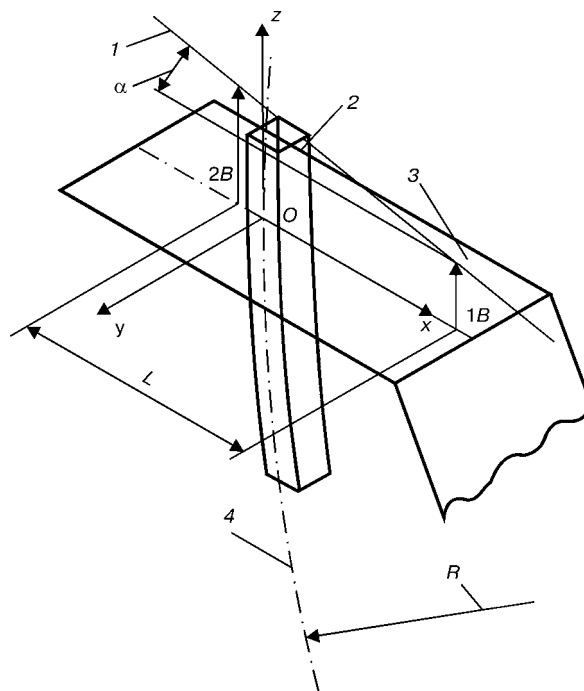


Рис. 2. Пространственная геометрия стола качания кристаллизатора МНЛЗ: 1 — распределение амплитуд; 2 — кристаллизатор; 3 — стол качания; 4 — технологическая ось

образом, радиус дуги окружности, соответствующей технологической оси машины и являющейся траекторией движения точек рабочей грани кристаллизатора, является единственным параметром, определяющим соосность кристаллизатора. Для кристаллизатора, совершающего колебательные движения, этим параметром будет радиус качания.

С учетом нереализованных возможностей виброметрических способов при решении задач диагностирования механизма качания предложен комплексный подход к контролю радиуса качания кристаллизатора, позволяющий предупреждать причины его отклонения. С этой целью при помощи портативного анализатора вибрации в период плановых и внеплановых остановок процесса разлива стали на МНЛЗ, а при использовании стационарной системы — и во время действующей МНЛЗ, необходимо снять показания в двух контрольных точках. Апробация способа проведена в условиях ряда металлургических заводов на радиальных сортовых МНЛЗ.

МНЛЗ оборудована механизмами качания кристаллизаторов, выполненных по схеме шарнирного четырехзвенника (рис. 1). Механизм качания, состоящий из стола, рычажной системы и привода, установлен на фундаменте так, чтобы привод располагался со стороны центра кривизны технологической оси ручья МНЛЗ. Привод включает электродвигатель, редуктор, упругую и эксцентриковую муфты, с помощью которой реализуется движение стола по синусоидальному закону. В качестве шарнирных элементов используют подшипники качения. Уравновешивание осуществляют при помощи пневматических амортизаторов.

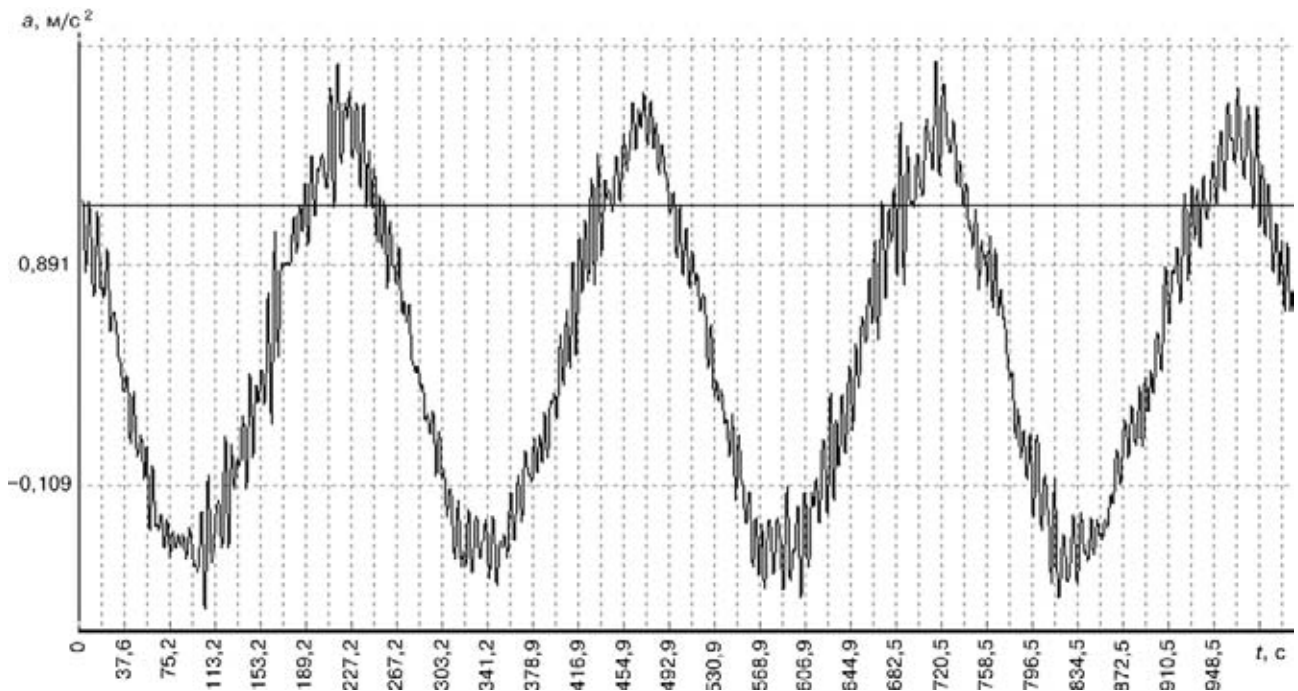


Рис. 3. Временная форма сигнала виброускорения a при износе подшипников шарниров

Функции стола качания выполняет звено 1 механизма, на котором установлен и закреплен кристаллизатор 2. Рычажная система представляет собой сдвоенный четырехзвенник с одним общим звеном 7 (рис. 1).

Благодаря тому, что плечи (звенья 6 и 7) выходного четырехзвенного механизма имеют одинаковую длину и направлены к центру кривизны технологических осей МНЛЗ, точки стола качания 1, совершающего плоскопараллельные движения, перемещаются по заданной траектории. Траектории представляют собой дуги окружностей с центром, совпадающим с центром кривизны МНЛЗ. Соответственно кристаллизатор, установленный и закрепленный на столе качания, будет совершать возвратно-вращательное движение относительно центра кривизны МНЛЗ. Установка кристаллизатора осуществляется так, чтобы точки рабочей грани гильзы с большим радиусом кривизны двигались по траектории, соответствующей технологической оси МНЛЗ, дуге окружности с радиусом, равным базовому радиусу МНЛЗ.

Технологическую ось МНЛЗ необходимо рассматривать в двух взаимно перпендикулярных вертикальных плоскостях (рис. 2) — продольной и поперечной.

Примем, что продольная плоскость проходит через центр кривизны технологической оси ручья МНЛЗ и параллельна его профилю. В горизонтальной плоскости ее проекция образует ось симметрии кристаллизатора. Продольная плоскость проходит через грань кристаллизатора, как и технологическая ось МНЛЗ. Горизонтальная плоскость расположена ниже центра кривизны МНЛЗ и является плоскостью нейтрального положения стола качания, когда стол и верхний торец кристаллизатора

параллельны этой плоскости. Пересечения всех трех плоскостей образуют оси трехмерной системы координат с центром, совпадающим с технологической осью ручья МНЛЗ. Ось X направлена в сторону центра кривизны, ось Y — влево, если смотреть со стороны центра кривизны МНЛЗ, ось Z — вверх.

В продольной плоскости OXZ технологическая ось представляется в виде дуги окружности, а в поперечной OYZ — прямой линии. Стол качания кристаллизатора МНЛЗ движется симметрично относительно горизонтальной плоскости (оси OX) вверх и вниз. В поперечной плоскости (вдоль оси OY) перемещения отсутствуют (рис. 2). По оси OZ стол качания перемещается на $A/2$ в одну сторону, а в другую — суммарное перемещение представляет собой амплитуду колебания (размах колебаний или ход качания) A (рис. 1).

Соответствие технологической оси кристаллизатора МНЛЗ теоретической в поперечной плоскости определяется отклонениями по оси OY , а в продольной — отклонениями от дуги окружности (траектории движения точек рабочей грани кристаллизатора).

Малые углы перемещения, большие нагрузки, работа в условиях запыленности и повышенной температуры способствуют локальной выработке в опорах звеньев выходного четырехзвенника, расположенной противоположно направленным нормальным реакциям R_1 и R_2 . В процессе эксплуатации происходит износ элементов привода, ослабление резьбовых соединений. В реальных условиях механизм качания кристаллизатора также может иметь дефекты изготовления и монтажа.

Таким образом, положение центров качания O_2 и O_3 искажается, что выражается в отклонении теоретической технологической оси (изменении ради-



уса качания кристаллизатора). С увеличением отклонения возрастает поперечное воздействие качающегося кристаллизатора на слиток, обуславливающее возникновение усиленного износа рабочей полости кристаллизатора, ухудшение качества поверхности НЛЗ и прорывов слитка (рис. 1).

При помощи анализатора вибрации измерили форму вибрационного сигнала (виброперемещения), по которому определили амплитуду колебаний стола качания кристаллизатора. Измерения проводили в вертикальном направлении в двух точках 1В и 2В, расположенных на продольной оси симметрии ОХ стола качания с расстоянием между ними L так, чтобы точка 2В находилась как можно ближе к технологической оси ручья МНЛЗ (рис. 2).

Поскольку в простейшем случае стол качания совершает вращательное движение вокруг центра кривизны МНЛЗ, то распределение амплитуд по длине стола в продольной плоскости будет подчиняться закону распределения. После преобразования получаем окончательную формулу определения радиуса качания кристаллизатора МНЛЗ, например для точки 2В:

$$r_{2B} = \frac{A_{2B} L}{A_{2B} - A_{1B}},$$

где A_{2B} и A_{1B} — амплитуды колебаний стола качания в соответствующих точках.

Апробация предложенной методики определения радиуса качания кристаллизатора показала большую сходимость результатов. Установлено отклонение радиуса дуги окружности траектории движения точек рабочей грани гильзы кристаллизатора от теоретического и выявлены причины этого.

Способы виброметрии позволяют, кроме параметров движения, получать информацию о техническом состоянии узлов и механизмов МНЛЗ, выполнять оценку качества ремонтных и монтажных работ.

Временная форма параметров вибрации дает информацию об отклонении закона движения от синусоидального и является наиболее наглядным способом предоставления информации о характере колебаний. На рис. 3 приведен пример временной формы сигнала виброускорения в точке 2В, характеризующийся практически правильной синусоидой с небольшой высокочастотной модуляцией сигнала, характерной для износа подшипников шарниров.

В настоящее время ведутся работы по расширению возможностей предложенной методики путем контроля геометрии движения в других плоскостях при помощи методов виброметрии. Второе направ-

ление работ заключается в формировании справочника-альбома возможных неисправностей и форм их проявления. Это позволит своевременно определять необходимость и вид ремонтного воздействия с целью предупреждения отклонения параметров и направления движения кристаллизатора МНЛЗ.

Выводы

1. Определена необходимость контроля направления движения кристаллизатора на соответствие теоретической технологической оси МНЛЗ с целью обеспечения стабильности и безопасности процесса разливки стали и качества получаемой НЛЗ.

2. Приведено теоретическое обоснование возможности определения радиуса качания кристаллизатора МНЛЗ по параметрам вибрации. Выполнен анализ применяемых на металлургических предприятиях систем и способов контроля столов качания.

3. Проведенные экспериментальные исследования подтвердили эффективность предложенного способа для определения радиуса окружности дуги (траектории движения точек стола качания кристаллизатора МНЛЗ в продольной плоскости), а также решения задач диагностирования механизма качания, выявления причин отклонения радиуса качания от заданного.

4. Выполнена постановка дальнейших направлений исследования возможности применения способов виброметрии для обеспечения заданных параметров и направления движения кристаллизатора МНЛЗ.

1. *Процессы непрерывной разливки стали: Монография* / А. Н. Смирнов, В. П. Пилюшенко, А. А. Минаев и др. — Донецк: ДонНТУ, 2002. — 536 с.
2. *Мехаев В. П.* 4-я Европейская конференция по непрерывной разливке стали // *Сталь*. — 2003. — № 7. — С. 30–33.
3. *Тимохин О. А.* Особенности расчета технологической оси МНЛЗ и ее контроля // Там же. — 2000. — № 2. — С. 16–21.
4. *Эффективность* микропроцессорных систем контроля оборудования МНЛЗ / В. А. Тихановский, А. Л. Кузьминов, А. П. Щеголев и др. // Там же. — 1993. — № 1. — С. 38–41.
5. *А. с. 1359058 СССР*, МПК B22D11/04. Устройство для выставки кристаллизатора по технологической оси / П. А. Левин, М. З. Левин. — Опубл. 15.12.87; Бюл. № 46.
6. *А. с. 1276435 СССР*, МПК B22D11/16. Способ регулирования соосности кристаллизатора и поддерживающей секции зоны вторичного охлаждения и устройство для его осуществления / Н. И. Шестаков, В. М. Паршин, Е. А. Нечаев и др. — Опубл. 15.12.86; Бюл. № 46.
7. *Checker M.* System Description. — Linz: Voestalpine Mechatronics GmbH, 2004. — 16 p.

Донецк. нац. техн. ун-т

Поступила 24.09.2005



УДК 669.187.2.001.5

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОРОШКАХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ AlCuFe С КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, М. В. Карпец,
Д. В. Лоцко, Ю. В. Мильман, Л. И. Адеева,
Г. Н. Гордань, Л. К. Дорошенко

Методами высокотемпературной рентгенографии и дифференциального термического анализа исследованы фазовые превращения в порошках на основе $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$, легированных комплексом элементов (титан, хром, кремний) в соотношении AlCuFe: TiCrSi = 95:5, 85:15 и 75:25. В системе с 5 % TiCrSi установлено образование квазикристаллической ψ -фазы, а в системах с 15 и 25 % TiCrSi — новой α -фазы, отличающейся высокой твердостью (около 8800 МПа), которую можно трактовать как 1/1 аппроксимант неравновесной квазикристаллической фазы. При нагреве до 980 и 990 °С в двух последних системах зарегистрировано однофазное α -состояние.

Using methods of high-temperature X-ray radiography and differential thermal analysis, the phase transformations were investigated in powders on $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ — base, alloyed with a complex of elements (titanium, chromium, silicon) in ratio of AlCuFe: TiCrSi = 95:5, 85:15 and 75:25. In system with 5 % TiCrSi the formation of quasi-crystalline ψ -phase was established, while in systems with 15 and 25 % TiCrSi the formation of the new α -phase was observed, characterized by a high hardness (about 8800 MPa), which can be interpreted as approximant of a non-equilibrium quasi-crystalline phase. At heating up to 980 and 990 °C a single-phase α -state was observed in two latter systems.

Ключевые слова: квазикристаллы; система Al–Cu–Fe–Ti–Cr–Si; порошки; фазовые превращения; высокотемпературная рентгенография; дифференциальный термический анализ

Ряд металлических материалов с квазикристаллической структурой отличаются необычными свойствами — низкой теплопроводностью, высоким омическим сопротивлением, специфическими механическими характеристиками, низкой поверхностной энергией и пр., что обусловлено особенностями их кристаллической и электронной структуры. Большая часть квазикристаллических материалов относится к двух- или трехкомпонентным системам, среди которых наиболее подробно исследованы структура и свойства сплавов системы Al–Cu–Fe с икосаэдрической квазикристаллической структурой. Однако для придания таким материалам более высоких значений служебных свойств (стойкость к окислению, коррозии и износу, твердость и вязкость, сопротивление росту зерна и др.) их дополнительно легируют.

В настоящей работе осуществлено легирование сплава $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ путем введения в него титана, хрома, кремния в соотношении 60:32:8, соответствующем сплаву TiCrSi с икосаэдрической квазикристаллической структурой. Соотношение AlCuFe:TiCrSi выбирали равным 95:5, 85:15 и 75:25, поскольку при смешивании двух сплавов, предрасположенных к образованию квазикристаллических структур, возможно получение новых сплавов с квазикристаллической или с близкой к ней по свойствам аппроксимантной структурой. Объектами исследования были порошки указанных сплавов, полученные способом распыления расплава водой* [1].

Рентгенографическое исследование производили в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ -излучении на дифрактометре ДРОН-УМ1. В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на дифрагированном пучке. Дифрактограммы снимали способом шагового сканирования в интервале углов $2\theta = 10...110^\circ$. Шаг сканирования со-

* Порошки получены канд. техн. наук О. Д. Нейковым (ИПМ НАНУ).

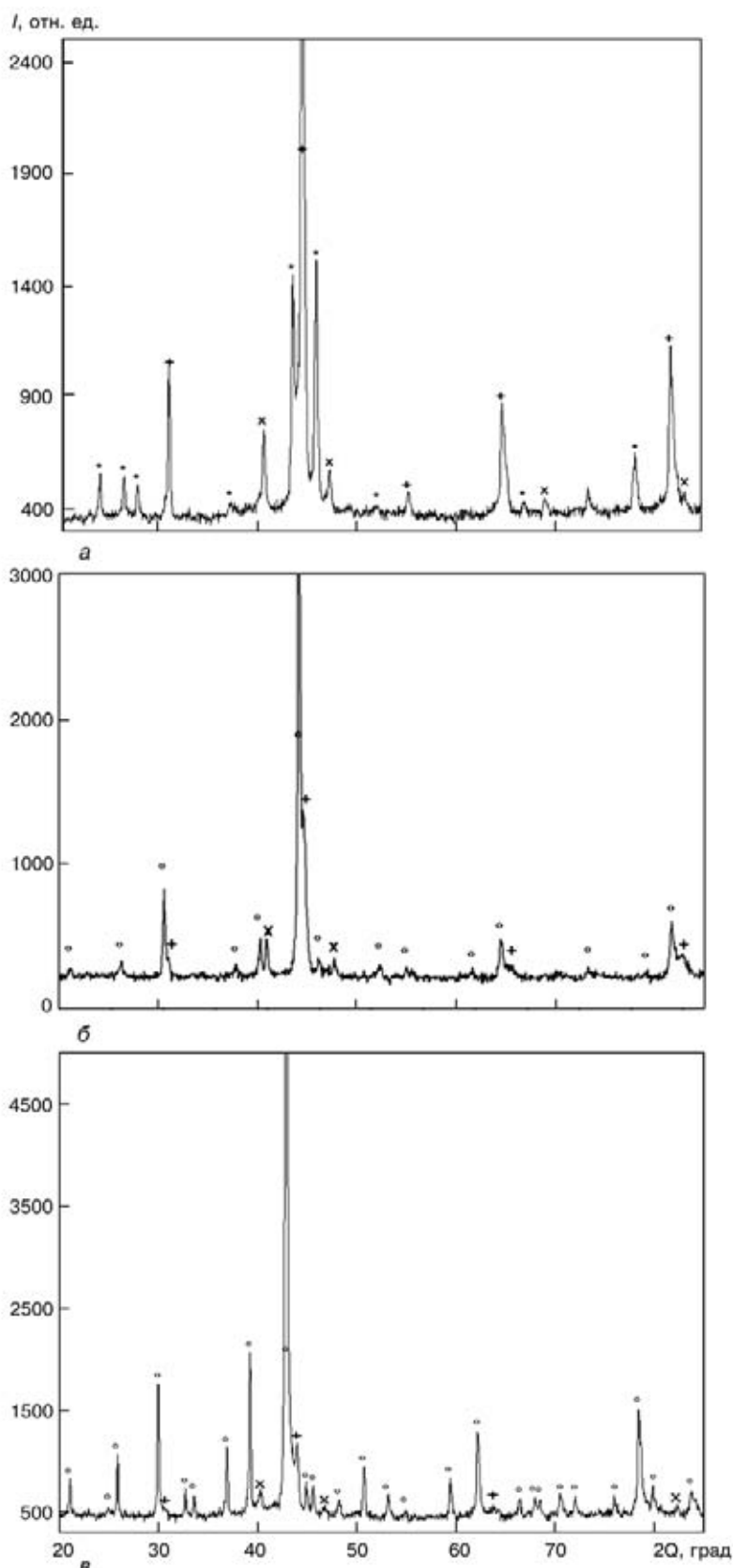


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм порошков следующего состава: а — AlCuFe + 5 % TiCrSi; б — AlCuFe + 15 % TiCrSi; в — AlCuFe + 25 % TiCrSi; * — отражения от ψ -фазы; + — β -фазы; x — γ -фазы; O — дополнительные линии; I — интенсивность рентгеновского излучения

ставлял $0,05^\circ$, продолжительность экспозиции в точке — 3...9 с.

Дифрактометрическое высокотемпературное «in situ» изучение образцов в интервале температур 20...1100 °C выполняли с помощью высокотемпературной приставки УВД-2000 в гелии. Во время съемок дифрактограмм при высоких температурах объем приставки продували гелием с избыточным, по сравнению с атмосферным, давлением 20 кПа. Нагрев образца до температуры съемки производили со скоростью 20 К/мин, длительность экспозиции при заданной температуре составляла 30 мин.

Для определения периода решетки фаз в качестве внешнего стандарта использовали порошок полупроводникового кремния. Период решетки кремния для конкретного значения температуры съемки T рассчитывали, используя соотношение, предложенное в работе [2]:

$$a(T) = a_0 \left(1 + \sum_{i=1}^3 \alpha_i (T - T_0)^i \right),$$

где a_0 — период элементарной ячейки кремния при $T_0 = 293$ К (0,543047 нм); α_i — термические коэффициенты расширения для кремния ($\alpha_1 = 1,887 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; $\alpha_2 = 1,934 \cdot 10^{-9} \text{ K}^{-2}$; $\alpha_3 = -4,544 \cdot 10^{-13} \text{ K}^{-3}$). Период квазикристаллической решетки икосаэдрической фазы рассчитывали по положению трех наиболее интенсивных максимумов с индексами Кана (N,M) — (18,29), (20,32) и (52,84). Содержание ψ -фазы оценивали согласно градуировочной кривой [3] по соотношению интенсивностей максимума ψ -фазы (18,29) и максимума (110) β -фазы. Средний коэффициент линейного расширения $\alpha_{\text{ср}}$ для исследуемых фаз в интервале температур T_0 – T рассчитывали согласно соотношению

$$\alpha_{\text{ср}} = \frac{(a' - a'_0)}{a'_0(T - T_0)},$$

где a' и a'_0 — экспериментальные значения периода идентичности вдоль выбранного кристаллографического направления при температурах соответственно T и T_0 . В случае кристаллических фазовых составляющих направление выбирали вдоль осей элементарной ячейки. Для икосаэдрической фазы расчеты выполняли по значению

квазикристаллического периода в шестимерном пространстве. Обработку данных дифрактометри-



Таблица 1. Фазовый состав порошков AlCuFe–TiCrSi в зависимости от температуры нагрева

Объект исследования	Температура, °С	Фазовый состав, об. %
AlCuFe + 5TiCrSi	20... 800	21 ψ , 63 β , 16 γ
	900	72 β , 28 γ
	950	β
	1000	Плавнение
	20*	78 β , 22 γ
AlCuFe + 15TiCrSi	20... 600	69 α , 16 β , 15 γ
	800	54 α , 16 β , 30 γ
	900	52 α , 23 β , 25 γ
	950	63 α , 37 β
	980	α
	20*	45 α , 55 β
AlCuFe + 25TiCrSi	20... 600	88 α , 7 β , 5 γ
	800	78 α , 5 β , 17 γ
	860	78 α , 22 γ
	900	76 α , 24 γ
	950	75 α , 25 γ
	20*	27 α , 50 β , 23 γ
	970	82 α , 18 γ
	990	α
	20*	70 α , 25 β , 5 γ

* После охлаждения.

ческого эксперимента осуществляли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4*.

Дифференциальный термический анализ (ДТА) порошков проводили на установке ВДТА-8М в гелии при постоянной скорости нагрева и охлаждения 80 К/мин. Максимальная температура нагрева составляла 1350 °С. Поскольку размер частиц не влияет на характер кривых ДТА, ограничились исследованием порошка фракции 80... 100 мкм.

Дифрактограмма порошка сплава с 5 мас. % TiCrSi в исходном состоянии характеризуется наличием пиков от трех фазовых составляющих: квазикристаллической ψ -фазы с икосаэдрической симметрией и параметром решетки $a_\psi = 0,6342(2)$ нм и двух кристаллических фаз — β -фазы, характерной для сплавов системы Al–Cu–Fe с кубической примитивной ячейкой (решетка типа CsCl) и периодом $a_\beta = 0,2938(1)$ нм, а также ГЦК-фазы (обозначим ее γ) с параметром $a_\gamma = 0,3923(1)$ нм (рис. 1, а).

Фаза, подобная β , существует, например, в системе Al–Ti–Cr [4], где является твердым раствором атомов титана и алюминия в ОЦК-ячейке хрома ($a = 0,3005$ нм). При этом легирующие атомы располагаются по позициям статистически.

В данном исследовании β -фаза также формируется на основе ОЦК-решетки, а на ее дифракционной картине регистрируются сверхструктурные максимумы. Последнее свидетельствует о том, что в исследованной β -фазе легирующие атомы (алю-

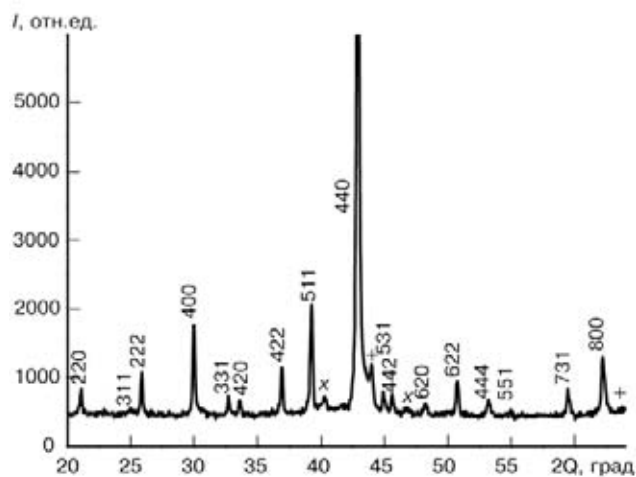


Рис. 2. Индексирование дополнительных максимумов дифрактограммы от порошка состава (75 % $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ + 25 % $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{32}\text{Si}_8$) в рамках пространственной группы $Fm\bar{3}m$ ($a = 1,193$ нм); + — отражения от β -фазы; x — γ -фазы

миний, медь) располагаются в ОЦК-ячейке упорядочено, в отличие от β -фазы в системе Al–Ti–Cr.

По значению периода решетки зарегистрированная нами γ -фаза очень близка к фазе L_{12} , описанной в работе [4] (упорядоченное размещение легирующих элементов титана и хрома в ГЦК-ячейке алюминия с периодом $a = 0,3951$ нм). Поскольку в данном исследовании сверхструктурные пики не регистрируются, следует предположить, что γ -фаза аналогична по структуре L_{12} -фазе, но со статистическим распределением легирующих элементов по кристаллографическим позициям.

Высокотемпературное рентгенографирование порошка данного состава показало, что ψ -фаза сохраняется до 800 °С. При более высокой температуре в образце происходит фазовое превращение $\psi \rightarrow \beta + \gamma$, а свыше 900 °С — $\beta + \gamma \rightarrow \beta$. Таким образом, при 900 °С в нем фиксируется двухфазное $\beta + \gamma$, а при температуре 950 °С — однофазное состояние β . Нагрев образца до 1000 °С приводит к исчезновению интерференций от всех фаз вследствие оплавления, после охлаждения до комнатной температуры в нем фиксируется двухфазное $\beta + \gamma$ состояние (табл. 1).

В отличие от дифрактограммы образца с 5 % TiCrSi, на двух других ψ -фаза не зарегистрирована. Период ГЦК-ячейки γ -фазы уменьшается при увеличении содержания TiCrSi от значения $a_\gamma = 0,3923(1)$ до 0,3909(1) и 0,3902(2) нм при переходе от образца сплава с 5 к образцам сплавов соответственно с 15 и 25 % TiCrSi. Количество γ -фазы в образцах первого и второго состава приблизительно одинаково (около 15 об. %), а в образце с 25 % TiCrSi оно составляет 5 об. %. Для β -фазы периоды элементарной ячейки в исходных порошках принимают значения соответственно $a_\beta = 0,2938(1)$, 0,2940(2) и 0,2910(3) нм, а объемная доля β -фазы

* ftp://ftp.bam.de/Powder_Cell//pcw23.exe.



Таблица 2. Значения периодов кристаллической решетки (a , нм) для фазовых составляющих порошка сплава 75 % $Al_{65}Cu_{25}Fe_{12}$ + 25 % $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$, а также коэффициент термического расширения ($\alpha_{ср} \cdot 10^6$, K^{-1}) в зависимости от температуры нагрева

Температура, °C	Фаза					
	α		β		γ	
	a	$\alpha_{ср}$	a	$\alpha_{ср}$	a	$\alpha_{ср}$
20	1,1928	—	0,2910	—	0,3902	—
600	1,2036	15,6	0,2942	19,0	0,3946	19,4 (20... 600 °C)
800	1,2070	14,1	0,2957	25,5	0,3959	16,5 (600... 800 °C)
860	1,2080	13,8	—	—	0,3963	16,8 (800... 860 °C)
900	1,2088	16,6	—	—	0,3966	18,9 (860... 900 °C)
950	1,2098	16,5	—	—	0,3969	15,1 (900... 950 °C)
20*	1,1954	12,8	0,2962	—	0,3916	14,4 (950... 20 °C)
970	1,2132	15,7	—	—	0,3975	15,9 (20... 970 °C)
990	1,2136	16,5	—	—	—	—
20*	1,1956	15,3	0,2961	—	0,3925	—

* После охлаждения.

уменьшается от 63 для образца с 5 % TiCrSi до 16 для образца с 15 % TiCrSi и 7 % для образца с 25 % TiCrSi.

На дифрактограммах образцов второго и третьего состава, кроме линий γ - и β -фаз, зарегистрированы дополнительные отражения, не принадлежащие ни одной из известных в данной системе фаз (рис. 1, б, в). Интенсивность этих отражений выше для образца третьего состава, поэтому в дальнейшем детально изучали этот образец.

Установлено, что в исследованном температурном интервале (20... 990 °C) соотношение интенсивностей дополнительных отражений между собой практически не изменяется, а угловой сдвиг линий под действием термического расширения подчиняется одинаковой функциональной зависимости. Это свидетельствует о том, что фиксируемые дополнительные пики принадлежат одной фазе (обозначим ее α). Детальный анализ углового положения максимумов этих линий позволил проиндентифицировать их в рамках кубической ячейки с периодом 1,1928(2) нм (рис. 2). Анализ условий погасания отражений свидетельствует в пользу ГЦК элементарной ячейки (пространственная группа Fm3m).

Как видно из приведенных данных, наиболее интенсивные пики α -фазы близки по расположению к пикам β -фазы. Согласно периоду элементарной ячейки, новую α -фазу можно рассматривать как результат упорядоченного размещения химических элементов в рамках учетверенной элементарной ячейки β -фазы. Для такого описания в учетверенной ячейке необходимо разместить 128 атомов. С другой стороны, с учетом размеров этой элементарной ячейки α -фазу можно трактовать как кристаллический 1/1 аппроксимант некоторой неравновесной квазикристаллической фазы. Подобные фазы существуют в системах Ti–Zr–Ni, Ti–Zr–Fe [5] и Ti–Cr–Si

[6], где их образование обусловлено, в частности, стабилизирующим влиянием кремния. В соответствии с соотношением Elser [7], период данной икосаэдрической фазы должен составлять 0,6124 нм.

Высокотемпературное изучение образца с 25 % TiCrSi в интервале температур 20... 990 °C выявило особенности изменения его фазового состава в зависимости от температуры. Так, β -фаза сохраняется в образце до температуры 800 °C (табл. 1). Повышение температуры до 860 °C приводит к исчезновению β -фазы, при этом регистрируется увеличение интенсивности пиков γ -фазы, по сравнению с исходным состоянием. До значения температуры 950 °C сохраняется двухфазное состояние $\alpha + \gamma$, а охлаждение до комнатной температуры приводит к появлению пиков β -фазы с периодом элементарной ячейки, увеличенным по сравнению с начальным (табл. 2).

Такое увеличение периода решетки может быть обусловлено диффузионным перераспределением химических элементов при высоких значениях температуры. Следует отметить, что количество β -фазы после охлаждения в печи высокотемпературной приставки до комнатной температуры возросло до 50 об. %. Повторный нагрев этого образца до значения температуры 970 °C приводит к исчезновению пиков β -фазы и резкому снижению интенсивности линий γ -фазы. При температуре 990 °C в образце фиксируется практически однофазное состояние α . Последующее охлаждение до комнатной температуры в печи приставки приводит к появлению пиков β - и γ -фазы. При этом количество γ -фазы такое же, как и в исходном порошке (5 об. %), а объемная доля β -фазы составляет 25 %. Изменение периодов решетки фазовых составляющих в интервале температур 20... 990 °C и средние коэффициенты термического расширения фаз в указанных температурах



Таблица 3. Характеристика слитков ДТА, полученных из порошков сплавов AlCuFe + TiCrSi

Слиток ДТА	№ участка (рис. 4)	$HV_{0,5}$, МПа	Химический состав структурных составляющих (данные РСМА), ат. %	Фазовый состав слитков (данные РСФА), об. %
95AlCuFe + 5TiCrSi	1	6390 ± 640	Al ₇₁ Cu ₅ Fe ₂₁ Ti ₂ Cr	
	2	7130 ± 54	Al ₅₇ Cu ₃₂ Fe _{9,5} Cr	λ — 5
	3	5660 ± 20	Al ₅₅ Cu ₂₀ Fe ₁₇ Ti ₅ Cr _{1,5} Si ₂	γ — 10
	4 (эвтектика)		Al ₆₃ Cu ₁₄ Fe ₄ Ti ₁₈ Cr	β — 80 ψ — 5
85AlCuFe + 15TiCrSi	1	8800 ± 710	Al ₅₀ Cu ₆ Fe ₁₇ Ti ₁₉ Cr ₃ Si _{4,5}	
	2	6070 ± 690	Al ₅₃ Cu ₂₉ Fe ₁₀ TiCr _{5,5}	α — 10
	3	5870 ± 300	Al ₅₄ Cu ₂₃ Fe ₁₃ Ti ₃ Cr _{5,5}	β — 75
	4 (эвтектика)		Al ₆₀ Cu ₁₄ Fe ₄ Ti ₁₉ Cr _{2,3}	γ — 15
75AlCuFe + 25TiCrSi	1	8830 ± 240	Al ₄₅ Cu ₆ Fe ₁₈ Ti ₂₂ Cr ₅ Si ₃	
	2	4330 ± 300	Al ₅₅ Cu ₁₅ Fe ₃ Ti ₂₃ Cr ₄	α — 30
	3	5070 ± 340	Al ₄₃ Cu ₃₈ Fe ₆ TiCr ₁₄	β — 45
	4 (эвтектика)		Al ₄₉ Cu ₇ Fe ₁₆ Ti ₂₀ Cr ₆ Si ₂	γ — 25

турных интервалах для образца с 25 % TiCrSi приведены в табл. 2.

В образце с 15 % TiCrSi последовательность фазовых превращений при нагреве несколько отличается от рассмотренных, что может быть связано с влиянием легирующих элементов на температурную стабильность β- и γ-фазы. Вместе с тем общим для образцов второго и третьего составов является образование однофазного состояния — кристаллического 1/1 аппроксиманта квазикристаллической α-фазы (табл. 1).

Таким образом, в результате высокотемпературных рентгенографических исследований установлено, что количество фаз, их содержание, а также параметры решетки определяются как исходным химическим составом сплава, так и фазовыми превращениями, происходящими в них при высоких температурах.

Дополнительные сведения о фазовых превращениях в многокомпонентных сплавах на основе AlCuFe получены при их исследовании методом ДТА (рис. 3). Характер кривых нагрева 1–3 свидетельствует о том, что с увеличением количества компонента TiCrSi в сплаве температура солидуса возрастает от 820 до 870 °С, а температура ликвидуса — от 970 до 1020 °С.

При этом на кривой для сплава с 25 % TiCrSi, в отличие от двух других, обнаружены не один, а два эндотермических эффекта (при 1020 и 1130 °С). Наиболее сложный характер кривой кристаллизации зафиксирован у сплава первого состава, где можно отметить наличие четырех экзотермических пиков (при 930, 890, 840 и 760 °С). Кривые кристаллизации для второго и третьего составов свидетельствуют о двухстадийной кристаллизации сплавов с близкими значениями экзотермических пиков (900, 1040 и 910, 1020 °С соответственно для второго и третьего составов). При этом, судя по площади под кривыми, тепловой эффект низкотемпературной

стадии больше, чем высокотемпературной для обоих составов (кривые 2 и 3, охлаждение). Некоторое отличие между кривыми 2 и 3 заключается в наличии перегиба на кривой 3 вблизи температуры 850 °С.

Металлографический анализ полученных после ДТА слитков (рис. 4), их рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) и рентгеноструктурный фа-

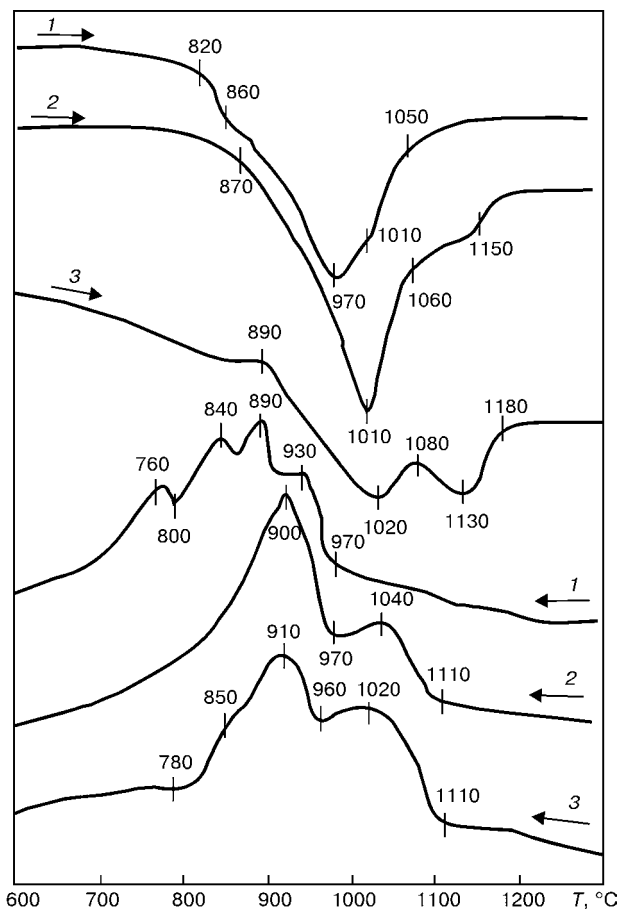


Рис. 3. Дифференциальные термические кривые нагрева и охлаждения порошков: 1 — 95 % Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ + 5 % Ti₆₀Cr₃₂Si₈; 2 — 85 % Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ + 15 % Ti₆₀Cr₃₂Si₈; 3 — 75 % Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ + 25 % Ti₆₀Cr₃₂Si₈

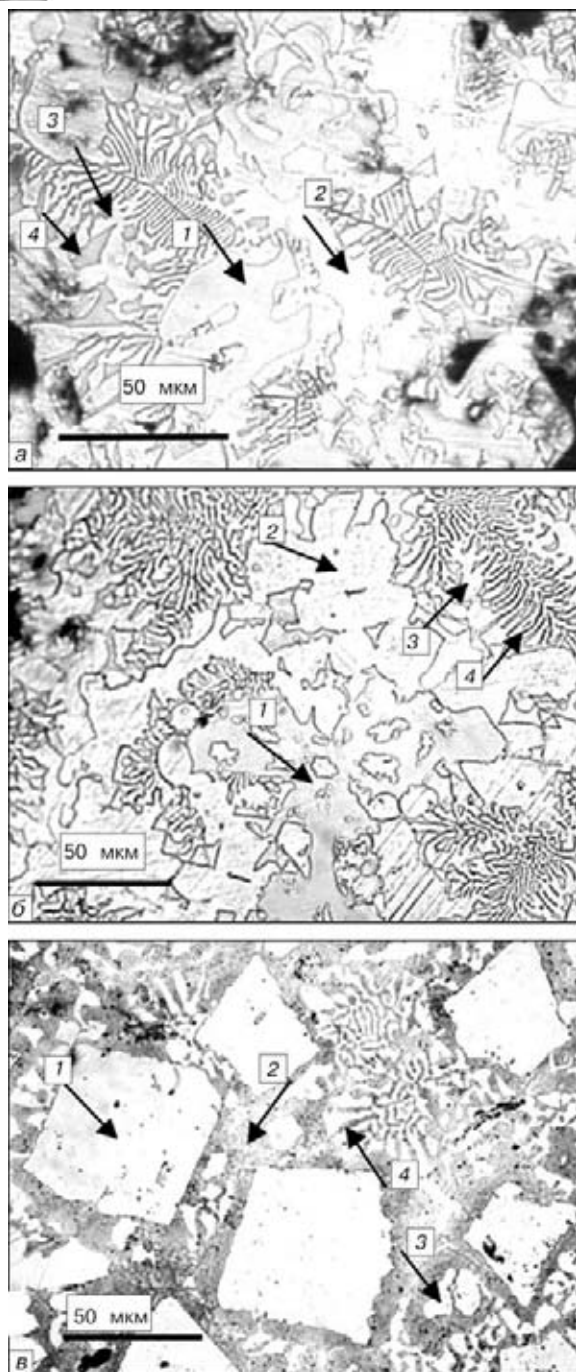


Рис. 4. Микроструктура слитка ДТА из смеси порошков: а — 95 % $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ + 5 % $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{32}\text{Si}_8$; б — 85% $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_1$ + 15 % $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{32}\text{Si}_8$; в — 75% $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ + 25 % $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{32}\text{Si}_8$; 1–4 — номера участков; травлено

зовый анализ (РСФА) позволили определить химический и фазовый составы отдельных структурных составляющих сплавов (табл. 3), а также совместно с анализом кривых ДТА сделать заключение о характере фазовых превращений в исследуемых сплавах в условиях нагрева до температуры 1350 °С.

Основной структурной составляющей слитка с 5 % TiCrSi (по данным РСФА около 80 об. %) является кристаллическая β -фаза, которая, в отличие от системы Al-Cu-Fe , легирована хромом (участок 1, рис. 4, а, табл. 3) или титаном, хромом и кремнием (участок 3 в эвтектике). Повышенное содержание

железа и высокая твердость β -фазы (7130 ± 54 МПа) участка 2, по сравнению β -фазой системы Al-Cu-Fe ($\text{Al}_{55}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_5$), можно объяснить наличием включений в ней ψ -фазы, обнаруженной в слитке методом РСФА (табл. 3). Первая структурная составляющая близка по составу к λ -фазе системы Al-Cu-Fe ($\text{Al}_{72}\text{Cu}_5\text{Fe}_{23}$), отличаясь от нее лишь небольшим содержанием легирующих элементов (титана и хрома).

То обстоятельство, что при высокотемпературной рентгенографии λ -фазу не обнаружили, можно объяснить более высокой температурой нагрева при исследовании методом ДТА (соответственно 1000 и 1350 °С), а кристаллизация расплава в системе Al-Cu-Fe начинается с λ -фазы [8].

Таким образом, характер кривой охлаждения сплава $\text{AlCuFe} + 5\% \text{TiCrSi}$ можно связать с протеканием следующих процессов: выделение кристаллов λ -фазы (при охлаждении до 930 °С), образование β - и ψ -фазы (до температуры 800 °С) и кристаллизация эвтектики (800...760 °С).

В слитках с 15 и 25 % TiCrSi основной структурной составляющей, как и в случае, описанном выше, является β -фаза, легированная титаном и хромом (участки 2 и 3, рис. 4, б, табл. 3). Двумя другими фазами являются α и γ , т. е. обнаруженные методом РСФА как в исходном порошке, так и в образцах после охлаждения от температур 980 и 990 °С (табл. 1). Фаза α содержит наибольшее количество кремния, оказывающего стабилизирующее влияние на ее образование, и является наиболее высокотемпературной, выделяется из расплава в виде достаточно крупных кристаллов (участок 1 на рис. 4, б, в); диапазон кристаллизации — 1100...960 °С. В дальнейшем с понижением температуры происходит образование β - и γ -фаз, причем β -фаза возникает как в виде отдельных зерен, граничащих с γ -фазой, так и в составе $\beta+\gamma$ -эвтектики (участки 2–4, рис. 4, б, в). Количество α -фазы больше в образце третьего состава и меньше, по сравнению с суммарным содержанием $\beta+\gamma$ -фаз, что согласуется с тепловыми эффектами, отмеченными на кривых ДТА (рис. 3).

Таким образом, в порошках исследованных сплавов (смесь квазикристаллических сплавов $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ и $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{32}\text{Si}_8$) при соотношении компонентов 85:15 и 75:25 установлено образование кубического кристаллического 1/1 аппроксиманта икосаэдрической α -фазы с параметром ГЦК решетки около 1,193 нм (пространственная группа $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$), в отличие от ОЦК простых кубических решеток, которые до сих пор обнаруживались в таких фазах. Это фаза возникает благодаря стабилизирующему влиянию кремния.

Кроме того, в порошках зафиксированы также кристаллические β -фазы (ОЦК-решетка типа CsCl) и γ -фазы (ГЦК-решетка типа L_{12}). Небольшое ко-



личество ψ -фазы зарегистрировано в порошках с наименьшим содержанием TiCrSi (5 %). Максимальная объемная доля α -фазы в исходном порошке (88 %) при соотношении AlCuFe:TiCrSi = 75:25 сохраняется при нагреве до температуры 600 °C, а при температурах 980 и 990 °C в порошках с 15 и 25 % TiCrSi зафиксировано однофазное α -состояние. Установлено, что коэффициент термического расширения α -фазы, определенный по данным высокотемпературной рентгенографии ($15,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) очень близок к коэффициенту термического расширения нелегированной ψ -фазы ($17,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) [9]. Кроме того, α -фаза отличается наиболее высокой твердостью (8800 МПа) среди других фаз, обнаруженных в порошках сплавов системы AlCuFe-TiCrSi.

Авторы выражают благодарность Украинскому научно-техническому центру за финансовую поддержку данной работы, выполненной в рамках проекта 1630.

1. An experimental study of water atomization of aluminum alloys / O. D. Neikov, A. V. Krajnikov, A. V. Sameljuk et al. // PM TEC 2002 world congress proc., compiled by metal powder industrial federation. — Princeton (USA), 2002. — V. 7. — P. 15–27.
2. Thermal expansion, nonmetallic solids, thermophysical properties of matter / Y. S. Touloukian, R. K. Kirby, R. E. Ta-

ylor, T.Y.R. Lee // New York: IFI/Plenum, 1977. — V. 13. — 584 p.

3. Sordelet D. J., Besser M. F., Anderson I. E. Particle size effects on chemistry and structure of Al-Cu-Fe quasicrystalline coatings // J. of Thermal Spray Technology. — 1996. — 5, N 2. — P. 161–174.
4. Formation of periodic microstructures involving the L1₂ phase in eutectic Al-Ti-Cr alloys / O. M. Barabash, Yu. V. Milman, D. V. Miral et al. // Intermetallics. — 2003. — V. 11. — P. 953–962.
5. Structural refinement of 1/1 approximants to quasicrystals: Bergman-type W(TiZrNi) and Mackay-type M(TiZrFe) // W. J. Kim., P. C. Gibbons, K. F. Kelto, W. B. Yelon // Phys. Rev. — 1998. — B58, N5. — P. 2578–2585.
6. Structural determination of a 1/1 rational approximant to the icosadral phase in Ti-Cr-Si alloys / J. L. Libbert, K. F. Kelton, A. I. Goldman, W. B. Yelon // Ibid. — 1994. — 49, N17. — P. 11675–11680.
7. Elser V., Henley C. L. Crystal and quasicrystal structures in Al-Mn-Si alloys // Phys. Rev. Lett. — 1985. — V. 55. — P. 2883–2886.
8. Адеєва Л. І, Борисова А. Л. Квазікристалічні сплави як новий перспективний матеріал для захисних покриттів // Фізика і хімія твердого тіла. — 2002. — 3, № 3. — С. 454–465.
9. High-Resolution time-of-flight measurements of the lattice parameter and thermal expansion of the Icosadral phase Al₆₀Cu_{25,5}Fe_{12,5} / A. Quivy, S. Lefebvre, J. L. Soubeyrou et al. // J. applied crystallography. — 1994. — 27, N6. — P. 1010–1014.

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

Ин-т проблем материаловедения

им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев

Поступила 13.07.2006

Книги ♦ Монографии ♦ Труды конференций

(Издания Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев)

- **КАТАЛОГ. Технологии. Материалы. Оборудование.** Содержит информацию о разработанных в последние годы в ИЭС технологиях, материалах и оборудовании для сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов, предлагаемых для коммерческой реализации. — 2005. — 260 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн/960 руб./50 \$.
- **ТИТАН: технологии, оборудование, производство.** Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за 2001–2004 гг., по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. — 2005. — 196 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн/960 руб./50 \$.
- **TITANIUM: technologies, equipment, production.** Book contains articles on titanium welding and electrometallurgy published in the E. O. Paton Electric Welding Institute journals «Advances in Electrometallurgy» and «The Paton Welding Journal» in a period from 2001–2005. — 2006. — 218 p., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн/960 руб./50 \$.
- **Письменный А. С.** Индукционный нагрев при сварке и родственных технологиях. — 2005. — 140 с. — формат 140×200 мм, мягкий переплет, 25 грн/240 руб./20 \$.
- **Гаращук В. П.** Вступ до фізики лазерів. — 2005. — 244 с. — формат 140×200 мм, мягкий переплет, 40 грн/360 руб./38 \$.
- **Laser Technologies in Welding and Materials Processing: Сб. докл.** Второй междунар. конф., 23–27 мая 2005 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. С. Коваленко. — 2005. — 246 с., формат 200×290 мм (англ. яз.), 100 грн/720 руб./38 \$.
- **Makhnenko V. I., Pochynok V. E.** Strength Calculation of Welded Joints with Adjacent Sharp Cavities (англ. яз.). — 2006. — 266 с. — формат 165×235 мм, мягкий переплет, 250 грн/2250 руб./90 \$.
- **Kononenko V. Ya.** Technologies of Undewater Wet Welding and Cutting. — 2006. — 140 с. — формат 140×200 мм, мягкий переплет, 100 грн/900 руб./40 \$.

По вопросам приобретения просьба обращаться

в редакцию журнала

Тел./факс: (38044) 528 34 84, 529 26 23

E-mail: journal@paton.kiev.ua

* Цены указаны с НДС соответственно для Украины, России и дальнего зарубежья с учетом доставки заказной бандеролью.



УДК: 621.745.5:546.881

ПОВЕДЕНИЕ ВАНАДИЯ ПРИ ЖИДКОФАЗНОЙ ПЛАВКЕ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩЕГО КОНЦЕНТРАТА

В. Н. Костяков, Е. Б. Полетаев,
Г. М. Григоренко, С. Н. Медведь

Исследовано получение феррованадия из ванадиевого концентрата в дуговой печи постоянного тока. Показано, что выплавленный металл представляет собой сплав с содержанием ванадия от 17,7 до 23,46 %, полученный при соотношении чугуна и ванадиевого концентрата в шихте 1:1. Уменьшение чугуна в шихте до 25 % обеспечивает повышение массовой доли ванадия в сплаве до 43...45 %.

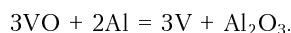
Producing of ferrovandium from vanadium concentrate in DC arc furnace was investigated. It is shown that the melted metal represents an alloy with vanadium content from 17.7 up to 23.46 %, produced at ratio of cast iron and vanadium concentrate in charge as 1:1. The decrease of cast iron in charge down to 25 % guarantees the increase in vanadium mass share in alloy up to 43...45 %.

Ключевые слова: плавка; отходы; дуговая печь; ванадий; постоянный ток; сплав

В металлургии феррованадий получают из ванадийсодержащего сырья алюмо-, силико- или карботермическими способами [1–3].

Алюмотермическая плавка характеризуется выделением достаточно большого количества тепла вследствие протекания восстановительной реакции оксида ванадия с алюминием. Это тепло превышает теплосодержание жидких продуктов реакции, приведенной в работе [2]. Поэтому в шихту обычно вводят примерно 40 кг извести на 100 кг оксида ванадия V_2O_5 для нормального протекания процесса получения ванадийалюминиевой лигатуры [4].

Термодинамический анализ восстановительных реакций показал, что лимитирующей стадией процесса восстановления $V_2O_5 \rightarrow V$ следует считать восстановление низшего оксида VO по уравнению, приведенному в работе [2]:



Вследствие близости температур плавления оксида V_2O_5 и алюминия при их взаимодействии практически не зафиксированы так называемые низкотемпературные восстановительные процессы, определяемые взаимодействием жидкого алюминия с твердыми оксидами. По аналогии с железом и хро-

мом, высокотемпературное восстановление оксида V_2O_5 алюминием протекает в диффузионной области, а значит, наиболее медленной стадией являются процессы диффузии в шлаковой фазе.

При силикотермическом восстановлении оксида ванадия V_2O_5 выделяющегося тепла недостаточно для осуществления внепечной плавки [2]. Поэтому силикотермический феррованадий можно получать только печным способом — в электропечах с дуговым или плазменным нагревом.

Необходимо учитывать, что низшие оксиды ванадия могут вступать в реакцию с кремнеземом с образованием силикатов ванадия, из которых дальнейшее восстановление ванадия еще более затруднено [5]. Таким образом, процесс восстановления ванадия должен производиться в присутствии оксида кальция, связывающего кремнезем и препятствующий образованию силикатов ванадия.

В Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины изучено влияние вида и количества восстановителя, технологии подготовки шихты и способа ведения плавки на поведение ванадия.

Плавки проведены на жидком «болоте» чугуна в дуговой печи постоянного тока с графитовым тиглем. В качестве шихты использовали базовый чугун с содержанием (%) 3,25 C; 4,82 Si; 0,54 Mn; 0,08 Cu;



Таблица 1. Химический состав выплавленного металла

№ плавки	Массовая доля элемента, %										
	C	Si	Mn	Fe	V	Ti	Cu	Al	Cr	P	S
1*	1,12	10,63	0,11	68,3	18,42	0,11	0,56	0,19	0,46	0,019	0,0115
2**	1,58	5,58	0,07	73,28	22,24	0,02	0,30	0,62	0,56	0,016	0,0140
3**	1,29	6,50	0,08	70,27	21,25	0,11	0,14	0,05	0,44	0,008	0,0047
4***	0,87	8,03	0,12	67,06	23,46	0,18	0,05	0,07	0,15	0,010	0,0070

* Неокомкованная смесь ванадиевого концентрата, ферросилиция и известняка.

** Окомкованная смесь ванадиевого концентрата, ферросилиция ФС65 с дополнительным раскислением шлака ферросилицием.

*** Неокомкованная смесь ванадиевого концентрата, алюминиевой крупки и известняка.

Таблица 2. Химический состав шлака

№ плавки	Массовая доля оксида компонента, %											
	FeO	Cr ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	TiO ₂	CuO	V ₂ O ₅	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	P	S
1	0,46	0,07	45,0	0,11	0,42	0,01	3,61	1,59	47,87	0,41	0,080	0,048
2	0,05	0,17	47,92	0,23	0,70	0,03	8,47	1,32	39,42	0,29	0,063	0,066
3	0,06	0,18	45,56	0,06	0,54	0,02	7,22	1,47	40,57	0,15	0,072	0,045
4	0,24	0,36	2,38	0,11	0,084	0,01	1,06	73,75	21,18	0,25	0,063	0,066

0,06 Ti; 0,25 Cr; 0,01 Ni; 0,27 P; 0,02 S; Fe — остальное, а также ванадиевый концентрат, состоящий из (%) 4,88 Fe₂O₃; 26,60 SiO₂; 0,13 MnO; 0,04 Al₂O₃; 0,12 CaO; 63,7 V₂O₅; 1,22 K₂O; 0,03 Cr₂O₃; 1,03 TiO₂; 0,01 CuO; 0,08 P; 0,05 S; ферросилиций ФС65, алюминиевую крупку и известняк.

Перед каждой плавкой производили подготовку шихты, включающую весовое дозирование компонентов шихты и их перемешивание с последующим окомкованием и сушкой комков в печи при температуре 280... 300 °С. В одних плавках окомкованная смесь состояла из ванадиевого концентрата и порошкообразного ферросилиция ФС65 (фракция до 1 мм), в других она дополнительно включала известняк.

При плавке неокомкованной шихты вначале загружали ванадиевый концентрат, а после его расплавления — ферросилиций или алюминиевую крупку в смеси с известняком.

При плавке окомкованной смеси (ванадиевый концентрат и восстановитель) известняк загружали в печь одновременно с окомкованным материалом. В некоторых плавках раскисляли шлак ферросилицием, вводимым в печь вместе с известняком. После выполнения всех технологических операций расплав перегревали.

В табл. 1 приведены усредненные результаты химического анализа выплавленного металла.

Из табл. 1 видно, что более высокое количество ванадия в сплаве зафиксировано при использовании в качестве восстановителя алюминия (плавка № 4). Восстановление ванадия ферросилицием также обеспечивает достаточно высокое содержание его в сплаве.

Во всех плавках обнаружено повышенное содержание кремния. При восстановлении ванадия алюминием увеличение количества кремния происходит вследствие восстановления его из шлака.

Выплавленный металл представляет собой сплав с 17,7... 23,46 % ванадия, полученный при соотношении чугуна и ванадиевого концентрата в шихте 1:1.

Уменьшение массовой доли чугуна в шихте до 25 % обеспечивает повышение концентрации ванадия в сплаве до 43... 45 %.

Химический состав шлака приведен в табл. 2.

Анализ показывает, что при восстановлении ванадия кремнием массовая доля оксида ванадия в шлаке составляет от 3,61 до 8,47 %.

При восстановлении ванадия алюминием значительно снижается количество V₂O₅ в шлаке (плавка № 4), что свидетельствует о полноте протекания восстановительных процессов при плавке концентрата.

Данные исследований позволили установить распределение ванадия в продуктах плавки (табл. 3).

Как свидетельствуют данные табл. 3, вид восстановителя оказывает заметное влияние на рас-

Таблица 3. Материальный баланс ванадия опытных плавков

№ плавки	Зона распределения ванадия, %		
	Металл	Шлак	Унос
1	84,4	9,2	7,3
2	78,5	21,5	—
3	82,6	17,4	—
4	92,2	2,2	5,6



Таблица 4. Баланс кремния плавов № 1–3

№ плавки	Расход кремния по периодам плавки, %		Статьи расхода кремния, %		
	восстановительный	диффузионного раскисления конечного шлака	Восстановление	Переход в металл	Угар
1	100	—	54,8	38,2	7,0
2	80	20	57,0	14,8	28,2
3	80	20	56,8	18,6	24,6

ределение ванадия в металле и шлаке. Так, при расплавлении неокомкованного ванадиевого концентрата в шлак переходит от 2,2 до 9,2 % ванадия, что соответствует коэффициенту распределения его в шлаке и металле 0,02 и 0,10.

Обнаружено довольно высокое содержание в шлаке ванадия при переплаве окомкованной смеси. Это объясняется тем, что в окомкованную смесь вводили 80 % кремния его общего расхода на восстановление ванадия, а 20 % кремния использовали для диффузионного раскисления шлака в конце плавки. Однако расход части восстановителя на диффузионное раскисление конечного шлака неэффективен и приводит лишь к повышенному угару кремния (табл. 4).

Коэффициент расхода кремния в восстановительный период ($K_v = \frac{G_{Si}^d}{G_{Si}^t}$, где G_{Si}^d — действительный, G_{Si}^t — теоретически необходимый расход кремния на восстановление) в плавке № 1 составлял 1,6, а в плавках № 2 и 3 — 1,4.

Полученные данные показывают, что вид восстановителя заметно влияет на энергетические показатели плавки. Так, при силикотермическом восстановлении ванадия (плавки № 1–3) основные затраты энергии приходятся на восстановительный период (65...70 % общего расхода электроэнергии на плавку), а удельные энергозатраты составляют 4,1...4,5 кВт·ч/кг.

Восстановление ванадия алюминием способствует уменьшению энергозатрат в восстановительный

период до 35 % на плавку и снижению удельного расхода электроэнергии до 1,22 кВт·ч/кг.

Выводы

1. Выполненные исследования показали, что вид восстановителя влияет на поведение ванадия и энергозатраты на плавку. Степень восстановления ванадия наиболее высокая при использовании в качестве восстановителя алюминия.

2. Показано, что энергозатраты плавки значительно снижаются при восстановлении ванадия алюминием.

3. Эффективность алюмотермической и силикотермической плавки можно оценить только на основании сравнения технико-экономических показателей плавки.

1. Дуррер Р., Фолькерт Г. Металлургия ферросплавов. — М.: Металлургия, 1976. — 480 с.
2. Ванадий в черной металлургии / Н. П. Лякишев, Н. П. Слотвинский-Сидан, Ю. Л. Плинер, С. И. Лапко. — М.: Металлургия, 1983. — 192 с.
3. Гасик М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И. Теория и технология производства ферросплавов. — М.: Металлургия, 1988. — 784 с.
4. Алюмотермия / Н. П. Лякишев, Ю. Л. Плинер, Г. Ф. Игнатенко и др. — М.: Металлургия, 1978. — 424 с.
5. Рысс М. А. Производство ферросплавов. — М.: Металлургия, 1975. — 336 с.

Физико-технолог. ин-т металлов и сплавов

НАН Украины, Киев

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

Поступила 25.05.2006



8-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ EBT 2006

С 5 по 10 июня 2006 года в г. Варна (Болгария) состоялась очередная Международная научно-техническая конференция по электронно-лучевым технологиям «International conference on electron beam technologies» (EBT 2006). Ее организаторами выступили Институт электроники Академии наук Болгарии в кооперации с Технологическим центром электронно-лучевых и плазменных технологий (г. София), Союза по электронике, электротехнике и связи Болгарии (СЕЕС).

Следует отметить широкую географию докладов. На конференции было заявлено 97 докладов, представляющих 29 научных и производственных организаций из 11 стран, в том числе 5 из Украины — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, НПП «ДС» (г. Николаев), НТУУ «КПИ», конструкторское бюро «Вакуумное металлургическое оборудование» и НПП «Геконт» (г. Винница). В работе конференции принимали участие около 80 человек. Рабочим языком был английский.

5 июня в 9.00 состоялось торжественное открытие конференции. С приветственным словом выступил чл.-кор. НАН Болгарии проф. Георги Младенов. Он отметил важность и актуальность проведения таких традиционных мероприятий, необходимость постоянного обмена опытом и обсуждения полученных учеными разных стран результатов перспективных исследований в области электронно-лучевых и родственных технологий для развития теоретической и прикладной науки в целом.

В течение пяти дней заслушано 86 докладов, большинство из которых вызвали научный и практический интерес, а также оживленные дискуссии.

Основными темами представленных на конференции докладов были следующие:

- научные основы, моделирование и оборудование для формирования электронных и плазменных пучков;
- электронно-лучевая сварка и поверхностная обработка материалов;
- электронно-лучевая плавка;
- электронно-лучевое испарение и осаждение материалов.



Повышенный интерес вызвали доклады проф. Р. Бакиша (США) о современном состоянии и перспективах мирового развития электронно-лучевой плавки, а также проф. А. Б. Маркова (Россия, г. Томск) и д-ра Н. Рейзера (Германия) «Влияние электронно-лучевой обработки на последующее азотирование титановых сплавов».

Особенностью прошедшей конференции стало значительное количество докладов, посвященных анализу, моделированию, формированию и управлению электронными и плазменными высокоэнергетическими пучками.

Материалы конференции опубликованы в научном журнале «Электротехника и электроника» (Болгария).

В заключение хотелось бы отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам, в частности проф. Георги Младенову.

*П. А. Шпак
НПП «Геконт», Винница*



К 80-летию со дня рождения В. И. ЛАКОМСКОГО



В октябре нынешнего года исполнилось 80 лет Лакомскому Виктору Иосифовичу — известному ученому в области специальной электрометаллургии и сварки, члену-корреспонденту Национальной академии наук Украины, доктору технических наук, профессору, лауреату Государственной премии Украины,

заслуженному деятелю науки и техники.

Родился В. И. Лакомский 11 октября 1926 года в г. Краматорске Донецкой области. В 1945 году окончил металлургический техникум в г. Новокузнецке Кемеровской области, а в 1950 — Запорожский машиностроительный институт. После окончания аспирантуры при Киевском политехническом институте в 1954 году он защитил кандидатскую диссертацию и поступил на работу в Институт машиноведения и сельхозмеханики, где работал в должности ученого секретаря института. С 1957 года по настоящее время В. И. Лакомский трудится в Институте электросварки им. Е. О. Патона. В 1969 году Виктор Иосифович защитил докторскую диссертацию, в 1971 — утвержден в ученом звании профессора. В период с 1975 по 1979 годы был заместителем директора по научной работе института «УкрНИИ Спецсталь». В 1998 году ему присвоено звание заслуженного деятеля науки и техники.

Глубокие и обстоятельные научные исследования В. И. Лакомского в различных областях техники (металлургии, сварки, материаловедения и т. д.), снискали ему заслуженное признание и высокий научный авторитет. Он является автором оригинальных тонких методик исследования равновесия системы газ-жидкий металл при различных способах нагрева в широком диапазоне температур: от точки плавления до точки кипения металлов. Им впервые экспериментально обнаружено, теоретически обосновано существование явления плазменно-химического поглощения газов металлами при дуговом воздействии на металл и практически доказана возможность легирования металла азотом в широком диапазоне концентраций непосредственно из газовой фазы. Благодаря этим работам создано и с успехом развивается целое научное направление — исследование закономерностей высокотемпературного взаимодействия газов, находящихся в обычном колебательном и возбужденном дугой и плазмой состоянии, с жидкими металлами.

Именно такой научный подход к решению реальных технических задач позволил в короткий

срок разработать теоретические основы, технологию и оборудование, а также внедрить в промышленность один из способов специальной электрометаллургии — плазменно-дуговой переплав металлов и сплавов. Эта работа, проводившаяся под руководством академика Б. Е. Патона, отмечена в 1980 году Государственной премией Украины.

Разработка принципиально новых самоспекающихся термохимических катодов и на их основе электродуговых источников тепла (дуготронов) способствовала созданию уникальной технологии дуговой сварки открытой дугой черных и цветных металлов с углеродными материалами, которая успешно используется при изготовлении многоамперных контактных узлов электрометаллургических и электротермических агрегатов как в Украине, так и за рубежом.

Нынешний этап научной деятельности В. И. Лакомского связан с изучением физических свойств и технологических аспектов производства термоантрацита, что позволяет изменить конструкцию электрокальцинаторов и технологию производства термоантрацита.

Профессор В. И. Лакомский является организатором ряда научных подразделений института. В 1958 году он создал лабораторию газов в металлах, в 1968 — отдел плазменной металлургии, в 1979 — Запорожский отдел Института электросварки, а в 1995 — Научно-инженерный центр плазменной технологии.

Виктор Иосифович проводит большую работу по подготовке научных кадров. Под его руководством подготовлено 11 кандидатов наук. Он принимает активное участие в научной жизни, выступает с докладами и лекциями, является членом спецсовета по защите диссертаций, членом редколлегии журнала «Современная электрометаллургия».

В. И. Лакомским опубликовано свыше 500 научных трудов, среди которых более 300 статей, 8 монографий, примерно 200 авторских свидетельств на изобретение и патентов, полученных в различных странах мира.

Профессор В. И. Лакомский полон творческих сил, направленных на поиск новых оригинальных решений задач, стоящих перед специальной электрометаллургией и сваркой.

Сердечно поздравляем юбиляра, желаем ему здоровья, счастья и больших творческих успехов.

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



Е. А. КАЗАЧКОВУ — 80!

В августе нынешнего года исполнилось 80 лет Евгению Александровичу Казачкову, известному ученому в области теории металлургических процессов, заслуженному деятелю науки Украины, доктору технических наук, профессору, заведующему кафедрой теории металлургических процессов Приазовского государственного технического университета.

Е. А. Казачков родился 10 августа 1926 года в г. Артемовске. После окончания Московского института сталей и сплавов его направили в аспирантуру при этом институте, а в 1953 году он успешно защитил кандидатскую диссертацию.

В 1953–1955 годах Евгений Александрович работает в Центральном научно-исследовательском институте черной металлургии. С 1955 года и до настоящего времени он плодотворно трудится в Приазовском государственном техническом университете (ранее Ждановский металлургический институт). Здесь Е. А. Казачков работал над докторской диссертацией, которую защитил в 1973 году в Московском институте сталей и сплавов. В 1974 году ему присвоили ученое звание профессора. За период работы в университете Евгений Александрович ездил в Индию и Египет, где в течение нескольких лет читал лекции по теории металлургических процессов.

Основные направления научной деятельности Е. А. Казачкова связаны с изучением физико-химических процессов получения, разливки и кристаллизации стали. В результате теоретического анализа и широких экспериментальных исследований в лабораторных и промышленных условиях им установлены новые основополагающие закономернос-

ти механизма процессов выпечной обработки и непрерывной разливки стали, получены новые данные о механизме образования химической неоднородности и кристаллической структуры стальных слитков. Исследование циркуляционных потоков и теплофизических процессов, происходящих в кристаллизаторе установок непрерывной разливки стали, позволили Е. А. Казачкову разработать новые конструкции погружных стаканов и способы интенсификации процессов затвердевания непрерывнолитых слитков.

Большое внимание Евгений Александрович уделяет подготовке научных кадров. Под его руководством защищены две докторские и 16 кандидатских диссертаций. Им опубликовано около 400 научных работ, в том числе три монографии.

Профессор Е. А. Казачков полон творческих сил, принимает активное участие в решении новых оригинальных задач, стоящих перед специальной электрометаллургией и сваркой.

Сердечно поздравляем Евгения Александровича Казачкова с юбилеем и желаем ему крепкого здоровья, счастья и новых творческих свершений.

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



К 60-летию Ю. М. ПОМАРИНА

25 октября 2006 года Юрию Михайловичу Помарину — известному ученому в области металлургии металлов высокой чистоты и прецизионных сплавов, доктору технических наук, профессору — исполнилось 60 лет.

Ю. М. Помарин родился в 1946 году в г. Бранденбурге (Германия). В 1969 году он окончил Киевский политехнический институт и с тех пор работает в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

В 1978 году Юрий Михайлович защитил кандидатскую диссертацию, а в 1999 — докторскую.

Глубокие и обстоятельные исследования ученого в области специальной электрометаллургии снискали ему заслуженное признание и высокий научный авторитет. Ю. М. Помарин известен широкому кругу научной общественности в Украине, ближнем и дальнем зарубежье как выдающийся специалист в области изучения взаимодействия газов с жидкими

металлами как в обычном колебательном состоянии, так и в случае дугового и плазменного плавления. В частности, его исследования растворимости азота и водорода в чистых металлах и сплавах с особыми свойствами при высоких температурах и давлении стали серьезным вкладом в теорию металлургических процессов. Им рассчитаны термодинамические константы равновесия систем металл–азот и металл–водород. Определены температурные зависимости растворения и параметры взаимодействия этих газов с жидкими металлами. Установлены особенности поглощения азота из плазмы электрической дуги и коэффициенты пропорциональности для квазиравновесных условий поглощения азота различными металлическими расплавами. Результаты





исследований представлены в виде уравнений и математических моделей, позволяющих рассчитать предполагаемое содержание азота в расплавах и слитках.

На протяжении последних 15 лет Ю. М. Помарин вместе с сотрудниками лаборатории активно занимается исследованиями физико-химических свойств флюсов и шлаков (вязкость, азотопроницаемость, растворимость), используемых при сварке и в специальной электрометаллургии, а также разработкой и внедрением дугошлакового переплава в азотсодержащей атмосфере для выплавки слитков высокоазотистых сталей и сплавов. Данная технология прошла широкое промышленное опробование в Украине и Франции. По материалам указанных исследований и промышленных плавов в Англии издана монография на английском языке и в настоящее время подготовлена к изданию на русском.

Свою научную работу Ю. М. Помарин успешно совмещает с педагогической деятельностью. С 2003 года он читает лекции студентам на кафедре «Металловедение и термическая обработка» инженерно-физического факультета НТУУ «КПИ». Кроме того, Юрий Михайлович подготовил и издал три учебных пособия.

Юрий Михайлович Помарин является автором более 200 научных публикаций, в числе которых четыре монографии, три учебных пособия и 25 авторских свидетельств и патентов.

Сердечно поздравляем Юрия Михайловича Помарина со славным юбилеем, желаем ему крепкого здоровья и дальнейших творческих успехов в научной и педагогической деятельности.

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

О. Х. ФАТКУЛЛИНУ — 70 ЛЕТ!



Исполнилось 70 лет заслуженному деятелю науки РФ Олегу Хикметовичу Фаткуллину, доктору технических наук, профессору, заведующему кафедрой, лауреату Государственной премии СССР, премии Правительства РФ, премии РАН им. акад. А. А. Бочвара.

Родился О. Х. Фаткуллин в 1936 г. в Башкирии. Закончил Московский институт стали и сплавов по специальности инженер-металлург. В течение 1958–1961 гг. он работал мастером Электростальского завода тяжелого машиностроения. После окончания аспирантуры в 1965 г. О. Х. Фаткуллин был направлен на работу в ВИЛС. Здесь молодой специалист прошел путь от ведущего инженера до заместителя генерального директора по науке. С 2005 г. Олег Хикметович Фаткуллин работает заместителем директора по науке технического центра ОАО «Русполимет» и по совместительству заведует кафедрой Московского авиационного института.

О. Х. Фаткуллин — крупный специалист в области конструкционных материалов (жаропрочных сплавов на основе никеля и сталей), технологичес-

ких процессов выплавки и порошковой металлургии изготовления из них полуфабрикатов и изделий. Он является создателем нового научного направления и школы по высокоскоростной кристаллизации и получению дисперсных структур, оптимизации строения и механических свойств сложнолегированных никелевых сплавов за счет применения способов гранулирования и модифицирования в сочетании с рациональным легированием и термомеханической обработкой. Под руководством О. Х. Фаткуллина были разработаны новые дисковые гранулируемые порошковые сплавы (ЭП741НП, ЭП962П, ЭП975П, ЭП962НП и другие), имеющие наилучшие физико-механические характеристики, серийный выпуск изделий из которых нашел широкое применение в газотурбинных двигателях пассажирских и военных самолетов новых поколений (ИЛ-96, ИЛ-76, ИЛ-114, ТУ-204, МИГ-29, МИГ-31 и других), в ракетных системах, энергетике, нефтегазовой промышленности.

О. Х. Фаткуллин разработал ряд новых технологических процессов плавки, успешно внедренных в производство. Это внепечное вакуумирование шарикоподшипниковых сталей, получение слитков жаропрочных сплавов малого диаметра в вакуумных индукционных печах большой емкости для дальнейшего их распыления на гранулы, электронно-лучевая выплавка слитков из жаропрочных сплавов для последующей деформации (совместно с ИЭС им. Е. О. Патона), выкумно-дуговой двухэлектродный переплав и др.

О. Х. Фаткуллин — автор более 350 научных трудов, 12 монографий, более 60 патентов и изобретений.



В прошедший период О. Х. Фаткуллин выполнял большую педагогическую и научно-организационную работу в качестве заведующего кафедрой «Материаловедение» МАИ, члена специализированных советов ИМЕТ, МАИ и ВИЛС, научного совета по проблеме «Порошковая металлургия», редколлегии журналов «Сталь», «Порошковая металлургия», «Технология легких сплавов», «Проблемы специальной электрометаллургии», «Реферативного журнала». Им подготовлена большая группа кандидатов и докторов наук.

О. Х. Фаткуллин — действительный член Инженерной академии РФ, Академии технологических наук РФ и других общественных академий.

Сердечно поздравляем Олега Хикметовича Фаткуллина с юбилеем, искренне желаем ему крепкого здоровья и дальнейших творческих успехов, благополучия и счастья.

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

К 60-летию В. В. Арсенюка

3 ноября 2006 года исполнилось 60 лет Валерию Васильевичу Арсенюку — доктору технических наук, известному исследователю в области соединений в твердом состоянии разнородных металлов.

В. В. Арсенюк родился в 1946 году в г. Киеве. В 1969 году он окончил Киевский институт инженеров гражданской авиации и в течение двух лет работал в Тюменском управлении гражданской авиации. В 1971 году он становится сотрудником Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, где проходит славный путь от инженера до заместителя генерального директора.

В 1994 году В. В. Арсенюк защитил кандидатскую диссертацию, а в 2005 году — докторскую.

Научной общественности известны работы Валерия Васильевича, посвященные изучению механизма пластической деформации и формирования структуры при различных способах сварки давлением разнородных металлов, а также особенностей фазового состава и технологиям получения сварных соединений металлов с ограниченной взаимной растворимостью.

Комплекс научных работ, выполненных при непосредственном участии В. В. Арсенюка, позволил разработать новую методику подхода к оценке механических свойств сварных соединений разнородных металлов, основанную на анализе вклада конкретных структурных и фазовых составляющих на уровень прочности и пластичности. Эта методика позволяет выбрать оптимальный способ сварки, при котором исключается возможность образования хрупких фаз в зоне соединения; установить влияние скорости деформации на коэффициент массопереноса легирующих составляющих свариваемых материалов и характер пластической деформации, а также разработать научные основы технологии сварки давлением, широко используемые при опти-

мизации технологических процессов диффузионной и магнитопульсовой сварки, сварки трением и взрывом, ударной сварки в вакууме и получения биметаллов способом горячей прокатки.

На протяжении многих лет В. В. Арсенюк проводит большую организационную работу будучи заместителем директора Института электросварки им. Е. О. Патона, а с 1996 года — на посту Управляющего делами Национальной академии наук Украины.

Свою научную и организационную работу Валерий Васильевич успешно совмещал с педагогической деятельностью в Автотранспортном университете.

В настоящее время он преподает и является членом спецсовета по защите докторских диссертаций в Приазовском государственном техническом университете (г. Мариуполь).

Валерий Васильевич Арсенюк автор более 60 научных публикаций, среди которых методические и учебные пособия.

В. В. Арсенюк своей научной и организационной деятельностью снискал большое уважение и авторитет не только среди сотрудников Института электросварки, а и во всех институтах и учреждениях Национальной академии наук Украины.

Сердечно поздравляем Валерия Васильевича Арсенюка со славным юбилеем. Желаем ему крепкого здоровья и дальнейших творческих успехов на благо отечественной науки.

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





ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Протокилов И. В. «Магнитоуправляемая электрошлаковая плавка многокомпонентных титановых сплавов». Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.07 «Металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов». Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2006 г. Дата защиты 27 сентября 2006 года.

Диссертация посвящена разработке научных и технологических основ технологии магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) титановых сплавов.

Методом физического моделирования исследованы течения металлургического расплава при электрошлаковой плавке под воздействием внешних магнитных полей разной пространственной ориентации. Показано, что гидродинамику металлургического расплава определяют объемные электромагнитные силы, возникающие при взаимодействии тока плавки с собственным или внешним магнитными полями. В зависимости от характеристик внешнего магнитного поля в металлургической ванне создаются электровихревые течения или возвратно-поступательные колебания (вибрация) расплава.

С помощью математического моделирования показано, что под действием внешнего продольно-радиального магнитного поля траектории движения твердых частиц и электродных капель в потоках жидкого шлака видоизменяются, что позволяет увеличивать продолжительность их нахождения в шлаковой ванне на 40...50 %. Продемонстрирована возможность удаления твердых частиц на периферию шлаковой ванны, к стенке кристаллизатора.

На основе проведенных исследований разработаны технологические схемы управления гидродинамикой металлургического расплава с использованием продольного, продольно-радиального и поперечного магнитных полей.

Экспериментально исследованы металлургические и технологические особенности процесса МЭП титановых сплавов в поперечном магнитном поле. Установлено, что вибрация расплава, вызванная введением в зону плавки поперечного поля, приводит к снижению тока плавки, увеличению частоты отрыва электродных капель (и соответственно, к снижению их средней массы), уменьшению глубины металлической ванны и выравниванию фронта кристаллизации. Показана возможность управления структурой титановых сплавов при помощи вибрации, созданной поперечным магнитным полем. Определены характеристики магнитного поля, обеспечивающие выплавку слитков без кристаллизационных дефектов с однородной мелкозернистой структурой.

Разработан процесс прессования расходуемых электродов и металлургический флюс для МЭП титановых сплавов.

Исследованы свойства титановых сплавов, полученных способом МЭП. Установлено, что новый технологический процесс обеспечивает получение слитков титановых сплавов с высокой химической и физической однородностью, мелкозернистой структурой и без дефектов типа шлаковых включений, микропор, трещин. Химический состав металла удовлетворяет требованиям соответствующих стандартов. Показано, что при одинаковом уровне прочности характеристики пластичности и ударной вязкости металла МЭП выше, чем у аналогичных образцов вакуумно-дуговой плавки. Установлена возможность получения способом МЭП слитков титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением. Изготовлены слитки жаропрочных титановых сплавов, металл которых имеет длительную прочность 320 МПа при температуре 750 °С.



Бурнашев В. Р. «Совершенствование плазменно-дуговой гарнисажной плавки специальных сталей, сплавов и чистых металлов». Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.07 «Металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов». Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев, 2006 г. Дата защиты 27 сентября 2006 года.

Диссертация посвящена оптимизации технологии выплавки металлов и сплавов в условиях плазменно-дуговой гарнисажной плавки.

Рассмотрено современное состояние способов специальной электрометаллургии сталей и сплавов ответственного назначения, чистых металлов и лигатур, обоснована необходимость выполнения работы.

Показано, что для выплавки специальных сталей и сплавов, легированных редко- и щелочно-земельными металлами, целесообразно применять плазменно-дуговую гарнисажную плавку (ПДГП) в печах с керамическим подом, а для чистых металлов и лигатур — ПДГП в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе.

Рассчитаны оптимальные добавки алюминия в предварительный период раскисления. Для хромистых сталей 05X12H2M и 07X12HMФБР оптимальная добавка составила 2,0...2,6, для стали 05X14H15NMФБР — 2...3, для сплава ХН55МВЦ — 2,84 кг/т.

По данным проведенных исследований, выбраны оптимальные режимы раскисления и микролегирования материалов.

В результате экспериментальных и промышленных плавов установлено, что полученные в условиях ПДГП стальные отливки имеют низкое содержание неметаллических включений (0,0035...0,008 мас. %) и примесей внедрения ([C] = 0,01...0,02 %; [O] = 0,002...0,003 мас. %; [N] = 0,016...0,018 мас. %; [H] = 0,0015...0,0017 мас. %).

Установлено, что применение комплексных лигатур при микролегировании никелевых сплавов приводит к повышению усвояемости легирующих элементов до 70...80 %. Микролегирование никелевых сплавов гафнием и церием способствует повышению прочностных характеристик.

Определено, что в исследуемых материалах, выполненных по оптимальным режимам раскисления и микролегирования, содержание неметаллических включений снижается в два раза. При этом их механические свойства повышаются на 30...40 %.

Экспериментально изучено влияние ПДГП в медном водоохлаждаемом тигле на ее технологические показатели. Это позволило рекомендовать рациональные режимы переплава тугоплавких металлов. ПДГП в медном водоохлаждаемом тигле тугоплавких металлов позволяет снизить количество неметаллических включений в несколько раз.

Показано, что применение ПДГП в медном водоохлаждаемом тигле целесообразно для получения отливок из тугоплавких и химически активных металлов и их сплавов, выплавки лигатур, содержащих редко- и щелочноземельные металлы.



УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ОПУБЛИКОВАННЫХ В 2006 г.

Автор и название статьи	№ журнала	Автор и название статьи	№ журнала
К 90-летию Б. И. Медовара		ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Цыкуленко А. К., Федоровский Б. Б., Ус В. И., Шевченко Н. Т. О сварке, металловедении и металлургии в наследии ученого или о настоящем и будущем специальной электрометаллургии	2	Григоренко Г. М., Помарин Ю. М., Орловский В. Ю., Лакомский В. В. Кинетика поглощения азота жидкими высокореакционными металлами при дуговом и плазменном плавнении	3
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ		Жадкевич М. Л., Шаповалов В. А., Мельник Г. А., Жиров Д. М., Ждановский А. А., Цыкуленко К. А., Приходько М. С. Плазменное жидкофазное восстановление железа из его оксидов с применением газообразных восстановителей	2
Еремин Е. Н. Применение модифицирования для повышения свойств кольцевых заготовок из азотсодержащих нержавеющей сталей, полученных способом центробежного электрошлакового литья	3	Коледа В. Н., Шаповалов В. А., Торхов Г. Ф., Аксиниченко А. В. Применение плазменно- дугового переплава техногенных отходов в подвижном горизонтальном кристаллизаторе для получения качественных ферросплавов и лигатур	4
Еремин Е. Н., Жеребцов С. Н. Центробежное электрошлаковое литье тракторных втулок шарнира поворота	2	Костяков В. Н., Полетаев Е. Б., Григоренко Г. М., Медведь С. Н., Шевчук Е. А. Поведение фосфора при жидкофазной восстановительной плавке	3
Лакомский В. В., Помарин Ю. М., Рябцев А. Д., Григоренко Г. М. Азотирование металла при ЭШП из газовой фазы	4	Шаповалов В. А., Вислобоков О. М., Мельник Г. А., Цыкуленко К. А. Геометрическая форма и эрозионная стойкость медного водоохлаждаемого анода дугового источника нагрева	4
Лакомский В. В., Помарин Ю. М., Григоренко Г. М., Орловский В. Ю. О транспорте азота через жидкий шлак	3	Шаповалов В. А., Мельник Г. А., Вислобоков О. М., Цыкуленко К. А., Приходько М. С., Жиров Д. М. Экспериментальное исследование эрозии медного водоохлаждаемого анода	1
Саенко В. Я., Медовар Л. Б., Федоровский Б. Б., Шевченко Н. Т., Ярош В. М., Жуков В. В., Журавель В. М., Зайцев В. А., Козин Р. В., Ремизов А. Г. Особенности оценки качества биметаллических материалов	1	Шаповалов В. А., Торхов Г. Ф., Никитенко Ю. А., Карусевич О. В. Особенности технологии получения ленты с аморфной структурой способом спиннингования с применением плазменного нагрева	1
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ		ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА	
Гречанюк Н. И., Осокин В. А., Гречанюк И. Н., Кучеренко П. П., Минакова Р. В., Головова М. Е., Копылова Г. Е. Композиционные материалы на основе меди и молибдена для электрических контактов, конденсированные из паровой фазы. Структура, свойства. Технология. Часть 2. Основы электронно-лучевой технологии получения материалов для электрических контактов	2	Рудой А. П., Жученко Л. П., Мельник В. Х., Портнов А. П. Влияние марганца на свойства сплавов хрома, легированных лантаном	1
Наконечный Н. Ф., Федоров В. Н., Шекин-Кротов В. А. Исследование процессов теплообмена в кристаллизаторе электронно-лучевой установки	4	Червоний И. Ф., Швеи Е. Я., Егоров С. Г. Плавнение кремния при вертикальной индукционной бестигельной зонной плавке	3
Нероденко Л. М., Оноприенко Е. В., Мовчан Б. А. Структура и механические свойства осажденных из паровой фазы дисперсно-упрочненных материалов на основе титана	4	ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ	
Стедьмах Я. А., Мельниченко Т. В., Мовчан Б. А. Структура и свойства толстых конденсатов MgO, полученных электронно-лучевым испарением	3	Борисова А. Л., Борисов Ю. С., Адеева Л. И., Туник А. Ю., Карпец М. В., Дорошенко Л. К. Влияние легирования на состав, структуру и свойства порошков сплава AlCuFe, содержащего квазикристаллическую фазу	2
Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г. В., Талин В. В., Давыдов С. В. Электронно-лучевая плавка недробленых блоков губчатого титана	4	Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Карпец М. В., Лоцко Д. В., Мильман Ю. В., Адеева Л. И., Гордань Г. Н., Дорошенко Л. К. Исследование фазовых превращения в порошках многокомпонентных сплавов на основе AlCuFe с квазикристаллической структурой	4
Тригуб Н. П., Жук Г. В., Чешинский А. А., Тарасов К. К., Куриленко П. В., Антипова Н. В., Копылова Н. Е. Исследование процесса изготовления горячекатаных и холоднодеформированных труб из литой недеформированной трубной заготовки титанового сплава ВТ1-0, полученной способом электронно-лучевой плавки	3	Куренкова В. В., Малащенко И. С., Трохимченко В. В., Червякова Л. М., Рабинович А. А. Кратковременная прочность паяных соединений никелевого сплава ВЖЛ12У при температуре 20 и 950 °С	3
Яковчук К. Ю., Скрыбинский В. В., Крушинская Л. А. Осаждение покрытий, содержащих тугоплавкие элементы, электронно-лучевым испарением способом "вспышки"	1	Малащенко И. С., Куренкова В. В., Белявин А. Ф., Трохимченко В. В. Кратковременная прочность и микроструктура паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием борсодержащего припоя с добавкой кремния	4



Автор и название статьи	№ журнала	Автор и название статьи	№ журнала
Сидоров В. А., Сотников А. Л. Определение радиуса качания кристаллизатора МНЛЗ	4	Лакомский В. И., Кутузов С. В. О температурной зависимости электросопротивления термоантрацита	1
Фирстов С. А., Замков В. Н., Бродниковский Н. П., Топольский В. Ф., Котко А. В., Самелюк А. В., Головаш А. В. Исследование структуры и механических свойств сплава Ti-7,2Al-2,9Mo-2,7W-3Nb-2,3Zr-0,4Si	2	Матвеев В. В. Экономическая эффективность восстановления профиля железнодорожных колес наплавкой изношенной поверхности катания	2
Хижняк В. Г., Помарин Ю. М., Терещенко П. А. Диффузионное титанирование безвольфрамовых твердых сплавов TiH ₂ 0 и KXN15	3	Петров Б. Ф., Лакомский В. И. К вопросу об удельном электрическом сопротивлении термоантрацита	2
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ		Петров С. В., Маринский Г. С., Чернец А. В., Коржик В. Н., Мазунин В. М. Применение пароплазменного процесса для пиролиза органических, в том числе медицинских и других опасных отходов	2
Костяков В. Н., Полетаев Е. Б., Григоренко Г. М., Медведь С. Н. Поведение ванадия при жидкофазной плавке ванадийсодержащего концентрата	4	Полькин И. С., Демченков Г. Г., Снегирева Л. А. Современное состояние и пути совершенствования технологии металлургии гранул титановых сплавов с целью улучшения свойств и повышения надежности деталей газотурбинных двигателей	1
Новиков Н. В., Капран И. И., Соколов К. Д., Гасик М. И., Овчарук А. Н. Инновационные технологические процессы рафинирования электропечного ферроникеля прогрессивными индустриальными способами. Сообщение 1. Термодинамические свойства систем и бинарных соединений на основе никеля	1	НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Новиков Н. В., Капран И. И., Соколов К. Д., Гасик М. И., Овчарук А. Н. Инновационные технологические процессы рафинирования электропечного ферроникеля прогрессивными индустриальными способами. Сообщение 2. Термодинамические исследования процессов и технология ковшевой десульфурации электропечного ферроникеля карбонатом натрия	2	Лакомский В. И. Новый функциональный материал — оксидный катод сварочной электрической дуги. Сообщение 1	1
Новиков Н. В., Капран И. И., Соколов К. Д., Гасик М. И., Овчарук А. Н. Инновационные технологические процессы рафинирования электропечного ферроникеля прогрессивными индустриальными способами. Сообщение 3. Процессы и технология рафинирования ферроникеля в кислом и основном кислородных конвертерах	3	Лакомский В. И. Новый функциональный материал — оксидный катод сварочной электрической дуги. Сообщение 2	2
Савьюк А. Н., Деревянченко И. В., Кучеренко О. Л., Пройдак Ю. С., Стовпченко А. П., Камкина Л. В., Грищенко Ю. Н. Особенности производства полупродукта для получения особо низкоуглеродистой стали в электродуговой печи	3	ИНФОРМАЦИЯ	
Сойфер В. М. Металлургическое оборудование производства фирмы «Danieli»	2	Ахонин С. В. Международная конференция «Титан в СНГ-2006»	3
ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ		В. В. Панасюку — 80!	1
Горюк М. С., Тарасевич Н. И., Дубоделов Н. И., Погорский В. К., Рыбицкий А. И. Математическое моделирование тепловых процессов при разливке чугуна магнитодинамическим миксером-дозатором	1	Диссертации на соискание ученой степени	2,3,4
Костяков В. Н., Григоренко Г. М., Полетаев Е. Б., Медведь С. Н., Шевчук Е. А. Энергоемкость процесса жидкофазной восстановительной плавки	3	Е. А. Казачкову — 80!	4
		К 60-летию В. В. Арсенюка	4
		К 60-летию Ю. М. Помарина	4
		К 65-летию Шварцмана Леонида Яковлевича	3
		К 80-летию И. В. Горынина	1
		К 80-летию со дня рождения В. И. Лакомского	4
		Календарь конференций и выставок в 2006 г.	1
		Книги, монографии, труды конференций	3
		Липодаев В. Н. Международный промышленный форум-2005	1
		Липодаев В. Н., Кайдалов А. А., Лебедев В. А., Рябцев И. А. Неделя промышленных технологий	2
		Новые книги	1
		О. Х. Фаткулину — 70 лет!	4
		5-я международная конференция «Водородная экономика и водородная обработка материалов»	2, 3
		Памяти Георгия Николаевича Окорокова	3



УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Адеева Л. И., №2,4

Аксиниченко А. В., №4

Антипьева Н. В., №3

Ахонин С. В., №3, 4

Белявин А. Ф., №1,4

Борисов Ю. С., №2,4

Борисова А. Л., №2,4

Бродниковский Н. П., №2

Вислобоков О. М., №1,4

Гасик М. И., №1, 2, 3

Головаш А. В., №2

Головкова М. Е., №2

Гордань Г. Н., №4

Горюк М. С., №1

Гречанюк И. Н., №2

Гречанюк Н. И., №2

Григоренко Г. М., №3(4),4(2)

Грищенко Ю. Н., №3

Давыдов С. В., №4

Демченков Г. Г., №1

Деревянченко И. В., №3

Дорошенко Л. К., №2,4

Дубоделов Н. И., №1

Егоров С. Г., №3

Еремин Е. Н., №2,3

Жадкевич М. Л., №2

Ждановский А. А., №2

Жеребцов С. Н., №2

Жиров Д. М., №1,2

Жук Г. В., №3, 4

Жуков В. В., №1

Журавель В. М., №1

Жученко Л. П., №1

Зайцев В. А., №1

Замков В. Н., №2

Кайдалов А. А., №2

Камкина Л. В., №3

Капран И. И., №1, 2, 3

Карпец М. В., №2, 4

Карусевич О. В., №1

Козин Р. В., №1

Коледа В. Н., №4

Копылова Н. Е., №2, 3

Коржик В. Н., №2

Костяков В. Н., №3(2), 4

Котко А. В., №2

Крушинская Л. А., №1

Куленкова В. В., №1,3,4

Куриленко П. В., №3

Кутузов С. В., №1

Кучеренко О. Л., №3

Кучеренко П. П., №2

Лакомский В. И., №1(2), 2(2)

Лакомский В. В., №3(2),4

Лебедев В. А., №2

Липодаев В. Н., №1,2

Лоцко Д. В., №4

Мазунин В. М., №2

Малашенко И. С., №1, 3,4

Маринский Г. С., №2

Матвеев В. В., №2

Медведь С. Н., №3(2),4

Медовар Л. Б., №1, 2

Мельник В. Х., №1

Мельник Г. А., №1,2,4

Мельниченко Т. В., №3

Мильман Ю. В., №4

Минакова Р. В., №2

Мовчан Б. А., №3,4

Наконечный Н. Ф., №4

Нероденко Л. М., №4

Никитенко Ю. А., №1

Новиков Н. В., №1,2,3

Овчарук А. Н., №1,2,3

Онопrienко Е. В., №4

Орловский В. Ю., №3(2)

Осокин В. А., №2

Патон Б. Е., №2

Петров Б. Ф., №2

Петров С. В., №2

Погорский В. К., №1

Полетаев Е. Б., №3(2),4

Полькин И. С., №1

Помарин Ю. М., №3(3),4

Портнов А. П., №1

Приходько М. С., №1,2

Пройдак Ю. С., №3

Рабиневич А. А., №3

Ремизов А. Г., №1

Рудой А. П., №1

Рыбицкий А. И., №1

Рябцев А. Д., №2

Рябцев И. А., №2,4

Саенко В. Я., №1,2

Савьюк А. Н., №3

Самелюк А. В., №2

Сидоров В. А., №4

Скрябинский В. В., №1

Снегирева Л. А., №1

Сойфер В. М., №2

Соколов К. Д., №1,2,3

Сотников А. Л., №4

Стельмах Я. А., №3

Стовпченко А. П., №3

Тарасов К. К., №3

Тарасевич Н. И., №1

Терещенко П. А., №3

Топольский В. Ф., №2

Торхов Г. Ф., №1,4

Тригуб Н. П., №3,4

Трохимченко В. В., №3,4

Туник А. Б., №2

Тэлин В. В., №4

Ус В. И., №2

Федоров В. Н., №4

Федоровский Б. Б., №1,2

Фирстов С. А., №2

Хижняк В. Г., №3

Цыкуленко А. К., №2

Цыкуленко К. А., №1,2,4

Червонный И. Ф., №3

Червякова Л. В., №1,3

Чепинский А. А., №3

Чернец А. В., №2

Шаповалов В. А., №1(2), 2, 4(2)

Швец Е. Я., №3

Шевченко Н. Т., №1, 2

Шевчук Е. А., №3(2)

Шелковой А. Н., №1

Шпак П. А., №4

Шекин-Кротов В. А., №4

Яковчук К. Ю., №1

Ярош В. М., №1