

**РЕДАКЦИОННАЯ
КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

Адрес редакции:

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

Редактор:

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

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

<i>50 лет во главе Национальной академии наук Украины.....</i>	<i>3</i>
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Рябцев А. Д., Троянский А. А., Давыдов С. И., Пашинский В. В., Снизко О. А., Ратиев С. Н., Леоха Ф. Л. Возможности камерного электрошлакового переплава в получении титана коммерческой чистоты.....	7
Протокивилев И. В. Дегазация электрода, спрессованного из губчатого титана в процессе вакуумирования камерной печи ЭШП.....	12
Гнагушенко А. В., Биктагиров Ф. К., Игнатов А. П. Электрошлаковая выплавка хромовой бронзы БрХ.....	16
Полишко А. А., Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Туник А. Ю., Степанюк С. Н. Оценка распределения неметаллических включений в литом металле стали типа 316 после кольцевого электрошлакового наплавления жидким металлом.....	19
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ	
Топольский В. Ф., Ахонин С. В., Григоренко Г. М., Петриченко И. К. Разработка новых титановых биосовместимых сплавов для медицинского применения.....	22
Костенко В. И., Кругленко М. П., Калинюк А. Н., Пап П. А. Производство способом электронно-лучевого переплава бездефектных слитков титана с регламентированным содержанием кислорода.....	26
Устинов А. И., Фальченко Ю. В., Мельниченко Т. В., Харченко Г. К., Петрушинев Л. В., Шишкин Е. А. Многослойные фольги Ti/Al: способы получения, свойства и применение при сварке давлением.....	30
Мушегян В. О. Структура слитков молибдена, модифицированных дисперсными частицами второй фазы.....	38
ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Коледа В. Н., Шаповалов В. А., Биктагиров Ф. К., Бурнашев В. Р., Якуша В. В. Плазменно-дуговая плавка на дисперсной подложке в подвижном горизонтальном кристаллизаторе.....	41
ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ	
Григоренко Г. М., Ахонин С. В., Таранова Т. Г., Григоренко С. Г., Задорожнюк О. М. Дисперсионно-упрочненные титановые сплавы системы Ti-Si-X.....	45
Борисова А. Л., Адеева Л. И., Туник А. Ю., Карпец М. В., Степанюк С. Н., Дорошенко Л. К. Структурные и фазовые превращения в сплаве Ti ₆₀ Cr ₃₂ Si ₈ , содержащем аппроксимантную фазу.....	53
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ	
Синяков Р. В. Аспекты использования жидкого чугуна в дуговых сталеплавильных печах.....	58
ИНФОРМАЦИЯ	
Использование разработок ИЭС им. Е. О. Патона в строительстве терминала D аэропорта «Борисполь».....	63
Диссертация на соискание научной степени.....	64
Наши поздравления.....	65
Календарь выставок и конференций в 2012 г.....	66
Новые книги.....	67

**SOVREMENNAYA
ELEKTROMETALLURGIYA**
(*Electrometallurgy Today*)

№ 1 (106)
2012

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,
L. B. Medovar, B. A. Movchan,
A. N. Petrunko, A. S. Pismenny,
N. P. Trigub, A. A. Troyansky,
A. I. Ustinov, V. A. Shapovalov

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

D. Ablitzer (France)

G. M. Grigorenko (Ukraine)

A. A. Iljin (Russia)

B. Koroushich (Slovenia)

S. F. Medina (Spain)

A. Mitchell (Canada)

B. E. Paton (Ukraine)

Ts. V. Rashev (Bulgaria)

J. Foct (France)

T. El Gammal (Germany)

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11, Bozhenko str., 03680,
Kyiv, Ukraine

Tel./fax: (38044) 200 82 77;
200 54 84

Tel.: (38044) 205 22 07

E-mail: journal@paton.kiev.ua

URL: www.rucont.ru

Editor:

V. I. Kotlyar

Electron galley:

D. M. Dyachenko,

L. N. Gerasimenko

State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

50 years at the head of the National Academy of Sciences of Ukraine3

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Ryabtsev A. D., Troyansky A. A., Davydov S. I., Pashinsky V. V., Snizhko O. A., Ratiev S. N., Leokha F. L. Capabilities of chamber electroslag remelting in producing of commercially pure titanium7

Protokovilov I. V. Degassing of electrode, pressed of spongy titanium, in the process of chamber ESR furnace evacuation 12

Gnatushenko A. V., Biktagirov F. K., Ignatov A. P. Electroslag melting of chromium bronze BrX 16

Polishko A. A., Medovar L. B., Saenko V. Ya., Tunik A. Yu., Stepanyuk S. N. Evaluation of distribution of nonmetallic inclusions in cast metal of 316 type steel after circumferential electroslag surfacing with liquid metal 19

ELECTRON BEAM PROCESSES

Topolsky V. F., Akhonin S. V., Grigorenko G. M., Petrichenko I. K. Development of new titanium bio-compatible alloys for medical application 22

Kostenko V. I., Kruglenko M. P., Kalinyuk A. N., Pap P. A. Production of defectless titanium ingots with a regulated oxygen content using the method of electron beam remelting 26

Ustinov A. I., Falchenko Yu. V., Melnichenko T. V., Kharchenko G. K., Petrushinets L. V., Shishkin E. A. Multilayer Ti/Al foils: methods of producing, properties and application in pressure welding 30

Mushegyan V. O. Structure of molybdenum ingots, modified by dispersed particles of the second phase 38

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Koleda V. N., Shapovalov V. A., Biktagirov F. K., Burnashev V. R., Yakusha V. V. Plasma-arc melting on dispersed substrate in mobile horizontal mould 41

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Grigorenko G. M., Akhonin S. V., Taranova T. G., Grigorenko S. G., Zadorozhnyuk O. M. Dispersion-strengthened titanium alloys of Ti-Si-X system 45

Borisova A. L., Adeeva L. I., Tunik A. Yu., Karpetz M. V., Stepanyuk S. N., Doroshenko L. K. Structural and phase transformations in alloy $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$, containing approximant phase 53

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Sinyakov R. V. Aspects of application of molten cast iron in arc steel melting furnaces 58

INFORMATION

Application of developments of the E.O. Paton Electric Welding Institute in the construction of terminal D of airport «Borispol» 63

Thesis for scientific degree 64

Our congratulations 65

Calendar of exhibitions and conferences in 2012 66

New books 67

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



УДК 669.117.56

ВОЗМОЖНОСТИ КАМЕРНОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА В ПОЛУЧЕНИИ ТИТАНА КОММЕРЧЕСКОЙ ЧИСТОТЫ

А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, С. И. Давыдов,
В. В. Пашинский, О. А. Снижко,
С. Н. Ратиев, Ф. Л. Леоха

Показана возможность получения кондиционных слитков титана коммерческой чистоты путем переработки титановой губки и отходов титанового производства (стружка, счистки реакционной массы с крышек реакционных реторт, отходы труб) способом камерного электрошлакового переплава. Приведены результаты легирования титана кислородом из специальной лигатуры, газовой фазы и микро- или нанопорошков оксида титана в процессе переплава титановой губки.

Capability of producing ingots of commercially pure titanium by recycling of titanium sponge and wastes of titanium production (chips, cuts of reaction mass from covers of reaction retorts, tube waste) using the method of a chamber electroslag remelting is shown. Results of titanium alloying by oxygen from a special master alloy, gas phase and micro- or nanopowders of titanium oxide in the process of the titanium sponge remelting are given.

Ключевые слова: титан; слитки, камерный электрошлаковый переплав; кислород; легирование, структура, механические свойства

В настоящее время в промышленности наряду с использованием β - и α -титановых сплавов находят широкое применение и α -сплавы, к которым относится так называемый титан коммерческой чистоты (титан СР). Наиболее характерными представителями титана СР являются отечественные сплавы ВТ1-0, ВТ1-00 и зарубежные Grade 1, Grade 2, Grade 3 и Grade 4. Благодаря своим свойствам, прежде всего высоким значениям коррозионной стойкости и малой плотности, они служат конструкционными материалами для многих изделий в нефтехимии, строительстве и машиностроении. Прочность титана СР достигается преимущественно за счет повышенного содержания кислорода [1]. Так, например, временное сопротивление разрыву у сплава Grade 4 (содержание кислорода 0,40 мас. %) составляет 550 Н/мм², а предел текучести — 480 Н/мм², что соответственно в 2 и 4 раза выше этих значений для йодидного титана. Путем варьирования содержания кислорода в титане можно управлять его механическими свойствами.

Промышленная технология производства титановых слитков является двухстадийной: 1-я — получение титановой губки; 2-я — переплав ее в слитки. При этом легирование титана кислородом возможно на любой из этих стадий. Наиболее развитой и широко используемой в промышленности является технология легирования титана кислородом на стадии переплава губки в слитки [2]. В качестве источника кислорода здесь используют титановый скрап, различные кислородсодержащие лигатуры и оксид титана. Одной из главных проблем при этом является неравномерность распределения кислорода по высоте и сечению выплавляемого слитка, а также сложность получения заданных концентраций. Поэтому технологии изготовления кондиционных слитков, как правило, многостадийные, довольно сложные, требующие больших затрат времени и ресурсов.

Решением данной проблемы может быть либо разработка технологии, позволяющей получать равномерное распределение кислорода при выплавке титановых слитков, или использование исходной губки с изначально высоким и равномерным содержанием кислорода. Что касается получения губки с повы-

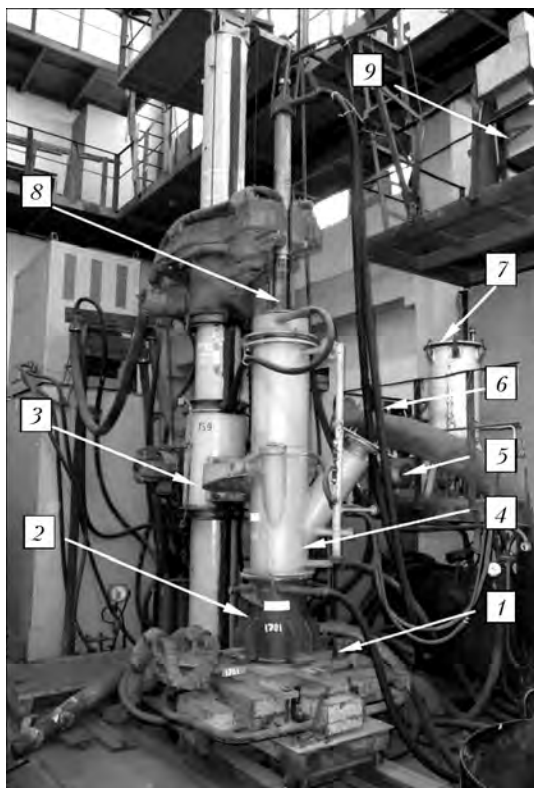


Рис. 1. Общий вид камерной печи ЭШП на базе установки У-578: 1 – поддон; 2 – кристаллизатор; 3 – колонна с каретками; 4 – защитный кожух; 5 – вакуумный насос; 6 – газоотборник газоочистки; 7 – фильтр; 8 – электрододержатель; 9 – дозатор

шенным содержанием кислорода, то это возможно за счет применения таких способов, как использование кислородсодержащих соединений окситрихлорида ванадия [3] или титановой кислоты [4] при производстве четыреххлористого титана, а также более перспективного способа введения кислорода в титан губчатый путем подачи аргонокислородной смеси в реторту непосредственно в процессе магний-термического восстановления титана [5, 6].

Однако губка является только полупродуктом и ее необходимо переплавлять в слитки. В настоящее время основными процессами для переплава и легирования титановой губки служат вакуумно-дуговой и электронно-лучевой переплавы.

Расширить и существенно дополнить возможности переплавных процессов может электрошлаковая технология – камерный электрошлаковый переплав (КЭШП), особенно в части ввода кислорода в металл и обеспечения равномерности распределения его по высоте и сечению слитков. КЭШП позволяет обеспечить высокий уровень чистоты, структурную и химическую однородность материала за счет равномерного плавления расходуемого электрода и одновременной кристаллизации слитка, которые протекают в условиях химического вакуума, благодаря наличию активных компонентов во флюсе (в частности, металлического кальция) [7–9].

В основе КЭШП лежит «классический» ЭШП, включающий базовую установку, поддон, кристаллизатор, к которому добавлены, как и при ВДП,

Содержание примесей в титане, полученном различными способами

Титан	O, мас. %	N, мас. %
BT1-00 – ВДП	0,10	0,04
BT1-0 – ВДП	0,20	0,04
Grade 1 – ВДП	0,18	0,03
Grade 2 – ВДП	0,25	0,03
Grade 3 – ВДП	0,35	0,05
Grade 4 – ВДП	0,40	0,05
Титан КЭШП из губки	0,04... 0,10	0,015... 0,020
Титан КЭШП из обрезки труб	0,15... 0,18	0,02... 0,03
Титан КЭШП из стружки	0,40... 0,50	0,025... 0,035
Титан КЭШП, легированный кислородом из лигатуры	0,10... 0,40	0,033... 0,110
Титан КЭШП, легированный кислородом из газовой фазы	0,075... 0,27	0,020... 0,030
Титан КЭШП, легированный кислородом из микропорошка оксида титана	0,35... 0,57	0,025
Титан КЭШП, легированный кислородом из нанопорошка оксида титана	0,18... 0,73	0,03

камера, защищающая плавильное пространство, и соответствующие периферийные устройства: вакуумная система, фильтры, система газоочистки, дозатор и баллоны с газом и т. д. (рис. 1). Поэтому способу КЭШП присущи все достоинства «классического» электрошлакового переплава, а наличие камеры печи позволяет еще и создавать в плавильном пространстве любую контролируемую атмосферу, включая вакуум, и вести переплав высокорреакционных металлов и сплавов, в том числе титановых. Кроме того, добавки металлического кальция в шлак обеспечивают низкие значения парциального давления кислорода, а также азота в нем и в газовой фазе, что создает благоприятные условия для рафинирования и легирования металлов и сплавов.

В Донецком национальном техническом университете работы по исследованию КЭШП и использованию кальцийсодержащих флюсов ведутся уже более 30 лет. За эти годы разработаны теоретические основы данного процесса, исследованы его основные закономерности, созданы и реализованы технологии получения товарных слитков из различных металлов и сплавов [7–11]. В частности, выполненный комплекс исследований позволил разработать технологию выплавки, рафинирования и легирования титана, используя для этого в качестве исходного различные виды сырья (губку, стружку и отходы) [7, 9, 12–15].

В таблице приведено содержание вредных примесей в титане, полученном различными способами. КЭШП можно применять не только для выплавки качественных слитков титана из титановой губки



(рис. 2), но и для утилизации отходов титанового производства, получая при этом сплавы типа BT1-0 и BT1-00.

Новые возможности открывает КЭШП и в легировании титана кислородом с применением различных технологических схем (рис. 3) [13–15].

В экспериментах и опытно-промышленных плавках нами использовались в качестве источника кислорода для легирования титана кислородсодержащая лигатура в виде счисток с крышек аппаратов восстановления титановой губки, газообразный кислород из технического аргона или специально приготовленной аргонокислородной смеси ($O_2 = 30\%$), микро- и нанопорошки оксида титана.

В случае применения счисток получали слитки титана с содержанием 0,044...0,40 % кислорода [13]. Такое количество кислорода существенно влияет на показатели твердости и прочности титана, а также на его структуру. Опытный металл имел однофазную структуру, характерную для технического титана, которая с увеличением содержания кислорода до 0,4 % приобретала типичный игольчатый характер, позволяющий классифицировать ее как α' -фазу.

Следует отметить, что при проведении механических испытаний образцы, изготовленные из слитка, выплавленного из 100 % реакционной массы ($[O] = 0,40$ мас. %), разрушались без удлинения, а образцы из металла, полученного путем переплава электрода, включающего по 50 % титановой губки и реакционной массы ($[O] = 0,30$ мас. %), имели весьма малое значение относительного удлинения (11 % в сравнении с необходимыми 20 % для промышленного сплава BT1-00). Это связано с тем, что в реакционной массе, в силу технологии ее получения, содержится повышенное (в сравнении с титановой губкой) количество примесей. Так, содержание азота в 10 раз больше (0,011 % в исходной титановой губке и 0,11 % в реакционной массе), железа почти в 2 раза больше (в губке 0,06 и 0,09 % в реакционной массе), углерода в 4 раза больше (0,004 и 0,16 %). Таким образом, можно предположить, что данный вид лигатуры целесообразно применять при получении титана коммерческой чистоты с относительно небольшим содержанием (до 0,25 %) кислорода, например сплавы Grade 1, Grade 2.

Не менее интересным, в том числе и с экономической точки зрения, является применение для легирования титана газообразного кислорода. Реализовать это наиболее удобно как раз при КЭШП. Легировать титан кислородом из газовой фазы в процессе вакуумно-дугового и электронно-лучевого переплава весьма сложно из-за наличия вакуума в плавильном пространстве.



Рис. 2. Титановые слитки КЭШП

Экспериментальную проверку такого способа легирования кислородом осуществляли при КЭШП электродов, прессованных из титановой губки с различным исходным содержанием кислорода (0,035 и 0,11 %), в аргоне и специально приготовленной аргонокислородной смеси ($O_2 = 30\%$) [14,15]. В результате получали титан с массовой долей кислорода в диапазоне от 0,053 до 0,270 %, имеющий по этой причине различную структуру. Так, для металла с содержанием кислорода в пределах от 0,053 до 0,110 % характерна грубодендритная структура, в которой различия между отдельными участками выявляются уже при малых увеличениях.

В некоторых случаях внутри дендритных участков обнаруживается пластинчатая субструктура, характерная для технически чистого титана в литом

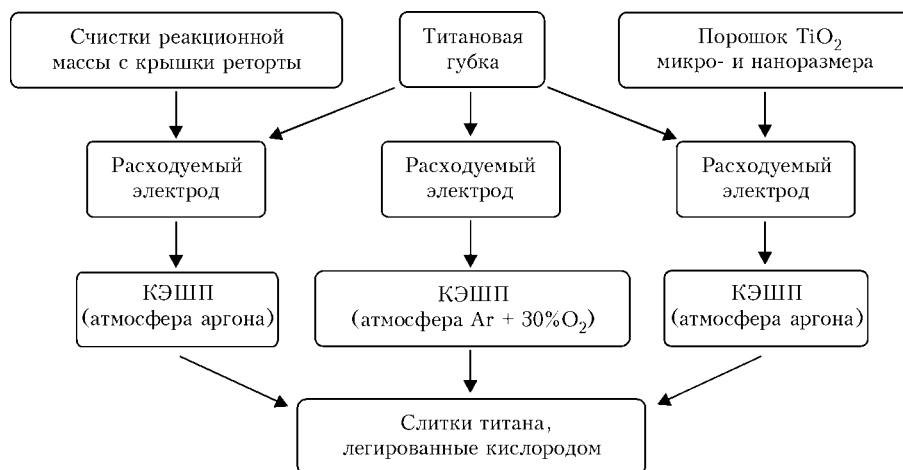


Рис. 3. Схемы легирования титана кислородом, реализованные при КЭШП

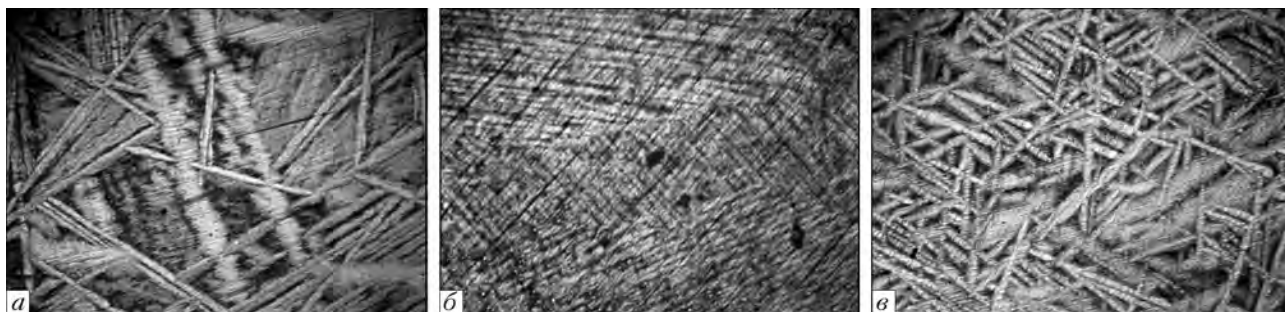


Рис. 4. Структуры титана с присадкой микропорошка оксида титана (а); без ввода порошка оксида титана (б); с присадкой нанопорошка оксида титана (в), $\times 100$

состоянии. При дальнейшем возрастании содержания кислорода в титане до 0,22 мас. % микроструктура приобретает типичный игольчатый характер, что позволяет классифицировать ее как α' -фазу. При этом иглы α' -фазы имеют значительную протяженность, их длина достигает 200...400 мкм. Это связано с тем, что при протекании $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения по сдвиговому механизму кристаллы α' -фазы растут в пределах исходных крупных дендритов β -фазы.

Формирование этой структуры сопровождается резким возрастанием твердости до 225 *НВ*, увеличением прочности и некоторым снижением пластичности. Однако в целом полученные параметры механических свойств титана, легированного кислородом из газовой фазы, находятся в пределах известных значений для коммерческого титана, что позволяет судить о возможности получения сплавов данного типа способом КЭШП.

Другим вариантом легирования титана кислородом является хорошо апробированный при вакуумно-дуговой плавке (ВДП) способ ввода порошка TiO_2 в расходуемый электрод из титановой губки. К сожалению, этот способ не обеспечивает достаточно равномерность распределения порошка в электроде, а следовательно, и кислорода в слитках ВДП. Нами опробован способ ввода порошка TiO_2 в прессованный расходуемый электрод для КЭШП, при котором диоксид титана не замешивали в губку, а запрессовывали в специальные отверстия электрода. В экспериментах для легирования использовали порошок TiO_2 различного фракционного состава — микро- и наноразмера. Процесс КЭШП осуществляли в нейтральной атмосфере. Получали опытные слитки с содержанием кислорода 0,35...0,57 % при использовании микропорошка и 0,18...0,73 % нанопорошка оксида титана.

Исследования полученных слитков показали, что введение оксида титана в качестве кислородоносителя способствует измельчению зерна металла и образованию структуры типа «корзиночного плетения» (рис. 4, а). Причем полученная структура существенно отличается от структуры чистого титана, где она является равноосной и крупнозернистой (рис. 4, б).

Использование кислорода нанопорошка оксида титана как носителя приводит к еще более развитой и дисперсной структуре (рис. 4, в).

Изменение структуры литого титана в результате легирования кислородом способствует росту твердости. Так, если для чистого титана она составляет 121 *НВ*, то после ввода микропорошка оксида титана достигает 210 *НВ* и 274 *НВ* при использовании в качестве кислородоносителя нанопорошка.

Таким образом, результаты исследований полученного металла показали возможность существенного измельчения макро- и микроструктуры титана за счет введения наночастиц TiO_2 в процессе переплава. Показано, что введение таких частиц приводит к фрагментации дендритов на макроуровне и способствует формированию развитой микроструктуры, образованной кристаллитами игольчатой формы на микроуровне.

Выводы

1. Показана возможность производства кондиционных титановых слитков коммерческой чистоты способом КЭШП титановой губки и отходов титанового производства.
2. Металлургический процесс КЭШП позволяет эффективно легировать титан кислородом от 0,035 до 0,73% путем применения кислородсодержащей лигатуры, а также из газовой фазы и оксида титана.
3. Результаты исследования структуры и замедленного твердости показали, что КЭШП обеспечивает хорошую химическую и структурную однородность титановых слитков.

1. *Matthew J. Donachie*. Titanium: a technical guide. Includes bibliographical references and index: Materials Park. — Ohio, 2000. — 369 p.
2. *Металлургия титана* / Под ред. В. В. Сергеева. — М.: Металлургия, 1971. — 320 с.
3. *Пат. 2106418* РФ, МПК С22 В 34/12. Способ получения титана губчатого, легированного кислородом / А. И. Гулякин, Н. А. Носков, В. А. Бушмакин и др. — Опубл. 10.03.1998, Бюл. № 3.
4. *Pat. 3359093* US. Direct production process of high hardness titanium sponge / Kizashi Takahashi, Nishinomiya, Kimiyoshi Ono, Toyonaka. — Publ. 19.12.1967.
5. *Разработка и испытания технологии легирования титана губчатого в процессе магнетермического восстановления тетраоксида титана* / А. П. Яценко, Р. А. Шербань, А. И. Титаев и др. // *Ti-2009 в СНГ: Сб. тр. междунар. конф.* (Одесса, 17–20 мая 2009 г.). — Киев: РИО ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, 2009. — С. 135–140.
6. *Поведение кислорода в процессе магнетермического восстановления тетраоксида титана при его поступлении в реактор из различных источников* / С. И. Давыдов, Л. Я. Шварцман, К. Л. Феофанов и др. // *Ti-2007 в СНГ: Сб. тр. междунар. конф.* (Ялта, 15–18 апреля, 2007 г.). — Киев: РИО ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, 2007. — С. 65–73.



7. Троянский А. А., Рябцев А. Д. О работах Донецкого национального технического университета по электрошлаковой выплавке и рафинированию титана // Титан. — 2007. — № 1. — С. 28–31.
8. Рябцев А. Д., Троянский А. А. Электрошлаковый переплав металлов и сплавов под флюсами с активными добавками в печах камерного типа // Электрометаллургия. — 2005. — № 4. — С. 25–30.
9. Рябцев А. Д., Троянский А. А., Медовар Л. Б. Рафинирование титана и его сплавов от обогащенных азотом включений при электрошлаковом переплаве. — Донецк: Технопарк ДонНТУ УНИТЕХ, 2011. — 132 с.
10. «Active slag» ESR refining of titanium alloys for dissolution of nitrogen-rich inclusions / A. D. Ryabtsev, O. V. Tarlov, V. V. Pashinsky et al. // Proc. of the Ninth World Conf. on Titanium (Saint-Petersburg, 7–11 June 1999). — Saint-Petersburg: CRISN «Prometey», 1999. — P. 1507–1514.
11. Ryabtsev A. D., Trojansky A. A. Electroslag remelting of metals and alloys under fluxes with active additions in furnaces of chamber type (ChESR) // Proc. of the 2005 Intern. Symp. on Liquid Metal Proc. and Casting «LMPC 2005» (Santa Fe, USA, Sept. 18–21, 2005). — Santa Fe, 2005. — P. 227–232.
12. Рябцев А. Д., Троянский А. А., Давыдов С. И. Рафинирование титана от кислорода и азота при электрошлаковом переплаве // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 4. — С. 1–3.
13. Получение титана повышенной прочности путем легирования кислородом в процессе камерного электрошлакового переплава / А. Д. Рябцев, С. И. Давыдов, А. А. Троянский и др. // Там же. — 2007. — № 3. — С. 3–6.
14. Легирование титана кислородом из газовой фазы при камерном электрошлаковом переплаве титановой губки / С. Н. Ратиев, О. А. Рябцева, А. А. Троянский и др. // Там же. — 2010. — № 2. — С. 8–12.
15. A. D. Ryabtsev, O. A. Trojansky, S. M. Ratiev et al. The alloying of titanium by oxygen in the process of chamber electro-slag remelting // Proc. of the 2011 Intern. Symp. on Liquid Metal Proc. and Casting «LMPC 2011» (Nancy, France, Sept. 18–21 2011). — Nancy, 2011. — P. 39–42.

ГБУЗ «Донецк. нац. техн. ун-т»

ГП «ЗТМК», Донецк

Поступила 16.01.2012

На Днепросталя начались горячие испытания

Интерпайп, Украина, Днепросталь
20 января 2012 г.

Интерпайп успешно приступил к горячим испытаниям технологического оборудования электросталеплавильного комплекса (ЭСПК) Днепросталь осуществил первую плавку. Произведено 100 т заготовки.

Горячие испытания будут проводиться по всей технологической цепи ЭСПК: дуговая сталеплавильная печь, установка печь-ковш, установка вакуумирования стали, машины непрерывного литья заготовки №1 и 2. В ходе горячих испытаний будет проводиться мониторинг технологического процесса и анализ качества стали.

«Для обеспечения процесса проведения горячих испытаний был набран и подготовлен квалифицированный персонал, прошедший профильное обучение и подготовку на аналогичных металлургических заводах за рубежом, — комментирует Геннадий Есаулов, директор Днепросталя. — По завершении испытаний специалисты Днепросталя должны полностью освоить технологические особенности работы оборудования и быть готовыми к принятию завода в эксплуатацию».

«Мы стали свидетелями события национального значения, — комментирует Александр Киричко, генеральный директор Интерпайп. — Была не только осуществлена первая плавка. Мы фактически присутствовали при рождении металлургии нового поколения в Украине. Новому заводу еще предстоит сделать свои первые шаги, но фундамент из передовых технологий, международных практик и новых подходов к культуре производства позволит поднять планку металлургической отрасли Украины на качественно новый уровень».

Горячие и эксплуатационные испытания Днепросталя планируется завершить в конце 1-го квартала 2012 г., после чего завод будет официально введен в эксплуатацию. Планируемый объем производства в 2012 г. составит около 700 тыс. т стальной заготовки.

Источник: ИИС «Металлоснабжение и сбыт»

<http://www.metalinfo.ru>





УДК 669.187.56.001.3

ДЕГАЗАЦИЯ ЭЛЕКТРОДА, СПРЕССОВАННОГО ИЗ ГУБЧАТОГО ТИТАНА, В ПРОЦЕССЕ ВАКУУМИРОВАНИЯ КАМЕРНОЙ ПЕЧИ ЭШП*

И. В. Протокилов

Предложен способ удаления адсорбированных газов и влаги из расходуемого электрода, спрессованного из губчатого титана, посредством его нагрева проходящим электрическим током в процессе вакуумирования камерной электрошлаковой печи.

Method of removal of adsorbed gases and moisture from consumable electrode, pressed of spongy titanium, using its heating by passing electric current in the process of chamber electroslag furnace, is offered.

Ключевые слова: титан губчатый; спрессованный электрод; магнитоуправляемая электрошлаковая плавка; дегазация; влага; водород

Исходным сырьем для получения титановых слитков и слэбов является титан губчатый [1]. Из него (преимущественно способом прессования) изготавливают расходуемые электроды (рис. 1), которые затем переплавляют в слитки с использованием вакуумного дугового, электрошлакового переплава, магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) и др. [1–4]. При электронно-лучевой плавке используют спрессованные из губки заготовки или недробленые блоки губчатого титана [5].

Титан губчатый получают путем магнетермического восстановления тетрахлорида титана [1, 6]. Затем пористую массу титана очищают от паров магния и солей хлора посредством длительной вакуумной сепарации при значениях температуры 850... 1020 °С [6].

В результате в губчатом титане содержится минимальное количество вредных примесей (атмосферных газов) [7].

Однако в процессе последующих операций дробления губки, ее транспортировки, изготовления расходуемых электродов, при длительном хранении (особенно при нарушении соответствующих правил) и т. д. возможна адсорбция развитой по-

личество вредных примесей (атмосферных газов) [7]. Однако в процессе последующих операций дробления губки, ее транспортировки, изготовления расходуемых электродов, при длительном хранении (особенно при нарушении соответствующих правил) и т. д. возможна адсорбция развитой по-



Рис. 1. Спрессованные из титана губчатого расходуемые электроды диаметром 35, 75 и 100 мм, используемые при МЭП

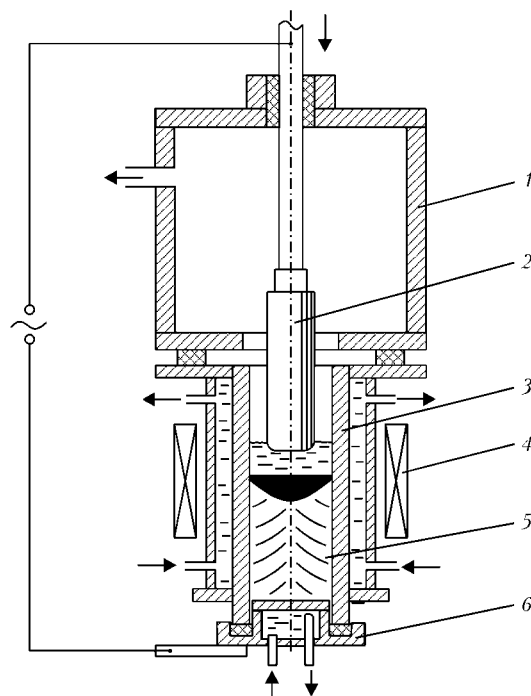


Рис. 2. Схема процесса МЭП: 1 – камера; 2 – расходуемый электрод; 3 – кристаллизатор; 4 – электромагнитная система; 5 – слиток; 6 – поддон

*В работе принимали участие инженеры Д. А. Петров, В. Б. Порохонько.

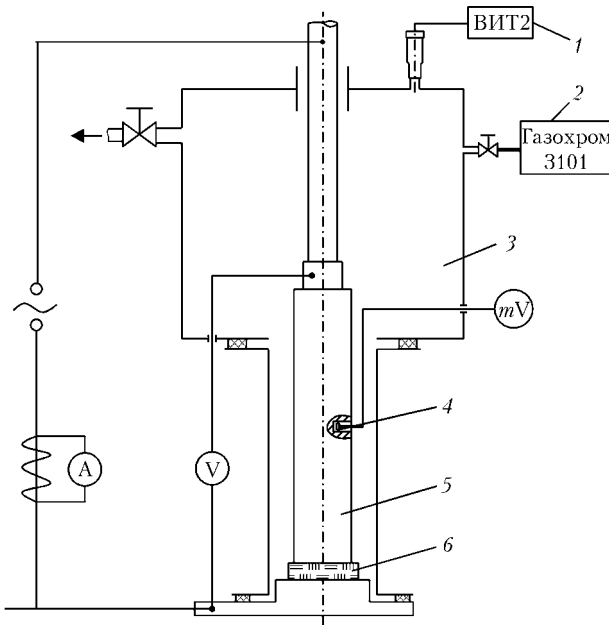


Рис. 3. Схема проведения экспериментов: 1 – вакуумметр; 2 – хроматограф; 3 – камера печи; 4 – термопара; 5 – расходный электрод; 6 – токопроводящая затравка

верхностью губчатого титана и остатками солей хлора атмосферных газов (влаги).

При последующем металлургическом переделе в условиях высоких значений температуры и вакуума данные примеси возгоняются и удаляются вакуумной системой. В случае же передела в застойной атмосфере инертного газа такие примеси могут стать причиной повышенного содержания в металле водорода, кислорода и азота.

Следует отметить, что адсорбированные поверхностью губки (спрессованного электрода) атмосферные газы не растворяются в титане и их можно удалить путем вакуумной сепарации. Однако такая операция требует применения специального оборудования, значительно усложняет и удорожает технологический цикл выплавки слитков.

Цель данной работы заключалась в оценке возможности дегазации расходного электрода, спрессованного из губчатого титана, непосредственно в камере печи перед его переделом способом МЭП.

По принятой технологической схеме процесса МЭП (рис. 2) спрессованный из губчатого титана расходный электрод монтируют в печи с обеспечением его электрического контакта с поддоном, затем в зону плавки засыпают флюс и производят герметизацию и вакуумирование печи. По достижении необходимого давления вакуумную систему отключают, и плавильное пространство заполняют инертным газом. Затем на электрод и поддон пода-

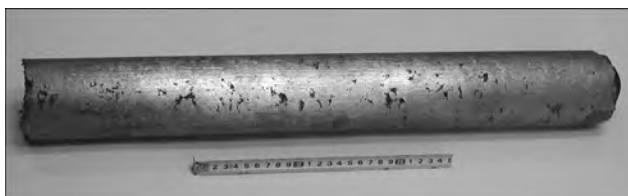


Рис. 4. Спрессованный из губчатого титана электрод диаметром 75 мм

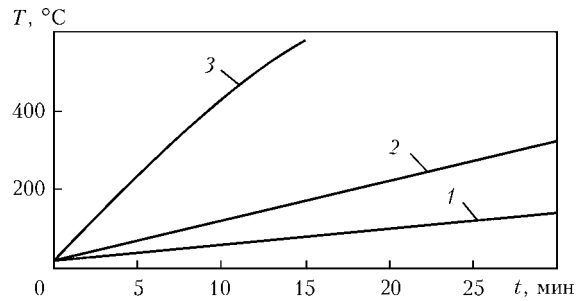


Рис. 5. Температура электрода в зависимости от продолжительности нагрева для разных значений тока, А: 1 – 1000; 2 – 1500; 3 – 2500

ют электрическое напряжение, обеспечивающее наведение шлаковой ванны и передел электрода.

Предложено дегазацию спрессованного из губчатого титана расходного электрода осуществлять на этапе вакуумирования плавильного пространства посредством его нагрева проходящим электрическим током, питаемым от стандартного печного трансформатора. Для предотвращения расплавления флюса и оплавления электрода электрическое напряжение на последнем не должно превышать значения, определяемого удельным сопротивлением спрессованной массы и геометрическими размерами электрода.

Преимущество предложенной схемы дегазации электрода заключается в том, что в ней не требуется использование дополнительного оборудования и не увеличивается продолжительность технологического цикла выплавки слитков.

Для оценки эффективности и разработки режимов дегазации электрода выполнили серию экспериментов (рис. 3). Использовали спрессованные из губчатого титана ТГ-130 электроды диаметром 75 мм и длиной 600 мм, которые длительное время (более 5 лет) хранились на открытом воздухе (в открытой емкости) (рис. 4). Нагрев электрода осуществляли путем пропускания электрического тока от печного трансформатора ТШП10000-1, оснащенного блоком плавного регулирования напряжения. При этом имитировали реальные условия токоподвода при МЭП. Температуру электрода контролировали при помощи термопары ХА(К), расположенной в теле электрода на расстоянии 25 мм от его поверхности. Давление в камере определяли вакуумметром «ВИТ 2». Содержание водорода в атмосфере печи анализировали с использованием хроматографа «Газохром 3101». Основные параметры процесса регистриро-

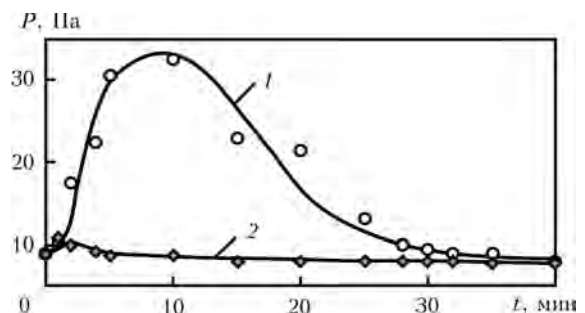


Рис. 6. Изменение давления в камере печи при первом (1) и повторном (2) нагревах электрода

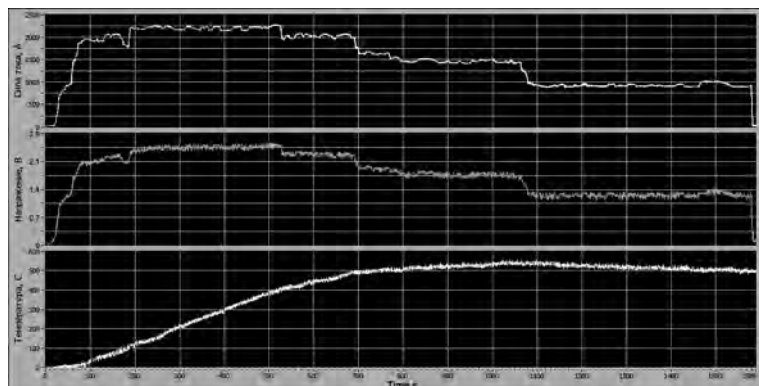


Рис. 7. Режимы нагрева электрода проходящим током

вали при помощи программного пакета LabView.

Для определения режимов нагрева электрода исследовали зависимость его температуры от значения проходящего электрического тока и продолжительности нагрева. В результате проведенных измерений разработаны электрические режимы нагрева электрода для его дегазации (рис. 5) с учетом необходимости быстрого нагрева электрода до температуры 450...500 °С и поддержания ее на данном уровне в течение всего периода дегазации. При этом температура электрода не должна превышать 500 °С из-за возможных нежелательных процессов растворения титаном остаточных атмосферных газов в условиях форвакуума.

Режимы нагрева электрода заключались в подаче на его торцы напряжения 2,2...2,6 В, обеспечивающего значение тока в электроде в интервале 2250...2500 А, и последующем снижении его до 1000 А по заданной программе в результате плавного понижения напряжения источника питания.

В другой серии экспериментов изучали изменение давления в камере печи при нагреве электрода, что косвенно характеризует процессы дегазации губчатого титана. Эксперименты проводили следующим образом. После монтажа электрода и герметизации печи включали вакуумную систему. После достижения вакуума на уровне 5,3 Па ($4 \cdot 10^{-2}$ мм.рт.ст.) осуществляли нагрев электрода до 400...450 °С, при этом фиксировали изменение давления в плавильном пространстве.

Эксперименты показали, что в течение первых 5 мин после включения напряжения и пропускания по электроду электрического тока давление в печи начинает резко расти, что свидетельствует об ин-

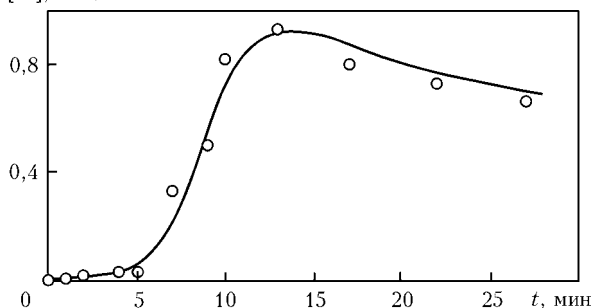


Рис. 8. Динамика изменения содержания водорода в атмосфере печи при нагреве электрода

тенсивной дегазации электрода (рис. 6). Затем через 10 мин за счет работы вакуумного насоса давление начинает постепенно снижаться, а еще через 20...30 мин — стабилизируется на уровне, несколько ниже исходного.

При повторном нагреве электрода после незначительного повышения давление в печи восстанавливалось до исходного уровня уже через 5 мин (рис. 6, поз. 2). Это свидетельствует об удалении адсорбированной влаги из электрода и завершении процесса дегазации.

В последней серии экспериментов исследовали изменение содержания водорода в атмосфере печи при нагреве электрода. Для этого после герметизации и вакуумирования печи плавильное пространство заполняли аргоном. Затем нагревали электрод и периодически отбирали пробы для хроматографического анализа на содержание водорода в атмосфере печи. Впоследствии эксперимент повторяли с использованием уже «просушенного» электрода.

Результаты экспериментов приведены на рис. 7, 8. Они показывают, что через 5 мин после начала эксперимента при нагреве электрода проходящим током выше 200 °С содержание водорода в атмосфере печи резко возрастает до 0,7...0,9 об. % (рис. 8). Это свидетельствует об испарении адсорбированной влаги с поверхности электрода, а также из его внутреннего объема вследствие наличия в нем несплошностей. В дальнейшем содержание водорода в атмосфере незначительно снизилось, что, вероятно,



Рис. 9. Слиток сплава VT1-0



связано с обратными процессами взаимодействия титана с водородом. В реальных условиях дегазации электрода испарившаяся влага удаляется из плавильного пространства вакуумной системой.

При проведении повторного эксперимента водород в атмосфере печи не обнаружен, что подтверждает факт удаления адсорбированной влаги при первом нагреве электрода.

После проведения указанных экспериментов часть электродов переплавили способом МЭП в титановые слитки диаметром 100 мм (рис. 9). Несмотря на использование для выплавки слитков низкосортной титановой губки ТГ-130 и длительное (более 5 лет) хранение изготовленных из нее расходоуемых электродов на открытом воздухе содержание атмосферных газов в металле было следующим, % [O] — 0,08...0,17; [N] — 0,016...0,025; [H] — 0,006...0,008, что соответствует требованиям стандарта на сплав ВТ1-0.

Таким образом, эксперименты показали эффективность удаления адсорбированной влаги из электрода, спрессованного из губчатого титана путем нагрева электрическим током при вакуумировании камерной электрошлаковой печи. В предложенной схеме дегазации электрода не требуется использование дополнительного оборудования, не увеличи-

вается продолжительность технологического цикла выплавки титановых слитков. Данную операцию целесообразно проводить для электродов, изготовленных из некачественной губки, или длительное время хранившихся на открытом воздухе.

1. *Титан* / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Н. В. Галицкий и др. — М.: Металлургия, 1983. — 559 с.
2. *Плавка и литье титановых сплавов* / Н. Ф. Аношкин, С. Г. Глазунов, Е. И. Морозов, В. В. Тетюхин. — М.: Металлургия, 1978. — 383 с.
3. *Компан Я. Ю., Протокилов И. В.* Некоторые технологические аспекты магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) титановых сплавов // Материалы междунар. науч.-техн. конф. «Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра» (Киев, 8-9 окт. 2002 г.). — Киев, 2002. — С. 256-262.
4. *Переплав губчатых титановых расходоуемых электродов способами ЭШП и ДШП* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1992. — № 2. — С. 7-11.
5. *Электронно-лучевая плавка недробленых блоков губчатого титана* / Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук и др. // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 4. — С. 6-9.
6. *Запорожский титано-магниевого комбинат. Технология производства* // www.ztmc.zp.ua/ru/o-kombinate/tekh-nologiya-proizvodstva
7. *ДСТУ 3079-95 (ГОСТ 17746-96). Титан губчатый. Технічні умови.* — К.: Держкомітет стандартизації, метрології та сертифікації України, 1995. — 26 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона

Поступила 16.01.2012

В Кировоградской области открыт новый титановый горно-обогащительный комбинат

Компания «Велта» сегодня провела официальное открытие горно-обогащительного комбината (ГОК) по добыче и переработке титановой руды (Новомиргородский район Кировоградской области). Об этом сообщает пресс-служба компании.

Общий объем инвестиций в проект в 2011 г. составил около 90 млн дол. Из них 80 млн дол. инвестировано в первую очередь ГОК, остальные средства — в развитие второй очереди.

Строительство комплекса стартовало в начале 2011 г. Сооружение карьера заняло около 7 месяцев и завершилось в конце октября 2011 г. Создание обогащительного производства длилось свыше 8 месяцев и вошло в завершающий этап в декабре в 2011 г. Мощность предприятия в 2012 г. составит 240 тыс. т титановой руды в год.



РБК-Украина, 27.12.2011
<http://www.rbc.ua>



УДК 669.187.56

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ВЫПЛАВКА ХРОМОВОЙ БРОНЗЫ БрХ

А. В. Гнатушенко, Ф. К. Биктагиров, А. П. Игнатов

Показана возможность электрошлаковой выплавки хромовой бронзы БрХ из некомпактных медных отходов с легированием хромом из шлака. Установлена зависимость содержания хрома в металле от количества оксида хрома в шлаке. Определены химический состав и основные свойства бронзы БрХ электрошлаковой выплавки.

Capability of electroslag melting of chromium bronze BrX of non-compact copper wastes with chromium alloying from slag is shown. The dependence of chromium content in metal on amount of chromium oxide in slag is established. Chemical composition and main properties of bronze BrX of electroslag melting are determined.

Ключевые слова: электрошлаковая выплавка; хромовая бронза; медные отходы; оксид хрома; легирование; отливка; химический состав; свойства бронзы

Хромовая бронза является одним из наиболее распространенных низколегированных дисперсионно-твердеющих медных сплавов с содержанием хрома 0,4...1,0 %. Благодаря сочетанию высоких значений твердости, прочности, электро- и теплопроводности этот сплав широко применяется в промышленности для изготовления различных деталей, подвергаемых при эксплуатации значительным механическим и электротермическим нагрузкам, например электродов в аппаратах контактной сварки, коллекторов электромоторов, кристаллизаторов установок непрерывной разливки металлов и др. (табл. 1) [1, 2].

Выплавляют хромовую бронзу чаще всего в отражательных, индукционных и дуговых печах. Общая сложность производства данного сплава в указанных плавильных агрегатах связана с трудностью легирования меди хромом. Хром ограниченно растворим в меди в твердом состоянии. При температуре эвтектики 1345 К растворимость хрома состав-

ляет 0,65 % [1]. Данный элемент характеризуется высокой степенью сродства с кислородом и в процессе плавки может легко окисляться. Поэтому для более полного растворения хрома при плавке в печах должна поддерживаться высокая температура, а для предотвращения окисления хрома необходимо применять покровные флюсы, защитную атмосферу, вакуум [2–4].

Легирование меди хромом осуществляется по двум вариантам: либо чистым хромом, либо лигатурой медь–хром [2, 3]. И в том, и в другом случае используют дорогостоящий чистый хром не ниже марки Х99. При легировании по первому варианту рекомендуется использовать куски размером 15...25 мм, температура металла должна быть не ниже 1600 К. Кроме того, с целью более полного растворения этого легирующего компонента требуются дополнительное время для выдержки расплава в перегретом состоянии и рафинирование меди от кислорода. Продолжительная выдержка при относительно высокой температуре приводит к повышенному расходу энергоресурсов и быстрому изно-

Таблица 1. Основные отрасли применения хромовой бронзы БрХ

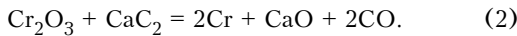
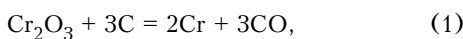
Металлургия	Сварка	Электротехника	Машиностроение	Другие отрасли
Кристаллизаторы установок непрерывной разливки металлов Кокили для литья легкоплавких металлов Барабаны-холодильники при производстве ленты с аморфной структурой	Электроды контактных сварочных машин	Коллекторные пластины мощных электродвигателей Контактные колеса Проводники электрического тока	Шестерни Тормозные колодки самолетов и автомобилей Элементы двигателей внутреннего сгорания	Пресс-формы и штампы в производстве изделий из пластмасс и керамики



су огнеупорной (графитированной) футеровки печи, при этом степень усвоения хрома составляет около 70...80 %.

Использование лигатуры Cu–Cr позволяет уменьшить температуру расплава и сократить время плавки. Однако такой технологии присущи и другие недостатки. Во-первых, выплавка лигатуры предусматривает наличие дополнительной технологической операции и соответствующего плавильного оборудования. Лигатура, полученная способом открытой плавки, как правило, содержит значительное количество кислорода, что приводит к окислению хрома и его повышенному расходу. Поэтому для уменьшения потерь хрома рекомендуется использовать вакуумные плавильные печи. Во-вторых, поскольку содержание хрома в стандартной лигатуре сравнительно небольшое (6...7 %), доля ее в шихте существенна (22...25 %). Кроме того, лигатура зачастую является неоднородной по химическому составу, в связи с чем возникают трудности при получении требуемого содержания хрома в выплавляемой бронзе [2, 3].

В Институте электросварки им. Е. О. Патона на основе электрошлаковой тигельной плавки с нерабочим электродом предложен новый способ выплавки бронзы БрХ из некомпактных медных отходов (стружки, обрезки, высечки и т. п.). Легирование меди хромом осуществляется непосредственно из шлака путем восстановления его из оксида хрома, который в необходимом количестве вводится в шлаковую ванну. В качестве восстановителя используют углеродсодержащие материалы (молотый кокс или карбид кальция). Образование металлического хрома, требуемого для легирования меди, происходит вследствие протекания следующих реакций:



Согласно термодинамическим данным, нулевое значение изменения энергии Гиббса ($\Delta G^0 = 0$) реакции (1) соответствует температуре 1528 К, а реакции (2) — 1092 К. Это свидетельствует о том, что в условиях электрошлаковой плавки меди возможно протекание обеих восстановительных реакций.

Получение хромовой бронзы таким образом имеет ряд преимуществ, по сравнению с традиционными способами ее выплавки. Поскольку восстановление хрома происходит в слое расплавленного шлака, исключаются его взаимодействие с атмосферой и возможное окисление.

При электрошлаковой плавке медных отходов происходит рафинирование металла шлаком, в том числе и от кислорода, что способствует более полному усвоению хрома медью. Кроме того, в результате восстановления оксида хрома образуются мелкие частички металлического хрома, что увеличивает поверхность взаимодействия медь–хром и ско-

рость его растворения в меди. Также создается дополнительный экономический эффект за счет использования медных отходов, которые являются более дешевыми, чем первичная медь, и оксида хрома Cr_2O_3 (содержание хрома в оксиде около 70 %) вместо чистого металлического хрома или лигатуры Cu–Cr.

Проведены эксперименты по электрошлаковой выплавке бронзы БрХ с легированием хромом из шлака. Использовали 1 кг медной стружки и мелкой листовой обрезки. Применяли шлаки (стандартный шлак АНФ-7 и шлак 50 CaF_2 –25 CaO –25 Al_2O_3), не содержащие оксид кремния SiO_2 , для предотвращения насыщения сплава кремнием, который является для данной бронзы вредной примесью. В них вводили оксид хрома в количестве, необходимом для получения хромовой бронзы регламентированного химического состава, причем часть Cr_2O_3 — при наведении шлаковой ванны, а остальное количество — по ходу плавки. Кроме того, в процессе плавки дополнительно вводили Cr_2O_3 в шлак, поскольку восстановленный хром сам по себе может являться восстановителем, например для оксидов меди, содержащихся на поверхности стружки.

По условиям перераспределения элементов между контактирующими фазами часть хрома растворяется в шлаковой ванне. Для компенсации потерь хрома в шлаке дополнительно вводили в шлаковый расплав оксид хрома из расчета содержания в нем 0,2...2,5 мас. % Cr_2O_3 . В качестве восстановителя использовали молотый кокс, который в требуемом количестве добавляли вместе с оксидом хрома.

В процессе плавки зафиксировано, что с момента образования шлакового расплава начиналось интенсивное восстановление хрома вследствие взаимодействия Cr_2O_3 с углеродом кокса и, в какой-то мере, графитированного электрода. В это время происходило вспенивание шлака, процесс был нестабильным. Однако после расплавления всех шлакообразующих и небольшой выдержки он стабилизировался. Затем в шлаковую ванну постепенно подавали медь и остатки оксида хрома с восстановителем.

Данные эксперименты позволили установить зависимость массовой доли хрома в бронзе БрХ от количества оксида хрома в шлаке (рис. 1). Для достижения оптимальной концентрации хрома в сплаве (0,5...0,9 мас. %) содержание Cr_2O_3 в шлаке необходимо поддерживать на уровне от 0,4 до 2,0 мас. %.

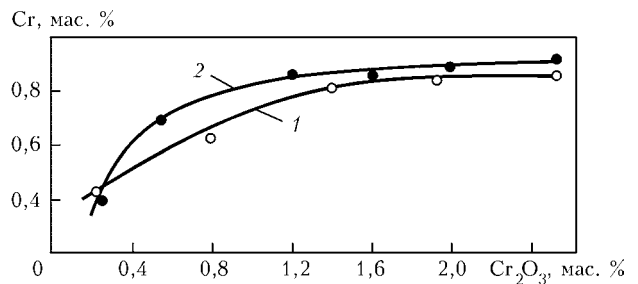


Рис. 1. Зависимость массовой доли хрома в металле от количества оксида хрома в шлаке: 1 — шлак АНФ-7; 2 — шлак 50 CaF_2 –25 CaO –25 Al_2O_3



Таблица 2. Химический состав бронзы БрХ электрошлаковой выплавки, мас. %

Номер плавки	Cr	Ni	Si	Zn	Pb	Fe
1	0,63	0,01	0,04	0,012	0,025	0,04
2	0,7	0,01	0,04	0,010	0,030	0,05
3	0,6	0,01	0,06	0,020	0,020	0,05
БрХ	0,4...1,0	Общая сумма примесей не более				
ГОСТ 18175-78		0,3 мас. %				

Примечание. Основой является медь.

Таблица 3. Свойства бронзы БрХ электрошлаковой выплавки

Бронза БрХ	σ_b , МПа	δ , %	НВ	ρ , Ом·мм ² /м
Электрошлаковой выплавки после термической обработки	450...460	5...6	134...140	0,02
Требования ТУ 48-21-163-72	450...500	4...6	130...140	≤ 0,02

Показана принципиальная возможность электрошлаковой выплавки хромовой бронзы из некомпактных медных отходов с легированием хромом путем восстановления его из Cr_2O_3 в шлаковой ванне.

С учетом полученных результатов на модернизированной для плавки медных сплавов электрошлаковой установке А-550 с источником питания мощностью 260 кВт осуществлена проверка возможности выплавки бронзы БрХ и определены основные технологические параметры. Получены отливки массой около 50 кг (рис. 2). Химический состав металла отливок приведен в табл. 2, из которой следует, что концентрация основного легирующего элемента хрома находится в регламентированных пределах (ГОСТ 18175-78). Суммарное содержание примесей не превышает допустимых норм. Свойства бронзы БрХ электрошлаковой выплавки после термической обработки соответствуют требованиям технических условий (табл. 3).

Таким образом, на основе проведенных исследований разработана технология электрошлаковой

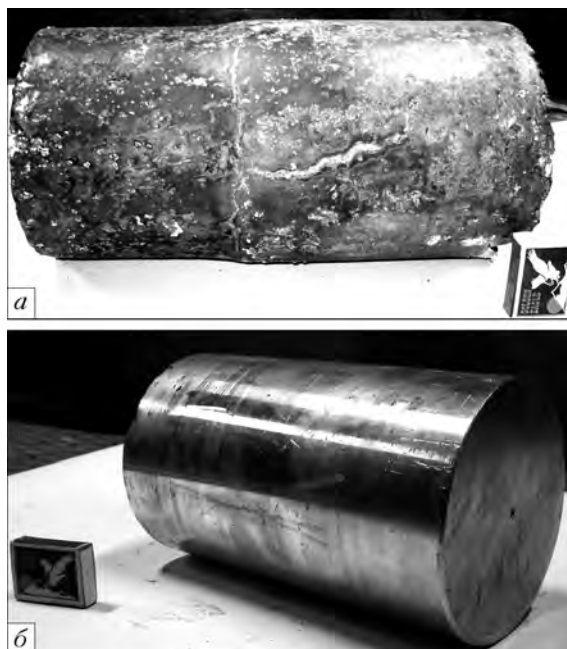


Рис. 2. Отливка из бронзы БрХ: а – после «раздевания»; б – после обработки на станке

выплавки бронзы БрХ из некомпактных медных отходов путем легирования хромом с его восстановлением из оксида хрома Cr_2O_3 в шлаковой ванне. Поскольку основное производство хромовой бронзы сосредоточено на заводах цветной металлургии Российской Федерации (ОАО «Каменск-Уральский завод по переработке цветных металлов», г. Каменск-Уральск и ОАО «Завод «Красный Выборжец», г. Санкт-Петербург), данная технология может быть реализована на машиностроительных предприятиях Украины для удовлетворения собственных потребностей в указанном сплаве.

1. Смирягин А. П., Смирягина Н. А., Белова А. В. Промышленные цветные металлы и сплавы. — М.: Металлургия, 1974. — 488 с.
2. Проблемы плавки и литья бронз, содержащих легкоокисляемые легирующие элементы // Р. К. Мысик, С. В. Брусницын, А. В. Сулицин и др. // Металлургия машиностроения. — 2010. — № 4. — С. 37-42.
3. Способы легирования хромовых и хромоникелевых бронз // Р. К. Мысик, Ю. Ю. Юрьев, И. А. Вайс и др. // Процессы литья. — 2002. — № 1. — С. 89-94.
4. Николаев А. К., Розенберг В. М. Сплавы для электродов контактной сварки. — М.: Металлургия, 1978. — 96 с.

Ин-т электрварки им. Е. О. Патона НАНУ Украины, Киев
Поступила 16.01.2012



УДК 669.187.826

ОЦЕНКА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ЛИТОМ МЕТАЛЛЕ СТАЛИ ТИПА 316 ПОСЛЕ КОЛЬЦЕВОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО НАПЛАВЛЕНИЯ ЖИДКИМ МЕТАЛЛОМ

А. А. Полишко, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко,
А. Ю. Туник, С. Н. Степанюк

Представлены результаты оценки по методу А международного стандарта ASTM E45 размеров, состава и характера распределения неметаллических включений в литом металле высоколегированной стали типа 316 (AISI) после последовательного кольцевого электрошлакового наплавления жидким металлом в поперечном сечении модельного слитка.

Presented are the results of assessment of sizes, composition and nature of distribution of nonmetallic inclusions in cast metal of high-alloy steel of 316 type (AISI) after the successive circumferential electroslag surfacing with liquid metal in cross section of a model ingot using the method A of International standard ASTM E45.

Ключевые слова: неметаллические включения; кольцевое электрошлаковое наплавление жидким металлом с целью укрупнения слитков; модельный двухслойный слиток; высоколегированная сталь Cr-Ni-Mo

Одним из важных критериев качества литого металла, наряду с микроструктурой, является степень загрязненности неметаллическими включениями (НВ). С увеличением массы слитка НВ укрупняются, ухудшаются макро- и микроструктуры, что приводит к снижению свойств литого металла. Для обеспечения гарантированного качества литого металла в крупных слитках, которые служат заготовками для деталей ответственного назначения, актуальным является формирование однородной высококачественной структуры.

Для получения крупных слитков с гарантированной высококачественной структурой предлагается способ последовательного кольцевого электрошлакового наплавления жидким металлом с целью укрупнения слитков [1].

Неметаллические включения любого состава в зависимости от их размеров в условиях высоких нагрузок при эксплуатации могут служить концентраторами напряжений и местами зарождения трещин, что недопустимо для ответственных деталей, например вращающихся узлов современных паровых и газовых турбин.

В настоящее время в Украине и странах СНГ контроль НВ выполняют по ГОСТ 801-78 [2] в баллах для трех типов включений (оксиды, сульфиды, глобулы). Соответствующие фотоэталоны

прилагаются к стандарту. Оценка качества дается по максимальному баллу НВ в шести образцах, а допустимое значение изменяется в зависимости от способа выплавки и диаметра поставляемой продукции. Однако в этом стандарте не оговорено, сколько включений максимального балла может находиться на контролируемой поверхности образцов.

За рубежом контроль загрязненности НВ в основном производят по методу А ASTM E45 [3] для четырех типов включений (оксиды, сульфиды, силикаты, глобулы) тонкой и толстой серии (размеров) по IR-шкалам. В каждом образце определяют максимальный и минимальный баллы конкретного типа включений и их средний балл.

Существуют количественные методики оценки НВ, когда контролируют все поля зрения на определенной площади шлифа и определяют объемный процент каждого типа включений или их количество, или средний индекс и т. д., например метод Л2 ГОСТ 1778 [4].

В настоящей работе использовали два метода: качественный (в баллах) и количественный контроль НВ (ASTM E45 метод А и ГОСТ 1778 метод Л2).

Цель настоящей работы заключается в оценке размеров, состава и характера распределения НВ литого металла высоколегированной стали типа 316 (AISI) после последовательного кольцевого ЭШНУ ЖМ в поперечном сечении модельного слитка.

В качестве исходного материала использовали высоколегированную сталь Cr-Ni-Mo типа 316 (AISI), содержание элементов в которой следующее, мас. %:

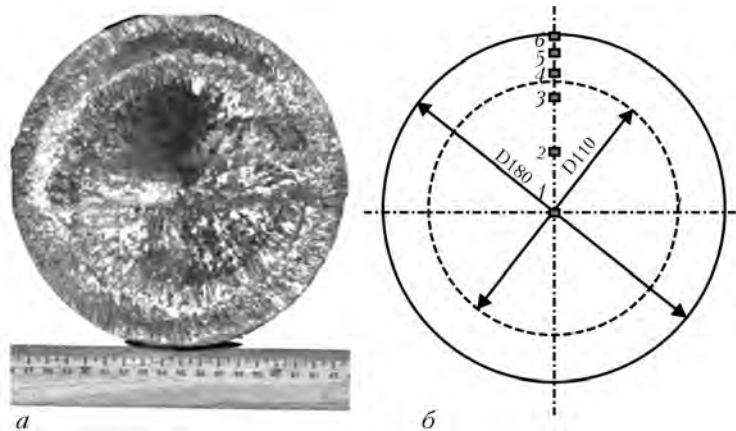


Рис. 1. Макроструктура поперечного темплета модельного двухслойного слитка после ЭШНУ ЖМ (316+316) (а) и точки анализа НВ (б): 1 – осевая часть центрального слитка; 2 – середина радиуса центрального слитка; 3 – зона сплавления со стороны центрального слитка; 4 – зона сплавления со стороны наплавленного слоя; 5 – середина наплавленного слоя; 6 – край наплавленного слоя; штриховой линией показана линия сплавления наплавленного слоя с центральным слитком

≤ 0,08 С; 2,0 Мн; 2,0 Мо; 1,0 Si; 17,0 Cr; 12,0 Ni; остальное Fe; до 0,03 S; P до 0,045. Для контроля загрязненности НВ выбрали метод А международного стандарта ASTM E45, а для сравнения использовали методику по ГОСТ 1778, метод Л2.

Оценку размеров, состава и характера распределения НВ проводили на металле модельного двухслойного слитка диаметром 110...180 мм из высоколегированной стали Cr–Ni–Мо типа 316, полученного в ходе натуральных экспериментов в лабораторных условиях кольцевым электрошлаковым наплавлением жидким металлом с целью укрупнения слитка. Анализ НВ выполняли в поперечном сечении на образцах, вырезанных из характерных зон модельного слитка согласно рис. 1, б в точках 1-6.

Характер распределения НВ оценивали с помощью оптической микроскопии на металлографическом микроскопе «Неофот-323», оснащенный приставкой для цифрового фотографирования на нетравленных образцах. В поле окуляра зафиксировали незначительное количество включений – от 1 до 6 шт. (рис. 2). При этом в точках 3-6 в наплавленном слое обнаружено значительно меньшее количество включений в поле окуляра, по сравнению с точками 1-3 в центральном слитке (рис. 2).

Для оценки размеров и состава неметаллических включений в поперечном сечении модельного слитка использовали метод А международного стандарта ASTM E45, который позволяет по изображениям нетравленной поверхности образцов проводить автоматическое разделение НВ по морфологическим типам, а также определять их серии и баллы.

Процедура анализа заключалась в следующем. Сначала производили выделение НВ по яркостным характеристикам в режиме ВЕI (изображение во вторичных электронах) при помощи аналитического комплекса, состоящего из сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments», (Великобритания). Эксперименты выполняли при ускоряющем напряжении 20 кВ, увеличении от 200 до 4000, элементный анализ осуществляли в диапазоне от В до U. По морфологическим признакам и химическому составу на основе энергодисперсион-

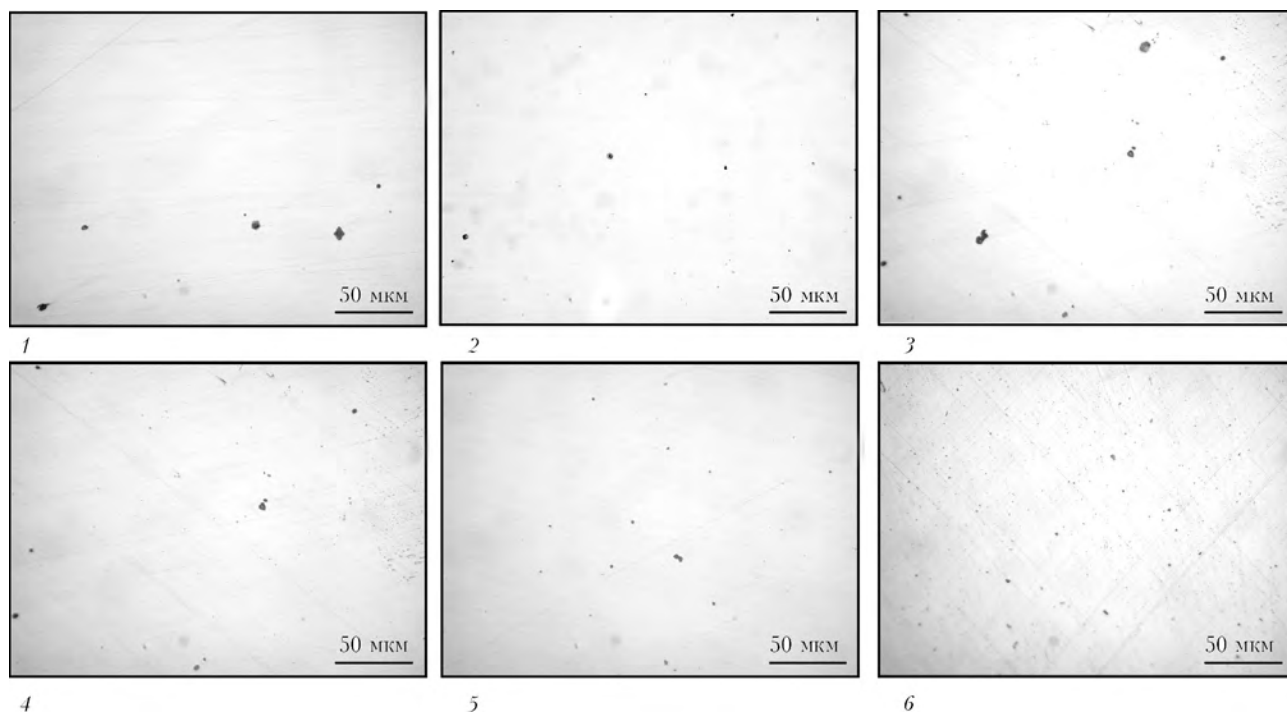


Рис. 2. Характер распределения НВ на нетравленных образцах (обозначения поз. 1-6 см. на рис. 1)



Анализ НВ в двухслойном модельном слитке из высоколегированной стали типа 316					
Место исследования	Тип	Балл	Количество, шт. (%)	Средний размер, мкм	Группы включений согласно ГОСТ 1778 (метод Л2)
Центр слитка (точка 1)	A	0,5	10 (59)	4,55	3
	AB		7 (41)	4,31	
Середина радиуса слитка (точка 2)	A	< 0,5	6 (29)	3,77	3
	AB	1,0	15 (71)	3,82	
Край слитка зона сплавления (точка 3)	A	< 0,5	9 (45)	2,36	2
	AB	0,5	11 (55)	2,38	
Зона сплавления в наплавленном слое (точка 4)	A	< 0,5	8 (47)	2,95	2
	AB	0,5	9 (53)	2,46	
Середина наплавленного слоя (точка 5)	A	< 0,5	10 (52)	2,56	2
	B		3 (16)	2,80	
	AB		6 (32)	2,46	
Край наплавленного слоя (точка 6)	A	< 0,5	17 (61)	1,67	1
	AB	0,5	11 (39)	1,88	

Примечание. Согласно ASTM E45 для всех типов включений определена «тонкая» серия.

ного спектрального анализа производили разделение НВ на типы, определяли их размеры.

Обработку результатов анализа неметаллических включений осуществляли с помощью специальной программы количественного распределения фаз и включений (Feature).

Аналізу подвергали следующие типы НВ: сульфиды А, оксиды алюминия В, силикаты С, оксиды глобулярные D и включения смешаного типа АВ.

Согласно международному стандарту ASTM E45 обнаружены включения типа А и незначительное количество (16 %) включений типа В. Кроме того, зафиксированы включения смешаного типа АВ (таблица).

Средний линейный размер НВ для центрального слитка составлял 2,36... 3,82, а для наплавленного слоя — 1,67... 2,8 мкм.

Для сравнения проведена оценка и определены ориентировочные группы включений согласно ГОСТ 1778, метод Л2. Отмечено незначительное изменение (измельчение) размеров включений по направлению от центра исходного слитка к краю наплавленного слоя.

Таким образом, показано практически равномерное распределение НВ в поперечном сечении модельного слитка из высоколегированной стали типа 316. Все типы НВ имеют «тонкую» серию. Установлено, что средний линейный размер НВ для центрального слитка составляет 2,36... 3,82 мкм, а для наплавленного слоя — 1,67... 2,8 мкм. Обнаружен незначительный разброс размеров включений в исследуемых зонах: в центральной части исходного слитка — 4,31... 4,55, зоне сплавления — 2,36... 2,95 и наплавленном слое — 1,67... 2,8 мкм. В целом максимальный размер НВ в литом металле модельного слитка после кольцевого электрошлакового наплавления жидким металлом с целью укрупнения слитков из высоколегированной стали типа 316 диаметром 180 мм не превышал 4,55 мкм. Для сравнения использовали слитки диаметром 120 мм из стали ШХ 15 [5]. Максимальный размер НВ после электрошлакового переплава не превышал 20 мкм.

1. *Новый технологический процесс получения сверхкрупных стальных слитков способом ЭШН ЖМ* / Б. Е. Патон, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 1. — С. 3–7.
2. *ГОСТ 801–78. Сталь подшипниковая. Технические условия.* — М.: Изд-во стандартов, 1979. — 23 с.
3. *ASTM E45–05. Стандартные методы испытаний для определения содержаний включений в стали.* — New-York: American Society for Testing and Materials, 2005. — 48 p.
4. *ГОСТ 1778–70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений.* — М.: Гос. комитет стандартов, 1970. — 35 с.
5. *Электрошлаковый металл* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.

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

Поступила 29.11.2011



УДК 669.295.5

РАЗРАБОТКА НОВЫХ ТИТАНОВЫХ БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ

**В. Ф. Топольский, С. В. Ахонин,
Г. М. Григоренко, И. К. Петриченко**

Представлены механические характеристики разработанных в Украине безванадиевых титановых сплавов различных систем легирования, предназначенных для изготовления разнообразных изделий медицинского назначения. Показан высокий уровень биологической совместимости и коррозионной стойкости разработанных титановых сплавов. Проанализированы структурно-фазовые составы новых титановых сплавов после термомеханической обработки, а также металла их сварных соединений. Подтверждена возможность производства таких сплавов способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. Физико-химические свойства разработанных титановых сплавов обуславливают их широкое применение в ортопедии и стоматологии.

Mechanical characteristics of vanadium-free titanium alloys of different systems of alloying developed in Ukraine and designed for manufacture of different products of medical purposes are presented. The high level of biological compatibility and corrosion resistance of developed titanium alloys is shown. Analyzed are the structural-phase composition of new titanium alloys after thermomechanical treatment, as metal of well as their welded joints. The capability of production of these alloys by the method of electron beam cold hearth melting was confirmed. Physical and chemical properties of developed titanium alloys stipulate their wide application in orthopedy and stomatology.

Ключевые слова: титановые сплавы; биологическая совместимость; коррозионная стойкость; механические характеристики

В последнее время титановые сплавы находят все большее применение в различных отраслях медицины, вытесняя широко распространенные ранее нержавеющие стали и кобальто-хромовые сплавы. Интерес к титану, характеризующемуся малым удельным весом, высокой коррозионной стойкостью и хорошей биологической совместимостью, в значительной мере возрос и в связи с развитием хирургии в части замены больных суставов эндопротезами, а также с увеличением объемов использования имплантатов в стоматологии.

Материалы, применяемые в медицине (особенно используемые для изготовления эндопротезов и имплантатов), должны обеспечивать длительный срок службы изготавливаемых из них деталей и потому их следует легировать только биосовместимыми нетоксичными элементами, тогда как легирующие элементы (ванадий, кобальт и никель) могут образовывать в организме человека токсичные соединения

[1]. В целом конструкционные материалы медицинского назначения должны иметь следующие характеристики:

высокую прочность и длительную работоспособность в условиях биологической среды (коррозионная стойкость);

отсутствие нежелательных реакций живой ткани на продукты их износа; способность имплантатов, эндопротезов обрастать костной тканью (биоадгезия);

отсутствие противопоказаний к автоклавной или сухопаровой стерилизации;

высокую пластичность и технологичность;

низкий модуль упругости;

невысокую стоимость.

Однако этим требованиям соответствуют далеко не все титановые сплавы. До настоящего времени для изготовления эндопротезов и имплантатов широко использовали такие материалы, как нелегированный титан и сплав Ti-6Al-4V. Нелегированный титан при высокой коррозионной стойкости имеет недостаточную прочность (400... 500 МПа), что может вызвать нежелательные осложнения не только



Таблица 1. Механические характеристики некоторых титановых сплавов

Материал	$\sigma_{0,2}$	σ_B	σ_{-1}	$E \cdot 10^{-4}$	δ	ψ
	МПа			%		
BT1-0	320	400	170	11,1	25	-
Ti-6Al-4V	795	860	400	11,5	10	25
Ti-6Al-7Nb (Швейцария)	900	1000	-	-	13	-
Ti-Al-Nb-Zr (TM1)	780	800	360	9,6	22	60
Ti-Al-Nb-Zr-Fe (TM2)	920	1000	-	-	16	40
Кость	250	-	200	2,5	0,5	-

при эксплуатации изделия, но и при его изготовлении, а сплав Ti-6Al-4V содержит токсичный ванадий, растворение которого в организме может являться причиной воспалительных процессов с симптомами токсичности.

Разработанные в странах ЕС титановые сплавы медицинского назначения Ti-6Al-7Nb, Ti-5Al-2,5Fe-Ag и др. отличаются хорошим сочетанием механических характеристик и коррозионной стойкости [2, 3], а также не содержат токсичных легирующих элементов. Однако в состав этих сплавов входит большое количество дорогостоящих легирующих компонентов, что делает их довольно дорогими. Эти недостатки присущи и разработанным в последние годы титановым сплавам на основе β -фазы Ti-15Mo-5Zr-3Al, Ti-30Ta, β -21S (Ti-3Al-15Mo-2,6Nb-0,2Si), которые хотя и отличаются относительно низким модулем упругости, но все же не являются изопластичными [1].

Таким образом, возникла необходимость в разработке отечественных медицинских титановых сплавов, не содержащих дорогостоящие легирующие элементы в больших количествах и отвечающих указанным требованиям. Важным параметром новых сплавов должна быть хорошая свариваемость.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны два сплава медицинского назначения (TM1 системы Ti-Al-Nb-Zr [4] и TM2 системы Ti-Al-Nb-Fe-Zr [5]), рассчитанных на различный уровень прочности.

Для изготовления данных сплавов использовали технологию электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ). Суть процесса ЭЛПЕ заключалась в горизонтальной подаче расходомерной заготовки с заданной скоростью в зону плавки и ее плавлении электронными лучами над промежуточной емкостью. При наполнении последней жидкий металл сливался в кристаллизатор с поддоном, где происходило формирование слитка. В процессе плавки поверхность жидкого металла в промежуточной емкости и кристаллизаторе обогревали электронными лучами пушек. По мере наплавления

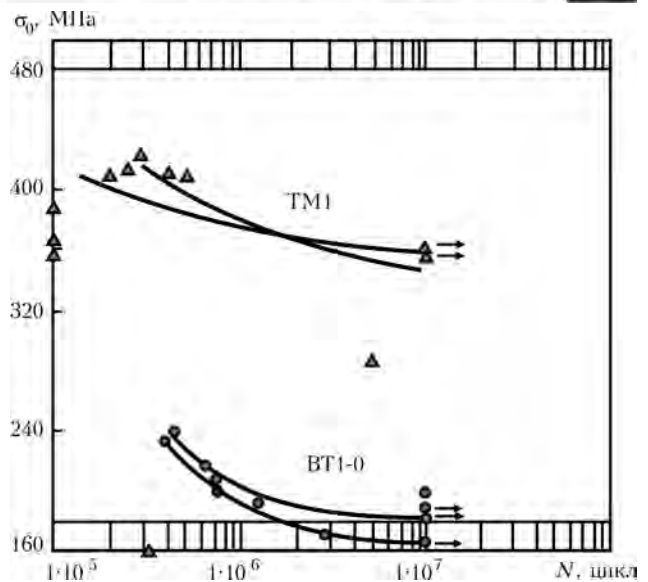


Рис. 1. Усталостные характеристики титановых сплавов

слитка его вытягивали из кристаллизатора механически. Процесс продолжали до полного расплавления исходной заготовки.

Расходуемую заготовку для переплава формировали из чистых шихтовых компонентов в виде полос титана марки BT1-00 и алюминия марки А95, а также стружки ниобия марки Н6-1, циркония марки Э100 и технически чистого железа (армо) марки 10895 (сплав TM2) таким образом, чтобы в любом ее поперечном сечении сохранялось заданное процентное содержание легирующих элементов и основы сплава.

Поскольку процесс ЭЛПЕ осуществляется в высоком вакууме (0,01...0,1Па), то легирующие элементы с упругостью пара, превышающей таковую титана, испаряются интенсивнее, чем основа, что приводит к изменению состава сплава по сравнению с исходной шихтовкой. В рассматриваемых сплавах это касается алюминия. Поэтому для компенсации его потерь на испарение при выплавке слитков в исходную шихту вводили дополнительное количество алюминия, рассчитываемое согласно ранее установленным закономерностям процессов испарения компонентов сплавов из титана при ЭЛПЕ [6].

Из выплавленных слитков путем термомеханической деформации на двухвалковом реверсивном стане получали заготовки толщиной 6 мм, которые затем подвергали релаксационному отжигу.

Механические свойства разработанных и применяемых в медицине сплавов представлены в табл. 1.

При создании стоматологических, ортопедических и кардиологических протезов важно, чтобы материал имел не только оптимальное соотношение механических свойств, но и отличался высоким уровнем сопротивления переменным нагрузкам и усталостных характеристик.

Исследования усталостных характеристик сплава TM1 для сравнения сплавов BT1-0 и Ti-6Al-4V, проводили в ИПМ им. И. Н. Францевича НАНУ по методике и на установке, описанном в работе

Таблица 2. Скорость коррозии титановых сплавов, мм/год

Среда	ТМ1	ТМ2	ВТ1-0
1 % HCl	–	0,0001	0,0035
5 % HCl	0,0019	0,0002	0,0042
10 % HCl	0,029	0,027	0,079
5 % H ₂ SO ₄	–	0,0002	0,0039
10 % H ₂ SO ₄	0,0005	0,0005	0,0063
20 % H ₂ SO ₄	0,0005	0,0007	0,055
Концентрированная H ₂ SO ₄	0,14	–	1,425

[7]. Усталостные кривые представлены на рис. 1. Сопоставление усталостных свойств сплава ТМ1, технического титана ВТ1 и сплава ВТ6 показало, что сопротивление усталости у сплава ТМ1 несколько ниже, чем у сплава ВТ6, но приблизительно в 2 раза выше, чем у технического титана.

Сплавы ТМ1 и ТМ2 характеризуются хорошей свариваемостью, что позволяет выполнять сварные

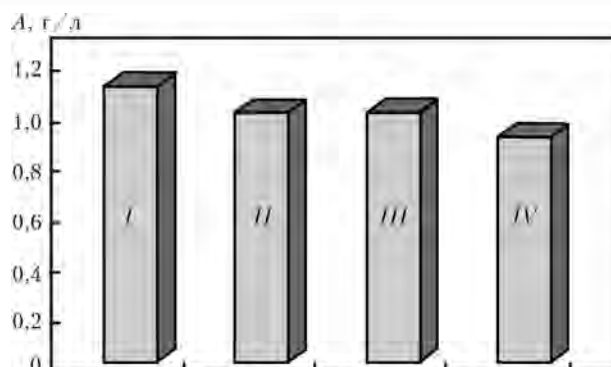


Рис. 2. Морфологические характеристики некоторых металлов: I – хромокобальтовый сплав; II – золото; III – титан; IV – ТМ1; A – концентрация иммуноглобулина

конструкции при изготовлении аппаратов и инструментов медицинского назначения.

Сплавы ТМ1 и ТМ2 прошли испытания в УкрНИИхиммаше на общую коррозию в растворах серной и соляной кислот при комнатной температуре (табл. 2).

Анализ полученных результатов (табл. 2) показал, что скорость коррозии сплавов ТМ1 и ТМ2 в разбавленной соляной и серной кислотах на поря-

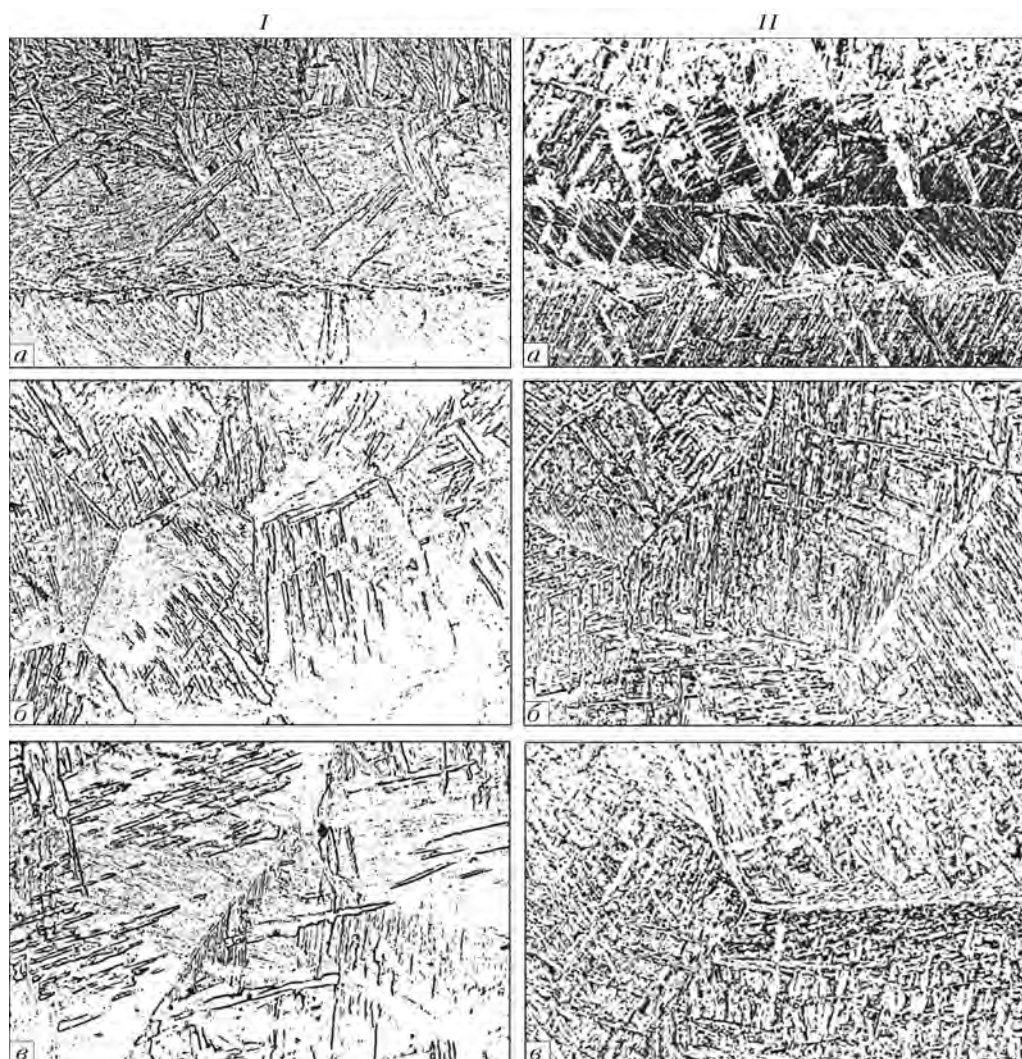


Рис. 3. Микроструктуры сварных соединений сплавов ТМ1 (Ti-Al-Nb-Zr) I, $\times 250$ и ТМ2 (Ti-Al-Nb-Fe-Zr) II, $\times 300$; а – основной металл; б – зона термического влияния; в – металл шва



док ниже, чем у нелегированного титана марки VT1-0 в тех же средах. В 10%-м растворе HCl скорость коррозии ниже, чем у нелегированного титана, как минимум, в 2 раза, а в 10- и 20%-м растворах H₂SO₄ скорость коррозии в созданных титановых сплавах ниже, чем у нелегированного титана соответственно на один и два порядка.

Помимо механических и коррозионных свойств, всесторонне изучали сплавы TM1 и TM2 с точки зрения возможности их применения в медицинской практике.

В Украинском НИИ травматологии и ортопедии исследовали новые сплавы на коррозию, биостойкость и биосовместимость в организме животных и реакции костной и параоссальной тканей при имплантации в них образцов из этих сплавов. Эксперименты проводили на 40 взрослых кролях, срок наблюдения за подопытными животными достигал 180 сут. В результате исследований сделан вывод о биологической инертности и совместимости исследованных образцов новых титановых сплавов, что позволяет их использовать в качестве материалов для изготовления компонентов эндопротезов.

В Институте экологии и токсикологии им. Л. И. Медведя НАНУ проведены санитарно-гигиенические исследования сплавов TM1 и TM2, сделаны выводы об их допуске к производству медицинских полуфабрикатов и изделий.

На кафедре ортопедической стоматологии Национального медицинского университета проведены морфологические исследования титанового сплава TM1; при этом изучали динамику образования иммуноглобулина (клетки иммунной защиты) при введении инородного тела. Наилучшим образом, по сравнению с наиболее распространенными в стоматологии хромо-кобальтовым сплавом, золотом и техническим титаном, иммунная система организма реагирует на сплав TM1 (рис. 2).

На основании исследований Государственной санитарной эпидемиологической службой Министерства здравоохранения Украины выдано разрешение на применение сплавов TM1 и TM2.

Кроме определения механических, усталостных и коррозионных характеристик, изучены структуры разработанных титановых сплавов. Поскольку изготовление изделий медицинского назначения не исключает применения сварки, то исследовали структуру как самих сплавов, так и их сварных соединений.

Сплав TM1 (системы Ti-Al-Nb-Zr) относится к титановым псевдо α-сплавам и является термически стабильным. В состоянии после прокатки он состоит из сильно деформированных, вытянутых в

направлении прокатки первичных β-зерен. Внутренняя структура представлена колониями пластичной α-фазы с различной кристаллографической ориентацией. В металле зоны термического влияния (ЗТВ) и шва на границах первичных β-зерен выделяется α'-фаза с более грубой морфологией, чем в основном металле (рис. 3).

Сплав TM-2 (системы Ti-Al-Nb-Fe-Zr) можно отнести к титановым (α+β)-сплавам мартенситного класса. В прокатанном состоянии этот сплав также имеет структуру, созданную пластинчатой α-фазой, но в промежутках между α-пластинами имеется β-фаза, количество которой зависит от режима термической обработки. Структура металла ЗТВ представлена равноосными зернами, а шва — равноосными и вытянутыми первичными β-зернами с мартенситной внутренней α-фазой (рис. 3).

Сплавы TM1 и TM2, как и их сварные соединения, имеют структуру, характерную для сплавов соответствующих классов. В ходе микроструктурных исследований сварных швов этих сплавов не обнаружены дефекты сварки.

Таким образом, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона титановые сплавы TM1 и TM2 характеризуются высоким уровнем механических свойств, а также хорошей коррозионной стойкостью и биологической совместимостью, что позволит им найти широкое применение в таких областях медицины, как ортопедия и стоматология.

1. Mutsuo Niinomi Titanium alloys for Biomedical, Dental and Healthcare Application // Proc. of the 11th World Conf. on Titanium (Kyoto, Japan 3-7 June 2007). — Kyoto: The Japan Inst. of Metals, 2007. — P. 14117-1424.
2. Microstructural Evolution of b-TiNb(Sn) Orthopaedic Alloys During High Energy Mechanical Milling and Consolidation / P. Cao, D. Zhang, B. Gabbitas, K.-D. Woo // Ibid. — Kyoto: The Japan Inst. of Metals, 2007. — P. 1509-1512.
3. Иголкин А. И. Титан в медицине // Титан. — 1993. — № 1. — С. 7-10.
4. Пат. 7385 Украина, МПК С 22 С 14/00. Термически упрочняемый коррозионноустойчивый титановый сплав / Б. Е. Патон, В. Н. Замков, В. Ф. Топольский. — Оpubл. 29.09.95, Бюл. № 3.
5. Пат. 7386 Украина, МПК С 22 С 14/00. Термически стабильный высококоррозионноустойчивый титановый сплав / Б. Е. Патон, В. Н. Замков, В. Ф. Топольский. — Оpubл. 29.09.95, Бюл. № 3.
6. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов. — Киев: Наук. думка, 2008. — 306 с.
7. Луговской Ю. Ф. Методика усталостных испытаний композиционных материалов при изгибе, полученных электронно-лучевым испарением // Пробл. спец. электроталлургии. — 1987. — № 4. — С. 61-65.

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

Поступила 17.10.2011



УДК 669.187.826

ПРОИЗВОДСТВО СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕПЛАВА БЕЗДЕФЕКТНЫХ СЛИТКОВ ТИТАНА С РЕГЛАМЕНТИРОВАННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КИСЛОРОДА

В. И. Костенко, М. П. Кругленко,
А. Н. Калинюк, П. А. Пап

Проведены экспериментальные исследования по растворению диоксида титана при выплавке слитков способом электронно-лучевого перепада с промежуточной емкостью. Подобран режим плавки для установки ТИКО-15, при котором происходит полное растворение диоксида титана, введенного в шихту. Данная технология обеспечивает получение бездефектных слитков с заранее заданными интервалом концентраций кислорода и значением кислородного эквивалента.

Experimental investigations were carried out on dissolution of titanium dioxide in melting of ingots by electron beam cold hearth remelting. The condition of melting was selected for installation ТИКО-15, at which the complete dissolution of titanium dioxide, added to flux, occurs. This technology provides the producing of defect-free ingots with a preset interval of oxygen concentrations and value of oxygen equivalent.

Ключевые слова: электронно-лучевой перепад; бездефектные слитки; кислородный эквивалент; гомогенизирующий расплав; технология легирования кислородом; макроликвация

Одной из основных задач при производстве слитков нелегированного титана является исключение возможности образования в них газонасыщенных зон, которые из-за значительно большей твердости являются концентраторами напряжения и источниками зарождения усталостных трещин [1]. При электронно-лучевом перепаде (ЭЛП) только титановой губки данная задача решается путем применения промежуточной емкости [2].

Однако в настоящее время многим потребителям требуется титан с заранее заданным интервалом концентраций примесей, поскольку ограничение минимума и максимума их содержания обеспечивает получение необходимых служебных свойств (σ_B , σ_r , δ , ψ) в определенном интервале для полуфабрикатов и готовых изделий, что обуславливает необходимость легирования исходной шихты дополнительным количеством кислорода в виде диоксида титана. Так, по стандартам корпорации «ВСМПО-АВИСМА» для некоторых марок нелегированного титана Grl-1, Grl-2, Grl-4 л, Grl-5 тр распределение кислорода в слитках не должно иметь отклонение более чем на 0,01... 0,02 мас. % от заданного. По

международным стандартам ASTM В348-05, кроме определенного содержания кислорода, необходимо также обеспечить заданное значение кислородного эквивалента O_E , рассчитанного по формуле $O_E = \% O + 2,5 \% N + 0,7 \% C + 0,6 \% Fe$ в пределах 0,17... 0,21 %. Без применения технологии легирования кислородом данные задачи практически нерешаемы.

При введении в шихту дополнительно диоксида титана следует исследовать процессы растворения вводимого порошка диоксида титана и гомогенизации расплава в промежуточной емкости при ЭЛП. Поскольку диапазоны в концентрациях кислорода и его эквивалента очень узкие, то приходится учитывать и макроликвацию элементов, входящих в расчет кислородного эквивалента.

На предприятии «Стратегия БМ» разработана технология легирования титановых слитков кислородом на установке электронно-лучевого перепада с промежуточной емкостью ТИКО-15 (рис. 1), которая заключается в следующем. В качестве переплавляемого сырья (расходуемая шихтовая заготовка) используют брикеты губчатого титана, лом. После загрузки шихтовой заготовки в установку и ее вакуумирования до уровня остаточного давления, необходимого для устойчивой работы электронно-лучевых пушек ($1 \cdot 10^{-1} \dots 1 \cdot 10^{-2}$ Па), заготовку

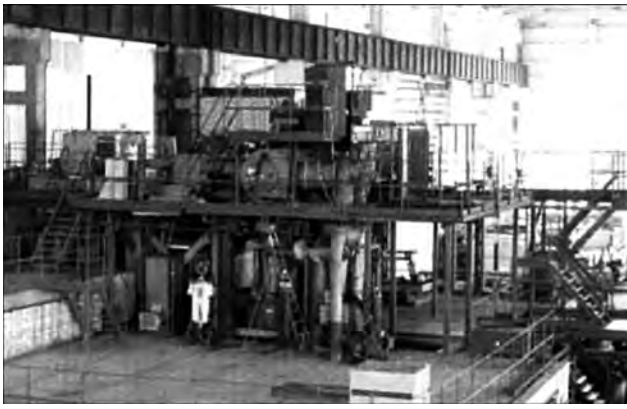


Рис. 1. Электронно-лучевая установка ТИКО-15

сплавляют в промежуточную емкость до ее заполнения, а затем периодически сливают жидкий металл в кристаллизатор. Первыми порциями слива формируется затравка будущего слитка. Затем, на достигнутом технологическом режиме, выплавляется слиток необходимой высоты. Для получения заданной концентрации кислорода в слитке в шихту с учетом уже имеющегося кислорода добавляют необходимое количество диоксида титана, который наносится на поверхность брикетов слоем не более 0,5 мм.

Температура плавления диоксида титана (1870 °С) выше, чем температура расплава, которой можно достичь, перегревая металл (температура плавления титана 1670 °С). Поэтому диоксид титана не плавится, а растворяется и для этого необходимо время тем большее, чем толще его слой.

При растворении диоксида титана в расплаве появляются обогащенные кислородом зоны [2]. Согласно диаграмме состояния титан-кислород [3] титан с повышенным содержанием кислорода имеет более высокую температуру плавления, чем чистый титан (рис. 2). И если расплав не успеет гомогенизироваться перед сливом в кристаллизатор, то обогащенный кислородом металл может затвердеть перед фронтом кристаллизации, поскольку температура его затвердевания выше и сформировать зону повышенной твердости в слитке. При этом могут образовываться и микропоры.

Следует также отметить, что при затвердевании концентрация кислорода в твердой фазе еще больше увеличивается, поскольку коэффициент распределения $k_0 = C_{\text{тв}}/C_{\text{ж}}$ больше единицы: $k_0 \approx 1,5$ при массовых долях кислорода менее 3,2 %, а при больших — $k_0 \approx 2,5$ [4].

Таким образом, в кристаллизатор должен сливаться только гомогенизированный расплав. Поэтому необходимо, чтобы время растворения $\tau_{\text{раст}}$ порции диоксида титана и гомогенизации расплава $\tau_{\text{гом}}$ было меньше, чем время τ нахождения расплавленного металла в промежуточной емкости. Время τ в свою очередь зависит от геометрии промежуточной емкости, а также скорости плавки.

Необходимую скорость плавки для данной установки определяли экспериментально по отсутствию

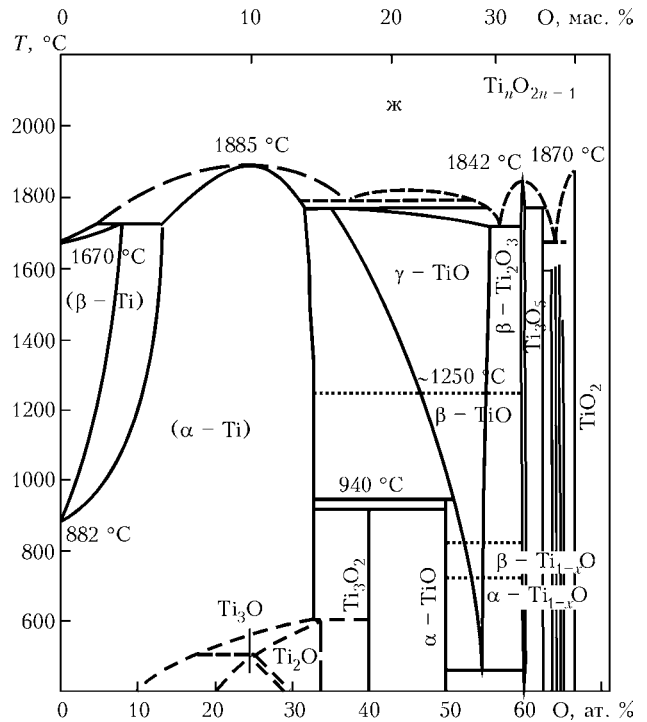


Рис. 2. Диаграмма состояния системы титан-кислород

обогащенных кислородом зон в выплавленных слитках. Так, например, при скорости плавки 11 кг/мин дефекты в слитке методом УЗК не обнаружены вследствие незначительного отличия в плотности и отсутствия дефектов в виде пор, трещин, а также из-за большого диаметра слитка (630 мм). Но после проката металла в насыщенных кислородом участках образовались микротрещины и микропоры из-за их значительно большей твердости [1].

Исследования дефектных зон прокатанного металла проводили в лабораториях корпорации «ВСМПО-АВИСМА». Микротвердость основного металла составила 1870... 2160 МПа, тогда как микротвердость в дефектной зоне — 5550... 6450 МПа. Микроанализ содержания кислорода показал, что в зоне дефекта металл имеет повышенное содержание кислорода (2,2... 2,6 мас. %), тогда как в основном металле его массовая доля составляет 0,13 %. Микроструктура металла такого обогащенного кислородом дефекта в слитке титана приведена на рис. 3.

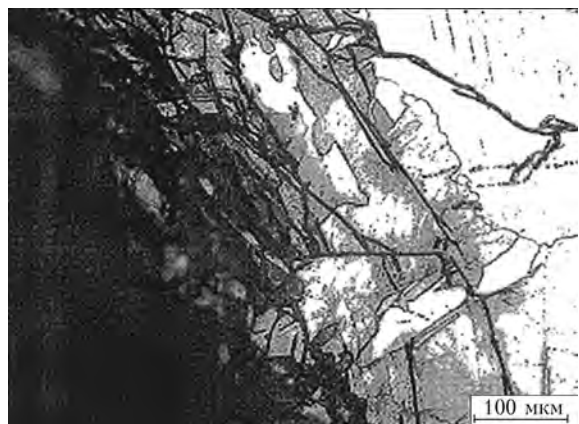


Рис. 3. Микроструктура дефекта

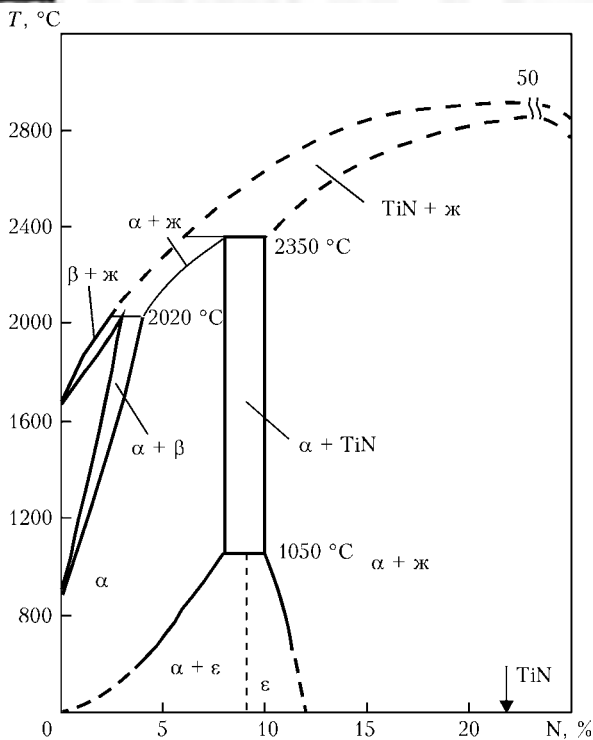


Рис. 4. Диаграмма состояния системы титан-азот

После уменьшения скорости плавки до 7,5 кг/мин дефекты не обнаруживались ни в литом металле, ни после проката. Таким образом, путем ограничения скорости плавки можно получить титановые слитки без дефектов и с наперед заданным уровнем кислорода при условии добавления в исходную шихту необходимого количества диоксида титана. Путем варьирования в исходной шихте содержания азота, углерода и железа можно получить слитки титана с заданным кислородным эквивалентом.

Следует отметить, что при ЭЛП титана макроликвация кислорода зафиксирована только в узких переходных зонах в начале и в конце плавки и не проявляется поперек слитка [5]. Поэтому при добавлении TiO_2 в шихту следует учитывать, что кислород в переходной зоне в начале плавки имеет завышенное значение, а в конце плавки — заниженное.

При необходимости получения слитков с регламентированным кислородным эквивалентом нужно учитывать также макроликвацию других элементов, входящих в формулу для расчета. И если вопрос о макроликвации железа при ЭЛП изучали в работе [6], то об азоте ранее нигде не упоминалось. Это связано в первую очередь с тем, что азот считается очень вредной примесью и его допустимые концентрации очень низки, как правило, они составляют менее 0,015 мас. %. Однако в формулу для расчета кислородного эквивалента азот входит с наибольшим коэффициентом — 2,5, поскольку является наиболее сильным упрочнителем и его влияние оказывается существенным.

Если рассмотреть диаграмму состояния титан-азот (рис. 4), то при малых концентрациях коэффициент распределения азота больше единицы, как и у кислорода, и составляет $k_0 \approx 1,9$. Поэтому мак-

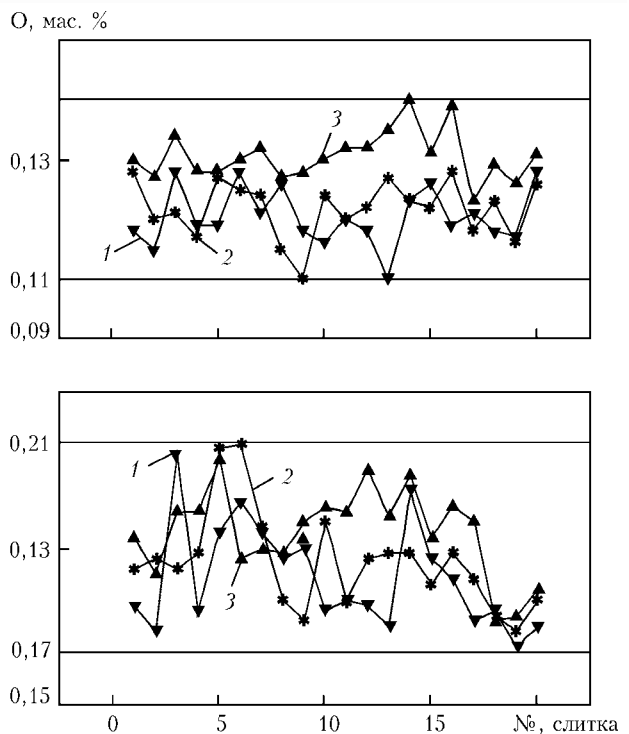


Рис. 5. Концентрация кислорода в слитках, легированных на уровень 0,11... 0,14 % (а), и кислородного эквивалента в них (б): 1 — литник; 2 — середина; 3 — донник

роликвация у азота должна проявляться при ЭЛП, подобно макроликвации кислорода, т. е. концентрация азота в переходной зоне в начале плавки должна быть завышена, а в конце — занижена [5]. Для экспериментальной проверки этого после выплавки слитка из однородной шихты по азоту провели более детальный газовый анализ в лаборатории Института электросварки им. Е. О. Патона. Отобрано четыре пробы с центральной части слитка и по пять проб с донной и головной частями слитка. Средние концентрации азота в слитке следующие, мас. %: 0,0098 — в центральной; 0,0124 — донной; 0,0081 — головной частях слитка.

Средние массовые доли кислорода в слитках следующие, %: 0,100 — в центральной; 0,112 — донной; 0,093 головной частях.

Таким образом, макроликвация по азоту составила всего 0,004 мас. %. Однако с учетом множителя 2,5 при расчете кислородного коэффициента получаем 0,01 мас. %, что является существенным на фоне допустимых 0,04 мас. %.

В качестве примера рассмотрим результаты серии опытно-промышленных плавок на электронно-лучевой установке ТИКО-15 слитков титана диаметром 610 мм с целевым содержанием кислорода 0,11... 0,14 и кислородного эквивалента 0,17... 0,21 мас. %. В качестве исходной шихты использовали брикетированный губчатый титан с содержанием кислорода 0,05... 0,08 мас. % и дополнительным легированием порошком TiO_2 в количестве, необходимом для получения заданного содержания кислорода в слитке. При этом шихтовку проводили с учетом наличия в губчатом титане примесей углерода, железа, азота путем подбора комбинаций их содержания с целью



получения заданного кислородного эквивалента. Распределение кислорода и кислородного эквивалента по длине всех выплавленных слитков представлено на рис. 5. Как видно из графиков, разброс значений содержания кислорода и кислородного эквивалента не выходит за рамки заданного, что свидетельствует о хорошей технологической стабильности и предсказуемости процесса плавки.

Таким образом, разработана технология получения бездефектных слитков титана с регламентированным содержанием кислорода способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. Экспериментально определена скорость плавки для данной установки, при которой полностью растворяются частицы диоксида титана и гомогенизируется расплав в промежуточной емкости, а в выплавленных слитках отсутствуют обогащенные кислородом дефекты. Выплавлена промышленная партия слитков с заданными массовой долей кислорода, а также кислородным эквивалентом.

1. *Nitride inclusions in titanium ingots* / J. L. Henry, S. D. Hill, J. L. Schaller, T. T. Campbell // *Metal. Trans.* — 1973. — № 4. — P. 1859–1864.
2. *Электронно-лучевая плавка титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 248 с.
3. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. — М.: Металлургиздат, 1962. — Том 2. — 1488 с.
4. *Mitchell A., Kawakami A. Segregation and Solidification in Titanium Alloys* // *Ti-2007 Science and Technology (Kyoto, 3–7 June, 2007)*. — Kyoto: The Japan Institute of Metals, 2007. — P. 173–176.
5. *Макросегрегация кислорода при кристаллизации слитков титана* / А. И. Амелин, В. И. Костенко, М. П. Кругленко, П. А. Пап. // *Современ. электрометаллургия*. — 2009. — № 4. — С. 29–32.
6. *Макросегрегация железа и кислорода при затвердевании слитков титана* / А. И. Амелин, В. И. Костенко, М. П. Кругленко, П. А. Пап. // *Титан*. — 2010. — № 1. — С. 15–20.

ООО «СТРАТЕГИЯ БМ», Киев

Поступила 21.12.2011

НОВАЯ КНИГА

Welding and Allied Processes.

A series of books and monographs on welding, cutting, surfacing, brazing, coating deposition and other processes of metal treatment.

Edited by Prof. B.E. Paton, E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine.

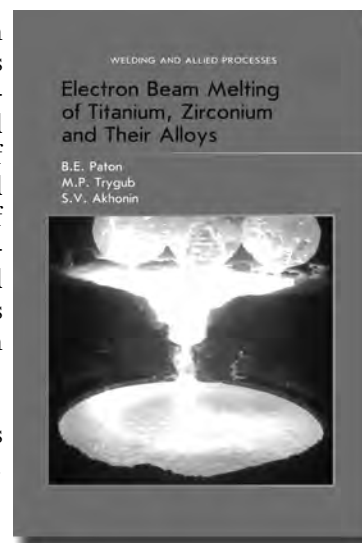
Electron Beam Melting of Titanium, Zirconium and Their Alloys

B.E. Paton, M.P. Trygub and S.V. Akhonin

The book considers peculiarities of metallurgical production of titanium and zirconium ingots by the electron beam melting method. Mechanisms and patterns of behaviour of impurities, non-metallic inclusions and alloying elements during the process of electron beam melting of titanium and zirconium are detailed. Optimal technological parameters for melting of high-reactivity metals are suggested, providing high quality, technical and economic indices of this metallurgical process. Quality characteristics of the resulting ingots, including their chemical composition, micro- and macrostructure, as well as some mechanical properties of metal in the cast and wrought states, are given. Flow diagrams of melting and glazing of surfaces of the ingot are presented, and specific features of designs of electron beam units are described.

The book is meant for scientists, engineers and technicians, as well as for students of metallurgical departments of institutes of higher education.

*Заказы на книгу (216 стр., формат 165×240 мм, твердый переплет)
просьба направлять в редакцию журнала*





УДК 669.187.826

МНОГОСЛОЙНЫЕ ФОЛЬГИ Ti/Al: СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ

А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко, Т. В. Мельниченко,
Г. К. Харченко, Л. В. Петрушинец, Е. А. Шишкин

Представлен электронно-лучевой способ получения многослойных фольг на основе интерметаллидообразующих компонентов, рассмотрены результаты применения указанных фольг в качестве промежуточных прослоек при диффузионной сварке алюминидов титана.

An electron beam method is presented for producing multi-layer foils on the base of intermetallide-forming base. Results of application of mentioned foils as intermediate interlayers in diffusion welding of titanium aluminides are considered.

Ключевые слова: многослойная фольга; диффузионная сварка; микроструктура; интерметаллидный сплав γ -TiAl

Получение неразъемных соединений композитов, интерметаллидов и разнородных материалов путем их расплавления в зоне соединения, как правило, сопровождается существенной деградацией их свойств. Применение способа диффузионной сварки давлением (СД) в твердом состоянии позволяет избежать такого изменения структуры трудносвариваемых материалов в зоне соединения. Однако практическое применение этого способа осложняется необходимостью разогрева металла зоны соединения до повышенных температур (выше $0,7 T_{пл}$, где $T_{пл}$ — температура плавления свариваемого материала), приложения значительного давления, обеспечивающего пластическую деформацию свариваемого материала, и длительной выдержки зоны соединения при этих условиях [1]. Поскольку материалы на основе интерметаллидов и композитов являются труднодеформируемыми, то даже при нагреве их до высоких значений температуры применение способа СД сопряжено с определенными трудностями [2].

Значительного «смягчения» условий образования соединений труднодеформируемых материалов способом СД (снижение температуры нагрева и уровня приложенного давления, а также времени выдержки) достигают при введении между свариваемыми поверхностями промежуточных прослоек на основе пластичных металлов [3–6].

Предполагается, что в процессе сварки в результате нагрева и приложенного давления эти прослойки испытывают пластическое течение, которое вы-

зывает деформацию приповерхностных слоев свариваемых материалов. Такая пластическая деформация прослойки обеспечивает, с одной стороны, установление физического контакта между свариваемыми поверхностями, а с другой, — приводит к увеличению плотности дефектов в приповерхностных слоях, что способствует ускорению диффузионных процессов в зоне соединения. Таким образом, в зоне соединения развиваются процессы, обеспечивающие взаимное прорастание зерен между свариваемыми поверхностями при более низких значениях температуры и приложенных давлений, по сравнению с СД этих же материалов без промежуточной прослойки.

Вместе с тем применение при СД пластичных прослоек приводит к формированию в металле зоны соединения химической неоднородности, вследствие чего прочностные и эксплуатационные свойства соединения ухудшаются [7]. Снижение степени химической неоднородности в зоне соединения путем уменьшения толщины пластичных прослоек требует значительного повышения сварочного давления [8].

Уменьшения химической неоднородности в металле зоны соединения при СД можно достичь, например путем применения прослоек, состоящих из слоев на основе компонентов, входящих в состав свариваемого материала. Так, в случае сварки интерметаллидов промежуточная прослойка должна была бы состоять из слоев на основе компонент, формирующих интерметаллид, например из слоев алюминия и титана. При этом в процессе сварки такая ламинатная структура промежуточной прос-

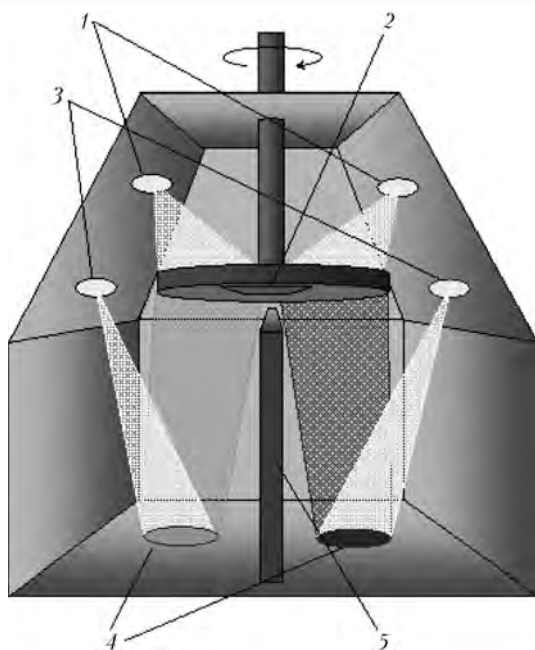


Рис. 1. Схема процесса электронно-лучевого осаждения многослойных фольг 1 – нагревательные электронно-лучевые пушки; 2 – подложка; 3 – испарительные электронно-лучевые пушки; 4 – тигли для испарения со слитками; 5 – разделительный непроницаемый экран

лойки должна трансформироваться в структуру интерметаллида, например TiAl. Реализация такого подхода с помощью ламинатных структур значительно осложняется большой толщиной слоев компонент и наличием между ними границ раздела. Эти недостатки могут быть устранены при использовании многослойных фольг (МФ), полученных последовательным осаждением компонент. Путем варьирования толщины слоев компонент и характеристик их микроструктуры можно определить путь и кинетику реакции синтеза интерметаллида в фольге при ее нагревании, что позволит сформировать в фольге структуру, подобную таковой свариваемого материала.

В работе на примере системы Ti–Al обобщены результаты по разработке способа получения МФ на основе интерметаллидообразующих компонент,

рассмотрена возможность их применения в качестве промежуточной прослойки при СД алюминидов титана.

Способы получения МФ Ti/Al и их исследования.

Многослойные фольги Ti/Al, состоящие из чередующихся слоев титана и алюминия, получены в установке, конструкция которой описана в работе [9]. Принципиальная схема осаждения фольг приведена на рис. 1. Для осуществления послойного осаждения титана и алюминия вакуумную камеру разделяли вертикально расположенным сплошным экраном на две равные части, в каждой из которых установлены медные водоохлаждаемые тигли. В один из них помещали слиток титана, а в другой – слиток алюминия. С помощью испарительных электронно-лучевых пушек на поверхности слитков создавали расплавленную ванну, откуда производили испарение элементов, интенсивность которого регулировали с помощью тока электронного луча. Вращение подложки, закрепленной на вертикальном валу, и наличие разделительного экрана позволяли последовательно осаждасть слои из чистых элементов на подложку, температуру которой поддерживали с помощью нагревательных электронно-лучевых пушек.

После завершения процесса послойного осаждения компонент для отделения фольги от подложки на ее поверхность перед началом процесса осаждали тонкий слой NaCl.

Соотношение толщин слоев компонент МФ определяется соотношением интенсивностей испарения слитков, а их суммарная толщина (период чередования слоев) – скоростью вращения подложки. Общую толщину фольги при конкретной интенсивности испарения компонент задавали длительностью процесса осаждения.

Для определения структуры и химического состава фольги после осаждения и термической обработки использовали методы электронной микроскопии, дифракции рентгеновских лучей, дифференциального термического анализа (ДТА). Образцы для металлографических исследований готовили по стандартной методике с использованием шлифовально-по-

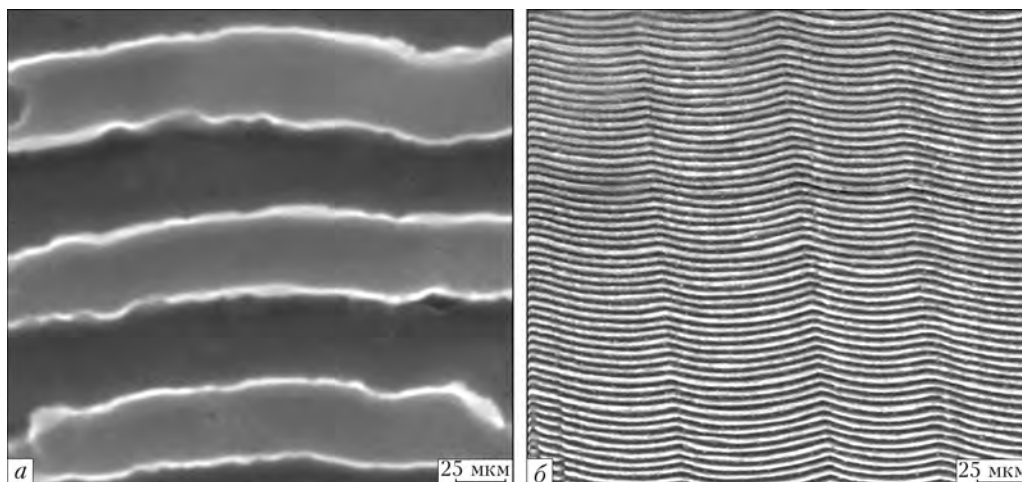


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры поперечного сечения образцов фольги Ti/Al с периодом чередования слоев 800 (а) и 50 (б) нм. Светлые слои соответствуют титану, темные – алюминию

I, отн. ед.

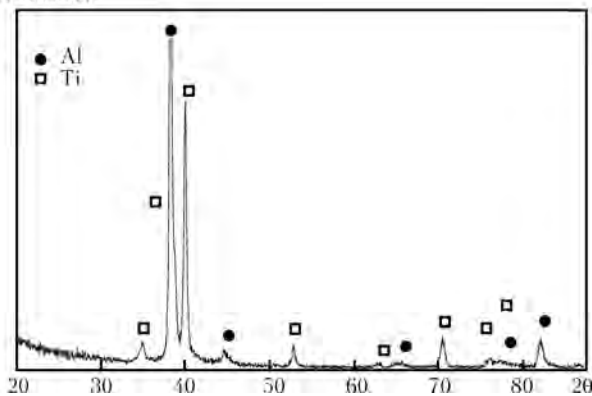


Рис. 3. Рентгендифракционная картина от образца фольги Ti/Al после осаждения (излучение CuK_α)

лировального станка Abramini фирмы «Struers». С целью выявления структуры фольги использовали способ селективного химического травления.

Структуру и химический состав фольги анализировали с помощью сканирующего микроскопа CamScan-4, оснащенного энергодисперсионной системой локального анализа Energy 200, и просвечивающего электронного микроскопа Hitachi H-800 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Рентгендифракционные измерения проводили в стандартной геометрии Q-2Q на дифрактометре ДРОН-4 в излучении CuK_α . Измерения для ДТА выполняли на установке ВДТА-8 [9].

Структура МФ Ti/Al. Путем варьирования скорости электронно-лучевого испарения компонента слитка и скорости вращения подложки получали толстые (до 200 мкм) МФ на основе интерметаллидообразующих компонент при различном их соотношении. При этом период чередования слоев можно было изменять от 10 до 1000 нм.

На рис. 2 представлена микроструктура металла поперечного сечения образцов фольги Ti/Al с субмикронным (более 100 нм) и наноразмерным (менее 100 нм) периодами чередования слоев. Фольги состоят из непрерывных слоев титана и алюминия и отличаются столбчатой структурой, характерной для вакуумных конденсатов, осаждение которых производят при температуре подложки $< 0,5 T_{\text{пл}}$.

На рентгендифракционных картинах от образцов фольг присутствуют только линии, относящи-

еся к α -Ti и алюминию (рис. 3), т. е. процесс осаждения компонент за счет диффузионных процессов не сопровождается их перемешиванием не только в паровой фазе, но и в твердом состоянии. Между слоями нет перемешивания, о чем свидетельствуют четко выраженные границы слоев и отсутствие отражений от интерметаллидных фаз на электронограмме фольги (рис. 4, а, б).

Анализ структуры границ слоев, полученных способом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, показал, что на границах слоев отсутствуют признаки выделения каких-либо фаз, а сопряжение зерен является когерентным (рис. 4, в). Таким образом, условия осаждения МФ предотвращают диффузию титана и алюминия на границе между слоями, что создает благоприятные условия для диффузии компонент при повышении температуры фольги.

Реакционные свойства МФ Ti/Al. При повышении температуры МФ, состоящей из интерметаллидообразующих компонент, в ней активизируются процессы диффузии с образованием интерметаллидных фаз, что, как правило, сопровождается интенсивным тепловыделением.

На рис. 5 представлены термограммы, полученные при медленном нагреве со скоростью $50^\circ\text{C}/\text{мин}$ образцов фольги Ti/Al (химический состав, близкий к таковому интерметаллида TiAl), которые отличаются периодом чередования слоев. Из кривых ДТА видно, что при нагреве фольг в них происходит каскад фазовых превращений. Температурный интервал и интенсивность их протекания существенно зависят от периода чередования слоев — при его уменьшении интервал фазовых превращений смещается в область более низких температур, резко возрастает интенсивность протекания первой стадии фазовых превращений.

Рентгенодифракционный анализ образцов фольги, нагретых до разных температур в интервале $250 \dots 700^\circ\text{C}$, подробно описан нами в работе [9]. Проведенные исследования позволили сделать вывод о том, что при нагреве образцов МФ Ti/Al, имеющей химический состав, близкий к эквимолярному в интервале значений температуры $350 \dots 650^\circ\text{C}$, последовательность фазовых превращений реализуется в ней по схеме $\text{Al} + \text{Ti} \rightarrow \text{Al}_3\text{Ti} \rightarrow \text{Al}_5\text{Ti}_2 \rightarrow \text{Al}_2\text{Ti} \rightarrow \text{AlTi}$.

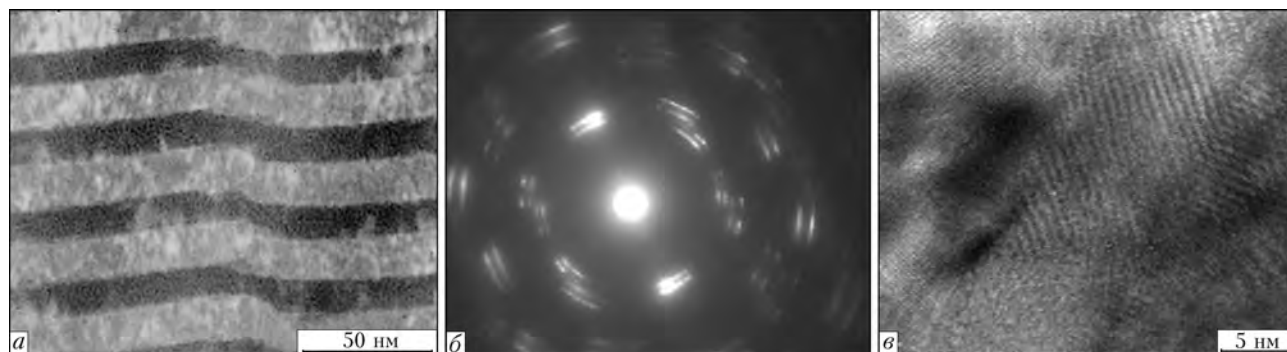


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры поперечного сечения (а), электронограмма (б) и электронно-микроскопическое изображение высокого разрешения (в) фольги Al/Ti после осаждения

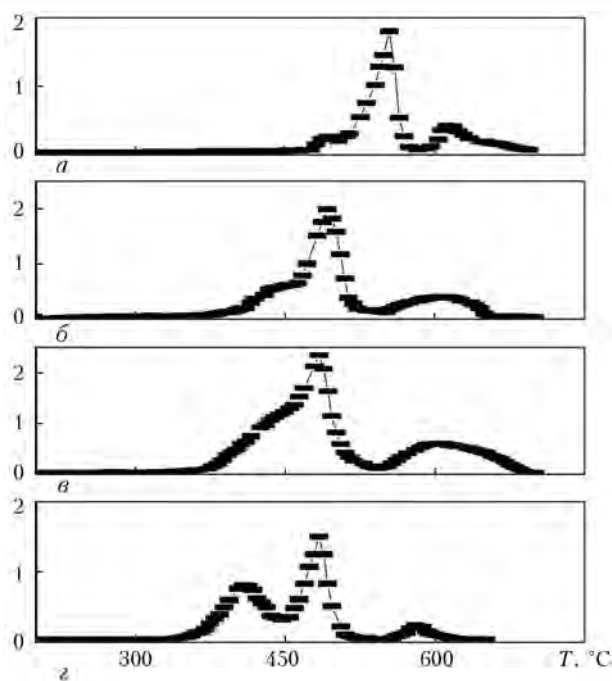


Рис. 5. Кривые ДТА, полученные при нагреве со скоростью 50 °С/мин МФ Ti/Al эквиатомного состава с периодом чередования слоев 700 (а), 500 (б), 300 (в) и 70 (г) нм

Кроме того, при нагреве до температуры около 550 °С в фольге формируется интерметаллид $AlTi_3$, который при дальнейшем нагреве фольги трансформируется в интерметаллиды с меньшим содержанием алюминия. Формирование фазы $AlTi_3$ наряду с термодинамически обоснованной последовательностью $Al_3Ti \rightarrow Al_5Ti_2 \rightarrow Al_2Ti \rightarrow AlTi$ свидетельствует о реализации двух каналов фазовых превращений, обусловленных двумя диффузионными процессами — объемной диффузией атомов титана в алюминий и зернограничной диффузией атомов алюминия в титан.

Следует отметить, что на всех стадиях фазовых превращений в МФ Ti/Al сохраняется слоистая

структура (рис.6). Из анализа микроструктур поперечного сечения МФ Ti/Al видно, что на начальных этапах нагрева в результате диффузионных процессов и перераспределения компонент вызванные этим фазовые превращения приводят к изменению структуры слоев — толщины слоев — и происходит их фрагментация (рис. 6, б, в). При повышении температуры нагрева образцов до 550 °С толщина слоев титана уменьшается и формируется композит, представляющий собой смесь интерметаллидных фаз, обогащенных титаном и алюминием (рис. 6, г).

Низкие значения температуры протекания фазовых превращений, происходящих в фольге Ti/Al при ее нагреве, и их многостадийность обусловлены в значительной степени структурой вакуумных конденсатов, осажденных при температурах ниже $0,3 T_{пл}$. Такие условия осаждения способствуют формированию значительной концентрации дефектов вакансионного типа как в объеме, так и на границах зерен. С одной стороны, указанные дефекты вызывают диффузионную подвижность компонент и формирование интерметаллидных соединений при относительно низких температурах нагрева фольги, с другой, — приводят к образованию пор (рис. 7).

Быстрый нагрев МФ способствует прохождению в ней реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). На рис. 8 показана микроструктура рельефа поверхности фольги Ti/Al после прохождения в ней реакции СВС. Очевидно, что такая структура поверхности фольги будет приводить к установлению физического контакта со свариваемыми поверхностями.

На основе анализа фазовых и структурных превращений, протекающих в МФ при ее нагреве, а также с учетом особенностей формирующейся при этом микроструктуры фольги на различных стадиях фазовых превращений и интенсивного выделе-

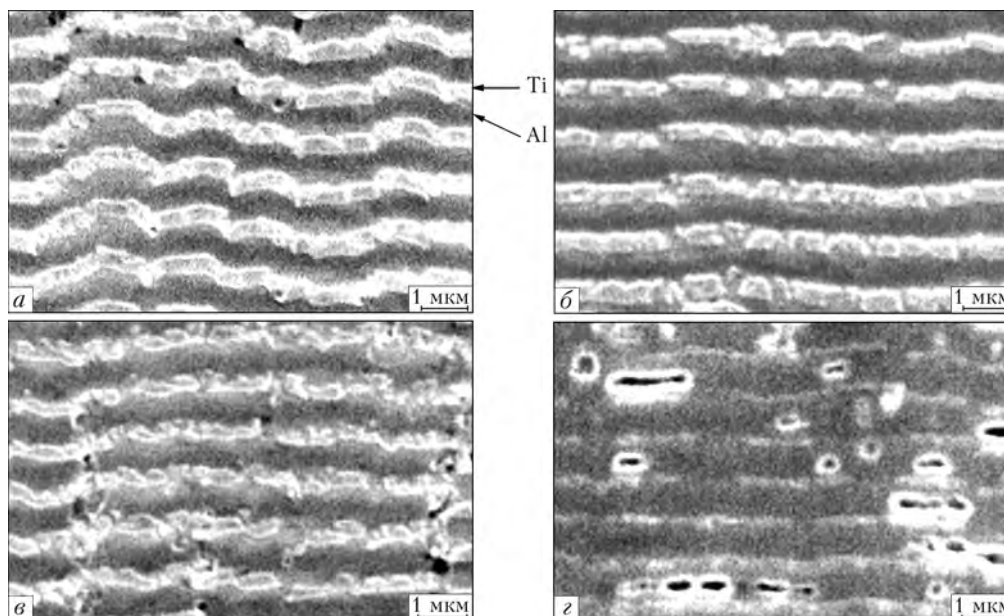


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения образцов фольги с периодом чередования слоев 800 нм в исходном состоянии (а), после нагрева до 350 (б), 450 (в) и 550 (г) °С, а также выдержки при этих температурах в течение 5 мин

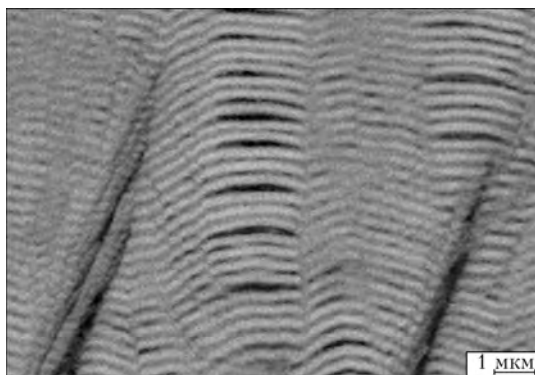


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения МФ Ti/Al после нагрева до 600 °С в вакууме

ния при этом тепла, можно предположить, что использование этих фольг в качестве промежуточных прослоек активизирует диффузионные процессы в зоне соединения.

Примеры применения МФ при СД алюминидов титана. Сварку интерметаллидов Ti–Al проводили в вакуумной камере установки У-394М, снабженной системами статического нагружения образцов и электронно-лучевого нагрева (рис. 9). Поверхности образцов перед сваркой шлифовали на алмазном круге, а затем обезжировали. Подготовленные образцы размерами 10×10×4 мм с промежуточной прослойкой помещали в вакуумную камеру. Равномерный нагрев обеспечивали путем применения электронно-лучевого нагревателя кольцевой формы, установленного на уровне стыка. Параметры процесса сварки варьировали в следующих пределах: $T = 900...1200$ °С, $t = 5...25$ мин, $P = 10...70$ МПа. Вакуум в рабочей камере поддерживали на уровне $1,33 \cdot 10^{-3}$ МПа.

В качестве материала для диффузионной сварки в вакууме выбран сплав Ti–48 ат. % Al с добавками ниобия и марганца, имеющий двухфазное состояние $\alpha_2 + \gamma$ (α_2 -Ti₃Al и γ -TiAl, далее γ -TiAl), и характеризующихся высокой жаростойкостью. Соединения интерметаллидного сплава γ -TiAl без использования промежуточной фольги получены на следующем режиме: $T = 1200$ °С, давление $P = 70$ МПа с выдержкой в течение $t = 20$ мин.

Результаты металлографического исследования зоны соединения показаны на рис. 10. В зоне сое-

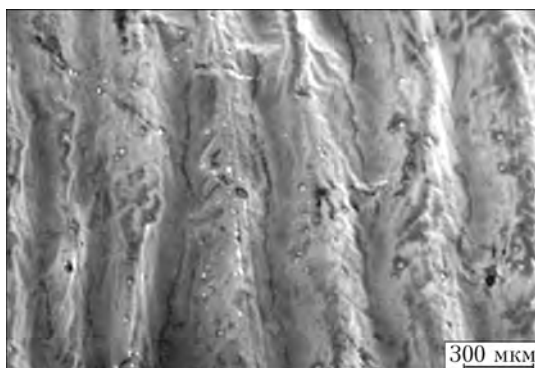


Рис. 8. Микроструктура рельефа поверхности фольги Ti/Al после прохождения реакции СВС

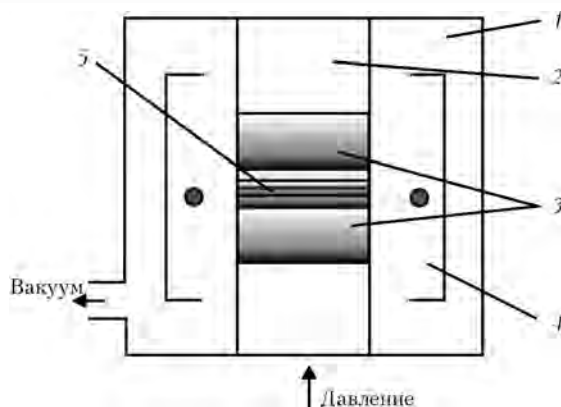


Рис. 9. Схема установки диффузионной сварки в вакууме: 1 – вакуумная камера; 2 – прижимной шток; 3 – свариваемые образцы; 4 – электронно-лучевой нагреватель; 5 – фольга Ti/Al

динения четко выявляется граница раздела. С помощью анализа структуры зоны соединения в режиме фазового контраста обнаружено формирование в области стыка прослойки интерметаллида, состав которой по данным локального химического анализа близок к таковому интерметаллида Ti₃Al. Формирование межзеренной границы в виде хрупкой интерметаллидной прослойки снижает прочность сварного соединения, что влечет деградацию его эксплуатационных свойств [10].

В качестве промежуточной прослойки при диффузионной сварке образцов интерметаллидного сплава γ -TiAl использовали МФ состава Ti–52 ат. % Al толщиной 20 мкм и периодом чередования слоев (Ti/Al) 50 нм (рис. 2, б). Выбор МФ в качестве промежуточной прослойки основан на результатах исследования фазовых превращений при ее нагреве, согласно которым в процессе диффузионной сварки образцов алюминидов титана структура МФ Ti/Al трансформируется в структуру, подобную таковой свариваемого материала.

Оптимизация технологических параметров процесса диффузионной сварки через многослойную прослойку подробно описана в работе [11]. Микроструктура сварного соединения, полученного при

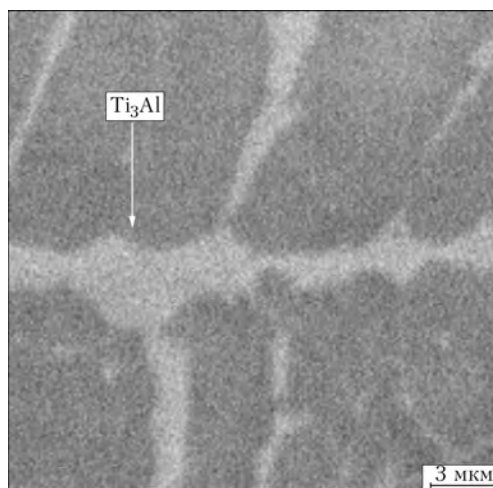


Рис. 10. Микроструктура металла зоны соединения образцов интерметаллида TiAl, полученной при диффузионной сварке (без промежуточной прослойки) в вакууме

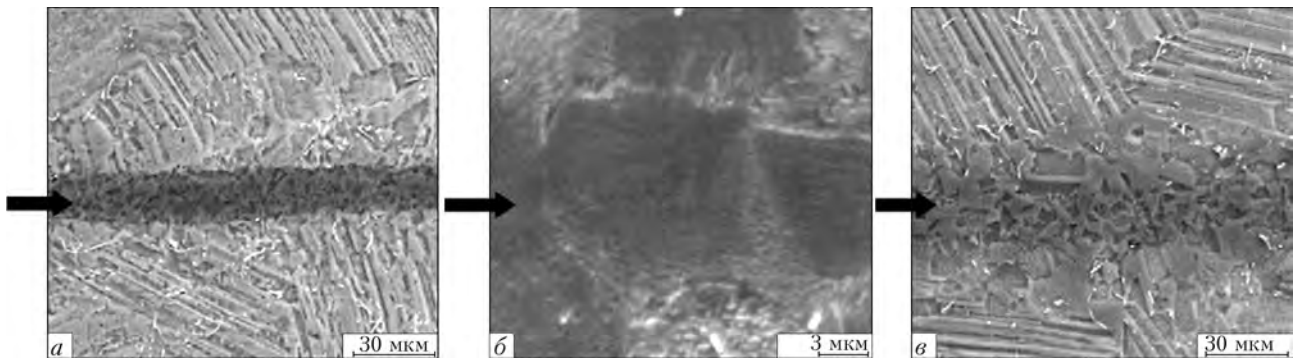


Рис. 11. Микроструктура зоны соединения образцов интерметаллида TiAl при диффузионной сварке в вакууме при давлении $P = 10$ МПа с использованием МФ Ti/Al; стрелки показывают место соединения

оптимальных параметрах диффузионной сварки ($T = 1200$ °С, $t = 20$ мин, $P = 10$ МПа) представлена на рис. 11. В зоне соединения (в месте расположения прослойки) зафиксирован слабый контраст, свидетельствующий об отличии химического состава металла этой области от соседних, соответствующих свариваемому интерметаллидному сплаву (рис. 11, а). Из сопоставления химических составов металла зоны соединения (49,4Al, 49,8Ti, 0,8Mn ат. %) и свариваемого алюминид титана видно, что зона соединения обеднена атомами ниобия. Согласно металлографическому и локальному химическому анализам частицы ниобия скапливаются на границе прослойка/интерметаллид. Присутствие марганца в прослойке свидетельствует о протекании диффузионных процессов в зоне соединения при прохождении реакции твердофазного синтеза, инициированной в МФ при сварке. При этом металл зоны соединения однороден по структуре (рис. 11, б) и состоит из равноосных зерен размером до 10 мкм, в которых различима ламельная структура, характерная для исходного интерметаллида.

Таким образом, из анализа микроструктуры полученных соединений следует, что многослойная прослойка в процессе диффузионной сварки способствует формированию в стыке зерен интерметаллида, которые прорастают в свариваемый материал. Отсутствие пор и трещин в области соединения, а также равнопрочность различных участков сварного шва (рис. 12) свидетельствуют о высоком качестве сварного соединения.

Гомогенизирующий отжиг сварного соединения при температуре 1200 °С, 2 ч в вакууме повышает его однородность по составу и структуре (рис. 11, в), однако обеднение по ниобию металла зоны стыка сохраняется, что, очевидно, можно устранить при использовании МФ, содержащей ниобий. Зафиксированные изменения микроструктуры металла в зоне соединения свидетельствуют о высокой диффузионной подвижности компонентов и могут быть обусловлены процессами тепловыделения, сопровождающими твердофазные реакции, инициированные в МФ.

В связи с этим изучали влияние других реактивных МФ — Ni/Ti (Ti-44 ат. % Ni) и Ni/Al (Al-46 ат. % Ni) — на структуру металла сварных швов сплавов

на основе γ -TiAl, полученных способом диффузионной сварки в вакууме [12].

Результаты металлографического анализа зоны соединения представлены на рис. 13. Использование МФ Ni/Ti и Ni/Al значительно активизирует диффузионные процессы в стыке. Однако в обоих случаях в процессе сварки в области соединения формируется переходная зона переменной толщины, неоднородная по структуре и составу, состоящая из нескольких фаз, что приводит к значительному разбросу значений микротвердости металла разных участков соединения (рис. 12).

Дополнительный отжиг 1200 °С металла частично устраняет неоднородность химического состава, структуры и механических свойств сварных соединений (рис. 12, 13). Однако присутствие в стыке интерметаллида (Ti,Ni)Al обуславливает высокую микротвердость отдельных участков соединения, полученного с использованием фольги Ni/Al. С другой стороны, формирование в области фольги композитной структуры, фазовые составляющие которой характеризуются высоким значением микротвердости, может быть использовано при сварке аналогичных композиционных материалов на основе титана.

Таким образом, реализация в зоне соединения интенсивных диффузионных процессов позволяет

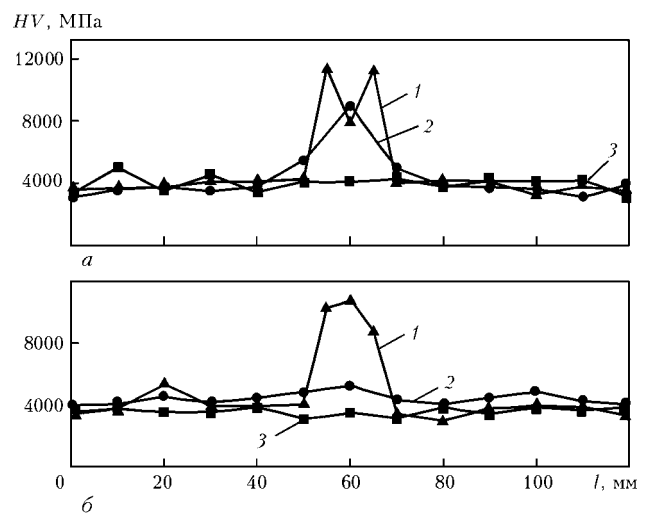


Рис. 12. Характер изменения микротвердости в зоне соединения сплава Ti-48Al-2Nb-2Mn (ат. %) при сварке с использованием МФ Ni/Ti, Ni/Al и Ti/Al в исходном состоянии (а) и после отжига 1200 °С, 2 ч (б): 1 — Ni/Al; 2 — Ni/Ti; 3 — Ti/Al

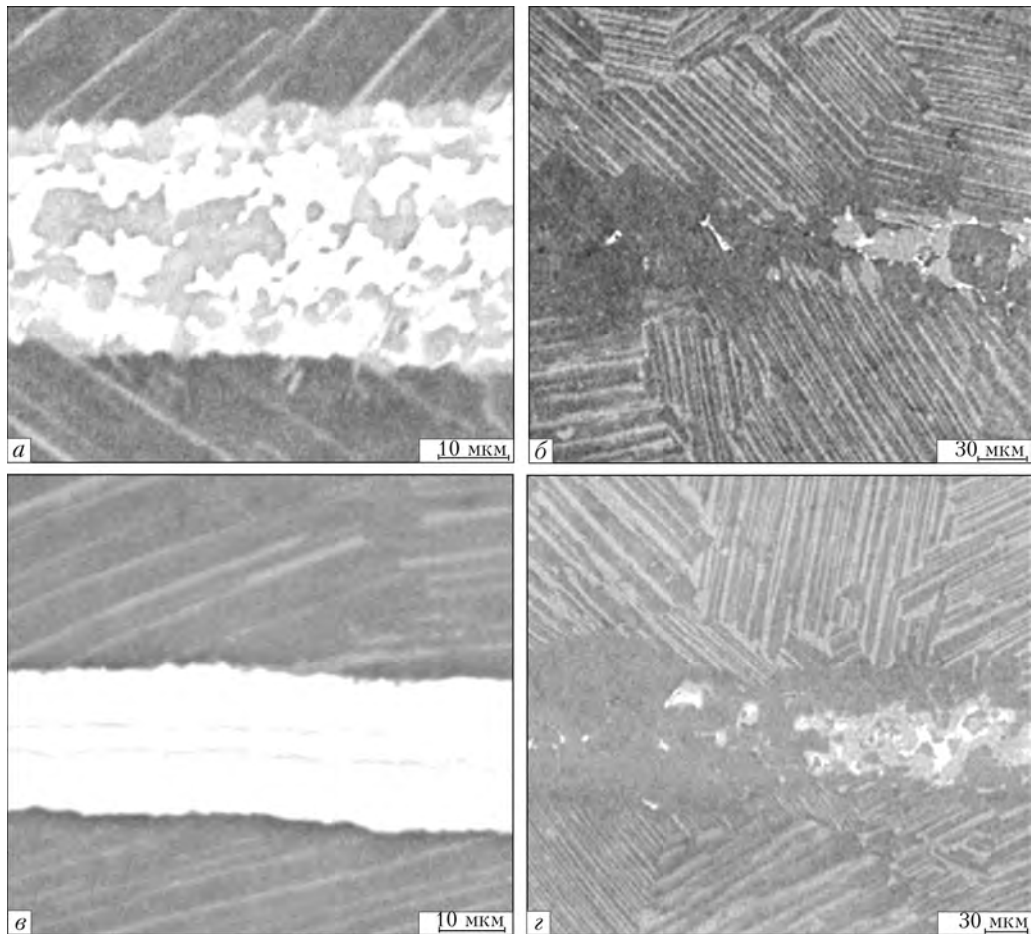


Рис. 13. Микроструктура зоны соединения γ -TiAl, полученного при использовании МФ Ni/Ti и Ni/Al после сварки (а, в) и отжига (б, г) при 1200 °С, 2 ч; режим фазового контраста

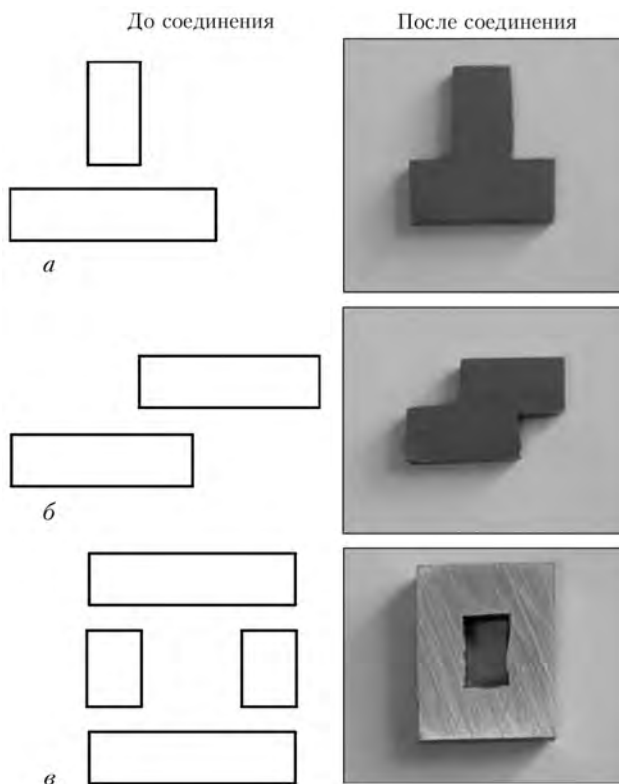


Рис. 14. Общий вид сварных сборок Т-образной формы (а), внахлест (б) и коробчатого типа (в), полученных из сплава γ -TiAl через нанослойную фольгу Ti/Al

получать качественные сварные соединения, а также использовать такой подход для изготовления на основе интерметаллидных сплавов γ -TiAl конструктивных элементов различных типов.

На рис. 14 представлены конструкции таврового, нахлесточного и коробчатого типа, полученных за один технологический цикл сварки с использованием МФ Ti/Al в качестве промежуточной прослойки.

Представленные результаты свидетельствуют о высокой эффективности многослойных структур на основе интерметаллидообразующих компонентов в качестве промежуточных прослоек при СД. При использовании таких фольг обнаружены не только смягчение условий СД для получения неразъемных соединений, но и новые возможности по локальному легированию зоны соединения путем введения фольг с модифицированным составом. Высокая реакционная способность таких фольг обеспечивает повышенную скорость диффузионных процессов без дополнительного увеличения температуры и времени выдержки зоны соединения.

Разработанные нами подходы в использовании МФ при диффузионной сварке в вакууме интерметаллидного сплава γ -TiAl применимы также при сварке и других трудносвариваемых материалов, в частности композиционных материалов на алюминиевой основе. Нами разработаны, например, технологии получения МФ Al/Ni и их использования при сварке



композиционных материалов $AMg5 + 27\% Al_2O_3$ [13, 14]. Применение при сварке МФ Al/Cu способствует ускорению диффузионных процессов, химической активации свариваемых поверхностей и мелкодисперсному упрочнению металла зоны соединения вследствие реакции СВС интерметаллидами. Результаты механических испытаний на растяжение и срез свидетельствуют об улучшении прочностных характеристик сварных соединений.

Выводы

1. Предложен высокоскоростной способ получения толстых (до 200 мкм) МФ на основе интерметаллидообразующих компонент путем их послойного электронно-лучевого осаждения, позволяющий варьировать период чередования слоев в диапазоне от 10 до 1000 нм.

2. Показано, что МФ на основе интерметаллидообразующих компонент, полученные способом последовательного электронно-лучевого осаждения слоев, характеризуются высокой реакционной способностью, которая связывается со значительной степенью совершенства межфазных границ и наличием в структуре вакуумных конденсатов.

3. Установлено, что применение нанослойных фольг системы Al/Ti в качестве промежуточных прослоек при диффузионной сварке в вакууме позволяет получить соединения с равномерным распределением в стыке легирующих элементов, входящих в состав сплава, и микроструктурой взаимно проникающих зерен подобно свариваемому материалу при более низких параметрах сварки. Это позволяет использовать разработанные технологические приемы для соединения трудносвариваемых материалов.

4. Показано, что применение МФ на основе интерметаллидообразующих компонент, отличающихся по химическому составу от свариваемого материала, позволяет модифицировать структуру и химический состав металла зоны соединения.

1. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.

2. Lee C. S., Li H., Chandel R. S. Stimulation model for the vacuum-free diffusion bonding of aluminium metal-matrix composite // J. of Materials Processing Technology. — 1999. — N 89, 90. — P. 344–349.
3. Duvall D. S., Owczarski W. A., Paulonis D. F. Methods for diffusion welding the superalloy Udimet 700 // Welding J. — 1972. — 51, № 2. — P. 41–49.
4. Диффузионная сварка титана с керамикой через алюминиевую прокладку / В. С. Несмих, Ю. Б. Малевский, Т. Н. Кушнарева и др. // Автомат. сварка. — 1987. — № 5. — С. 69–72.
5. Метелкин И. И., Доронина А. А. Влияние контактных напряжений на свариваемость металлических дисков с керамикой // Свароч. про-во. — 1976. — № 5. — С. 15–17.
6. Soldadura por difusion de peliculas de oro electrodepositadas sobre aluminio / F. A. Calvo, A. J. Criado, J. M. Gomes de Salar et al. // Rev. soldadura. — 1987. — 17, № 2. — P. 71–77.
7. Nami H., Halvae A., Adgi H. Transient liquid phase diffusion bonded of Al/Mg2Si metal matrix composite // J. Materials Processing Technology. — 2010. — № 210. — P. 1282–1289.
8. Мусин Р. А., Анциферов В. Н., Квасницкий В. Ф. Диффузионная сварка жаропрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 207 с.
9. Твердофазные реакции при нагреве многослойных фольг Al/Ti, полученных способом электронно-лучевого осаждения / А. И. Устинов, Л. А. Олиховская, Т. В. Мельниченко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 2. — С. 19–26.
10. Каракозов Э. С., Гостомельский В. С., Терновский А. П. Характер разрушения соединений, полученных диффузионной сваркой // Автомат. сварка. — 1982. — № 1. — С. 7–10.
11. Получение неразъемных соединений сплавов на основе γ -TiAl с использованием многослойной наноструктурной фольги Ti/Al способом диффузионной сварки в вакууме / А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко, А. Я. Ищенко и др. // Там же. — 2009. — № 1. — С. 17–21.
12. Диффузионная сварка в вакууме сплава на основе γ -TiAl с использованием нанослойных прослоек / Г. К. Харченко, А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко и др. // Там же. — 2011. — № 3. — С. 7–11.
13. Диффузионная сварка микродисперсного композита $AMg5 + Al_2O_3$ с применением нанослойной фольги Ni/Al / А. Я. Ищенко, Ю. В. Фальченко, А. И. Устинов и др. // Там же. — 2007. — № 7. — С. 5–9.
14. Патон Б. Е., Ищенко А. Я., Устинов А. И. Применение нанотехнологии неразъемного соединения перспективных легких металлических материалов для аэрокосмической техники // Там же. — 2008. — № 12. — С. 5–12.

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

Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова

НАН Украины, Киев

Поступила 30.01.2012





УДК 669.187.526:51.001.57

СТРУКТУРА СЛИТКОВ МОЛИБДЕНА, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ВТОРОЙ ФАЗЫ

В. О. Мушегян

На основании многочисленных исследований процессов испарения и плавки металлов в электронно-лучевых установках определены пути преодоления хладноломкости в слитках молибдена. Экспериментально установлены способы повышения пластичности молибдена — рафинирование от примесей, измельчение структуры, введение модификаторов. Модифицирование молибдена карбидами циркония позволило существенно измельчить структуру слитков и отливок.

Basing on numerous investigations of processes of evaporation and melting of metals in electron beam units, the ways of cold brittleness prevention in molybdenum ingots were defined. Methods of improvement of molybdenum ductility, such as refining from impurities, structure refining, adding modifiers, were experimentally found. The molybdenum modifying by zirconium carbide allowed refining significantly the structure of ingots and castings.

Ключевые слова: электронно-лучевой переплав; молибден; слиток; кристаллизация; порог хладноломкости; высокотемпературная гетерогенизация; структура; включения

Слитки молибдена чрезвычайно чувствительны к неметаллическим примесям (особенно к кислороду), которые вызывают так называемый эффект хладноломкости — резкое снижение пластичности, особенно ударной вязкости металла при уменьшении температуры слитка до уровня 400 °С и ниже [1]. Зачастую слитки самопроизвольно разрушаются на отдельные кристаллиты при выемке из печи под действием внутренних напряжений.

На структуру слитков оказывают влияние не только общее количество примесей, но и размер зерна слитков [2]. При измельчении структуры слитка увеличивается суммарная площадь границ зерен. Поскольку на разрушение слитков влияют примеси, находящиеся вдоль границ зерна, при увеличении общей площади границ удельное количество примесей на единицу площади уменьшается, и пластичность слитков растет.

В то же время некоторые примеси, например углерод в молибдене, приводят к явлению высокотемпературной гетерогенизации, т. е. образованию частиц карбидов, сопровождающемуся измельчением зерна в слитках и повышением уровня механических свойств. Таким образом, существует некоторая немонотонная зависимость свойств молибденовых слитков от примесей, когда некоторые примеси в определенных количествах могут улучшать или ухудшать эти свойства [3]. Возможно нахождение экстремума зависимости, т. е. оптимального

количества примесей, максимально повышающего точку порога хладноломкости (рис. 1). Также эффективным может быть измельчение структуры слитков теплофизическими способами в результате интенсификации кристаллизации.

Задача оптимизации содержания примесей и структуры слитков для улучшения обрабатываемости молибденовых слитков при комнатных температурах является, безусловно, актуальной. Цель настоящей работы заключалась в достижении измельчения зерен первичной структуры слитка, что сопровождается улучшением последней.

Электронно-лучевая плавка способствует повышению значений свойств слитков молибдена путем рафинирования металла от примесей; введения других элементов в процессе плавки; регулирования

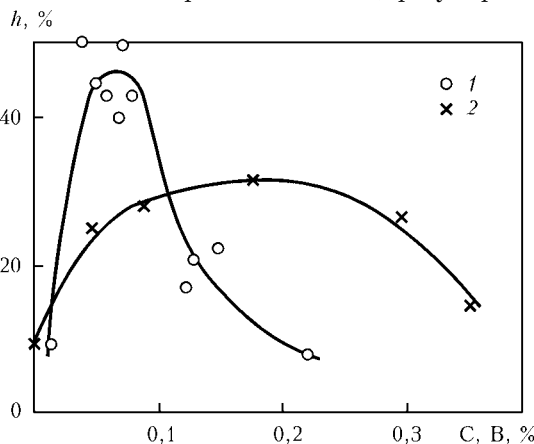


Рис. 1. Зависимость относительной осадки h от содержания углерода (1) и бора (2) в сплавах Mo-C и Mo-B [3]



Таблица 1. Химический состав исходного сырья и слитков молибдена при ЭЛПЕ

Вид продукции	Массовая доля элементов, %					
	C	S	Fe	Cu	O	N
Молибден металлический в виде спеченных брикетов (ТУ РА28-54-529-61-661-2007)	0,1	0,01	0,5	0,01	1,0	–
Слитки ЭЛПЕ диаметром 70 и 100 мм	0,002	<0,001	0,007	<0,001	0,0005	0,002

процесса кристаллизации слитков. Начало подобным исследованиям автора положили эксперименты по электронно-лучевому испарению и осаждению гетерогенных конденсатов [4–8].

Исследованы закономерности процесса электронно-лучевого испарения молибдена при получении конденсированных материалов типа Ni–Co–Cr–Al–Y–Mo [4], влияние тепловых условий кристаллизации при электронно-лучевом нагреве на структуру металлических материалов, механизм влияния концентрации частиц второй фазы в металлической матрице на структуру и механические свойства дисперсно-упрочненных материалов [5]. Как следует из работы [5], при некоторой объемной доле второй фазы, когда средний свободный путь Λ между частицами равен среднему размеру зерна D металлической матрицы, относительное удлинение двухфазных материалов достигает максимума. Значения Λ для сферических частиц определены из соотношения

$$\Lambda = \frac{2d}{3f} (1 - f),$$

где d – диаметр частиц; f – объемная доля второй фазы. Пика пластичности конденсатов, упрочненных оксидными частицами, достигали при условии $\Lambda = D$.

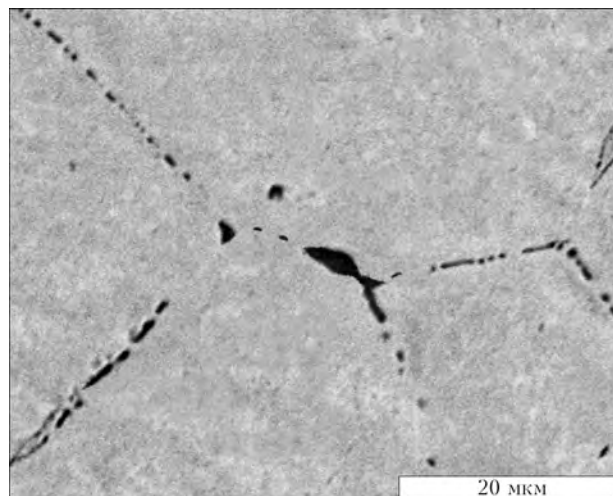


Рис. 2. Включения в молибденовых слитках ЭЛПЕ

Таблица 2. Результаты измерений зерна в отливке чистого молибдена, мкм

Номер зерна	Длина зерна	Ширина зерна	Номер зерна	Длина зерна	Ширина зерна
1	600	1800	11	1700	1700
2	2200	3500	12	2000	2300
3	1800	2500	13	6000	7000
4	2500	4500	14	1000	1200
5	5000	6800	15	1200	1500
6	500	1000	16	2000	3000
7	6000	8000	17	2500	3000
8	1200	3000	18	5000	7000
9	7000	8000	19	3500	8000
10	1500	2100			
Промежуточное среднее значение	2830	4120		2490	3470
Среднее значение			3200		

Установленные закономерности применены в настоящей работе при электронно-лучевой плавке молибдена с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ), что позволило получить качественные слитки молибдена, содержащие оптимальное количество примесей и отличающиеся уменьшенным размером зерна [8]. Переплав с промежуточной емкостью позволил очистить исходный молибден брикетов ТУ РА28-54-529-61-661-2007 производства завода ОАО «Чистое железо» (Ереван) до 97 % молибдена: содержание кислорода уменьшено до 0,0005, углерода – до 0,002 мас. % (табл. 1). Применение периферийного нагрева [9]

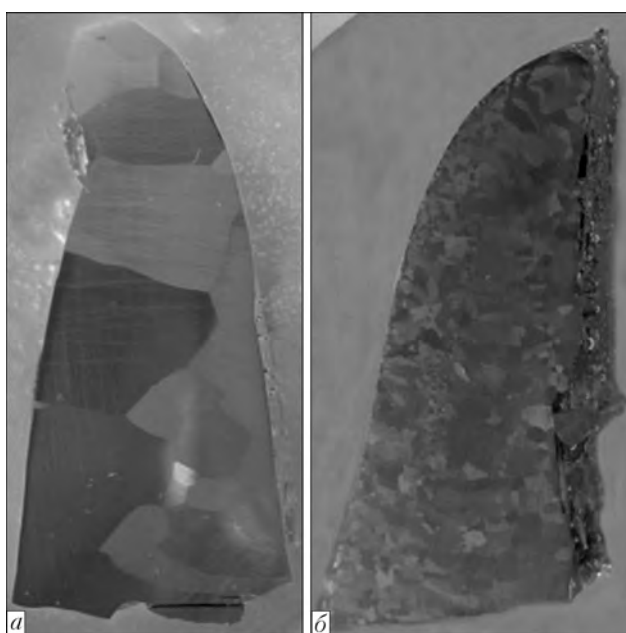


Рис. 3. Макроструктура фрагментов отливки 100×100×30 мм: а – чистый молибден; б – молибден +1 % карбида циркония (по шихте)



Рис. 4. Макроструктура слитка молибдена ЭЛПЕ диаметром 70 мм, модифицированного карбидом циркония

привело к существенному измельчению макроструктуры слитка, по сравнению со слитком молибдена, полученным с помощью традиционной электронно-лучевой технологии. Размер зерен уменьшился приблизительно в 5 раз — от 9 до 2 мм [8]. При этом размер неметаллических включений (карбида и оксиды молибдена) в экспериментальных слитках составил 0,15... 1,50 мкм, они имели правильную округлую форму (рис. 2).

Проведены эксперименты по влиянию частиц карбидов на структуру слитков (отливок) молибдена при электронно-лучевом переплаве. В исходный молибден чистотой 99,89 ($\pm 0,05$) % в процессе формирования шихты добавляли 1 % карбида циркония. Получены отливки 100×100 мм толщиной 30 мм как из исходного молибдена, так и из его сплава с карбидом циркония. Содержание усвоенного циркония, как показали данные спектрального анализа, составило 0,28 ($\pm 0,02$) %. Таким образом, степень перехода карбида циркония в отливку достигла 30 % от предварительной шихтовки. Фрагменты отливок изучали с точки зрения структуры и свойств металла. Исследования структуры (рис. 3) показали значительное уменьшение среднего размера кристаллитов — более, чем в 13 раз (3200:244 мкм). Размер зерна определяли для образца молибдена +1 % карбида циркония по методу секущих, для образца чистого молибдена — измерением линейных размеров всех зерен во взаимно перпендикулярных направлениях (табл. 2) на оптическом микроскопе «Неофот-32» с использованием металлографических шлифов после травления. Такое существенное уменьшение размеров зерна свидетельствует о модифицирующем влиянии карбида циркония на молибден.

Также из молибдена, модифицированного карбидом циркония, получены в печи ЭЛПЕ слитки в кристаллизаторе диаметром 70 мм. Макроструктура продольного сечения слитка представлена на рис. 4. Слиток состоит из вытянутых вдоль оси зерен с

поперечным сечением 1... 4 мм, что на порядок меньше, чем в слитках молибдена ЭЛП (11... 16 мм) [3].

Макрошлиф слитка однородный, без трещин, материал хорошо поддавался шлифовке. Растрескивания на отдельные кристаллиты, как в слитках чистого молибдена электронно-лучевой плавки с крупными зернами, не происходит. Определение твердости по Бринеллю на приборе ТШ-2М (при нагрузке 2943 Н, диаметре стального шарика 10 мм и времени выдержки 30 с) показали для образца молибдена +1 % карбида циркония значение 1430 МПа, образец чистого молибдена разрушился во время испытаний. При этом усредненное по результатам 12 испытаний значение микротвердости (прибор ПМТ-3, нагрузка 50 г, время нагрузки 10 с) образцов чистого молибдена и молибдена +1 % карбида циркония почти не различается — соответственно 2280 и 2460 МПа.

Средняя микротвердость образца металла слитка при нагрузке 100 г составила 2160 МПа, что несколько ниже, чем для отливки толщиной 30 мм.

Таким образом, путем модифицирования литого молибдена небольшим количеством (до 1 %) карбида циркония получено существенное уменьшение размера зерна (до 13 раз) как в отливках, так и в слитке.

1. Моргунова Н. Н., Клыпин Б. А., Бояришинов В. А. Сплавы молибдена. — М.: Металлургия, 1975. — 392 с.
2. Подрезов Ю. Н., Даниленко В. И., Писаренко В. А. Влияние размера зерна на параметры упрочнения // Электронная микроскопия и прочность материалов. Труды ИПМ. — 2010. — № 17. — С. 12–19.
3. Мовчан Б. А., Статкевич В. Н. Повышение пластичности литых и рекристаллизованных сплавов молибдена при выделении высокотемпературной второй фазы // Изв. АН СССР. Металлы. — 1969. — № 2. — С. 129–136.
4. Структура и свойства конденсированных материалов Ni-Co-Cr-Al-Y-Mo, Ni-Co-Cr-Al-Y-NbC / В. И. Топал, В. А. Осокин, Б. А. Мовчан, В. О. Мушегян // Спец. электрометаллургия. — 1987. — Вып. 62. — С. 62–66.
5. Исследование структуры и свойств дисперсно-упрочненных материалов Ni-Cr-Al₂O₃, Ni-Cr-Y-Al₂O₃ / Б. А. Мовчан, В. О. Мушегян, Т. А. Молодкина, Н. И. Гречанюк // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1988. — № 4. — С. 47–50.
6. Мушегян В. О., Гречанюк Н. И., Мовчан Б. А. Структура и свойства пористых конденсатов NiCrY-Al₂O₃ // Спец. электрометаллургия. — 1985. — Вып. 58. — С. 63–68.
7. Структура и некоторые свойства толстых вакуумных конденсатов Ti-C / А. С. Лисилян, Е. В. Черненко, В. О. Мушегян, Б. А. Мовчан // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 3. — С. 65–68.
8. Мушегян В. О. Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью — эффективный способ повышения механических свойств молибдена // Современ. электрометаллургия. — 2010. — № 9. — С. 28–31.
9. Жук Г. В. Влияние мощности электронно-лучевого нагрева на структуру и свойства титановых слитков // Металлург. и горноруд. пром-сть. — 2003. — № 3. — С. 36–38.

ГП НТЦ «Патон-Армения», Киев

Поступила 10.01.2012



УДК 669.187.58

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ПЛАВКА НА ДИСПЕРСНОЙ ПОДЛОЖКЕ В ПОДВИЖНОМ ГОРИЗОНТАЛЬНОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

**В. Н. Коледа, В. А. Шаповалов, Ф. К. Биктагиров,
В. Р. Бурнашев, В. В. Якуша**

Показана целесообразность применения плазменной плавки в горизонтальном кристаллизаторе на дисперсной подложке для компактирования губчатого титана в плоский слиток и выплавки высококачественных ферросплавов. Определены оптимальные значения толщины дисперсного слоя и технологические параметры плазменной плавки, обеспечивающие надежную теплоизоляцию выплавляемого слитка от стенок и дна горизонтального кристаллизатора.

Shown is the expediency of application of plasma melting in a horizontal mould on dispersed substrate for compacting the sponge titanium into a slab ingot and melting of high-quality ferroalloys. Optimum values of thickness of a dispersed layer and technological parameters of plasma melting, providing the reliable heat insulation of ingot being melted from walls and bottom of horizontal mould are determined.

Ключевые слова: плазменно-дуговая плавка; дисперсная подложка; компактирование; титановая губка; ферросплавы

Наряду с вакуумно-дуговыми [1] и электронно-лучевыми [2] технологиями плазменно-дуговой переплав также может успешно применяться для выплавки слитков из высокорекреационных и тугоплавких металлов и их сплавов, рафинирования поверхностного слоя слитков и получения высококачественных ферросплавов и лигатур [3–5].

Одной из разновидностей плазменно-дугового переплава металлических материалов является плавка в горизонтальном подвижном кристаллизаторе [6], отличительная особенность которой заключается в небольшой глубине металлической ванны. По сравнению с плавкой в вертикальный кристаллизатор, здесь значительно меньшее развитие получают ливкационные процессы, что особенно важно при плавке сплавов из исходных компонентов, имеющих существенные различия в физических свойствах. Кроме того, существует возможность в широких пределах варьировать габариты выплавляемого слитка, используя различные типоразмеры кристаллизаторов и послойное наплавление. Данный процесс позволяет переплавлять шихту различного гранулометрического состава размерами от нескольких до сотен миллиметров, что зна-

чительно снижает затраты на подготовку исходных материалов и упрощает ее загрузку.

Однако при указанной плавке развитая поверхность контакта выплавляемого слитка с медным поддоном и боковыми стенками кристаллизатора приводит к значительным потерям тепла, что в свою очередь обуславливает повышенный удельный расход электроэнергии и плазмообразующего газа.

Нами предложен и разработан способ плазменно-дуговой плавки в горизонтальном кристаллизаторе, который позволяет существенно уменьшить теплоотвод от выплавляемого слитка к водоохлаждаемым элементам такого кристаллизатора. Суть его заключается в осуществлении процесса на так называемой дисперсной подложке, укладываемой на поверхность водоохлаждаемого поддона. Дисперсная подложка представляет собой слой частиц дробленого металла того же химического состава, что и выплавляемый слиток. А фракция частиц и толщина дисперсного слоя подбираются таким образом, чтобы исключить протекание через него жидкого металла к поверхности водоохлаждаемого поддона, при этом сама дисперсная подложка частично подплавляется.

В настоящей работе изучали влияние параметров дисперсной подложки и технологических режимов процесса на формирование получаемых слит-

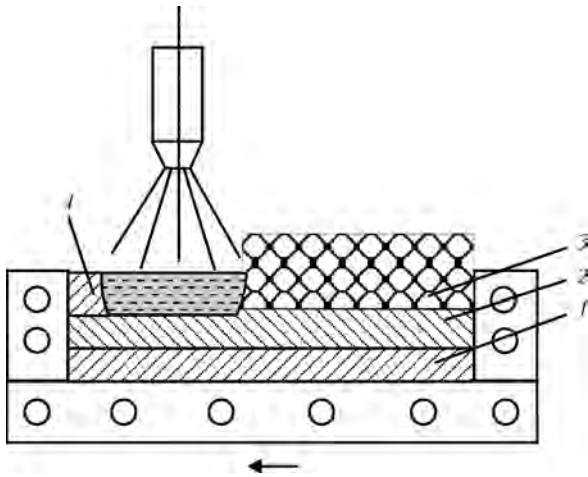


Рис. 1. Схема послойной выплавки слитка в горизонтальном кристаллизаторе: 1, 2, 4 – соответственно 1-, 2- и 3-й слои; 3 – шихта

ков, их качество и теплоэнергетические показатели плазменно-дуговой плавки в горизонтальном кристаллизаторе.

Исследования проводили на опытной плазменно-дуговой установке ОБ1957 Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины при компактировании титановой губки в плоский слиток с дисперсной подложкой и без нее. Плавки осуществляли в кристаллизаторе с внутренними размерами 800×300×70 мм. В процессе плавки кристаллизатор перемещался с заданной скоростью внутри плавильной камеры вдоль продольной оси формы, а плазмодотрон совершал регулируемые колебательные движения поперек кристаллизатора. Плавка загруженной в кристаллизатор шихты начиналась от одной из его боковых узких сторон. По всей ширине формы наводилась металлическая ванна, которая перемещалась за счет движения кристаллизатора в направлении его противоположной стороны. При такой плавке осуществлялась постепенная (по длине кристаллизатора) выплавка слитка.

На рис. 1 приведена схема процесса переплава шихты в горизонтальном подвижном кристаллизаторе при послойном наплавлении плоского слитка. Плавку первого слоя производили с гарантированным расплавлением шихты до медного поддона и боковых стенок кристаллизатора. Последующие слои наплавливали таким образом, чтобы обеспечи-

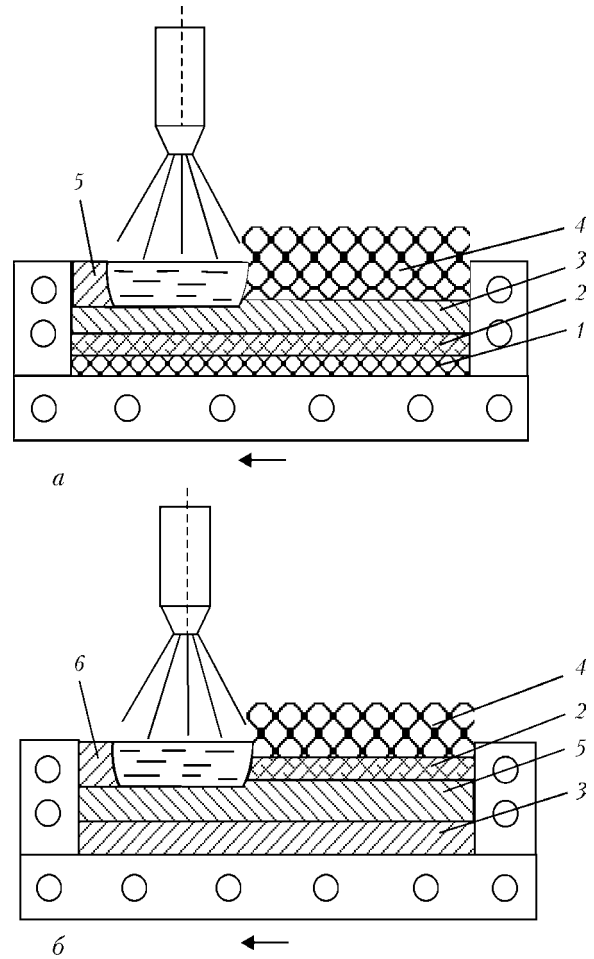


Рис. 2. Схема плазменно-дуговой плавки на дисперсной подложке (а) с последующим расплавлением спеченного слоя (б): 1 – дисперсная подложка; 2 – крица; 3, 5, 6 – соответственно 1-, 2- и 3-й слои; 4 – шихта

валось подплавление нижележащего слоя и бездефектное формирование получаемого слитка.

При переплаве шихты на дисперсном поду контакт выплавляемого слитка с медным кристаллизатором происходит только по его боковым формирующим плоскостям. Нижняя часть слитка полностью изолирована от медного поддона дисперсной подложкой (рис. 2, а). В ходе плавки первого слоя в нижней части металлической ванны при частичном оплавлении дисперсной подложки формируется спеченный слой металла, так называемая крица. После наплавки заданного количества слоев метал-

Технологические параметры процесса компактирования титановой губки							
Способ переплава	Наплавляемый слой	Масса металла в одной плавке, кг	Толщина слитка, мм	Изгиб слитка, мм	Затраты электроэнергии кВт·ч/кг	Расход аргона, л/кг	Примечание
Без дисперсной подложки	1	20	21	–	5,7... 5,9	120... 130	–
	2	22	44	1... 2	4,0... 4,1	90... 100	–
	3	20	65	3... 4	4,4... 4,5	80... 90	–
С дисперсной подложкой	1	26	32	–	3,4... 3,6	70... 80	Слиток с крицей
	2	24	57	1... 2	3,7... 3,8	70... 80	То же
	3	20	68	1... 2	4,4... 4,5	80... 90	Переплав крицы

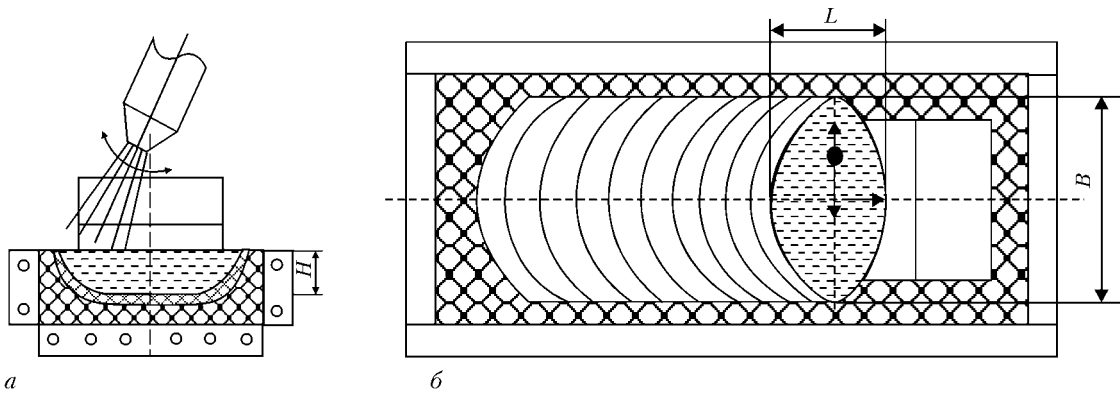


Рис. 3. Схема переплава шихты с донной и боковой изоляцией кристаллизатора дисперсной подложкой: *a* — вид со стороны узкой грани кристаллизатора; *б* — вид сверху; *H*, *L*, *B* — соответственно глубина, длина и ширина металлической ванны

ла полученный слиток переворачивают и проводят заключительный этап плавки, при котором обеспечивается полное проплавление крицы (рис. 2, б).

Возможности плавки на дисперсном поде проверяли при компактировании в слиток титановой губки марки ТГ-ТВ фракцией 30... 50 мм. Для дисперсной подложки использовали губку размерами 2... 5 и 5... 12 мм в равных пропорциях. Технологические режимы плавки следующие: ток на плазмотроне — 850... 1150 А, частота поперечных колебаний плазмотрона — 0,5... 1,0 колебаний в минуту, скорость перемещения кристаллизатора — 8... 12 мм/мин, дина дуги — 110... 150 мм. Амплитуда колебаний дуги соответствовала ширине кристаллизатора.

В процессе переплава фиксировали напряжение на дуге и стабильность ее горения. После завершения плавки измеряли глубину проплавления и длину ванны, изучали качество полученных слитков и их коробление (кривизну по длине и ширине). Проведенные исследования позволили выбрать оптимальные режимы плавки, обеспечивающие проплавление каждого слоя не менее, чем на 20 мм. При этом отмечено, что увеличение тока выше 1000 А приводит к разбрызгиванию металла. Основные технологические параметры процесса компактирования приведены в таблице.

Как следует из таблицы, применение дисперсного пода позволило сократить энергозатраты и рас-

ход аргона при выплавке первого и второго слоев слитка. При выплавке третьего и более слоев эти показатели практически не отличались, поскольку потери тепла от металлической ванны идут в основном на разогрев выплавленного ранее слитка.

Для выплавки из лома и отходов различных ферросплавов при отсутствии необходимости в получении слитка заданного размера и обеспечении высокого качества его поверхности особенно перспективной является технология плазменно-дуговой плавки на дисперсной подложке. В этом случае можно изолировать металлическую ванну не только от поддона, но и от стенок кристаллизатора.

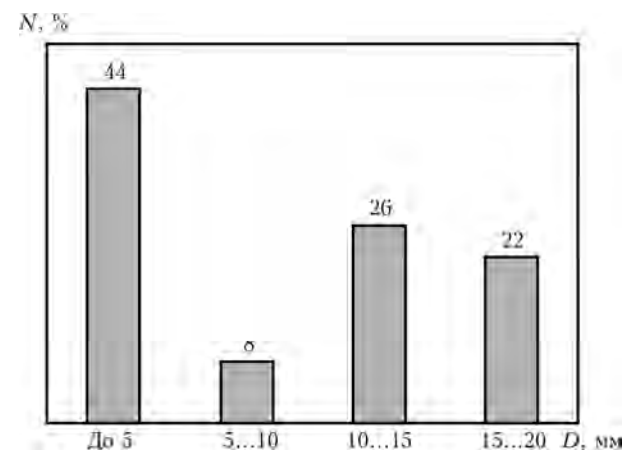


Рис. 4. Гранулометрический состав дисперсного слоя; *D* — размер фракции; *N* — содержание фракций в шихте

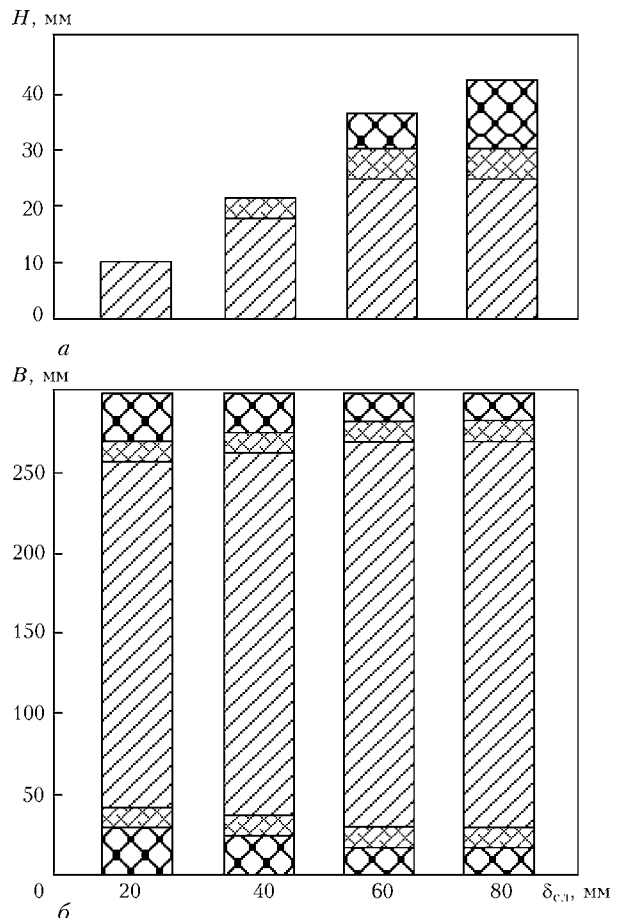


Рис. 5. Влияние толщины дисперсного слоя δ_{cd} на формирование слитка: *a*, *б* — соответственно глубина *H* и ширина *B* проплавления и спекания дисперсного слоя

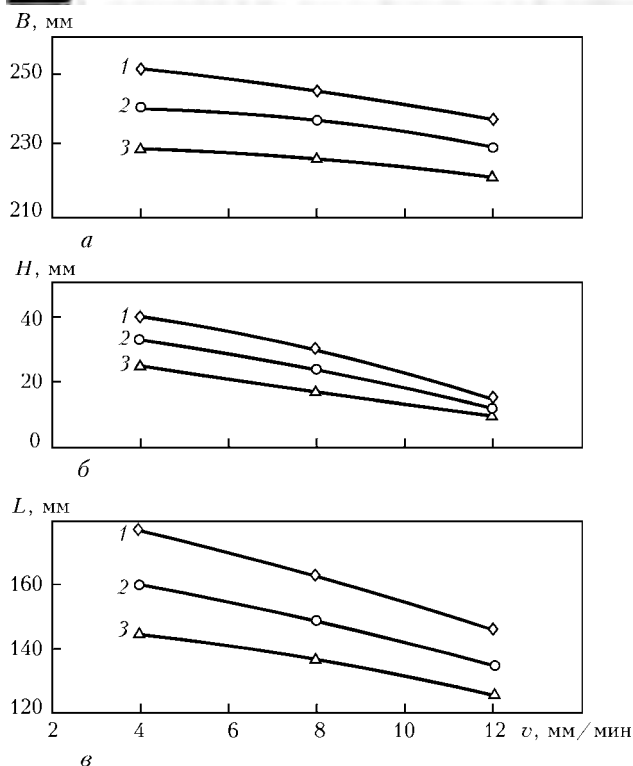


Рис. 6. Влияние тока плавки (1 — 1000; 2 — 900; 3 — 800 А) и скорости перемещения кристаллизатора на ширину (а), глубину (б) и длину (в) ванны жидкого металла при переплаве дисперсного слоя с поперечными колебаниями плазмотрона

В дальнейшем проводили опыты по выплавке из титанового и стального лома 70%-го ферротитана в медном кристаллизаторе на дисперсной подложке, представляющей собой дробленый ферросплав той же марки. Предварительно в том же кристаллизаторе, где компактировали титановую губку, изучали влияние толщины слоя дисперсной подложки на формирование металлической ванны.

Схема проведения плавки при поперечном колебании плазмотрона и продольном перемещении кристаллизатора представлена на рис. 3. Амплитуда колебаний равнялась 100 мм, частота — 0,3 колебания в минуту, скорость перемещения кристаллизатора 8 мм/мин, ток плазмотрона — 1000 А, напряжение на дуге длиной 70 мм — 40... 45 В. В качестве дисперсного слоя использовали 70%-й ферротитан, гранулометрический состав которого представлен на рис. 4. Насыпная масса металла дисперсного слоя составляла около 3 кг/дм³.

После плавки определяли размеры сформированного слитка, спеченного слоя и оставшейся дисперсной подложки. На рис. 5 приведены диаграммы, демонстрирующие влияние толщины дисперсного слоя на формирование металлической ванны. При толщине дисперсного слоя, равной 20 мм, металл проплавляется до медного охлаждаемого дна кристаллизатора. В случае увеличения толщины дисперсного слоя появляется не проплавленная, но спеченная прослойка. Глубина проплавления, ширина слитка и толщина спеченной прослойки при этом растут. Дальнейшее увеличение толщины дисперсной подложки приводит к появлению нерасплавленного его слоя, обеспечивающего теплоизоляцию слитка от медной стенки кристаллизатора во время плавки. После этого увеличение толщины дисперсной

подложки практически не влияет на изменение глубины и ширины проплавленного слоя металла.

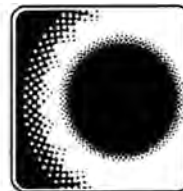
Таким образом, можно сделать вывод о том, что для данной конструкции кристаллизатора и значений тока, не превышающих 1000 А, оптимальная толщина дисперсного слоя при выплавке 70%-го ферротитана составляет 60 мм.

С целью определения влияния технологических параметров процесса на объем металла, в каждый момент времени находящегося в жидком состоянии, проведены дополнительные эксперименты при толщине подложки 60 мм. Полученные при этом результаты (рис. 6) позволяют выбрать режимы плазменно-дуговой плавки на дисперсной подложке, обеспечивающие необходимые в каждом конкретном случае размеры металлической ванны. Последние важны с точки зрения обеспечения равномерности распределения элементов по объему слитка, выплавляемого из разнородной по химическому и гранулометрическому составу шихты, в данном случае, при выплавке 70%-го ферротитана из титанового и стального лома.

Приведенные на рис. 6 данные свидетельствуют о том, что при одних и тех же технологических режимах объем металлической ванны, преимущественно за счет ее глубины, при плавке на дисперсной подложке примерно в два раза больше, чем при переплаве шихты в медном кристаллизаторе или при плазменно-дуговом рафинировании поверхности плоских слитков [4, 6].

Таким образом, исследования показали, что применение дисперсной подложки при плазменно-дуговой плавке в горизонтальном подвижном кристаллизаторе за счет уменьшения тепловых потерь в водоохлаждаемую форму позволяет существенно (на 15... 20 %) сократить удельные затраты электроэнергии и (почти в два раза) удельный расход плазмообразующего газа. Данная плавка особенно перспективна для компактирования высокореакционных и тугоплавких металлов, выплавки из лома и отходов различных ферросплавов и лигатур.

1. Мусатов М. И., Фридман А. Ш., Сухоросов Б. Н. Выплавка слитков титановых сплавов в большегрузных гарнисажных печах // Цветные металлы. — 1991. — № 12. — С. 20-30.
2. Электронно-лучевая плавка недробленых блоков губчатого титана / Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук и др. // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 4. — С. 6-9.
3. Клюев М. М. Плазменно-дуговой переплав. — М.: Металлургия. — 1980. — 256 с.
4. Латаш Ю. В. Применение плазмы в металлургии: состояние и перспективы развития // Сварка и специальная электрометаллургия. — Киев: Наук. думка, 1984. — С. 265-276.
5. Латаш Ю. В., Торхов Г. Ф., Бурнашев В. Р. О возможности применения плазменно-дуговой гарнисажной плавки для выплавки комплексных лигатур из химически активных металлов // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 2. — С. 3943.
6. 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. Аксинченко // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 4. — С. 20-23.



УДК 669.187.2

ДИСПЕРСИОННО-УПРОЧНЕННЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ СИСТЕМЫ Ti-Si-X

Г. М. Григоренко, С. В. Ахонин, Т. Г. Таранова,
С. Г. Григоренко, О. М. Задорожнюк

Представлены результаты исследований опытных титановых сплавов системы Ti-Si-X, интерес к которым обусловлен перспективностью их применения в авиационной промышленности и ракетостроении. Слитки опытных титановых сплавов изготавливали способом электронно-лучевой тигельной плавки с электромагнитным перемешиванием, который позволяет получать гомогенный расплав, а после охлаждения — однородные по химическому составу слитки. С помощью методов световой металлографии, РЭМ, Оже-спектроскопии изучены структура и свойства деформированных титановых сплавов системы Ti-Si-X с дисперсионным упрочнением. Установлено, что наличие мелкодисперсных упрочняющих частиц наноразмеров, имеющих неоднородный химический состав по сечению, способствует повышению прочности.

Results of investigations of experimental alloys of Ti-Si-X system are presented, the interest to which was shown by the challenge of their application in aircraft industry and rocketry. Ingots of experimental titanium alloys were manufactured by the method of electron beam crucible melting with electromagnetic stirring, which allows producing the homogeneous melt and ingots, homogeneous in chemical composition, after cooling. Using the methods of light metallography, such as SEM, Auger-spectroscopy, the structure and properties of wrought titanium alloys of Ti-Si-X system with dispersion strengthening were examined. It was found that the presence of fine-dispersed strengthening particles of nanosizes, having non-homogeneous chemical composition in section, promotes the increase in strength.

Ключевые слова: структура; легирующие элементы; дисперсные включения; механические характеристики

Титановые сплавы благодаря уникальному сочетанию физических и механических характеристик (высокие значения удельной прочности, коррозионной стойкости, достаточная технологическая пластичности) являются одними из наиболее привлекательных конструкционных материалов, в особенности для авиакосмической отрасли, химического машиностроения и медицины. В двигателестроении жаропрочные сплавы на основе титана являются материалами, заменяющими традиционно используемые здесь жаропрочные сплавы на основе никеля, кобальта и железа.

Интерес к титановым сплавам на основе системы Ti-Si-X обусловлен перспективностью их применения в авиационной промышленности и ракетостроении.

Кремний — легирующий элемент, который может существенно повышать жаропрочность и жаростойкость титановых сплавов. Следует отметить, что исследование механических свойств сплавов системы Ti-Si показали, что введение кремния в количестве, превышающем предельную растворимость его в α -ти-

тане, приводит к повышению прочности и существенному снижению их пластичности [1]. По этой причине содержание кремния в промышленных жаропрочных сплавах находится в пределах его растворимости в α -титане (до 0,4 мас. %), (рис. 1) [2].

Система Ti-Si-X представляет особый интерес для исследований, в которых дополнительного повышения рабочих температур достигают путем вве-

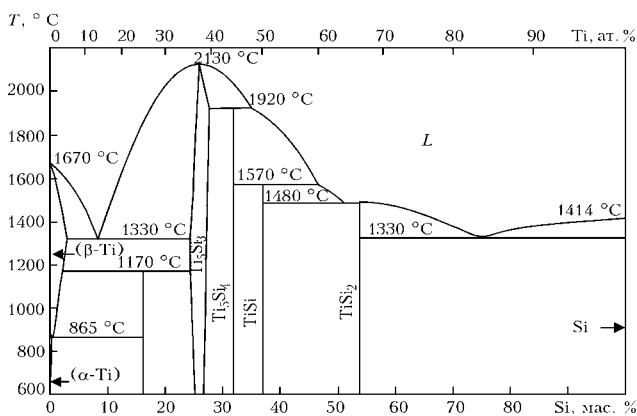
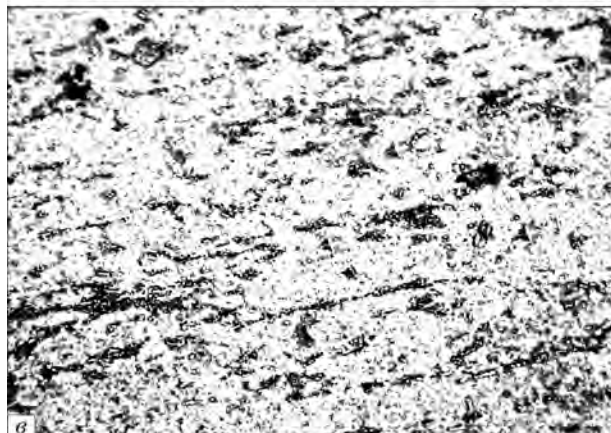


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Ti-Si [2]



Таблица 1. Химический состав опытных титановых сплавов системы Ti-Si-X

№ сплава	Класс сплава	Al	Sn	Zr	Nb	Mo	V	Si	[O]	[N]
1	α	–	–	–	–	–	–	3,18	–	–
2	α	–	–	3,14	–	–	–	2,23	–	–
3	α	1,40	2,82	5,95	–	–	–	3,37	–	–
4	Псевдо- α	5,64	2,20	3,53	–	0,43	0,95	0,56	0,09	0,02
5	Псевдо- α	5,22	3,33	4,24	0,77	0,13	0,61	0,57	0,10	0,02
6	$(\alpha + \beta)$	4,29	4,39	5,95	4,26	1,57	0,68	0,35	0,24	0,02

Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$) сплавов: а – № 1 (Ti-3,38Si); б – № 2 (Ti-3,41Zr-2,23Si); в – № 3 (Ti-401A-2,28Sn-5,95Zr-3,37Si)

дения в структуру сплавов силицидов и других жаропрочных соединений.

В последние годы в качестве перспективных жаропрочных материалов рассматриваются сплавы на основе системы Ti-Si-X [3], однако они имеют очень низкую пластичность при нормальной температуре, которая резко снижает технологичность и не позволяет использовать их в узлах и деталях двигателей. Сплавы системы Ti-Al-Si с содержанием 2...3 % кремния имеют высокую жаропрочность и жаростойкость, но их пластичность при комнатной температуре практически равна нулю [4]. Следует отметить, что такие легирующие элементы, как алюминий, олово, цирконий, ниобий, молибден, повышают прочность и сопротивление ползучести. Все исследователи, занимающиеся разработкой титановых сплавов, считают, что развитие жаро- и высокопрочных титановых сплавов будет происходить именно в этом направлении [5].

Цель данной работы заключается в изучении структуры и механических свойств деформированных опытных титановых сплавов системы Ti-Si-X с дисперсионным упрочнением.

Материалы, оборудование и методика эксперимента. Слитки опытных титановых сплавов выплавляли способом электронно-лучевой тигельной плавки с электромагнитным перемешиванием [6], позволяющим получать гомогенный расплав, а после охлаждения – однородные по химическому составу слитки. Диаметр слитков составлял 70 мм, масса – 5...10 кг. Затем полученные слитки подвергли термомеханической обработке.

Первые три сплава деформировали путем осадки на гидравлическом прессе в контейнере. Обработку производили в три цикла: первый – нагрев до 1165 °С и осадка на 15...20 %; второй – нагрев до 1165 °С и осадка на 10...15 %; третий – нагрев до 1165 °С и осадка на 7...10 %.

Остальные три сплава прокатали в пластины толщиной 9...11 мм на двухвалковом реверсивном стане. По достижении в печи заданной температуры заготовки выдерживали на протяжении 1 ч и затем подвергали деформированию. При прокатке для получения мелкодисперсной структуры выполняли 60...70%-ю деформацию в β -области (1050...1100 °С), а оставшиеся 30...40 % – в $(\alpha + \beta)$ и α -областях

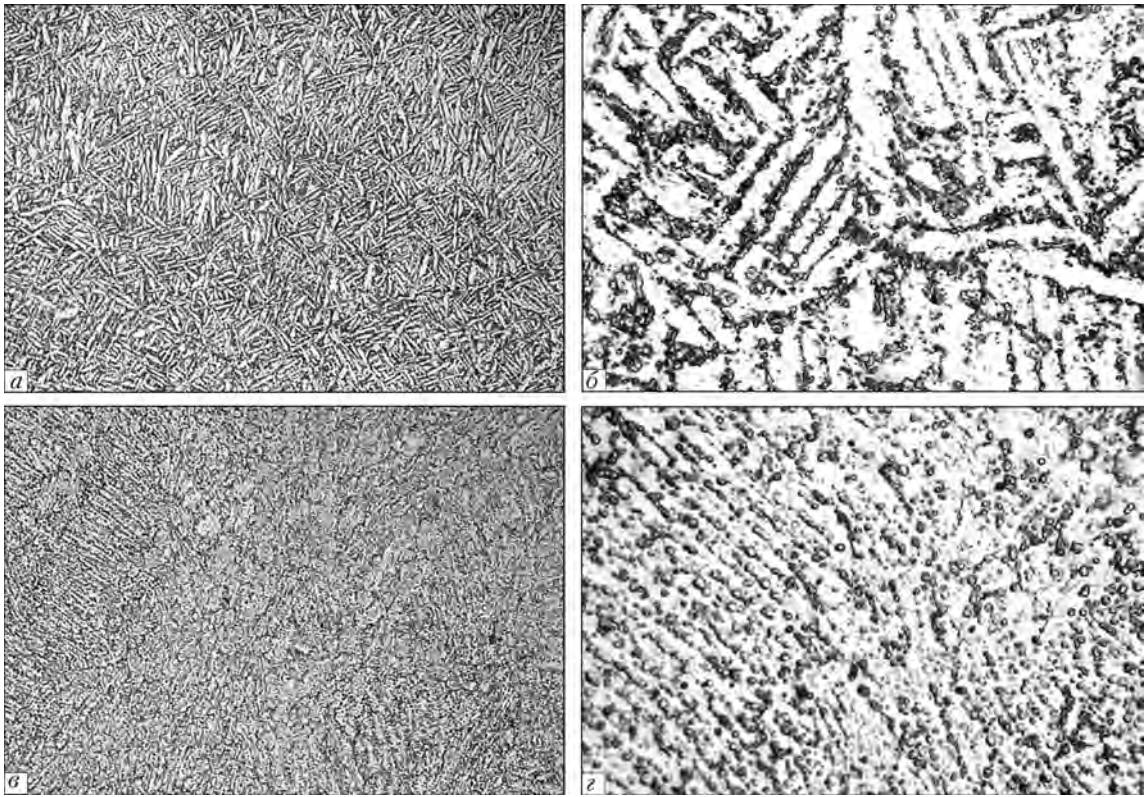


Рис. 3. Микроструктура сплавов: *a, б* – № 4 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-Mo-V-Si); *г, з* – № 5 (Ti-5Al-3Sn-5Zr-Nb-Mo-V-Si); *a, г* – $\times 200$; *б, з* – $\times 1000$

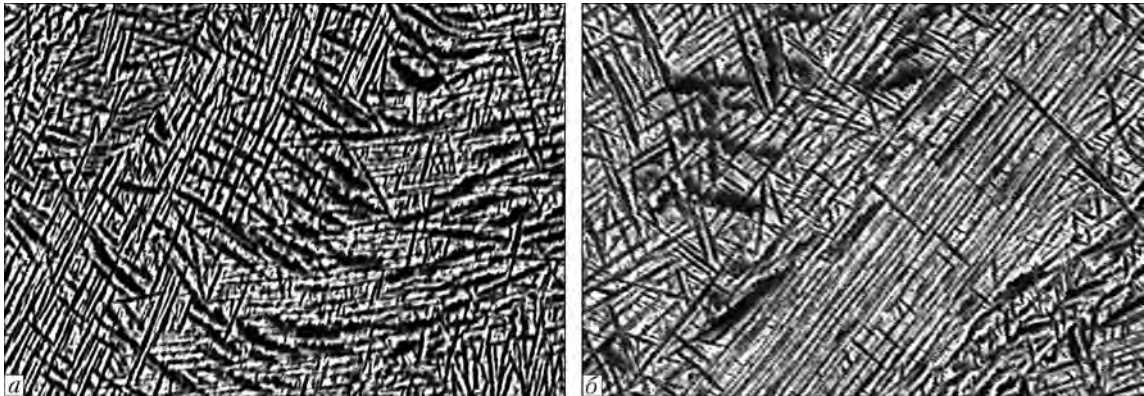


Рис. 4. Микроструктура сплава № 6 (Ti-4Al-4Sn-6Zr-4Nb-2Mo-V-Si); *a* – $\times 800$; *б* – $\times 1000$

(980...900 °C). После прокатки металл отжигали при температуре 800 °C.

Из деформированных пластин вырезали образцы для микроструктурных исследований и механических испытаний. Химический состав опытных сплавов определяли с помощью спектрального и химического анализов, содержание газов в металле — на газоанализаторах TN-114 и RO-316 фирмы «LECO» (США). Металлографические исследования и фотосъемку выполняли на микроскопе «Nephot-32» (ГДР), оснащенный ПК, цифровой фотокамерой «OLYMPUS» и системой архивирования. Микротвердость измеряли на твердомере М-400 фирмы «LECO» (США) при нагрузке 10 г. Для определения микроструктуры исследуемых образцов использовали химический способ травления в 4%-м спиртовом растворе азотной кислоты.

Рентгеноструктурные исследования образцов проводили с помощью дифрактометра ДРОН-УМ1 в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ -излучении способом

Таблица 2. Механические свойства опытных титановых сплавов системы Ti-Si-X

№ сплава	Класс	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$KCV,^2$ Дж/см
1	α	745,3	—	9,5	2,33
2	α	997,6	—	2,7	2,51
3	α	721,3	—	10,7	3,27
4	Псевдо- α	1209,8	1106,6	1,7	8,91
5	Псевдо- α	1273,6	1130,8	4,0	10,36
6	($\alpha + \beta$)	1422,4	1331,3	1,0	4,15

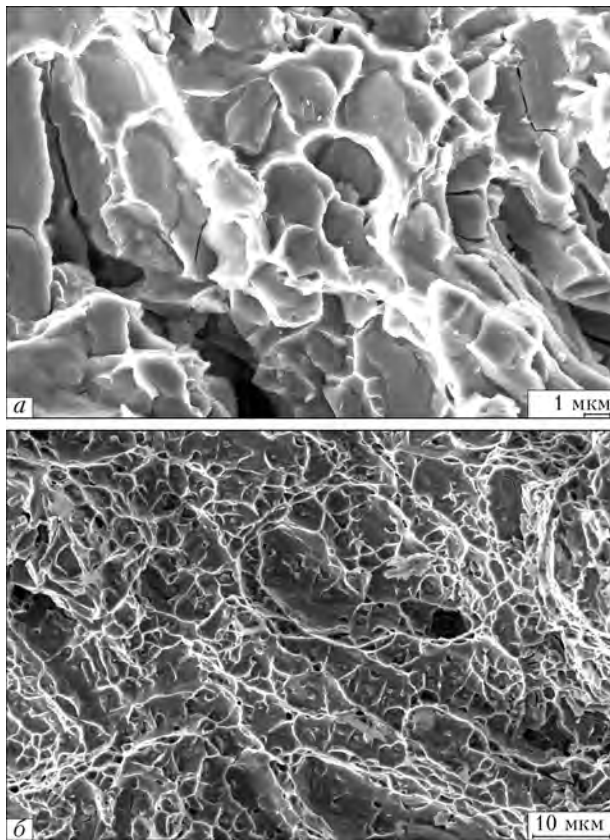


Рис. 5. Микроструктура поверхности излома сплава № 1: *a* — участок хрупкого разрушения; *б* — единственный участок вязкого разрушения

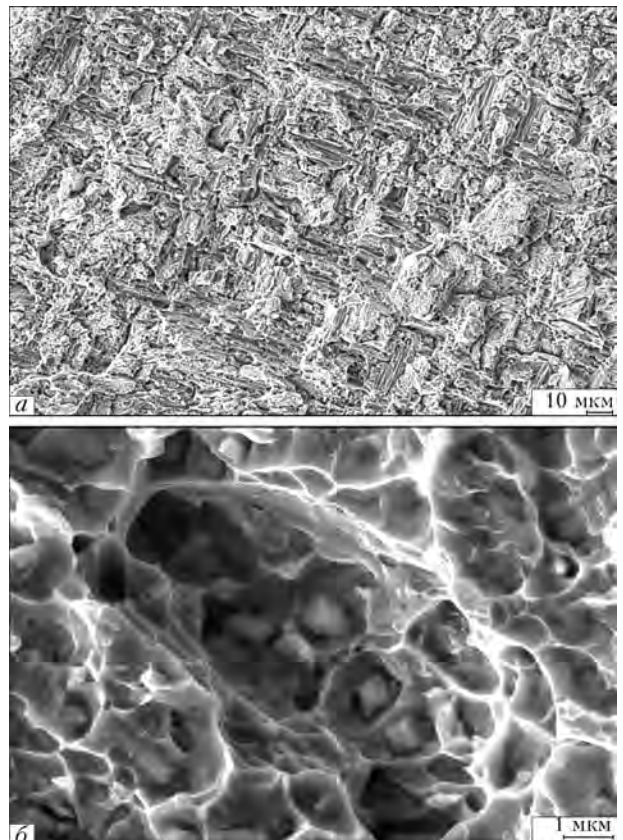


Рис. 6. Микроструктура поверхности излома сплава № 2: *a* — участок с фасетками скола; *б* — вязкий участок с мелкодисперсными частицами

шагового сканирования (35 кВ, 25 мА, время экспозиции в точке 20 с, шаг $0,05^\circ$). Параметры решетки рассчитывали с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих POWDER Cell 2.4.

Состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1.

По химическому составу в данных сплавах обнаружено некоторое отличие от сплавов уже освоенных в производстве и нашедших применение в реальных конструкциях.

Металлографические исследования. Исследуемые титановые α -сплавы № 1 (Ti-3,4Si), № 2 (Ti-3,4Zr-2,3Si) и № 3 Ti-1,4Al-2,9Sn-6Zr-3,4Si имеют идентичную структуру, состоящую из α -титановой матрицы, густо усеянной мелкими частицами размером 1,5...2,0 мкм, и скопления более крупных частиц (до 5 мкм), расположенных вдоль вытянутых зерен (рис. 2).

С увеличением содержания легирующих элементов структура деформации становится менее выраженной, также отмечено повышение микротвердости. В сплаве № 1 микротвердость матрицы с мелкими выделениями составляет 2900...3100, в участках скопления крупных выделений — 3800...4100 МПа, в сплаве № 2 соответственно — 3300...3500 и 4000...4200 МПа, в сплаве № 3 — соответственно 3600...3800 и 4200...4800 МПа.

Образцы сплавов № 4 (Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1V-0,6Si) и № 5 (Ti-5,2Al-3,3Sn-4,2Zr-0,1Mo-0,6V-0,8Nb-0,6Si) относятся к псевдо- α -сплавам. Их микроструктура представляет собой α -пластины с небольшим количеством β -фазы, выделившейся по их границам. Также зафиксировано большое количество включений разных размеров, расположенных как вдоль границ, так и внутри α -пластин (рис. 3).

Структуры образцов № 4 и 5 незначительно различаются дисперсностью α -фазы, расположением включений и микротвердостью. У образца № 4 α -пластины немного крупнее, включения расположены в основном по границам пластин (рис. 3, *a*), микротвердость составляет 3600...3900 МПа. У образца № 5 α -пластины мельче, включения располагаются более равномерно по всей поверхности (рис. 3, *б*), микротвердость равняется 4300...4500 МПа.

Сплав № 6 (Ti-4,3Al-4,4Sn-6Zr-1,6Mo-0,7V-4,3Nb-0,4Si) относится к титановым ($\alpha+\beta$)-сплавам мартенситного типа. На фоне двухфазной структуры образуется мартенсит — α' -фаза игольчатого строения, представляющая собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -титане (рис. 4) с микротвердостью 4000...4400 МПа.

Механические свойства. Определялись при растяжении круглых образцов диаметром 3 мм. Полученные результаты приведены в табл. 2. Обработка результатов механических испытаний показала зависимость прочности, предела текучести и ударной

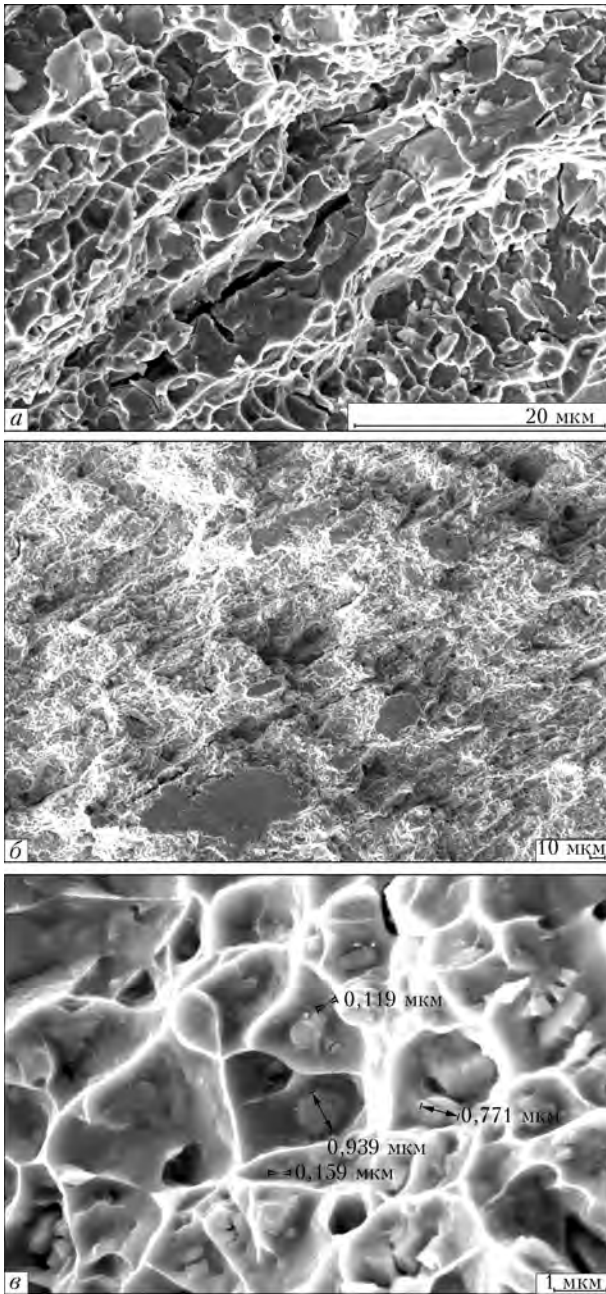


Рис. 7. Микроструктура поверхности излома сплава № 3: *a* – скользящие участки; *b* – вторичные трещины; *v* – локальный вязкий участок с мелкодисперсными частицами

вязкости исследуемых сплавов от содержания в них легирующих элементов.

В сплаве № 1 значения прочности и ударной вязкости низкие. Сплав № 2 за счет легирования цирконием отличается повышенной прочностью при низкой ударной вязкости. В сплаве № 3 благодаря легированию алюминием и оловом показатели прочности и ударной вязкости сопоставимы с бинарным сплавом № 1. В псевдо- α -титановых сплавах № 4 и 5 при дальнейшем увеличении количества легирующих элементов значительно улучшаются прочностные характеристики и повышаются показатели ударной вязкости. Сплав № 6 – (α + β)-титан – отличается максимальной прочностью, но при этом его пластичность ниже, чем у псевдо- α -титановых сплавов.

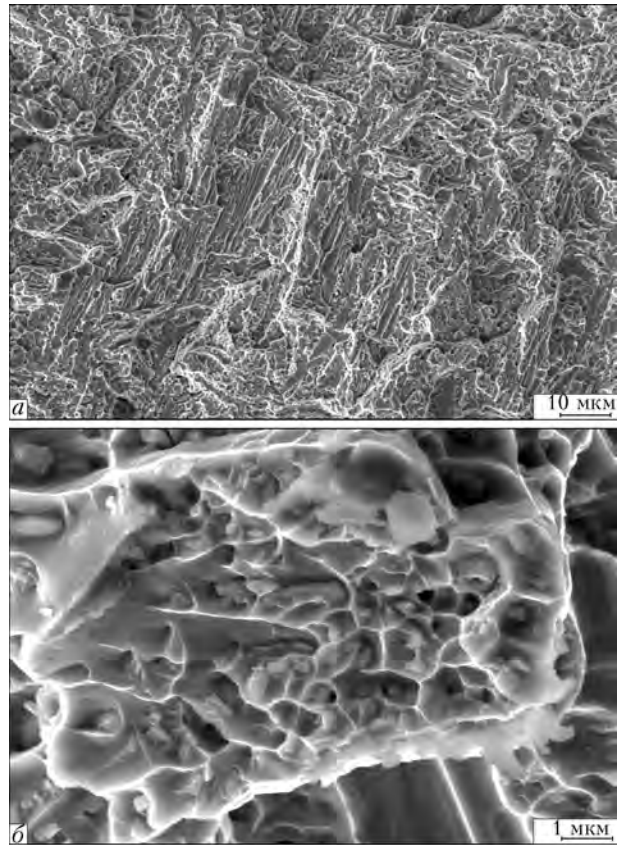


Рис. 8. Микроструктура поверхности излома сплава № 4: *a* – структура проката на хрупком участке излома; *b* – вязкий участок с упрочняющими наночастицами

Фрактографические исследования поверхности излома образцов показали, что все они имеют хорошо развитый рельеф.

В сплаве № 1 зафиксирован хрупкий характер разрушения (рис. 5). Разрушение происходит по фазовым выделениям силицидов титана Ti_5Si_3 , расположенных вдоль границ зерен. Более крупные частицы (2...5 мкм) имеют вытянутую форму и отслаиваются от матрицы. Разрушение происходит по хрупким фазовым выделениям сколом, а частицы размером до 0,5 мкм сохраняют когерентную связь с матрицей. В этих единичных участках характер разрушения вязкий и обусловлен протеканием процесса сегрегации легирующих и примесных элементов на границах зерен.

В сплаве № 2 (рис. 6) присутствуют участки с фасетками скола в α -титановой матрице, которые содержат ручьистые узоры и разделены гребнями отрыва. Наличие многочисленных фасеток квазискола объясняется действием механизма отрыва по плоскостям сопряжения структурных составляющих. Вокруг фасеток расположены гребни, а между ними – отдельные фрагменты скола, образовавшиеся в результате пластических сдвигов сплава в условиях деформации при растяжении. Неглубокие ямки, в которых присутствуют мелкодисперсные частицы размером от 700 нм до 1 мкм, указывают на незначительную вязкость.

В сплаве № 3 при небольших увеличениях ($\times 300$) на поверхности излома обнаружено боль-

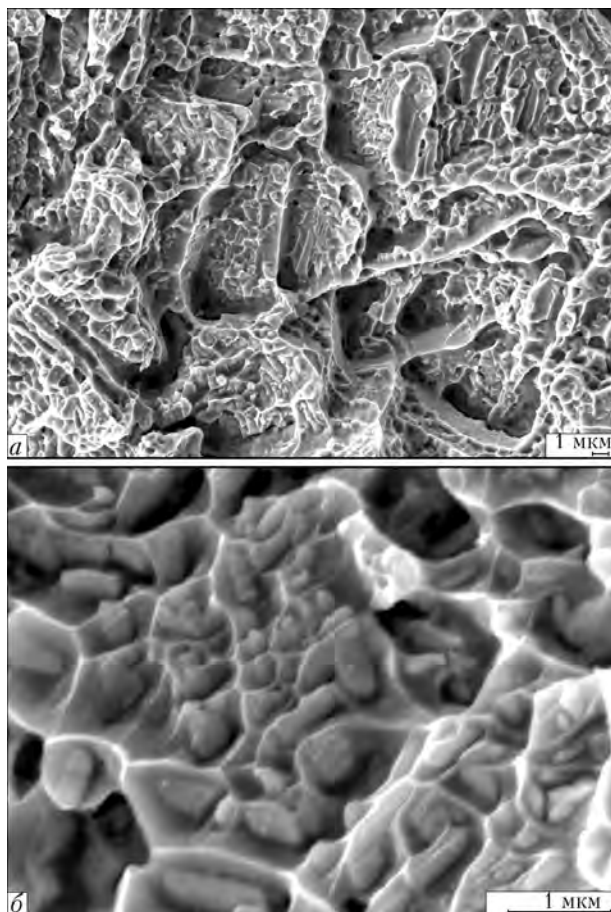


Рис. 9. Микроструктура поверхности излома сплава № 5: *a* – участок транскристаллитного разрушения; *б* – участок вязкого излома с упрочняющими наночастицами (50...70 нм), сформированный по ямочному механизму

шое количество плоских скольных участков размером 40×70 мкм (рис. 7, *a*), появление которых обусловлено образованием структурных составляющих, расположенных по границам зерен. Также в зернах зафиксированы вторичные трещины, проходящие по телу зерна (рис. 7, *б*). Напряжения, возникающие при растяжении, приводят к неравномерности микропластической деформации зерен и концентрации напряжения на их границах. При больших увеличениях на поверхности излома видны глубокие ямки, зародившиеся на сферических включениях, которые инициируют локальное вязкое разрушение, образовавшееся непосредственно вокруг них (рис. 7, *в*). Размер мелкодисперсных упрочняющих частиц составляет 160...200 нм. Они имеют округлую форму и вытянутость в направлении проката.

В сплаве № 4 характер разрушения является смешанным, при этом участков хрупкого разрушения имеется значительно больше, чем вязкого (рис. 8). Микротрещины зарождаются преимущественно на границах зерен. Зерна вытянуты, их размер составляет 10×30 мкм. Участки вязкого разрушения обусловлены наличием микродисперсных упрочняющих включений, расположенных в ямках излома. Состав этих частиц – $(\text{Ti,Zr})_5(\text{Si,Al})_3$, а их размер не превышает 150 нм. По стехиометрии они близки к силицидам титана, легированным цирконием и алюминием (рис. 1).

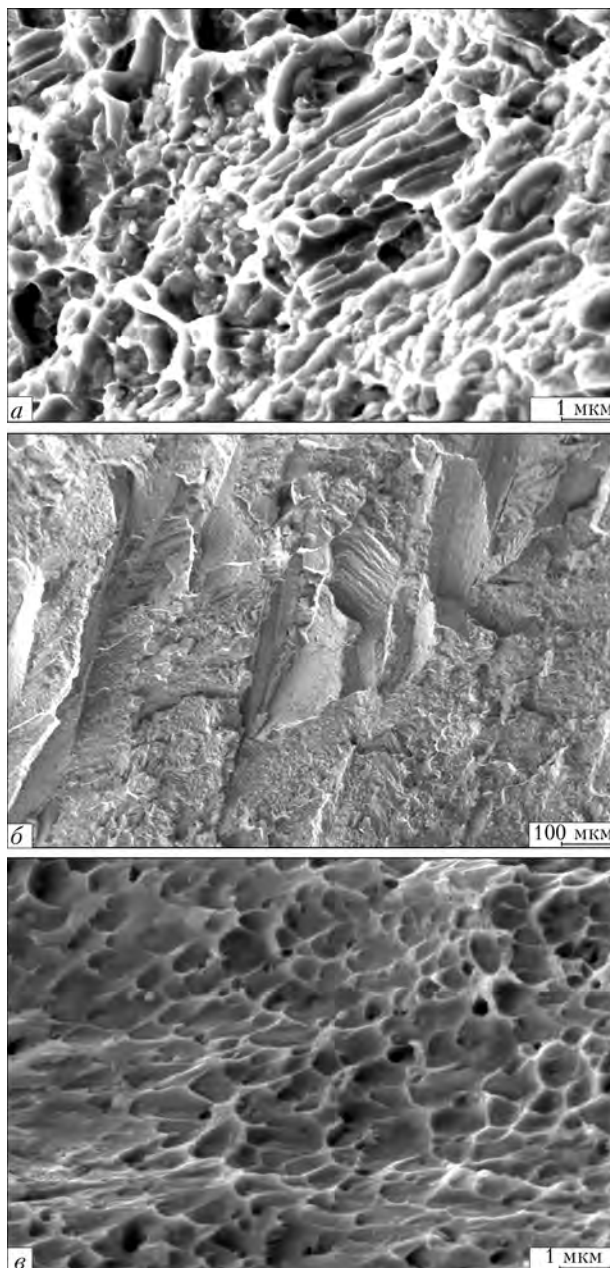
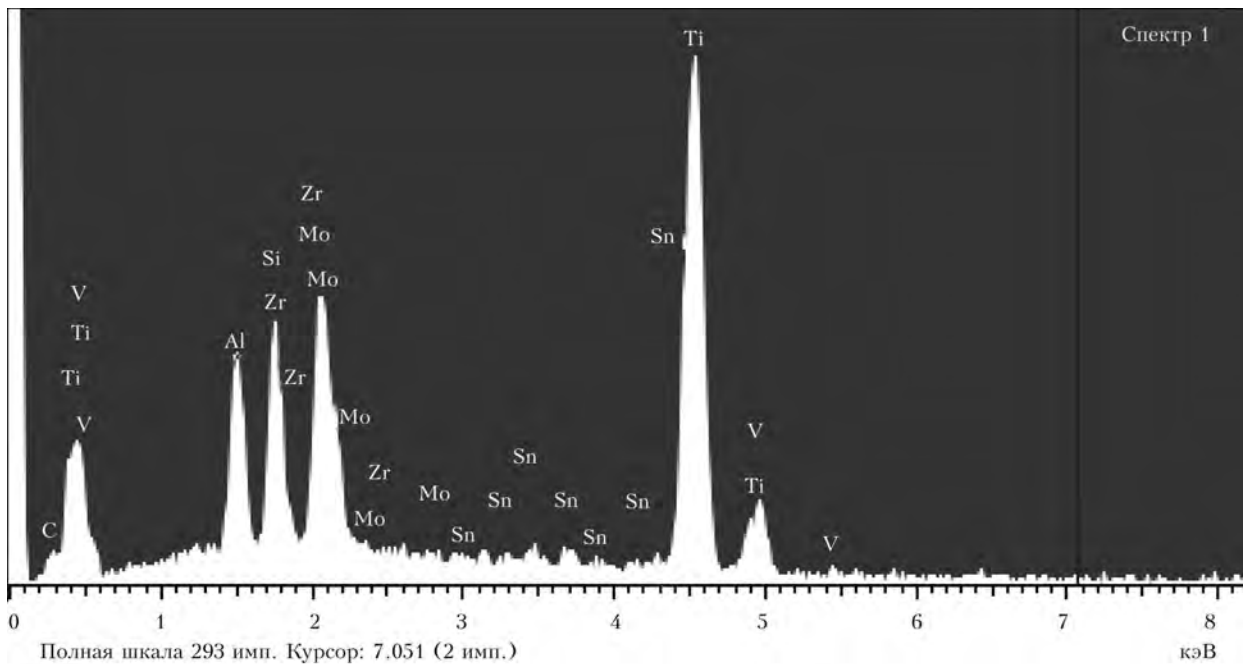


Рис. 10. Микроструктура поверхности излома сплава № 6: *a* – изменение ориентации плоскости разрушения от зерна к зерну; *б* – разрушение по плоскостям скола; *в* – участок локального вязкого разрушения по механизму роста микропор

У сплава № 5 размер зерна составляет 10...30 мкм. Межзеренные разрушения составляют 70 %, некоторые зерна окружены вторичными межзеренными трещинами, 30 % – транскристаллитные разрушения (рис. 9, *a*). Причиной отмеченного характера разрушений, предположительно, является декогезия границ зерен вследствие структурных превращений и выделения включений в межзеренное пространство. Растягивающие напряжения при растяжении приводят к неравномерности микропластической деформации зерен и концентрации напряжения на их границах, при этом образуются микропустоты, которые облегчают зарождение трещин на фазовых выделениях. Напряженное состояние создается в сплаве вследствие высокой диффузионной подвижности легирующих элементов из объема зерен на их



a

Элемент	Массовый %	Атомный %
СК	1,75	6,93
AlK	3,55	6,28
SiK	4,55	7,73
TiK	67,37	67,05
VK	1,17	1,10
ZrL	18,10	9,46
MoL	0,44	0,22
SnL	3,07	1,23
Итого	100,0	

б

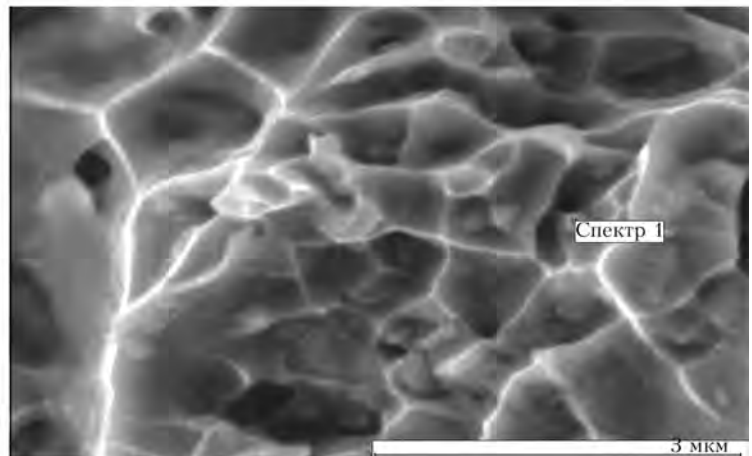


Рис. 11. Результаты микроанализа упрочняющих частиц в сплавах системы Ti–Si–X: *a* – аналитический спектр состава частиц; *б* – численные значения основных легирующих элементов

границы в процессе термомеханической обработки.

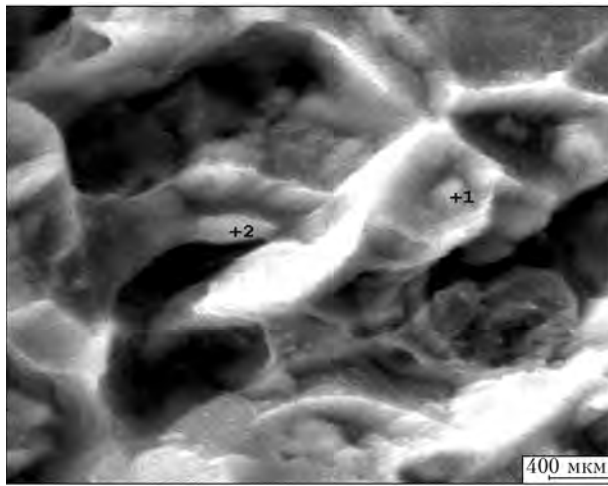
Рост концентрации напряжения приводит к возникновению условий облегченного зарождения микротрещин вдоль границ по механизму квазискола. На это указывает камневидный рельеф излома, обычный при смешанном характере разрушения, т. е. при растрескивании хрупких структурных составляющих и вязком разрушении матрицы. Установлено, что в тех участках, где алюминий находится в несвязанном состоянии, разрушение происходит по скольному механизму. Помимо разрушения сколом, обнаружены вязкие участки, сформированные по ямочному механизму слияния пор (рис. 9, б), в которых зафиксированы упрочняющие частицы размером 50... 70 нм.

Шероховатость рельефа поверхности сплава № 6 обусловлена кристаллографическим характером разрушения (рис. 10). Хорошо видно изменение ориентации плоскости разрушения от зерна к зерну размером 5... 15 мкм. Разрушение происходит по

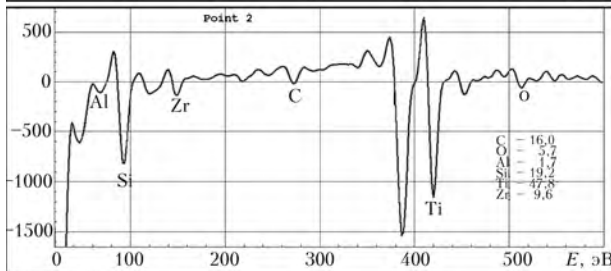
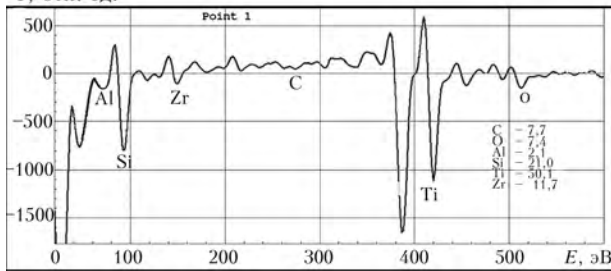
плоскостям скола. Наличие включений приводит к локальному вязкому разрушению по механизму роста микропор. В данном образце упрочняющие частицы мелкодисперсные, их размер составляет 130... 160 нм.

Более детальные исследования состава мелкодисперсных упрочняющих частиц, обнаруженных в опытных титановых сплавах системы Ti–Si–X, проводили на приборе JAMP 9500F с использованием двух дополняющих друг друга способов: энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) и Оже-спектроскопии.

Оже-микроскоп с полевым эмиссионным катодом JAMP-9500F (JEOL Ltd) – многофункциональный современный прибор с высокими параметрами технических характеристик. Он объединяет в себе электронный сканирующий микроскоп с разрешающей способностью во вторичных электронах (3 нм), а также Оже-спектрометр с диаметром электронного зонда 8 нм и энергетической разрешающей



I, отн. ед.



File Name: obr324010 Comments:
Date & Time: 2011.01.31 18:50:38 Ep: 10.0 [keV] Ip: 7.47 x10 -10 [A]
Filtering Angle: 30.00 [degree] Analyzer Mode: M5 MULTI

File Name: data016 Comments:
Date & Time: 2011.01.31 20:32:42 Ep: 10.0 [keV] Ip: 7.45 x10 -10 [A]
Filtering Angle: 30.00 [degree] Analyzer Mode: M5 MULTI

Рис. 12. Результаты анализа (толщина слоя примерно 20 нм) методом Оже-спектроскопии (ат. %): Point1 (мас. %): C = 2,1; O = 2,7; Al = 1,3; Si = 13; Ti = 55,6; Zr = 24,6; Point2 (мас. %): C = 4,6; O = 2,3; Al = 1,2; Si = 13,3; Ti = 56,9; Zr = 21,7)

способностью DE/E = 0,005... 0,600 %. Прибор укомплектован энергодисперсионным спектрометром OXFORD EDS INCA Energy 350 для анализа элементов (от бериллия до урана) с диаметром электронного зонда 1 мкм. Исследование образцов выполняется в сверхвысоком вакууме $5 \cdot 10^{-8}$ Па. Перед исследованиями образцы подвергают травлению ионами аргона.

На рис. 11 приведены результаты ЭДС исследуемых образцов. Из-за малых размеров включений способ ЭДС позволил определить только их интегральный химический состав, который близок к таковому алюминиду титана, легированного цирконием и кремнием. Возможности способа Оже-

спектроскопии позволили установить химический состав на поверхности нановключений (рис. 12).

Сравнение результатов анализов ЭДС, Оже-спектрального и рентгеноструктурного показало, что включения вне зависимости от наноразмеров неоднородны по составу. Внутренняя их часть представляет собой алюмосилицид титана, легированного цирконием, а поверхность — силицидный каркас.

Выводы

1. Изучена взаимосвязь структуры и механических свойств титановых сплавов с дисперсионным упрочнением интерметаллидами и силицидами.

2. Показано, что использование технологии выплавки сплавов способом электронно-лучевой плавки с электромагнитным перемешиванием металла в ванне позволило получить в слитке равномерное распределение упрочняющих мелкодисперсных частиц. Размер таких частиц в некоторых сплавах достигает наноразмеров.

3. Установлено, что эти частицы повышают прочность, но при этом не обеспечивают необходимую пластичность сплавов.

4. Определено, что упрочняющие частицы имеют неоднородный химический состав и представляют собой сложное химическое соединение титана, циркония, алюминия и кремния. На поверхности наночастиц содержание кремния значительно больше, чем в средней части, и почти нет алюминия.

5. Можно предположить, что дисперсные частицы представляют собой алюмосилицид титана, легированного цирконием с силицидным каркасом.

6. Наиболее высокий уровень механических свойств имеет сложнолегированный псевдо- α -титановый сплав № 5.

7. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности разработки таких сплавов и необходимости продолжения работ в этом направлении.

1. Фирстов С. А., Ткаченко С. В., Кузьменко Н. Н. Титановые «чугуны» и титановые «стали» // *Металловед. и терм. обработка металлов.* — 2009. — № 1. — С. 14–20.
2. Kaufman L. Ca1phad // www.himikatus.ru/art/phase-diagr1/Si-Ti.php
3. Хорев А. И., Хорев М. А. Титановые сплавы: применение и перспективы развития // *Титан.* — 2005. — № 1. — С. 40–53.
4. Изучение влияния пластической деформации на механические свойства эвтектических сплавов системы Ti–Al–Si–Zr // С. А. Фирстов, Ю. Н. Подрезов, Н. Н. Кузьменко и др. // *Физика и техника высоких давлений.* — 2002. — 12, № 3. — С. 28–38.
5. Аношкин Н. Ф., Сигалов Ю. М. Титановые сплавы с повышенной жаропрочностью // *Технология легких сплавов.* — 2002. — № 1. — С. 38–50.
6. *Электронно-лучевая плавка в литейном производстве* / Под ред. С. В. Ладохина. — Киев: Сталь, 2007. — 626 с.

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

Поступила 07.02.2012



УДК 669.187.2.001.5

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$, СОДЕРЖАЩЕМ АППРОКСИМАНТНУЮ ФАЗУ

А. Л. Борисова, Л. И. Адеева, А. Ю. Туник,
М. В. Карпец, С. Н. Степанюк, Л. К. Дорошенко

Методами дифференциального термического и рентгеноструктурного фазового анализов, а также растровой электронной микроскопии исследованы фазовые и структурные превращения в смеси порошков, соответствующей по составу сплаву $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$, склонному к образованию квазикристаллической фазы. Установлено, что в сплаве указанного состава образуется аппроксимант икосаэдрической фазы (α -фазы) в смеси с легированной кремнием фазы Лавеса $\xi-TiCr_2$. Количество α -фазы может быть увеличено до 90 мас. % в результате нагрева до температуры 1700 °С и до 100 % при введении в смесь порошков кислорода (в виде SiO_2) при изготовлении слитка.

Phase and structural transformations in mixture of powders, corresponding to composition of alloy $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$, prone to the formation of quasi-crystalline phase, were investigated by the methods of differential thermal and X-ray phase analyses. It was established that an approximant of icosahedral phase (α -phase) in mixture with phase of Laves $\xi-TiCr_2$, alloyed by silicon, is formed in the alloy of the mentioned composition. Amount of α -phase can be increased up to 90 mass % as a result of heating up to 1700 °C and up to 100 % in adding of oxygen (in the form of SiO_2) into the mixture of powders in manufacture of ingot.

Ключевые слова: квазикристаллы; кубический аппроксимант; система $Ti-Cr-Si$; порошки; структура; фазовые превращения; дифференциальный термический анализ

Квазикристаллические фазы или их аппроксиманты характеризуются комплексом ценных свойств, в том числе высокими значениями твердости, низкими коэффициента трения, поверхностной энергии, теплопроводности и др. Поэтому они представляют интерес для многих промышленных применений [1, 2].

В системе $Ti-Cr-Si$ обнаружен сплав $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$, который при быстрой закалке в присутствии кислорода отличается квазикристаллическостью [3, 4]. В отсутствие кислорода образуются другие фазы, такие как β -фаза системы $Ti-Cr-Si$ и фаза Лавеса $TiCr_2$.

В работах [5, 6] предпринята попытка получить покрытие с квазикристаллической структурой путем газотермического напыления сплава $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$ на воздухе в присутствии кислорода. Помимо газопламенного и атмосферного плазменного напыления, авторы (для сравнения) применили вакуумное плазменное напыление. Основные фазы порошка ($\beta-Ti-Cr-Si$ и $TiCr_2$) сохранились во всех покрытиях, однако при газопламенном и плазменном способах напыления на воздухе образовалось большое количество оксидов. Вместе с тем авторы утверждают о возможности формирования в системе $Ti-Cr-Si-O$ квазикристаллической икосаэдрической структуры

(i -фазы) при определенных параметрах плазменного напыления на воздухе.

В настоящее время вопрос о возможности получения икосаэдрической фазы в сплаве $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$ в отсутствие кислорода и о роли кислорода в ее образовании остается открытым. В данной работе предпринята попытка методом дифференциального термического анализа (ДТА) исследовать возможность получения квазикристалла в сплаве указанного состава в чистом виде либо при введении в него кислорода.

В качестве исходных материалов использовали порошки титана, хрома и кремния высокой степени чистоты (свыше 99,9 мас. %), а в качестве источника кислорода — порошок оксида кремния, который вводили в смесь, согласно рекомендованному в работе [7] составу $Ti_{60}Cr_{32}Si_4(SiO_2)_4$.

Дифференциальный термический анализ проводили на установке ВДТА-8М в гелии при скорости нагрева и охлаждения 80 °С/мин в тиглях из ZrO_2 . Максимальная температура нагрева составляла 1700 °С. Для исследования образцов применяли методы металлографии, рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) на установке ДРОН УМ-1 с монохроматизированным излучением CuK_{α} .

Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА), исследование микроструктуры и определение коли-

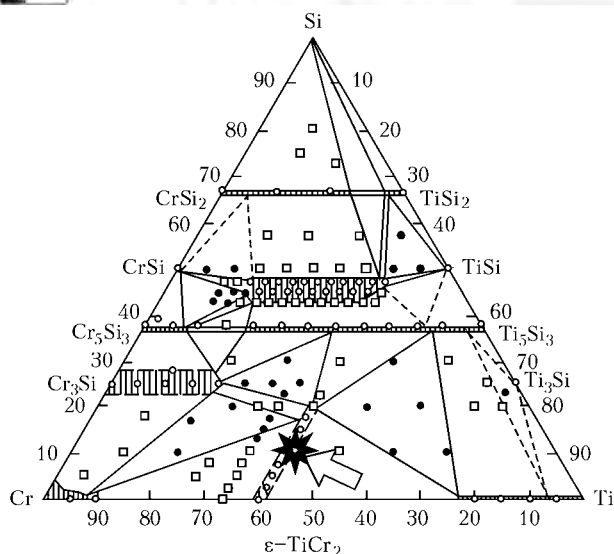


Рис. 1. Изотермический разрез диаграммы состояния системы Ti-Cr-Si при 1000 °С (мас. %): ○ — однофазная; □ — двухфазная; ● — трехфазная область

чественного элементного состава осуществляли на базе аналитического комплекса, состоящего из сканирующего электронного микроскопа JSM-35 CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments», Великобритания). Характерной особенностью данного анализа является локальность — минимальная область возбуждения составляет всего 1 мкм. Одно из преимуществ энергодисперсионного спектрометра заключается в возможности одновременного анализа примерно 50 элементов и отражения всего найденного спектра. Изображение получали в режиме вторичных электронов при $U = 20$ кВ.

Объектом исследования выбраны образцы слитков следующих четырех типов:

- 1) выполненного в дуговой печи с нерасходуемым электродом в аргоне из смеси порошков, ат. %: Ti — 60, Cr — 32, Si — 8;
- 2) из смеси порошков того же состава, полученной путем смешивания в планетарной мельнице в течение 0,5 ч;
- 3) из порошка, изготовленного путем измельчения слитка, выплавленного в дуговой печи (образец №1);
- 4) из порошка измельченного слитка расчетного состава $Ti_{60}Cr_{32}Si_4(SiO_2)_4$, выплавленного в дуговой печи.

Образец №1 исследовали в исходном состоянии, а №2–4 — в виде слитков, полученных после ДТА.

Диаграмму состояния Ti-Cr-Si в полном концентрационном интервале исследовали в работе [8]. Авторами обнаружено тройное соединение переменного состава с областью гомогенности, вытянутой вдоль изоконцентраты 45 ат. % Si (15...39 ат. % Ti); ширина области гомогенности составляет примерно 5 ат. % (от 43 до 48 ат. % Si). Кроме того, имеются твердые растворы большой протяженности на основе двойных соединений Ti_5Si_3 , Cr_5Si_3 и Cr_3Si (рис. 1). Область гомогенности твердого раствора на основе $\xi-TiCr_2$ вытянута вдоль изоконцентрата от 33,5 ат. % Ti

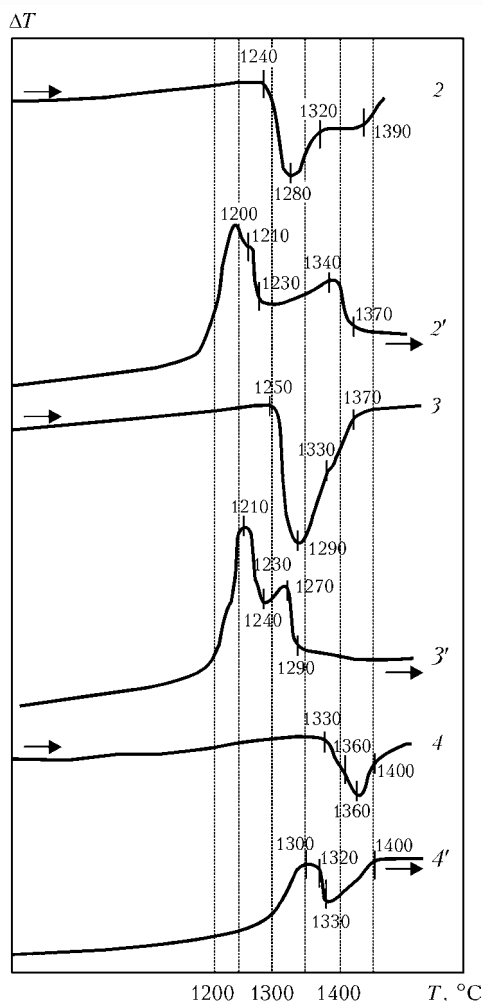


Рис. 2. Кривые ДТА нагрева (2–4) и охлаждения (2'–4') (номера кривых соответствуют номерам образцов в таблице)

до 20 ат. % Si. Исследованный в данной работе состав $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$ попадает в двухфазную область на диаграмме фазовых равновесий системы Ti-Cr-Si, включающей фазу Лавеса $\xi-TiCr_2$ и Ti_5Si_3 (на рис. 1 обозначен звездочкой).

Изучение кривых ДТА (рис. 2) показало, что принципиальных отличий в характере кривых между вторым и третьим образцами не обнаружено. Для них очень близки значения температур солидус и ликвидус (различие в пределах 10 °С). Характер кристаллизации и в том, и другом случаях — двухстадийный. Для образца №4 (состав с кислородом) отмечается существенное повышение температур солидус и ликвидус (приблизительно на 100 °С), характер кристаллизации одностадийный, протекает в более узком, по сравнению с предыдущими образцами, температурном интервале.

При металлографическом исследовании слитков в структуре образцов №1–3 можно четко выделить светлые дендриты и структуру эвтектического типа, располагающуюся в междендритных промежутках (рис. 3, а–в). У образца №1 микротвердость дендритов составляет около 1000, а микротвердость междендритных промежутков — около 5000 МПа. В образцах №2 и 3 микротвердость аналогичных участков несколько выше (таблица). Структура об-

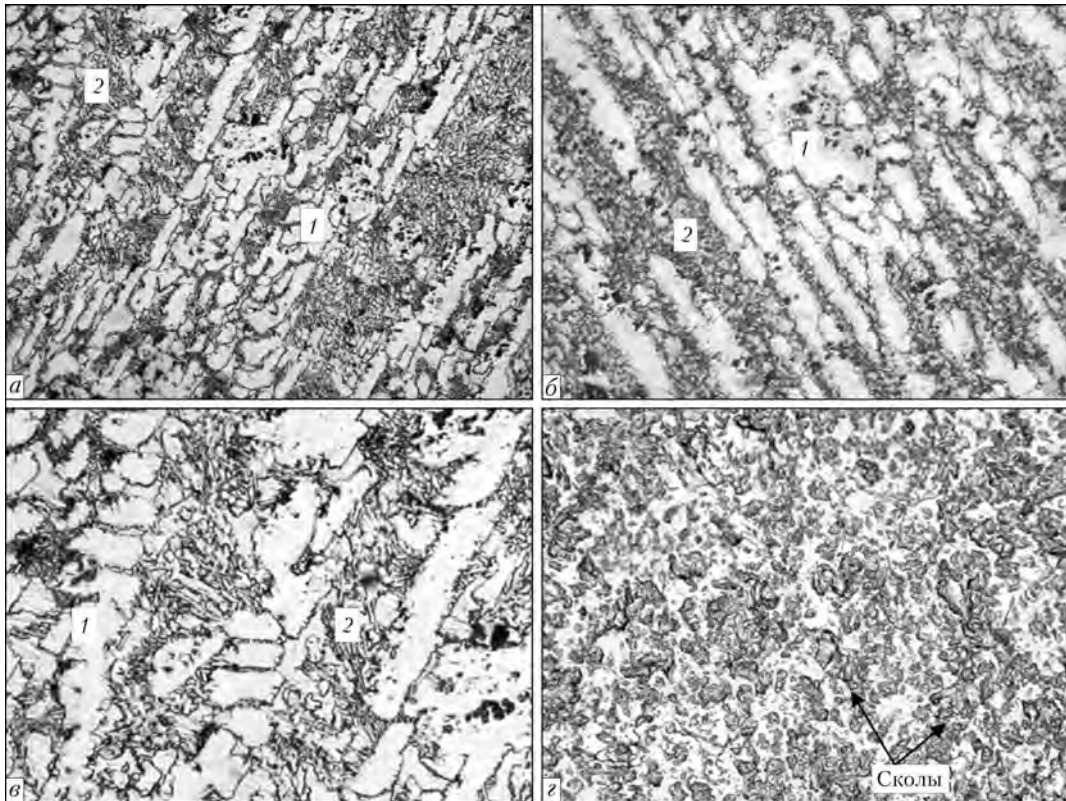


Рис. 3. Микроструктура (×400) слитка сплава $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$ – образец №1 (а); слитков ДТА образцов №2–4 (таблица) (травлено)

Результаты исследования образцов				
Номер образца	Результаты ДТА (рис. 2)	Микротвердость участков, приведенных на рис. 3, МПа	Фазовый анализ (мас. %)	Данные РСМА (ат. %, рис. 4)
1	–	Дендриты 9450 ± 1250 (1)	62,2 % – $\xi-TiCr_2$ ($a = 0,494$ нм, $c = 0,805$ нм)	Ti–41,25±3,62; Cr–50,09±4,74; Si–7,94±1,05 (1)
		Междендритные промежутки 5390 ± 1050 (2)	37,8 % – Ti_5Si_3 ($a = 0,742$ нм, $c = 0,525$ нм)	Ti–64,33±1,71; Cr–24,51±1,41; Si–11,16±0,59 (2)
2	T_s – 1240 °C T_l – 1280 °C Кристаллизация двухстадийная	Дендриты 1070 ± 14 (1)	46,3 % – $TiCrSi$ ($a = 1,308$ нм);	Ti–60,91±2,60; Cr–24,90±3,98; Si–12,91±1,70 (1)
		Междендритные промежутки 7420 ± 580 (2)	53,7 % – $\xi-TiCr_2$ ($a = 0,49$ нм, $c = 0,801$ нм)	Ti–43,84±3,70; Cr–45,58±4,40; Si–9,28±0,84 (2)
3	T_s – 1250 °C T_l – 1290 °C Кристаллизация двухстадийная	Дендриты 12080 ± 830 (1)	75,9 % – $\alpha-TiCrSi$ ($a = 1,313$ нм);	Ti–59,92±0,51; Cr–29,20±0,6; Si–10,87±1,16 (1)
		Междендритные промежутки 7380 ± 640 (2)	24,1 % – $\xi-TiCr_2$ ($a = 0,493$ нм; $c = 0,800$ нм)	Ti–44,36±3,5; Cr–51,00±3,9; Si–4,64±0,5 (2)
4	T_s – 1330 °C T_l – 1380 °C Кристаллизация одностадийная	Однофазная мелкозернистая структура 13140 ± 1020	100 % – $\alpha-TiCrSi$ ($a = 1,313$ нм)	Ti–60,5±0,8; Cr–32,7±1,05; Si–7,84±1,6

Примечания: 1. Здесь T_s – температура солидус; T_l – температура ликвидус.
2. Цифры в скобках являются номерами исследуемых участков.

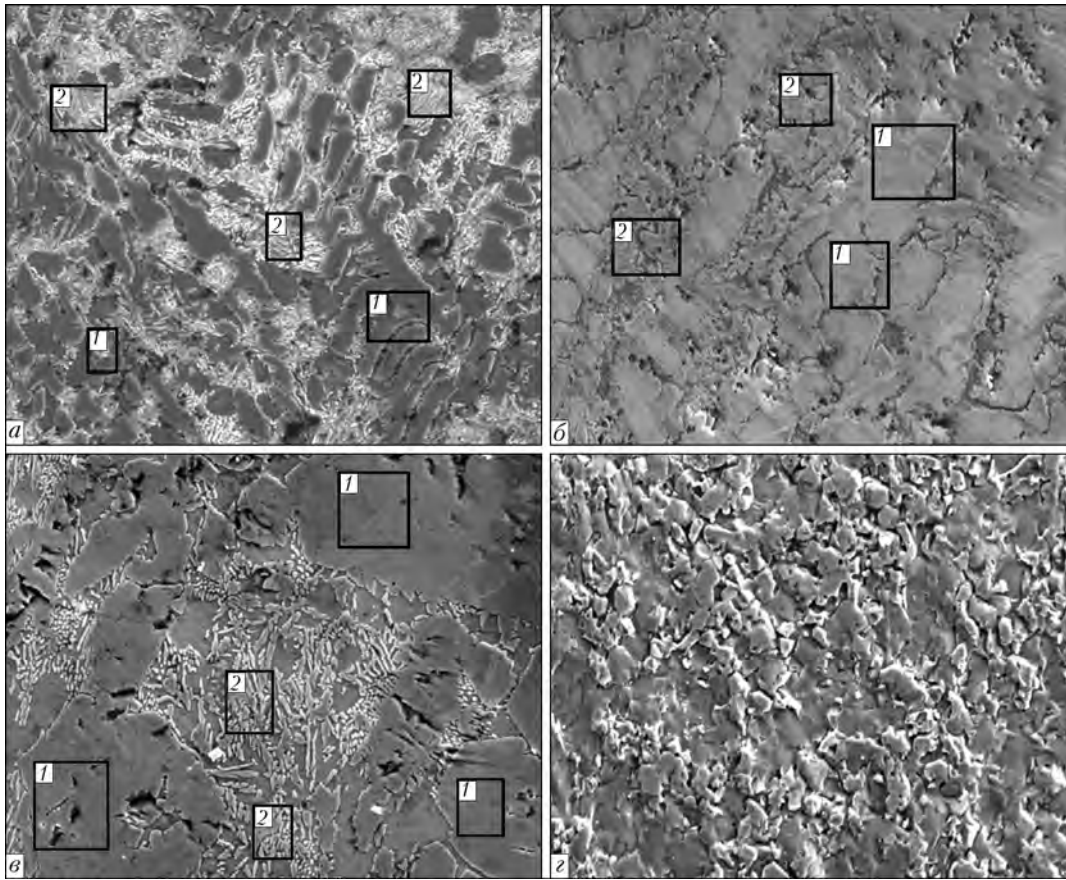


Рис. 4. Микроструктура ($\times 500$) образцов, снятая в режиме SET: *a* – №1; *б* – №2; *в* – №3; *з* – №4 (характеристики образцов и результаты РСМА отмеченных участков приведены в таблице)

разца №4 практически однофазная мелкозернистая с микротвердостью более 13000 МПа, однако из-за высокого значения ее хрупкости при изготовлении шлифа образуются многочисленные выкрашивания (рис. 3, *з*).

В результате обработки данных РСФА методом полнопрофильного анализа (рис. 4) в образце №1 обнаружено две фазы на базе кристаллических решеток ξ -TiCr₂ и Ti₅Si₃, что соответствует двухфазной области на диаграмме состояния системы Ti–Cr–Si для данного состава (рис. 1).

В образцах №2 и 3 после ДТА также обнаружено две фазы. Одна из них имеет кубическую решетку с параметром около 1,31 нм и межплоскостными расстояниями, соответствующими значениям, приведенным в работах [3, 4]. Данная структура является кубическим аппроксимантом икосаэдрической фазы сплава системы Ti–Cr–Si (α -фаза). Вторая фаза имеет гексагональную структуру с незначительно отличающимися у образцов №2 и 3 параметрами решетки ($a = 0,4909$, $c = 0,8011$ и $a = 0,4934$, $c = 0,8001$ нм соответственно). Ее можно рассматривать как фазу Лавеса ξ -TiCr₂, легированную кремнием. Согласно изотермическому разрезу диаграммы состояния системы Ti–Cr–Si, область твердого раствора кремния в ξ -TiCr₂ заключена в следующем концентрационном диапазоне, ат. %: 33,6...37,2 Ti; 66,6...46,6 Cr и 0...20 Si. Следовательно, формула фазы Лавеса может изменяться от

TiCr₂ до Ti₃Cr₅Si₂. Образец №4, в отличие от предыдущих слитков, однофазный и целиком состоит из α -фазы.

При исследовании слитков методом РСМА (рис. 4, таблица) обнаружено, что в образце №1 фаза Лавеса в значительной степени обогащена кремнием до 8 ат. % (таблица). В междендритных промежутках со структурой эвтектического типа, помимо Ti₅Si₃, очевидно, присутствует ξ -TiCr₂.

В соответствии с данными РСМА, в слитках ДТА №2–4 обнаружено, что участки 1, имеющие высокую твердость, по содержанию титана, хрома, кремния близки к исходной формуле Ti₆₀Cr₃₂Si₈, которая согласно данным работы [3] соответствует икосаэдрической *i*-фазе или аппроксимантной α -фазе. При этом площадь этих участков на шлифах увеличивается в соответствии с ростом содержания α -фазы в образце, согласно данным РСФА. Участки 2 в образцах №2 и 3 имеют примерно одинаковое соотношение титана и хрома, а по структуре напоминают эвтектику. Эти участки, по-видимому, являются смесью фаз – легированной кремнием ξ -TiCr₂ и α -фазы, их микротвердость, по сравнению с первыми, ниже, их площадь, в соответствии с данными РСФА, уменьшается при увеличении аппроксимантной фазы (таблица).

Проведенные исследования показали, что в слитке состава Ti₆₀Cr₃₂Si₈, выплавленном дуговым способом без дополнительного нагрева, образова-

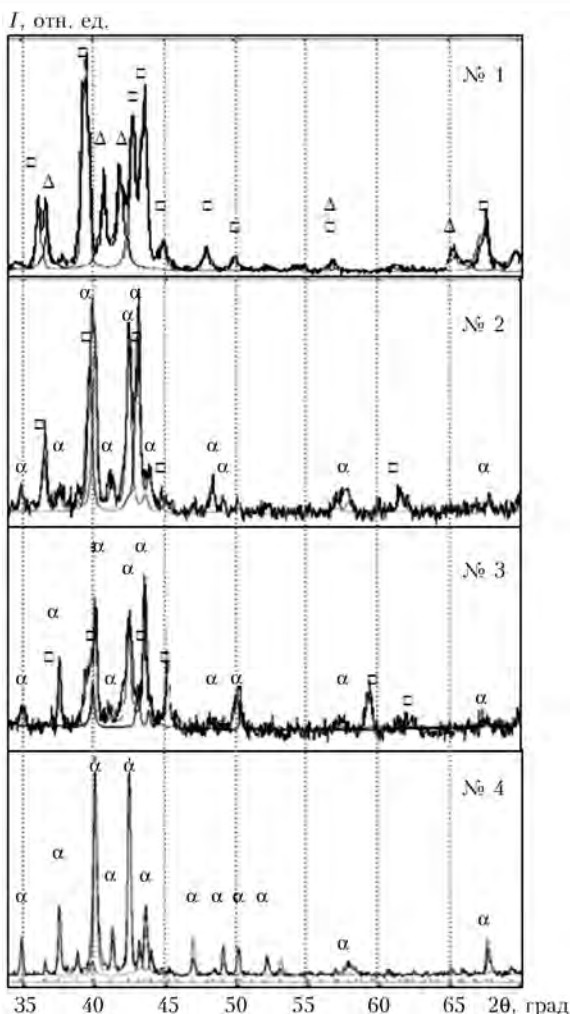


Рис. 5. Результаты РСФА образцов №1-4 (таблица); α – аппроксимантная фаза; I – интенсивность; □ – фаза Лавеса $\xi\text{-TiCr}_2$; Δ – Ti_3Si_3

ние α-фазы не происходит. Двухфазный слиток состоит из фаз Лавеса $\xi\text{-TiCr}_2$ и силицида титана Ti_5Si_3 . Однако в слитке ДТА того же состава образуется кристаллический аппроксимант икосаэдрической фазы в смеси с легированной кремнием фазой Лавеса $\xi\text{-TiCr}_2$. Количество α-фазы в выплавленном

слитке составляет 46,3 мас. %. Увеличить содержание α-фазы до 75,9 % можно при повторном переплаве в установке ДТА слитка, полученного дуговым способом при нагреве до температуры около 1700 °С и охлаждении со скоростью 80 °С/мин. Дополнительное легирование кислородом позволяет получить 100 % α-фазы в слитке ДТА при тех же условиях нагрева и охлаждения.

Таким образом, проведенные исследования свидетельствуют о том, что в сплаве $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{32}\text{Si}_8$ можно получить кристаллический аппроксимант икосаэдрической фазы (α-фазу) в смеси с легированной кремнием фазой Лавеса $\xi\text{-TiCr}_2$. Количество α-фазы в выплавленном слитке невелико, однако оно может быть увеличено почти до 90 мас. % в результате нагрева до температуры около 1700 °С и до 100 мас. % путем введения в сплав кислорода.

1. 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.
2. Газотермічні покриття, що містять квазікристалічну фазу, властивості і застосування (Огляд) // Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, Л. І. Адеєва та інш. // Там само. — 2005. — 6, № 1. — С. 124–136.
3. Structural determination of a 1/1 rational approximant to the icosahedral phase in Ti–Cr–Si alloys // J. L. Libbert, K. F. Kelton, A. I. Goldman et al. // The Americ. Phys. Soc. — 1994. — 49, № 17. — P. 11675–11680.
4. Large unit cell crystal approximant in Ti–Cr–Si alloys // J. L. Libbert, K. F. Kelton, P. C. Gibbons, A. I. Goldman // J. of Non-Crystalline Solids. — 1993. — V. 153–154. — P. 53–57.
5. Microstructural and tribological aspects of thermally sprayed Ti–Cr–Si coatings // P.P. Bandyopadhyay, S. Siegmans, M. Hadad, C. Jaeqqi // ITSC 2008 (Maastricht, The Netherlands, June 2–4 2008). — Maastricht, 2008. — P. 435–442.
6. Microstructural, tribological and corrosion aspects of thermally sprayed Ti–Cr–Si coatings // B. B. Bandyopadhyay, M. Hadad, Christian Jaeggi, St. Siegmans // Surface Coatings Tehnology. — 2008. — V. 203. — P. 35–45.
7. Libbert J. L., Kim J. Y., Kelton K. F. // Philos Mag. — 1999. — Vol. A.79. — P. 2205.
8. Система титан–хром–кремний // Л. А. Лысенко, В. Я. Маркив, О. В. Цыбух, Е. И. Гладышевский // Неорганические материалы. — 1971. — VII, № 1. — С. 175–177.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 28.10.2011

Г. С. ВОЛОШКЕВИЧ (открытие памятной доски)

В декабре 2011 г. в ИЭС им. Е. О. Патона открыли памятную доску в честь 100-летия со дня рождения выдающегося ученого, лауреата Ленинской и Государственной премий, заслуженного деятеля науки, доктора технических наук Георгия Зосимовича Волошкевича.

На митинге, посвященном этому событию, перед собравшимися выступил академик Б. Е. Патон, академик НАН Украины К. А. Ющенко, ведущий научный сотрудник И. И. Лычко, дочь Георгия Зосимовича, И. Г. Волошкевич и другие. Выступавшие тепло отзывались о личности Г. З. Волошкевича и его огромном вкладе в создание электрошлаковой сварки, которая сделала революционные изменения в производстве сварных металлоконструкций тяжелого машиностроения.





УДК 669.187.25:541.123

АСПЕКТЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЖИДКОГО ЧУГУНА В ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧАХ

Р. В. Синяков

Представлены оценки технологических аспектов использования жидкого чугуна в дуговой сталеплавильной печи вплоть до 80 % в составе шихты. С помощью программного комплекса «DesigningMelt» выполнено моделирование плавки с различным расходом кислорода и электроэнергии. Полученные результаты дали возможность выделить критерий, отражающий оптимальный режим применения жидкого чугуна в электропечи. В качестве такового предложено использовать отношение введенной электроэнергии к введенному кислороду на продувку металла за плавку или отношение средней мощности ввода электроэнергии к средней скорости ввода кислорода. Получена зависимость, связывающая оптимальную долю чугуна в шихте с критерием «оптимальности» работы печи.

Presented are the estimates of technological aspects of using the molten cast iron in arc steel-making furnace up to 80 % in the charge composition. Using the program complex «DesigningMelt», the modeling of melting with a different consumption of oxygen and electric power was made. The obtained results gave an opportunity to distinguish a criterion reflecting the optimum condition of application of the molten cast iron in the electric furnace. As such, it was suggested to use the ratio of supplied electric power to added oxygen for metal blowing per melting or ratio of mean power of supplied electric energy to mean rate of oxygen adding. Relation was obtained connecting the optimum share of cast iron in charge with a criterion of «optimality» of furnace operation.

Ключевые слова: ДСП; жидкий чугун; моделирование; технология

Значительное удорожание энергоресурсов, возрастающие требования к гибкости процесса, его экологичности, а также необходимость повышения производительности заставляют отечественные металлургические предприятия закрывать мартеновские цехи и переходить на альтернативные агрегаты, в частности дуговые сталеплавильные печи (ДСП), высвобождая при этом значительное количество жидкого чугуна. В таком случае появляется необходимость использования жидкого чугуна в качестве шихтовой составляющей в ДСП.

В начале века в мире насчитывалось около 30 ДСП, использующих жидкий чугун как составную часть шихты [1]. За последнее время интерес к данной технологии заметно вырос [2], что связано со снижением расхода электроэнергии за счет физического и химического тепла чугуна [3–6], с ускорением плавки [3, 5], уменьшением содержания остаточных элементов в конечном продукте [7].

Однако, как показали промышленные результаты выплавки стали в ДСП, применение жидкого чугуна не всегда способствует повышению производительности сталеплавильного агрегата. Согласно ис-

следованиям, выполненным в работах [1, 8, 9], зависимость количество жидкого чугуна–производительность носит экстремальный характер, а оптимум лежит в диапазоне 20... 32 % чугуна от массы шихты. Это связано с конструктивными особенностями агрегата и технологией выплавки стали в ДСП. В то же время появляются данные о более высокой доле использования чугуна в ДСП — до 50... 60 [5] и даже 80 % [10].

Таким образом, для повышения производительности ДСП необходимо определение оптимальной доли жидкого чугуна, которая по данным работы [8] зависит от производительности оборудования для вдувания кислорода и удаления технологических газов.

На данный момент не существует критерия, позволяющего предварительно без экспериментов на реальной печи оценить оптимальное количество жидкого чугуна в шихте для ДСП или оптимальные параметры работы ДСП для известной доли жидкого чугуна.

Требовалось оценить технологические аспекты использования жидкого чугуна в печи вплоть до 80 % в составе шихты и попытаться выделить критерий, связывающий технико-технологические воз-

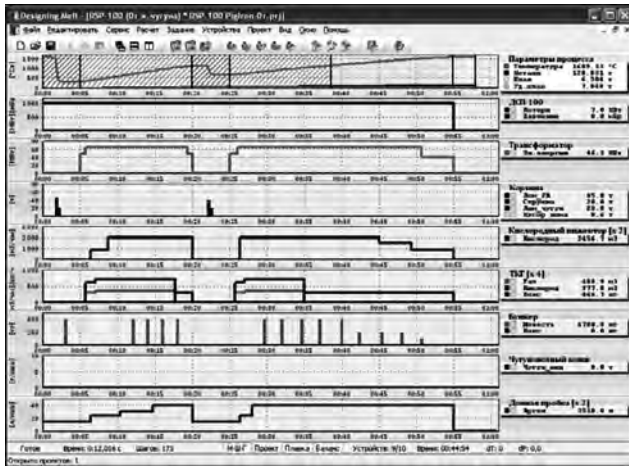


Рис. 1. Проект технологического процесса выплавки стали в 100-тонной ДСП (базовая плавка)

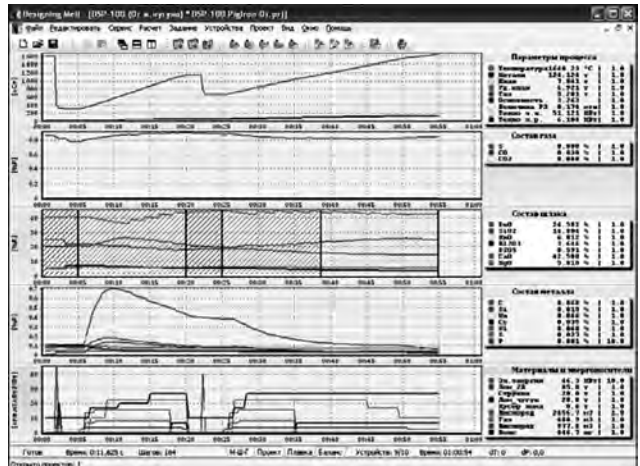


Рис. 2. Результаты моделирования технологического процесса базовой плавки

возможности ДСП и оптимальное количество жидкого чугуна в шихте.

Для решения поставленной задачи выбрали программный комплекс «DesigningMelt» [11] — инструмент, позволяющий разрабатывать новые технологические процессы, оценивать применение новых видов материалов и оборудования без проведения дорогостоящих и длительных экспериментов на реальной печи.

В качестве исследуемого технологического процесса выбрали выплавку стали в 100-тонной ДСП с эркерным выпуском полупродукта. Печь работает с жидким остатком металла 10 т и шлака 5 т со средней температурой 1600 °С. Оборудование печи состоит из трансформатора мощностью 80 МВ·А, двух кислородных инжекторов с максимальным расходом кислорода по 2000 м³/ч каждый, четырех газокислородных горелок с мощностью по 3,5 МВт каждая, четырех инжекторов для вдувания угля на вспенивание шлака, двух донных пробок для продувки ванны аргоном, бункеров, позволяющих вводить шлакообразующие материалы. Загрузка металлолома в печь осуществляется двумя корзинами: завалка и одна подвалка. Таким образом, структурно плавка состоит из шести периодов с учетом выпуска металла [11]. В данном проекте массу металлолома в корзинах приняли соответственно 65 и 60 т. Согласно условиям ведения плавки в ДСП, в завалку необходимо добавлять лом чугуна, а при его отсутствии эквивалентно заменять углеродсодержащими материалами (например, коксом). Обычно в завалку добавляют 15... 20 % чугуна, поэтому в первой корзине предусмотрели 25 т твердого чугуна.

Режимы ввода электроэнергии, кислорода, угля, шлакообразующих, работы горелок, а также моменты подвалки корзин принимали предлагаемые программным комплексом в соответствии с заданными техническими и технологическими ограничениями на работу оборудования (рис. 1).

После имитации (расчета проекта) получили технологический процесс с траекторией, представленной на рис. 2, и следующими параметрами на момент выпуска: [С] — 0,06 %, окисленность шлака

(FeO) — 24 %; основность шлака — 3,2; температура металла — 1640 °С.

Рассчитанную плавку приняли как базовую, а полученные параметры — как цель моделирования со следующими ограничениями: содержание углерода на выпуске составляет 0,059... 0,061 %; окисленность шлака (содержание оксида железа) — не более 25 %; основность шлака — не менее 2,9; температура металла на выпуске — 1639... 1641 °С. Массу металла на выпуске приняли равной 115 т.

Затем в проекте плавки к конструктивным особенностям ДСП добавили возможность заливать жидкий чугун, что осуществляется по трем основным вариантам [7, 12]: сверху при открытом своде из ковша, через рабочее окно печи посредством съемного желоба и через стационарный желоб, установленный на печи. В данной работе приняли заливку чугуна через стационарный желоб после частичного проплавления первой корзины.

Согласно работе [3], представленный вариант имеет недостатки в виде образования конгломератов при использовании последующих корзин с металлоломом. В данном исследовании этот недостаток отчасти нивелируется более ранним началом интенсивной продувки ванны кислородом. Средняя скорость заливки чугуна в печь колеблется от 2 [4] до 10 [1] т/ч, в текущем процессе скорость заливки чугуна приняли равной 5 т/ч.

Применяемые в сталеплавильном производстве чугуны различаются главным образом по химическому составу [13, 14], в данном исследовании содержание углерода в жидком чугуне равнялось 4,6, кремния — 0,5, марганца — 0,7 %, температура — 1300 °С. При моделировании твердую часть шихты заменяли жидким чугуном в следующей последовательности: сначала чугуна лом завалки, затем металлолом подвалки и при исчезновении подвалки — металлолом завалки.

Моделирование выплавки стали в ДСП выполняли по трем вариантам для разных максимальных расходов кислорода (2000, 2500 и 3000 м³/ч на каждый) через кислородные инжекторы и с применением до 80 % жидкого чугуна в составе шихты.

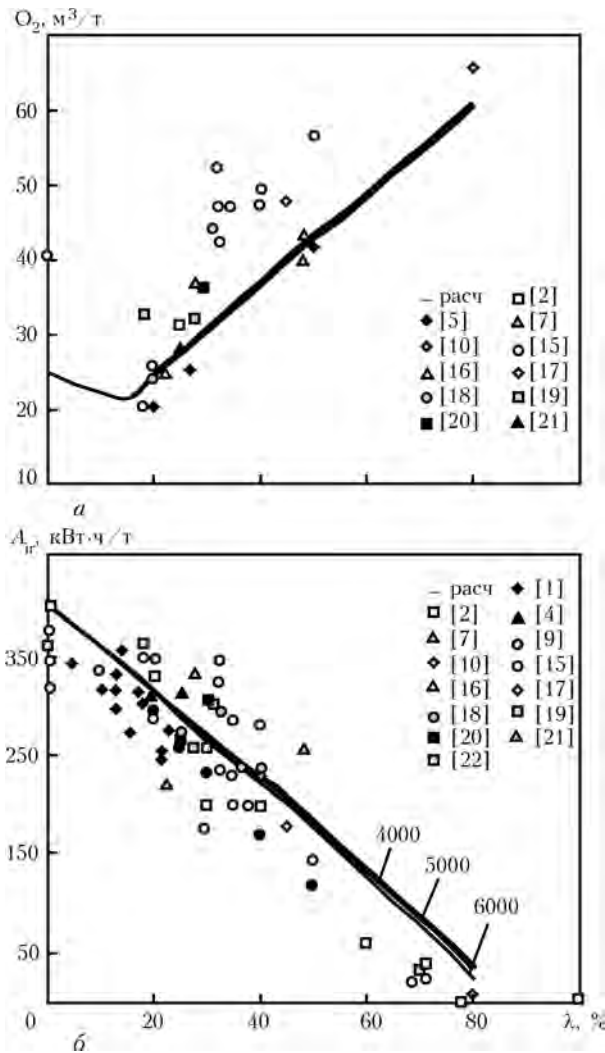


Рис. 3. Расход электроэнергии A и кислорода на тонну металла в зависимости от доли жидкого чугуна в шихте. Цифры у кривых (здесь и на рис. 4, 6) обозначают максимальную суммарную интенсивность продувки металла кислородом

Сравнительный анализ результатов моделирования с существующими промышленными показателями работы ДСП, в которых применяют в качестве шихты жидкий чугун, показал адекватность моделей, используемых в программном комплексе «DesigningMelt». С увеличением количества жидкого чугуна в шихте расход электроэнергии снижается, кислорода на продувку металла — растет (рис. 3). В результате экономия электроэнергии уже при 20 % жидкого чугуна в составе шихты составляет около 90 кВт·ч/т (рис. 4, а). Поскольку в данном исследовании заменяли твердый чугун, соответственно отсутствует дополнительный приход энергии с химическим теплом чугуна. При замене металлолома экономический эффект будет еще выше и по расчетам, приведенным в работе [6], составит 116 кВт·ч/т.

По данным разных авторов, при включении 1 % жидкого чугуна в шихту экономия электроэнергии составляет от 3,3 [8] и 3,5 [13] до 4,8 [5] кВт·ч/т. Как видно из рис. 4, б, данный параметр не является постоянным и имеет прямо пропорциональную зависимость от количества жидкого чугуна, а также

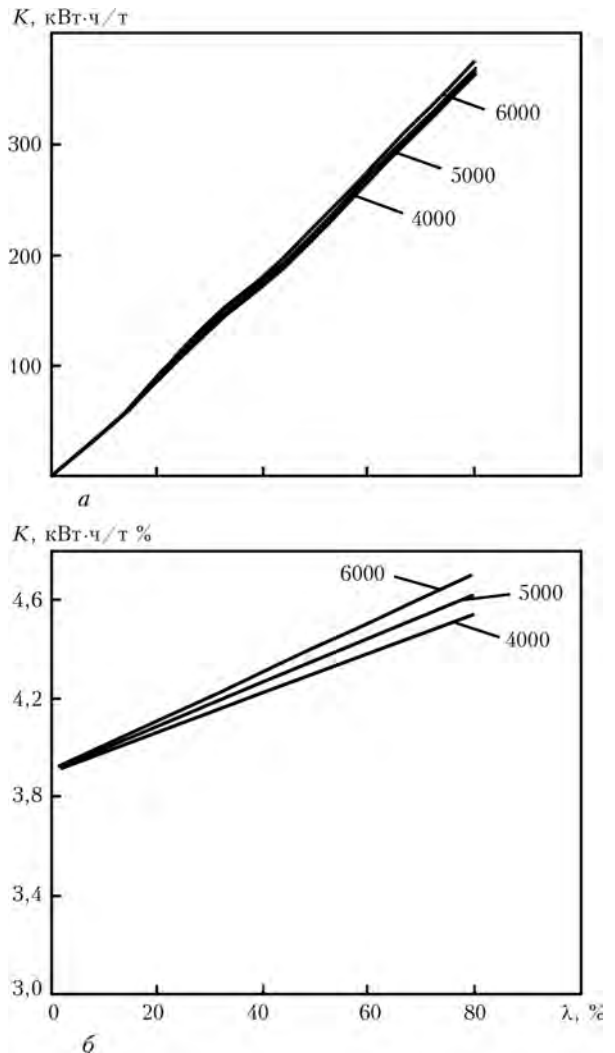


Рис. 4. Влияние количества жидкого чугуна на экономию электроэнергии K : а — абсолютное значение; б — процент чугуна

является функцией интенсивности продувки металла кислородом.

Небольшое снижение расхода кислорода отмечено при массовой доле жидкого чугуна в составе шихты до 20 % (рис. 3). Это объясняется, во-первых, наличием в шихте 20 % чугуна лома, который пропорционально заменяли жидким чугуном, что практически не влияло на расход кислорода. Во-вторых, сокращение расхода электроэнергии ведет к уменьшению расхода углеродсодержащего материала на вспенивание шлака и, соответственно, снижению доли кислорода.

Недостатком использования жидкого чугуна в шихте ДСП является увеличение количества шлака и отходящих газов (рис. 5), что следует учитывать в случае применения данного материала в составе шихты.

Как видно из рис. 6, с увеличением доли жидкого чугуна в составе шихты длительность плавки сначала монотонно снижается, достигает минимального значения и при определенном количестве чугуна начинает расти, что подтверждает экстремальный характер зависимости. Максимальная производительность печи достигается при минимальной длительности плавки, которая соответствует опти-

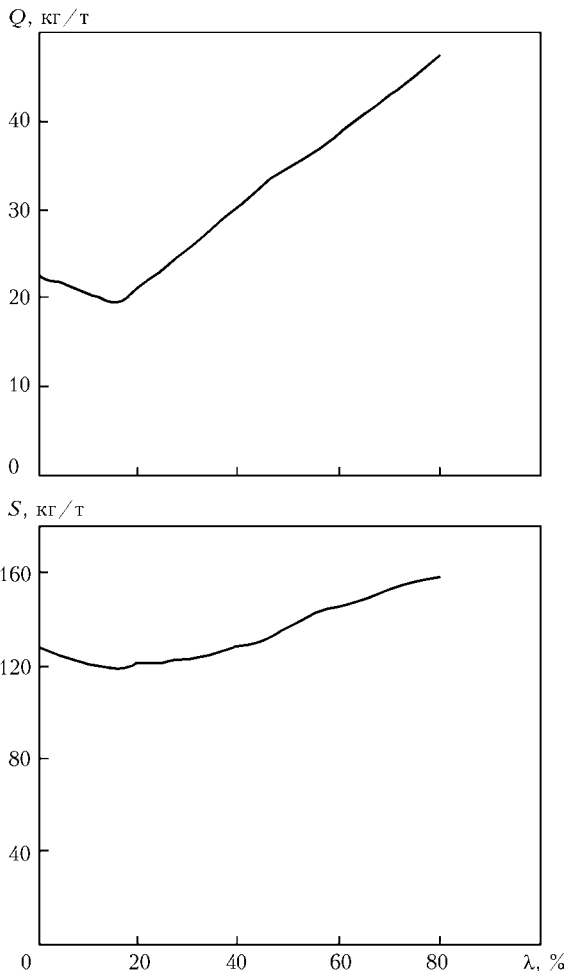


Рис. 5. Влияние доли жидкого чугуна на количество отходящих газов Q и образующегося шлака S

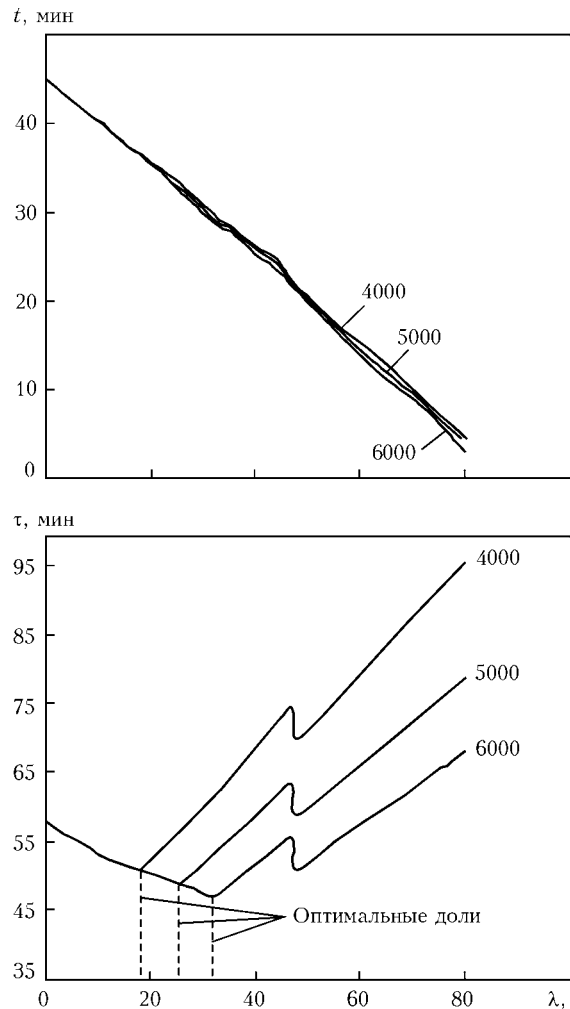


Рис. 6. Оценка оптимальной доли жидкого чугуна на плавку (расчет): t — длительность работы печи под током; τ — продолжительность плавки

мальной доле жидкого чугуна.

Отмеченный перелом на кривой при 48 % жидкого чугуна в шихте ДСП соответствует исчезновению периода подвалки моделируемой плавки, а по глубине приблизительно равен длительности данного периода. Продолжительность работы печи под током с увеличением количества жидкого чугуна в шихте постоянно снижается, а зависимость носит нелинейный характер (рис. 6).

Оптимальная доля чугуна не постоянна, она зависит от мощности дутьевых устройств (рис. 6). С увеличением интенсивности вдувания кислорода при данной мощности трансформатора оптимальное количество жидкого чугуна в шихте растет. Очевидно, верно и обратное — с увеличением мощности трансформатора при заданной интенсивности вдувания кислорода оптимальная доля жидкого чугуна в шихте снижается [8].

Таким образом, оптимальная доля жидкого чугуна в шихте в основном зависит от максимальной производительности оборудования для ввода кислорода и мощности трансформатора. Авторы данной статьи предположили, что возможным критерием, определяющим оптимальное количество чугуна в шихте ДСП, может быть отношение мощности трансформатора P_{tr} (кВт) к интенсивности ввода кислорода P_{pr} ($\text{м}^3/\text{ч}$):

$$\eta = \frac{P_{tr}}{P_{pr}} \quad (1)$$

Поскольку оптимальной плавкой является технологический процесс, в котором длительность работы трансформатора и устройств для ввода кислорода (на максимальной мощности) практически равны и не имеют бестоковых (безвводных) пауз, выражение (1) можно переписать в следующем виде:

$$\eta = \frac{Q_{tr}}{Q_{pr}} \quad (2)$$

где Q_{tr} — количество введенной электроэнергии на тонну металла, кВт·ч/т; Q_{pr} — количество введенного кислорода на продувку на тонну металла, $\text{м}^3/\text{т}$.

Для оптимальных долей жидкого чугуна при моделировании (рис. 6) установили соответствующее им отношение (2) и построили кривую (рис. 7), описываемую следующим выражением:

$$\eta = 34,4e^{-0,044\lambda} - 0,8 \quad (3)$$

где λ — доля жидкого чугуна в составе шихты ДСП, %.

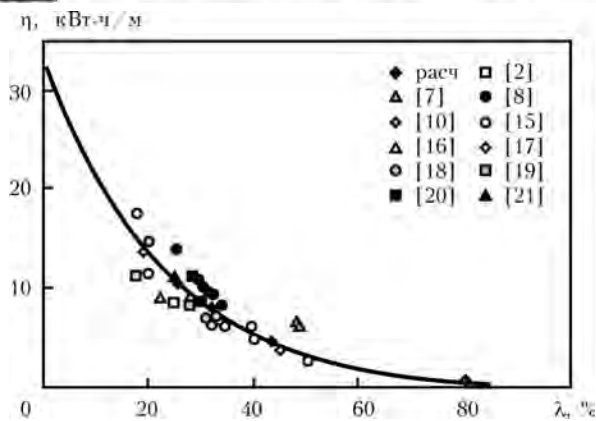


Рис. 7. Зависимость отношения расхода электроэнергии к расходу кислорода от оптимальной доли жидкого чугуна

Выполнив преобразования, получили уравнение, позволяющее по известным технико-технологическим характеристикам печи оценить оптимальную долю жидкого чугуна в составе шихты:

$$\lambda = 22,73 \ln \left(\frac{34,4}{\eta + 0,8} \right). \quad (4)$$

Точками представлены результаты обработки промышленных данных о работе ДСП по выражениям (1) или (2). Как видно из рис. 7, экспериментальные данные хорошо укладываются на полученную кривую.

Выводы

1. Представлены оценки технологических аспектов использования жидкого чугуна в дуговой сталеплавильной печи вплоть до 80 % в составе шихты, определены достоинства и недостатки применения жидкого чугуна.

2. С использованием программного комплекса «DesigningMelt» выполнено моделирование плавки с различными расходами кислорода и электроэнергии. Полученные результаты дали возможность выделить критерий, отражающий оптимальный режим применения жидкого чугуна в электропечи, в виде отношения введенной электроэнергии к введенному кислороду на продувку металла за плавку.

3. Получена зависимость, связывающая выделенный критерий с оптимальной долей жидкого чугуна в шихте ДСП.

1. Haissig M., Genter R. B., Villemin B. Hot Metal in EAFs // AISE Steel Technology. — 2002. — № 3. — С. 41–48.
2. Sampaio R. S., Jeremy J., Vieira J. B. Hot Metal Strategies for the EAF Industry // Iron & Steel Technology. — 2009. — № 2. — С. 31–37.
3. Экономические и технологические аспекты использования жидкого чугуна при выплавке стали в дуговых электропечах / А. И. Кагунин, Н. А. Козырев, А. П. Данилов и др. // Известия ВУЗов. Черная металлургия. — 2001. — № 4. — С. 24–26.
4. The continuous charging of hot metal in the DC vessel of Cockerill-Sambre Marcinelle / В. Charue, M. Van Den

Neste, C. Morettin et al. // 6th Eur. Elec. Steelmak. Conf. (Dusseldorf, June 13–15, 1999). — Dusseldorf, 1999. — С. 35–37.

5. Production and use of pig iron and hot metal in the EAF steelmaking practice of Brazil and India / K. Scheidig, S. W. G. Scherer, T. B. Martins et al. // Ibid. — Dusseldorf, 1999. — С. 38–42.
6. Энергетика сталеплавильных процессов / В. П. Лузгин, К. Л. Косырев, А. Е. Семин, Д. А. Досматов // Электрометаллургия. — 2010. — № 1. — С. 17–24.
7. Разработка технологии выплавки стали в электропечах с повышенным расходом жидкого чугуна / Л. А. Годик, Н. А. Козырев, П. А. Шабанов и др. // Черная металлургия. — 2009. — № 4. — С. 42–46.
8. Won S. T. S., Jie F. The Development of Hot Metal Charging Process // SEAISI Quarterly J. — 2010. — № 2. — С. 32–40.
9. Fior A. A., Sellan R. EAF Hot Metal Processing at Integrated Steel Plants // AISE Steel Technology. — 2002. — № 3. — С. 20–25.
10. Выплавка стали в ДСП с повышенным расходом жидкого чугуна / С. В. Прохоров, И. Д. Новицкий, Ю. А. Ивин, А. Х. Валиахметов // Труды одиннадцатого конгресса сталеплавильщиков (г. Нижний Тагил, сент. 2011 г.). — М.: ОАО «Черметинформация», 2011. — С. 778–795.
11. Синяков Р. В. Разработка технологии выплавки и внепечной обработки стали с использованием программного комплекса «DesigningMelt» // Современ. электрометаллургия. — 2011. — № 2. — С. 34–37.
12. Разработка технологии выплавки стали в электропечах с использованием жидкого чугуна / А. И. Кагунин, Л. А. Годик, Н. С. Анашкин и др. // Сталь. — 2000. — № 5. — С. 33–35.
13. Гудим Ю. А., Зинуров И. Ю., Киселев А. Д. Производство стали в электропечах. Конструкция, технологии, материалы: Монография. — Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2010. — 547 с.
14. Jian-Ping Duan, Yong-Liang Zhang, Xue-Min Yang. EAF steelmaking process with in-creasing hot metal charging ratio and improving slagging regime // Intern. J. of Minerals, Metallurgy and Materials. — 2009. — 16, № 4. — С. 375–382.
15. Michael G. K. Grant, Kenneth C. Kaiser, Serban M. Cantacuzene. Optimization of Oxygen Steelmaking in Non-Conventional EAF Operations // AISTech 2005 Proceedings. — 2005. — V. 1. — С. 545–553.
16. Abel M. The use of scrap substitutes like cold/hot DRI and Hot Metal in electric steelmaking // Archives of metallurgy and materials. — 2008. — 53, № 2. — С. 353–357.
17. High Efficiency Production Practice of a 100 t DC EBT EAF at Xing Cheng SteelWorks // Xiaohong Xu, Xiaojiang Ruan, Guowei Zhang et al. // AISTech Proceedings. — 2006. — V. 2. — С. 413–422.
18. Installation of praxair's coJet(r) gas injection system at sumikin steel and other EAFs with hot metal charges / Cates Larry, Fujimoto Kuniharu, Okada Yasukazu et al. // Ibid. — 2008. — V. 1. — С. 723–731.
19. Charging hot metal to the EAF using Consteel / T. Jiemin, W. Xuefeng, M. B. Ferri, P. Argenta // Millenium Steel International. — London, 2006. — С. 79–86.
20. Оценка энергетики электроплавки при работе современной дуговой печи с использованием альтернативных источников тепла / А. Д. Киселев, А. П. Сокур, И. Ю. Зинуров, А. М. Шумаков // Современ. пробл. электрометаллургии стали: Материалы XII межд. конф. (Челябинск, май 2004 г.) — Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004. — С. 245–246.
21. Особенности материального и теплового балансов ДСП-180 ОАО «ММК» / В. А. Бигеев, А. Е. Малофеев, А. В. Пантелеев и др. // Современ. пробл. электрометаллургии стали: Материалы XII межд. конф. (Челябинск, сент. 2007 г.). — Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2007. — С. 207–211.
22. Особенности работы дуговых сталеплавильных печей с применением жидкого чугуна / Ю. А. Ивин, А. Б. Великий, Н. В. Сорончук и др. // Сталь. — 2008. — № 7. — С. 49–50.

ДонНТУ, г. Донецк
Поступила 28.09.2011



ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РАЗРАБОТОК ИЭС им. Е. О. ПАТОНА В СТРОИТЕЛЬСТВЕ ТЕРМИНАЛА D АЭРОПОРТА «БОРИСПОЛЬ»

Терминал D аэропорта «Борисполь» является одним из основных объектов в рамках подготовки Украины к Евро-2012. Свой вклад в осуществление масштабных проектов в запланированные сроки внес ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

Отделом сварки давлением ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология контактной стыковой сварки стержневой арматуры железобетона и передвижной комплекс для ее реализации непосредственно на строительной площадке. Комплекс включает специализированное вспомогательное оборудование и модернизированные мобильные контактные стыковые машины, ранее созданные в институте.

Контактная стыковая сварка отличается высоким стабильным качеством металла сварных соединений, практически равнопрочным с основным металлом, что позволяет существенно повысить надежность и эксплуатационный ресурс железобетонных конструкций и обеспечить высокую производительность.





Процесс сварки происходит в автоматическом режиме, совмещаются в едином цикле сборочные и сварочные операции, не требуется применение вспомогательных расходных материалов (электродов, сварочной проволоки, флюсов, газов и др.). При этом не предъявляются специальные требования к квалификации сварщиков.

В течение апреля–октября 2011 г. с помощью предложенной технологии и оборудования сварили около 30 тыс. т арматуры диаметром 32 мм при строительстве подъездной эстакады терминала *D* аэропорта «Борисполь» протяженностью примерно 2 км.

Проведенные металлографические исследования и механические испытания показали, что качество сварных соединений полностью соответствует требованиям действующих нормативных документов. Всего испытано более 500 сварных образцов на разрыв без выпадов (при 100%-м качестве), что подтверждает стабильность высокого качества сварки стержневой арматуры контактным стыковым способом.

Эта разработка может широко использоваться при строительстве промышленных и жилых сооружений, мостов, виадуков и других объектов.

ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Полишко А. А. «Особенности укрупнения слитков последовательным кольцевым электрошлаковым наплавлением». Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.02 «Металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов» Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2011 г. Дата защиты 6 июля 2011 г.

Диссертация посвящена исследованиям особенностей процесса укрупнения слитков из высоколегированных сталей Cr-Ni-Mo и сплавов типа Инконель последовательным кольцевым ЭШНУ ЖМ, а также оценке влияния его термического цикла на структуру и свойства металла зоны сплавления модельных слитков. Применение ЭШНУ ЖМ позволяет существенно уменьшить сечение и объем кристаллизующегося металла и, соответственно, ослабить развитие ликвационных процессов в каждом наплавленном слое слитка ЭШНУ ЖМ.

Проведены исследования с использованием математического и физического моделирования процесса укрупнения слитков последовательным кольцевым ЭШНУ ЖМ и данных прямых экспериментальных и металлографических исследований модельных слитков. В результате математического моделирования определены параметры кристаллизации двухфазной зоны для укрупненных слитков ЭШНУ ЖМ диаметром до 1030...1200 мм: градиент температур; время пребывания в двухфазной зоне; дисперсность дендритной структуры. Установлено, что для слитка ЭШНУ ЖМ диаметром 520...690 мм градиент температур составляет $47^\circ\text{C}/\text{см}$, а для обычного слитка ЭШП диаметром 690 мм — $9...10^\circ\text{C}/\text{см}$, время пребывания в двухфазной зоне — соответственно 490 и 2200 с; расстояние между осями дендритов второго порядка для слитков ЭШНУ ЖМ с увеличением диаметра от 350...520 до 1030...1200 мм уменьшается от 127 до 105 мкм, тогда как для обычных слитков ЭШП с увеличением диаметра от 350 до 690 мм оно возрастает и составляет соответственно 130 и 174 мкм. Это объясняется уменьшением сечения и объема металла, который одновременно кристаллизуется в процессе последовательного кольцевого ЭШНУ ЖМ, а также влиянием дополнительного теплоотвода к центральному слитку.

Установлена достоверность математической модели на основе сравнения расчетных значений расстояния между осями дендритов второго порядка для слитков ЭШНУ ЖМ и данных, полученных в результате экспериментов. Так, для слитка диаметром 110...180 мм математически рассчитанное значение составляет 82 мкм, а после экспериментальных исследований — 85 мкм, для слитка диаметром 860...1030 мм математически рассчитанное значение составляет 108 мкм, а после имитации термического цикла на Gleeble 3800 — 106 мкм.

В результате применения комплексных исследований при изучении особенностей формирования слоев металла установлена высокая химическая и структурная однородность, стабильный уровень физико-механических свойств на разных уровнях по высоте модельного слитка. Показано, что ударная вязкость KCV литого металла в зоне термического влияния после ЭШНУ ЖМ составляет 240...298 Дж/см² (согласно нормативам AISI для исходной стали типа 316L (03X17H14M3), в деформированном состоянии он равен 182...312 Дж/см²).

Даны рекомендации относительно разработки концепции печи для получения крупных слитков ЭШНУ ЖМ диаметром от 1400 до 3200 мм и массой до 300 т, а также определены основные технологические этапы их изготовления.



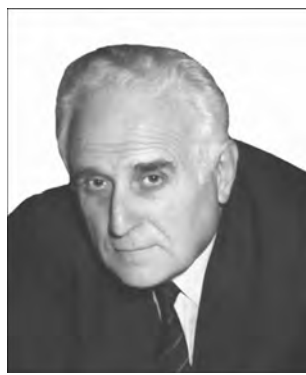


НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и редколлегия журнала «Современная электрометаллургия» горячо и сердечно поздравляют академиков НАН Украины

Бориса Евгеньевича Патона,
Игоря Константиновича Походню
и Владимира Ивановича Махненко
с высокими государственными наградами.

Желаем доброго здоровья, счастья, новых достижений и дальнейших творческих успехов.



УКАЗ

ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 28/2012

Про відзначення державними нагородами України з нагоди Дня Соборності та Свободи України

За значний особистий внесок у соціально-економічний, науково-технічний, культурно-освітній розвиток незалежної Української держави, вагомі трудові досягнення і багаторічну сумлінну працю **постановляю:**

Нагородити орденом Свободи

ПАТОНА Бориса Євгеновича — президента Національної академії наук України, директора Інституту електросварювання імені Є. О. Патона НАН України, академіка НАН України, м. Київ.

Президент України

В. Янукович

УКАЗ

ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 1094/2011

Про відзначення державними нагородами України з нагоди 20-ї річниці підтвердження всеукраїнським референдумом Акта проголошення незалежності України 1 грудня 1991 року

За значний особистий внесок у соціально-економічний, науково-технічний, культурно-освітній розвиток незалежної Української держави, вагомі трудові досягнення, багаторічну сумлінну працю **постановляю:**

Нагородити орденом князя Ярослава Мудрого IV ступеня ПОХОДНЮ Ігоря Костянтинівича — академіка-секретаря Відділення фізико-технічних проблем матеріалознавства НАН України, академіка НАН України, м. Київ.

Нагородити орденом «За заслуги» II ступеня МАХНЕНКА Володимира Івановича — завідувача відділу Інституту електросварювання імені Є. О. Патона НАН України, академіка НАН України, м. Київ.

Президент України

В. Янукович



КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК НА 2012 г.

Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организатор (контакты)
13-15.03	Санкт-Петербург, Россия	Международная специализированная выставка «Металлургия. Литейное дело»	Ленэкспо, ВО «РЕСТЭК» Тел.: (812) 320-96-76, 320-80-92
27-28.03	Москва, Россия	V Международная конференция «МЕТАЛЛУРГИЯ-ИНТЕХЭКО-2012»	ГК "ИЗМАЙЛОВО"
17-19.04	Киев, Украина	Промышленный форум «ПАТОН ЭКСПО» Сварка. Родственные технологии	ВЦ «КиевЭкспоПлаза», www.weldexpo.com.ua
17-19.04	Киев, Украина	Международные специализированные выставки «Kyiv Technical Trade Show-2012»	ВЦ КиевЭкспоПлаза ООО «ТДС-Экспо» Тел. +38 044 596-93-08
22-25.04	Казань, Россия	X Международная конференция «Ti-2012 в СНГ»	МА «Титан» http://titan-association.com
22-25.05	Запорожье, Украина	VIII Международная специализированная выставка «ЛИТЬЕ-2012»	ЗТПП, ВЦ «Козак-Палац»
22-25.05	Запорожье, Украина	XX юбилейная Международная специализированная выставка «МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛУРГИЯ-2012» В рамках мероприятия состоится Международный промышленный инвестиционный форум «Инновационные материалы и технологии в машиностроении и металлургии».	ЗТПП, ВЦ «Козак-Палац»
28-31.05	Москва, Россия	Международные промышленные выставки «Металлургия. Литмаш-2012», «Трубы. Россия-2012», «Алюминий / Цветмет-2012».	Экспоцентр на Красной Пресне ЗАО «Металл-Экспо» Тел./факс: (495) 734-99-66
29.05-01.06	пос. Кацивели, Крым, Украина	VI Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»	ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ Тел./факс: 38 044 200-82-77
29.05-01.06	Познань, Польша	METALFORUM-2012 Международная выставка по металлургии, литью и металлообработке	Poznan International Fair Poznan International Fair Ltd. Тел: +48-61-869-2000
10-13.06	Лупео, Швеция	SCANMET IV 2012 — 4-я Международная конференция по развитию технологических процессов в производстве чугуна и стали	Nordkalotten Hotel & Konferens. www.expo-plus.ru \\ www.expochina.biz.
05-07.09	Ростов-на-Дону, Россия	Ежегодный промышленный конгресс, объединяющий международные специализированные выставки «Метмаш» и «Станкоинструмент», VI Международная научно-практическая конференция «Инновационные технологии в машиностроении и металлургии»	КВЦ «ВертолЭкспо» Тел.: (863) 268 - 77 - 68, info@vertolexpo.ru
18-21.09	Донецк, Украина	«Промышленная неделя»: IX международная специализированная выставка «МЕТАЛЛУРГИЯ-2012» и XI международная специализированная выставка «МАШИНОСТРОЕНИЕ-2012».	ВЦ "ЭКСПОДОНБАСС".
18-21.09	Ижевск, Россия	Машиностроение. Металлургия. Металлообработка 2012 XI Международная специализированная выставка	ООО Удмуртия, ВЦ Тел./факс:(3412) 733532, 733585 http://www.vcdmurtia.ru
16-19.10	Днепропетровск, Украина	7-я международная выставка литейной продукции, оборудования, технологий и материалов для производства литья «ЛитЭкс 2012»	: ООО Экспо-центр "Метеор". УЗСД "Метеор" www.lityo.com.ua
13-16.11	Москва, Россия	18-я международная промышленная выставка «Металл-Экспо'2012» включает три отдельные экспозиции: «МеталлСтройФорум'2012», «МеталлургМаш'2012» и «ТрансЛогистик'2012»	ЗАО «Металл-Экспо» ВВЦ (Павильоны 69, 75)
14-16.11	Волгоград, Россия	Промышленная Неделя 2012. III Специализированная выставка оборудования и технологий металлургической, машиностроительной, энергетической, электротехнической, нефтегазовой отраслей	Царицинская ярмарка Тел./факс:(+7-8442) 265034, 233377 http://www.zarexpo.ru
20-23.11	Киев, Украина	XI Международный Промышленный Форум-2012	МВЦ www.tech-expo.com.ua



НОВЫЕ КНИГИ

ТИТАН. Технологии. Оборудование. Производство. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2011. — 324 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 70 статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг. по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты. Тематика статей посвящена созданию новых технологических процессов и оборудования для производства и сварки титана.

Сборник предназначен для широкого круга инженеров, технологов, конструкторов, занятых в машиностроении, энергетике, строительстве, судостроении, металлургии и других отраслях промышленного производства, связанных с обработкой и потреблением титана; полезен также преподавателям и студентам высших учебных заведений.

Стоимость сборника* 200 грн/1000 руб/36\$.



СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2011. — 216 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 42 статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2006–2010 гг., по проблемам разработки, изготовления и применения сварочных материалов, включая покрытые электроды, порошковые проволоки и ленты, сварочные флюсы, а также материалы для наплавки. Представлены обзоры состояния рынка сварочных материалов в Украине, России и Китае.

Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов и аспирантов, занимающихся сварочными технологиями и их применением.

Стоимость сборника* 140 грн/700 руб/25\$.



СТЫКОВАЯ СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2011. — 132 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 24 статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг., по проблемам контактной стыковой сварки оплавлением и другим способом сварки давлением. Разделы сборника посвящены разработке технологии и оборудования для контактной сварки рельсов, стальных труб, арматуры и проката из высокопрочного алюминия. Рассматриваются также технологии прессовой сварки магнитоуправляемой дугой и сварки трением. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты в области сварки давлением.

Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся проблемами сварки давлением сталей, алюминиевых и титановых сплавов, интерметаллидов и других материалов.

Стоимость сборника* 100 грн/500 руб/18\$.



PRESSURE BUTT WELDING OF HIGH-STRENGTH STEELS AND ALLOYS. — Kiev: The E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 2011. — 120 p. Soft cover, 200×290 mm.

Collection includes 24 articles, published in «The Paton Welding Journal» in the period of 2005–2010, on the problems of flash-butt welding and other methods of pressure welding. Chapters of the Collection are devoted to the development of technology and equipment for flash-butt welding of rails, steel pipes, reinforcement bars and rolled metal of high-strength aluminium. The technologies of magnetically-impelled arc welding and friction welding are also described. The authors of articles are scientists and specialists, known both in Ukraine and abroad in the field of pressure welding. It is intended for scientists, engineers, technicians, designers and post-graduates, dealing with the problems of pressure welding of steels, aluminium and titanium alloys, intermetallics and other materials.

Cost of collection* 100 hrn/500 rub/18\$.



Заказы на сборники просьба направлять:
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11, Украина
тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-54-84, 200-81-45
E-mail: journal@paton.kiev.ua

* Стоимость указана с учетом доставки заказной бандеролью соответственно для Украины, России и ДЗ.

**ПОДПИСКА – 2012 на журнал «Современная электрометаллургия»**

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
160 грн	320 грн	900 руб.	1800 руб.	26 дол. США	52 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



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

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

Доступна физическим и юридическим лицам.

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

- Первая страница обложки (190×190 мм)
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)
- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот А3 (400×290 мм)
- 0,5 А4 (185×130 мм)
- 0,25 А4 (90×130 мм)

Контакты:

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

Технические требования к рекламным материалам

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

Все файлы в формате ИРС РС

- Corell Draw, версия до 10.0
 - Adobe Photoshop, версия до 7.0
 - QuarkXPress, версия до 7.0
 - Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi
- Стоимость рекламы и оплата**
- Цена договорная

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

Подписано к печати 14.03.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

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

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