

SOVREMENNAYA ELEKTROMETALLURGIYA

(Electrometallurgy Today)

Nº 2 (91)
2008

Published since January, 1985

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

Publisher: *International Association «Welding»*

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. Paton

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11, Bozhenko str., 03680,
Kyiv, Ukraine
Tel./fax: (38044) 528 34 84,
529 26 23
Tel.: (38044) 271 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editor:

E. N. Kazarova
Electron galley:
D. M. Dyachenko, L. N. Gerasimenko,
I. S. Batasheva

State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

ESR is 50!	3
ELECTROSLAG TECHNOLOGY	
Mitchell A. Metal crystallization in remelting processes.....	4
Protokovilov I. V. Electroslag melting of halogenide oxygen-free fluxes	13
ELECTRON BEAM PROCESSES	
Zhuk G. V. About the effect of metal heating power distribution in mould during EBCHM process on structure of titanium ingots	17
Ustinov A. I., Olikhovskaya I. A., Melnichenko T. V., Shishkin A. E., Matvienko Ya. I. Solid-phase reactions in heating multi-layer Al/Ti foils, produced by the electron beam deposition method	21
Mogilnikova T. T., Nerodenko L. M., Movchan B. A. Interaction of structure, microscopic limit of elasticity and internal friction of composite materials produced by the methods of electron beam technology	29
PLASMA-ARC TECHNOLOGY	
Zhadkevich M. L., Shapovalov V. A., Melnik G. A., Torkhov G. F., Zhurov D. M., Vislobokov O. M., Prikhodko M. S., Revyakin E. Yu., Peshkov A. N. Study of electric arc under conditions of its interaction with air-pulverized coal mixture	34
VACUUM-INDUCTION MELTING	
Sheiko I. V., Shapovalov V. A., Yakusha V. V. Induction melting in a sectional mould, its capabilities and prospects of application for producing cast products	41
GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY	
Grigorenko G. M., Pomarin Yu. M., Orlovsky V. Yu., Lakomsky V. V., Kalinyuk N. N., Alekseenko I. I. About dissolution of TiN hard particles in molten titanium during melting.....	49
Pomarin Yu. M., Khizhnyak V. G., Degula A. I., Smiyan O. D. Diffusion complex coatings with titanium additions on hard alloys VK8 and T15K6	52
ENERGY AND RESOURCES SAVING	
Kostyakov V. N., Poletaev E. B., Grigorenko G. M., Filozov V. N., Shevchuk E. A. Effect of technological factors on economic characteristics of liquid-phase reduction	56
REVIEWS AND SCIENTIFIC DISCUSSIONS	
Lakomsky V. I., Akhonin S. V. Review of manuscript «Secondary Titanium» of G. A. Kolobov, V. I. Pozhuev, V. V. Telin	58
INFORMATION	
Roizman V. P. International Scientific-Technical Conference in Egypt.....	59
Tsaryuk A. K. Ukrainian-Russian seminar on nuclear power engineering	60
V. Ya. Saenko is 70.....	61
New books	61

*Journal «Sovremennaya Elektrometallurgiya»
is published in English under the title*

«Advances in Electrometallurgy» by the E. O. Paton Electric Welding Institute.
Concerning publication of articles, subscription and advertising, please,
contact the editorial board

ЭШП — 50 лет!

Электрошлаковый переплав (ЭШП), детище ученых нашего института, 50 лет тому назад вышел из стен лабораторий. Практически одновременно на запорожском электрометаллургическом заводе «Днепроспецсталь» и Ново-Краматорском машиностроительном заводе заработали первые в мире промышленные печи ЭШП. Вскоре ЭШП стал широко распространяться в мире, и сегодня этот процесс наряду с вакуумно-дуговым переплавом является основой специальной электрометаллургии. По разным оценкам, в мире выплавляют около 1,2 млн т электрошлакового металла ежегодно, при этом около половины — в Китае. Сегодня ЭШП — это стандартный, хорошо изученный металлургический процесс, обеспечивающий получение сталей и сплавов самого высокого качества. Тем не менее, перед металлургами сегодня стоят новые сверхсложные задачи. Речь идет прежде всего о получении высококачественных гигантских сплошных и полых стальных слитков массой до 300 т (а возможно, и до 400 т), что на порядок меньше массы слитков жаропрочных сплавов. Казалось бы, эти задачи известны и более или менее удачно решены почти 30 лет назад прежде всего для нужд энергетики. Однако сегодня они значительно усложнились, и их предстоит решать для нового поколения сталей и сплавов. Первые опыты применения так называемого двухконтурного ЭШП с практически независимыми энергозатратами и производительностью позволяют полагать, что такое решение будет достигнуто.

В последнее время возникло немало и других интересных и сложных проблем. Например, достаточно давно обнаружено, что в отдельных случаях литой электрошлаковый металл не уступает деформированному, а иногда и превосходит его по служебным характеристикам в конкретных изделиях. Сегодня существует острая необходимость в изготовлении литых заготовок толстостенных сосудов ответственного назначения, в том числе для атомной энергетики и нефтехимии. Речь идет о полых слитках диаметром до 4 и даже 5 м.

На новом витке развития ЭШП нельзя забывать и о том, что до конца не изучены и не выявлены возможности рафинирования металла шлаком при применении не только переменного, но и постоянного токов, либо их одновременном прохождении через шлак, а это значит, что поле деятельности открыто не только для технологов, но и исследователей.



Академик
Б. Е. Патон





КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССАХ ПЕРЕПЛАВА

А. Митчелл

Электрошлаковый и вакуумно-дуговой переplавы широко применяются в промышленности для производства высококачественных сталей, суперсплавов и титановых сплавов. Эти процессы, использовавшиеся для рафинирования, в настоящее время в основном применяются для управления кристаллизацией металла при изготовлении слитков. Поскольку граничные условия этих процессов определяются легко, то было предпринято множество попыток моделирования кристаллизации слитков. Рассмотрены различные модели и описано их эффективное применение. Представленные модели вычислительной гидродинамики в значительной степени способствовали пониманию основных процессов, происходящих при переplаве, однако они еще пока не дают детального описания процесса промышленного производства слитков.

Electroslag and vacuum-arc remeltings are widely used in industry for production of high-quality steels, special alloys and titanium alloys. These processes, used for refining, are used at the present time mainly to control the metal crystallization in production of ingots. As the boundary conditions of these processes are easily defined, then a lot of attempts were made to model the crystallization of ingots. This work describes models and their effective application. The given models of a computational hydrodynamics contributed greatly to the understanding of main processes proceeding in remelting, however, they do not give yet the detailed description of the process of industrial production of ingots.

Ключевые слова: электрошлаковый переplав; вакуумно-дуговой переplав; стали; суперсплавы; титан

Для производства материалов, не содержащих вредные примеси, широко используются вакуумно-дуговой (ВДП) и электрошлаковый (ЭШП) переplавы. Годовое мировое производство металла с применением этих двух процессов составляет около 0,5 млн т. Эта обобщенная цифра весьма мала по сравнению с традиционным производством стали — миллиард тонн в год. Коммерческая стоимость слитков перерабатываемых сплавов составляет примерно $5 \cdot 10^9$ дол.

При ВДП и ЭШП металл в основном удерживается твердой «коркой», которая образуется в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе. Потребляемая тепловая энергия обеспечивается дугой постоянного тока, а в последнее время — электронным лучом или плазмой. Первоначально способ ВДП был предпочтительнее ЭШП, поскольку сопровождается более высокой скоростью охлаждения, а следовательно, меньшей сегрегацией. Такая его особенность по-прежнему остается основной для преимущественного использования этого способа переplавы, особенно для производства сплавов, высокочувствительных к сегрегации, таких, как суперсплавы на никелевой основе.

Для выявления особенностей кристаллизации металла в процессах ВДП и ЭШП следует определить их тепловой баланс и необходимые граничные

условия. Оба эти фактора стали предметом компьютерного моделирования. Основные рабочие характеристики указанных процессов переplавы представлены в многочисленных обзорах, обобщенных в работе [1]. Несмотря на то, что оба способа переplавы имеют много общего, их температурные режимы существенно отличаются, поэтому ЭШП и ВДП следует рассматривать отдельно.

Температурные характеристики процесса ЭШП.

При ЭШП энергия выделяется в шлаковой ванне за счет ее омического сопротивления при прохождении через нее переменного тока промышленной частоты, подаваемого от сети, что обеспечивает температуру, необходимую для процесса переplавы. Функция шлака заключается не только в выделении тепла, но и передаче тепловой энергии электроду для обеспечения его плавления, жидкому электродному металлу для обеспечения его перегрева и поверхности слитка для сохранения необходимого градиента температур в кристаллизующемся слитке. Конкретный способ, с помощью которого это выполняется, является основой технологической операции (переplавы), однако в плане кристаллизации можно рассматривать только эффект от вклада энтальпии в слиток.

В ранних компьютерных моделях процесса переplавы [2, 3] тепловложение представлено как принятое граничное условие на верхней поверхности слитка, либо как вклад энтальпии, либо как темпе-

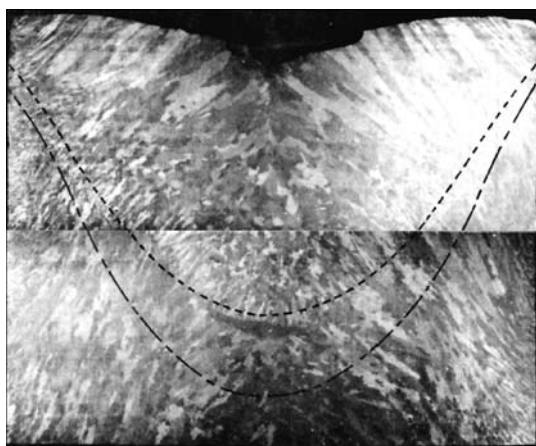


Рис. 1. Расчетная и реальная форма ванны слитка ЭШП сплава U700 диаметром 500 мм: штриховая линия — ликвидус; штрихпунктирная — солидус

ратура. Это принятое условие имело различные формы в зависимости от выбранной формулы расчета, но в большинстве случаев считалось регулируемым параметром. Форма исходного вклада обычно параболическая с периферийной граничной температурой, близкой к ликвидусу сплава и с температурой по оси с перегревом приблизительно на 150°C . Цилиндрические поверхности слитка характеризовались коэффициентами переноса тепла или налагаемыми температурами. Коэффициенты переноса тепла измеряли в лабораторных условиях [4], в некоторых случаях эти измерения проводили в промышленных печах [5] в ходе их эксплуатации. Одним из недостатков таких моделей являлось то, что ни в одной из них не принималось во внимание наличие небольшого участка контакта жидкого металла с шлаковым гарнисажем у верхней периферийной поверхности слитка, который отвечает за такие важные характеристики, как качество поверхности слитка, а в случае прокатки сталей — за угол наклона приповерхностных первичных дендритов. Подобный подход использован и для водоохлаждаемого поддона, поддерживающего слиток в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе. С помощью различных способов фиксации объема жидкой ванны во время плавления можно скорректировать граничные условия для получения приемлемого теплового режима слитка и таким образом объяснить различные особенности процесса кристаллизации. Широко используемым способом фиксации объема жидкой ванны является точечная добавка серы с последующим изготовлением серного отпечатка осевого сечения слитка [6]. Применялись и другие способы, например, введение вольфрамовой крупки или добавка радиоактивных изотопов [7]. Следует отметить, что исследованиям ЭШП с применением моделирования предшествовала подобная работа по непрерывному литью. В результате таких попыток моделирования стало ясно, что с помощью последнего при имеющемся достаточном количестве регулируемых параметров можно адекватно описать общие характеристики процесса кристаллизации металла при ВДП и ЭШП

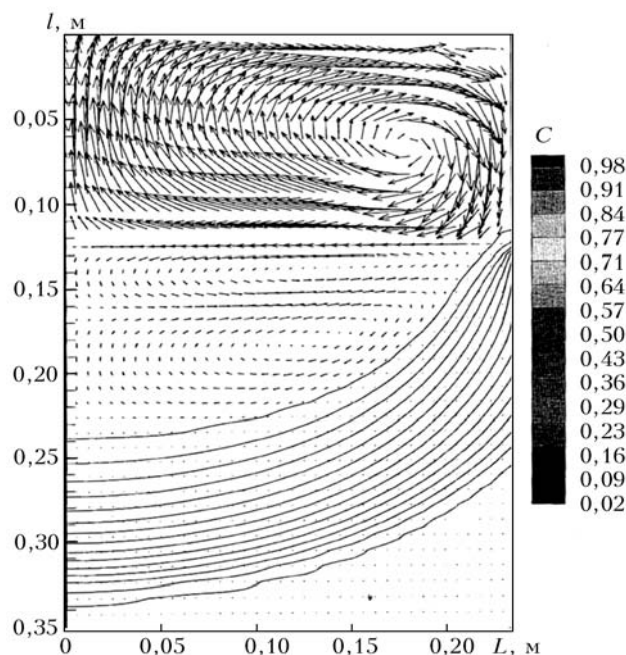


Рис. 3. Модель слитка ЭШП, полученного при высокой скорости плавления: l — расстояние по оси; L — радиальное расстояние; C — доля жидкости

(рис. 1–3). Однако также понятно, что некоторые важные факторы такие, как структура слитка и технологические особенности процесса, нельзя моделировать с приемлемым уровнем надежности. Эти особенности включают форму изотермы ликвидуса, которая не повторяет в точности прогнозируемый параболаид ни в одном из процессов, градиент температур в зоне охлаждения, характеристики кристаллизации при изменяющихся условиях нагрева или охлаждения и реакцию системы кристаллизации на движение жидкого металла в полностью жидкой ванне. Для создания более реальных моделей необходимо анализировать процесс в целом — включая плавление, нагрев и охлаждение слитка, причем в этом случае ВДП и ЭШП следует рассматривать в отдельности.

Процесс нагрева при ЭШП первоначально принимался как равномерный нагрев шлака за счет сопротивления, его изотермы можно рассчитать исходя из простой асимметричной зависимости сопротивление–температура. Также принималось до-

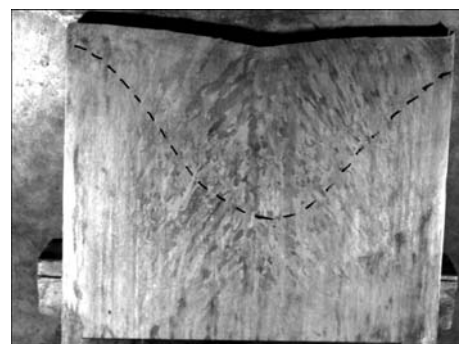


Рис. 2. Сечение слитка ЭШП диаметром 500 мм, полученного при высокой скорости плавления: штриховой линией обозначен контур жидкой ванны



пушение, что поверхность электрода имела постоянную геометрию, погружена в шлак и находилась под рабочим потенциалом процесса. Осевой границей шлака была водоохлаждаемая медная изложница, изолированная сплошным шлаковым гарнисажем с нулевой проводимостью. Поверхность слитка равномерно заземлялась, а сам шлак оставался неподвижным [2], и хотя эти принятые в модели допущения весьма сомнительны исходя из реального процесса переплава, модель можно было корректировать с целью получения несколько более реалистичной картины температурного поля поверхности слитка и соответственно улучшения полученных результатов. Однако вскоре стало понятно, что эти допущения были нереальными, поскольку используемая модель не позволяла воспроизвести наблюдавшиеся важные эффекты, например, изменение диаметра электрода или движение шлака. Тем не менее, моделирование структуры слитка продолжалось на основании граничных температурных условий, вычисленных с помощью модельной структуры, описанной выше.

Расширение вариантов модели «профиля ванны» направлены на получение более точного расчета профиля ликвидуса, учитывающего нередко встречающиеся на практике непараболические поверхности. Считалось, что этот эффект был вызван движением жидкой ванны, создаваемым сочетанием потока массы, плавучести и электромагнитных явлений, он учитывался через произвольно изменяющуюся теплопроводность жидкого металла как в радиальном, так и в осевом направлениях. Это позволяло выполнять принудительную подгонку профиля ликвидуса, которая, как принято считать, в сочетании с равновесной фазовой моделью кристаллизации давала реальную картину зоны кристаллизации, а следовательно, и предполагаемой металлургической структуры. Формирование последней обусловлено временем локальной кристаллизации, необходимым сплаву для того, чтобы перейти от ликвидуса к солидусу, или сочетанием градиента температур твёрдо-жидкой зоны и скорости локальной кристаллизации [8, 9]. Концепция описания металлургической структуры на основании времени локальной кристаллизации имеет преимущество в том, что позволяет проводить экстраполяцию лабораторных экспериментов по направленной кристаллизации на прогнозирование структуры слитка без вырезки больших участков образца слитка. Она дает возможность получать прогнозы структуры быстрорежущих сталей и суперсплавов [10] не только по расстоянию между дендритами, но также по размерам и химическому составу первичных карбидов.

Результаты расчетов по такой модели были использованы для создания моделей структуры зерен и прогнозирования возможности перехода от столбчатой к равноосной структуре в больших слитках [11]. Однако указанная модель применялась пока только к сверхсплавам и не к очень крупным слиткам ЭШП [12]. При этом условия точно опреде-

лялись по результатам лабораторных экспериментов, а также исходя из реальных сечений слитков. Условия перехода от столбчатой к равноосной структуре, прогнозируемые с помощью этих моделей, хорошо согласуются с имеющимися данными по этому вопросу, полученными при направленной кристаллизации суперсплавов.

Металлургические эффекты при ЭШП. Основной целью процесса ЭШП первоначально было рафинирование металла, например, от серы и неметаллических включений. И хотя потребность в первом в основном исчезла, за исключением некоторых сплавов с очень низким содержанием серы, последнее по-прежнему остается актуальным. Результаты исследований показали, что содержание неметаллических включений в слитке ЭШП в значительной степени зависит от выделения вторичных включений в жидкой ванне и зоне кристаллизации, а следовательно, от объема ванны и времени локальной кристаллизации. Эти результаты свидетельствуют о том, что размеры включений, присутствующих в слитке, зависят от скорости плавления и наряду с другими аспектами определяют необходимое для флотации время пребывания включений в металлической ванне слитка. Еще одно назначение процесса ЭШП состоит в управлении кристаллизацией слитка и его структурой. Как указано выше, время локальной кристаллизации оказывает непосредственное влияние на равновесную структуру, но не дает информации о возможности появления сегрегационных дефектов таких, как фрекис или центральная пятнистость в слитке. Поскольку наличие последней является серьезной проблемой, были предприняты попытки сравнить модельные структуры, чтобы определить, которая из них полезней для устранения этой проблемы.

Вопрос макросегрегации является сложным. В принципе, учитывая столбчатодендритную природу кристаллизации, область формирования любых выделений должна быть ограничена участком, расположенным между дендритами. Экспериментальные работы по этому вопросу с использованием радиоактивных изотопов [7] показали, что при этом имеет место полное смешивание жидкой ванны и любые изменения химического состава слитка, вызванные резким изменением химического состава, например, электрода, можно учитывать с помощью простых уравнений смешивания. Отсюда следует, что ступенчатое изменение химического состава электрода приводит к постепенному изменению химического состава слитка по всей его длине, эквивалентной трём объемам ванны. Исследования также показали, что между междендритным пространством и остальным объемом жидкой ванны обмен жидкостью очень незначителен. Такие результаты хорошо согласуются с полученными на сложных моделях, которые указывают на наличие так называемой температуры иммобилизации, температуры в зоне кристаллизации, когда твердая фракция пре-

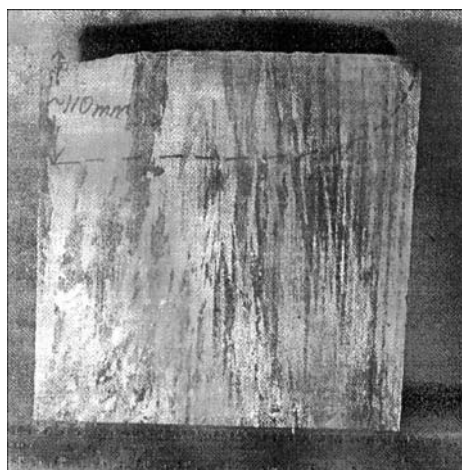


Рис. 4. Поперечное сечение слитка ЭШП сплава IN718 диаметром 450 мм, полученного при низкой скорости плавления: штриховой линией обозначен ликвидус при завершении процесса плавления

пятствует любому обмену жидкостью с объемом металла при температуре выше линии солидус. Эта температура обычно принимается равной температуре, при которой объемная доля твердой фракции составляет 0,1... 0,2. С учетом результатов этих исследований можно ожидать (и это подтверждено на практике), что химический состав слитков ЭШП не изменяется с верха до низу, когда используется электрод однородного химического состава, при условии, что кристаллическая структура полностью столбчато-дендритная (рис. 4). В слитках, полученных при повышенных скоростях плавления и/или при очень большом их диаметре относительно чувствительности металла к сегрегации, где имеется незначительная доля равноосной структуры, также наблюдается макросегрегация, происходящая вследствие так называемого «кристаллического дождя», когда физическое движение равноосных кристаллов приводит к макросегрегации, как и в слитках обычного литья.

И хотя условия, способствующие осевой макросегрегации, хорошо изучены и прогнозируются с помощью расчетных моделей, этот процесс, происходящий в радиальном направлении, исследован пока мало. Из результатов экспериментов ясно, что имеет место движение потока жидкости через кристаллизующуюся дендритную матрицу, которое зависит от нескольких факторов, связанных с тепловым режимом кристаллизующегося участка. Междендритный поток жидкости изучали многие исследователи [13, 14], и он описан с помощью многочисленных уравнений. Из этого стало ясно, что в условиях ЭШП (или ВДП) основными переменными являются расстояния между дендритами и степень сегрегации выбранного сплава. Первое связано непосредственно с тепловым режимом и относительно нечувствительно к изменениям химического состава сплава, а последнее зависит непосредственно от сплава. Центральная сегрегация, наблюдаемая в слитках ЭШП (ее иногда называют инготизм), появляется, если выплавляемый сплав склонен к сег-

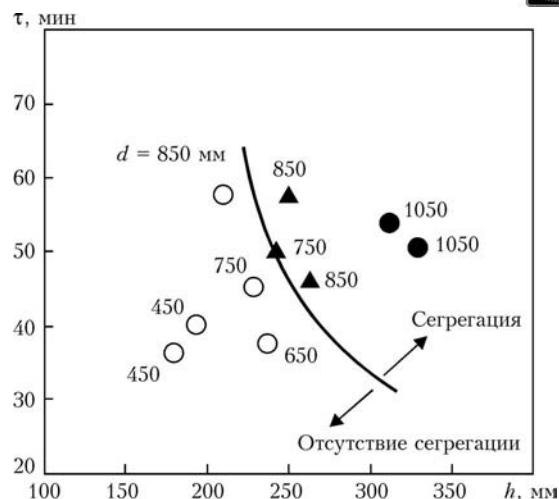


Рис. 5. Граница центрального участка сегрегации при ЭШП сплава IN706 [16]: τ — время локальной кристаллизации; h — глубина жидкой ванны; ○ — отсутствие сегрегации; ▲ — слабая степень сегрегации; ● — сильная

регации и расплавляется со скоростью, которая создает критическое расстояние между дендритами и их наклон в центральных участках слитка. Эти условия в значительной степени зависят от самого сплава и условий плавления (скорости плавления и поперечного сечения слитка) и на практике являются постоянной проблемой, поскольку ограничивают размер получаемого слитка, особенно легированных сплавов. Это подробно освещено в работе [15], где рассматриваемый сплав IN706 имел умеренную склонность к сегрегации в основном из-за наличия ниобия (рис. 5). Подобные результаты, полученные для большого количества сплавов различных химических составов, послужили основой для промышленных данных, касающихся диаметров d слитков, скоростей плавления и химических составов сплавов [16]. Тот же принцип положен в основу попытки описать кристаллизацию слитка при различных условиях плавления в форме безразмерных цифр [17], что в общем было полезно, но не давало представлений о структуре слитка.

Условия, влияющие на расстояние между дендритами, что приводит к центральной сегрегации, те же самые, что могут привести к появлению дефекта известного как фрексл (или V-сегрегация в обычных отливках). Главный механизм образования фрексл — управляемый плавучестью поток жидкости через структуру столбчатых дендритов — подробно изучен в работе [18]. Граничные условия для образования фрексл сформулировать сложно. Несколько исследователей [18–21] использовали метод безразмерных цифр (в данном случае число Рэлея) для описания условий, при которых может сформироваться канал фрексл. Верификация этого постулата проведена в лаборатории с использованием метода направленной кристаллизации, и полученные результаты подтвердили корректность этой модели. В случае слитка ЭШП число Рэлея можно использовать непосредственно для описания взаимосвязи расстояния между дендритами и теплового режима кристаллизации [22], но для промышлен-



ных условий его пока еще не использовали, возможно, из-за неточности существующих тепловых моделей и нечеткой взаимосвязи расстояния между дендритами и градиентом температур (как правило, погрешность составляет 30 %), а также из-за незначительного объема наших знаний о физических свойствах жидких металлов [23]. При таком подходе требуется очень малый (приблизительно 3...5 %) градиент плотности междендритной жидкости для стимулирования образования фрексл, что находится в пределах области погрешности наших знаний о температурной зависимости плотности чистого железа или никеля. Еще одной сложностью в плане образования фрексл является то, что подход с использованием числа Релея дает возможность выявить возможность распространения фрексл, а не его появления. Для последнего требуется некоторая неустойчивость при кристаллизации для начала движения жидкости, после чего число Релея будет надежным показателем способности канала фрексл поддерживать непрерывное движение. Возникаю-

щая неустойчивость, наблюдаемая на практике, объяснялась образованием пузырьков CO [24] в сталях, а также неустановившимся движением жидкости в объеме жидкой ванны. В первом случае этот механизм проверен экспериментально, и он, видимо, в значительной степени способствует образованию пятнистости в слитках ЭШП сталей, полученных в условиях, когда может произойти окисление, приводящее к пересыщению междендритной жидкости вследствие сегрегации углерода и кислорода при охлаждении. Этого можно избежать путем снижения содержания кислорода в слитке. Эффект переходного движения жидкости в объеме металлической ванны наблюдался при ВДП, но не при ЭШП. В первом случае любое случайное перемешивание жидкой металлической ванны паразитными электромагнитными полями приводит к образованию фрексл при условии наличия соответствующих чисел Релея. В случае ЭШП образование фрексл также имеет место при любом резком изменении теплового режима выплавки слитка, например, изменении тока, что косвенно приводит к движению жидкости. Концепция температуры иммобилизации, по-видимому, корректна для описания тепловых полей в жидко-твердой зоне, и если будет обнаружен очаг образования фрексл [18] при доле твердой фракции, равной хотя бы 0,5, при этом форма массопередачи между объемом ванны и жидкостью жидко-твердой зоны остается неизвестной.

Расчет теплового режима ЭШП. Из описанных выше концепций моделирования видно, что достоверность модели зависит от двух важных аспектов — определения граничных условий (внутренних и внешних) и способов, с помощью которых эта модель учитывает вклад энтальпии в слиток. Промышленный процесс усложняет прямые измерения внутренних температурных условий, но все же есть данные для слитков, полученных как в промышленных, так и лабораторных условиях [25]. Было определено, что в шлаковой ванне существует температурный градиент, который нельзя учесть в режиме простого сопротивления, а также имеет место сильное движение шлака, связанное с условиями протекания процесса. Еще одним определяющим фактором стало то, что оба этих эффекта тесно связаны с уровнем погружения электрода в шлак и относительными диаметрами электрода и кристаллизатора. Было установлено: важной переменной величиной является распределение тока между цепью электрод–слиток и электрод–кристаллизатор. Как правило, твердый шлаковый гарнисаж, образующийся между шлаком и водоохлаждаемым кристаллизатором, должен служить электрическим изолятором. При первых попытках моделировать поведение шлака это условие учитывалось [2]. Однако промышленные испытания показали, что значительная часть общего тока проходит по последнему контуру. Был разработан вариант процесса переплава, в котором 100 % тока принудительно направлялось по этому контуру [26]. Влияние направления тока на движение и температуру

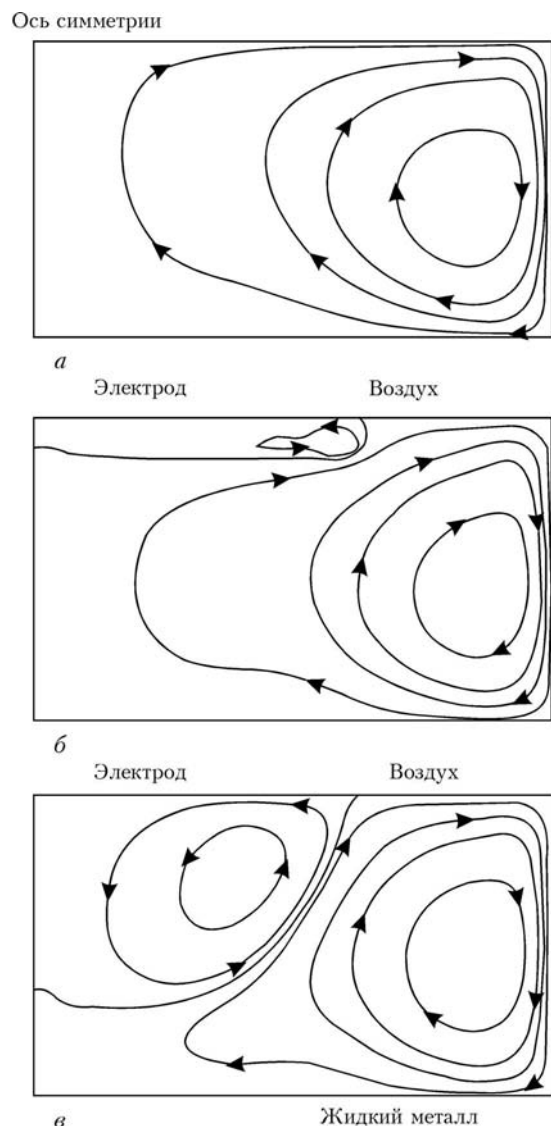


Рис. 6. Влияние изменения диаметра электрода на направление течения шлака: а — заполнение 0,64; б — 0,36; в — 0,16

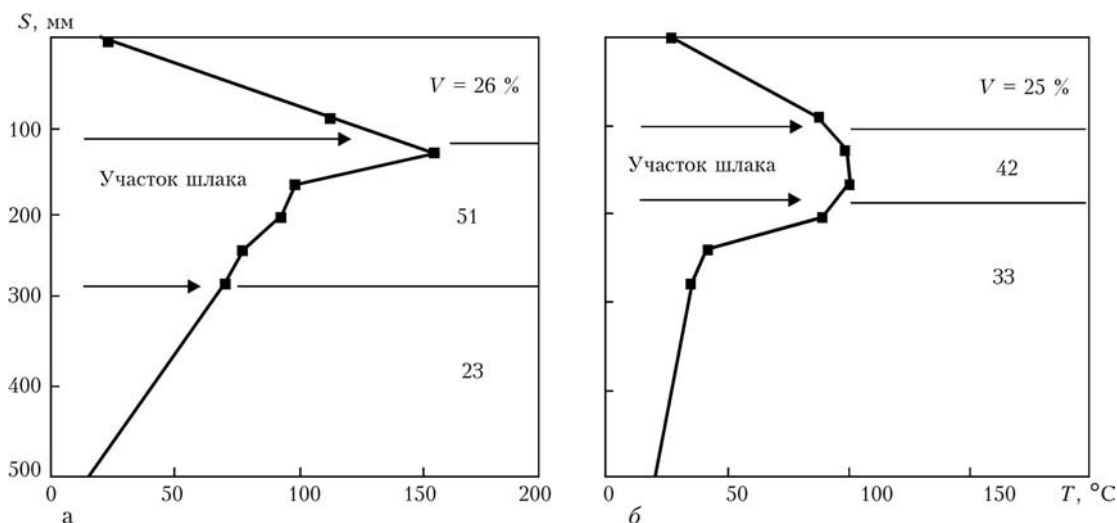


Рис. 7. Перенос тепла в изложницу с использованием электрода при его «плавающем» контакте с поверхностью шлака и глубоким погружении в шлак [35]: S — положение участка на стенке изложницы; T — температура стенки изложницы; V — доля распределения тепла на участке зоны плавления

шлака весьма значительно и, как показала практика, от этого зависят толщина шлакового гарнисажа и форма профиля ванны слитка. Исследование движения шлака в зависимости от соотношения диаметров электрода и кристаллизатора [27] подтвердили, что оно оказывает сильное воздействие на направление движения шлака из-за относительной плавучести и наличия электромагнитных сил, но при этом не учитывалось влияние глубины погружения электрода в шлак на направление тока (рис. 6). В небольших лабораторных печах электрод всегда глубоко погружен в шлак, а ток кристаллизатора близок к нулю, как и во многих использовавшихся ранее промышленных печах. Однако современная промышленная печь работает таким образом, что электрод, «плавает» на поверхности шлака при условии, что его расплавленная поверхность контактирует со шлаком приблизительно на 70 % площади поперечного сечения. Получаемый баланс между силами выталкивания и электромагнитными приводит к такому состоянию, когда при большом соотношении диаметров электрода и кристаллизатора сила выталкивания преобладает при сильном движении шлака наружу к периферии. Как показали измерения переноса тепла в этой точке, это способствует высокой температуре на периферии и образованию тонкого шлакового гарнисажа [28] (рис. 7). Это условие также обеспечивает максимальный коэффициент переноса тепла от слитка и положительно влияет на градиент температур при его кристаллизации. Указанный эффект необходимо учитывать при разработке модели теплового режима выплавки слитка, а использование граничных условий переноса тепла [29] или температуры шлака [30], полученных при лабораторных испытаниях, вероятно, невозможно для условий промышленного производства. Разработаны модели, в которых учитываются все упомянутые выше эффекты [31]. Они проверены при исследованиях сечений слитков, полученных в промышленных печах. Однако прогресс в этом направлении в настоящее время сдерживается скорее недостаточными знаниями физических свойств

используемых материалов (как в шлаковой, так и в металлической фазе), чем проблемами расчетов, поскольку имеющегося математического обеспечения более чем достаточно для решения задач, связанных с описаниями процесса ЭШП.

Описание процесса кристаллизации при ВДП. При ЭШП целесообразнее ограничиться кристаллизацией сталей и сплавов на основе никеля, поскольку они составляют 100 % материалов, выплаваемых этим способом. Способ ВДП используют не только для таких сплавов, но и для химически активных сплавов титана, циркония, ниобия, тантала и урана. Большинство работ, посвященных исследованию кристаллизационной структуры и свойствам сплавов при ВДП, выполнено на сталях и сплавах на основе никеля, и только недавно сделана попытка объяснить особенности кристаллизации сплавов титана и циркония. Из результатов более поздних исследований стало ясно, что процесс ВДП в том виде, в каком он используется для этих сплавов, значительно отличается от применяемого для материалов с более низкой точкой плавления, поэтому эти два варианта ВДП необходимо рассматривать отдельно друг от друга.

Вначале расчетные описания кристаллизации слитков при ВДП сплавов с низкой температурой плавления так же, как и при ЭШП, базировались на использовании граничных условий на осевых частях слитков, которые можно с достаточной долей достоверности измерить экспериментально, а также на принятых распределениях температуры на верхней поверхности слитка. Однако в каждом отдельном случае требовалась определенная подгонка полученных результатов для того, чтобы обеспечить соответствие измеренных профилей ванны и прогнозируемого ликвидуса [32]. Прогнозировать структуру слитков можно было, например, с помощью зависимости расстояния между дендритами от вычисленного локального времени кристаллизации, и при точно определенном расстоянии между



дендритами в лабораторных условиях это соответствие было достаточно хорошим. Тем не менее, как и в случае ЭШП, стало ясно, что большую часть характеристик кристаллизации, обычно создающих проблемы, нельзя проанализировать с помощью этого метода, поскольку он включает слишком много допущений.

Первая из проблем касается движения металла в жидкой ванне. Потоки металла в ванне определяются тем же соотношением плавучести, массопередачи и электромагнитного взаимодействия, что и при ЭШП. В случае ВДП электромагнитные взаимодействия отличаются, поскольку при этом процессе используется постоянный ток, но распределение тока между контурами слитка и кристаллизатора подобно ЭШП.

При ВДП почти весь ток от торца электрода проходит непосредственно в кристаллизатор через верхнюю часть слитка по схеме затухания по оси в направлении вниз, его значение равно нулю в точке, где вследствие усадки слиток теряет контакт с изложницей. Считалось, что эта точка находится в положении, в котором гидростатическое давление жидкой ванны больше не может деформировать твердую оболочку слитка для достижения хорошего контакта с изложницей, что, вероятно, происходит тогда, когда температура поверхности слитка приблизительно на 100 °С ниже температуры солидус. Принятая форма затухания этого тока оказывает непосредственное влияние на поток жидкости, вычисленный по электромагнитным взаимодействиям, а следовательно, на распределение температуры в ванне слитка и градиент температур при кристаллизации. Были предприняты попытки измерить этот эффект [33], но до настоящего момента он по-прежнему не определен.

Вторая проблема касается процесса нагрева дугой. Дуга является точечным источником тепла, который быстро перемещается по верхней поверхности слитка для обеспечения практически равномерного в него тепловложения. Поскольку поверхность плавления электрода плоская то, это дает почти радиально-равномерное энтальпийное тепловложение в слиток. Конкретные параметры процесса (длина дуги, вакуум, скорость подачи электрода, соотношение диаметра электрода и кристаллизатора) могут привести к изменению равномерного движения дуги на короткое или длительное время, что оказывает непосредственное воздействие на схему кристаллизации слитка. Краткосрочный эффект способствует появлению такого дефекта, как фрексл, при продолжительном эффекте слиток может постепенно перейти в область температур, что приводит к осевой сегрегации. Эффект радиального распределения дуги был измерен экспериментально [33] и введен в модель слитка для уточнения прогноза теплового поля.

Еще одна проблема, являющаяся актуальной как для ЭШП, так и для ВДП, связана с определением общего энерговложения. В более ранних моделях

сделаны попытки выполнить это путем вычисления баланса энергии процесса. При этом обнаружено, что когда модели, включающие плавление, а также затвердевание сравнивались с реальным балансом энергии, наблюдалось существенное расхождение в расчетных балансах, что свидетельствовало о более эффективном процессе плавления, чем имеющем место в реальной системе. При ВДП плазменные разряды, видимо, происходят непрерывно вдоль нерасплавленного участка электрода, что приводит к утечке тока в кристаллизатор, не связанной со значительным нагревом электрода. При ЭШП проблема заключается в том, что большинство промышленных источников тока не дают четкой синусоидальной формы питания переменного тока, а некоторые печи не работают при высоком коэффициенте мощности. В результате энергетический баланс, вычисленный непосредственно путем умножения напряжения и тока, получается выше той реальной мощности, которая подается печи. Этот фактор усложняет четкое описание распределения температуры в шлаке в том плане, что реальное напряжение на поверхности электрода нельзя определить непосредственно путем измерения приложенного напряжения в печи. Для обоих процессов характерно то, что несмотря на применение сложных современных моделей в вычисленной кристаллизационной структуре по-прежнему есть неизвестные факторы.

Хотя фрекслам и уделяется много внимания в научной литературе, посвященной ВДП, на практике этот дефект встречается относительно редко, поскольку хорошо известны условия, позволяющие избежать его возникновения. Другие дефекты создают больше трудностей при контроле качества. Один из них известен как белые пятна [34]. Это небольшой (несколько квадратных миллиметров) объем сплава, химический состав которого близок к химическому составу первичного дендритного остова. Определено, что существует три различных типа таких дефектов: первый возникает в виде фрагментов дендритов, которые попали в ванну слитка непосредственно из центральных полостей в электроде; второй — это попавшие в ванну фрагменты, но уже из участков «шельфа» или «короны» процесса, где кристаллизация выплесков привела к тому, что химический состав обеднен легирующими элементами; третий — результат движения междендритной жидкости при кристаллизации, что может быть классифицировано как фрексл. Ни один из указанных дефектов не поддается моделированию, поскольку их возникновение в значительной степени является результатом случайных процессов. Однако последний дефект считается наиболее проблемным для сверхсплавов, а для легированных сталей — иногда даже очень опасным. Поскольку механизмы образования различных типов белых пятен не имеют аналогов при ЭШП, то эта проблема почти никогда не возникает при ВДП. Второй дефект, наблюдаемый в слитках при ВДП, — древесные кольца (полосы небольшой сегрегации, повто-



ряющие профиль ванны слитка). Они появляются как при ВДП, так и при ЭШП вследствие неустойчивости температурного режима при выплавке слитка. Последнее приводит к неравномерному развитию дендритов, вызывая периодическое колебание общей сегрегации, существующей на этом участке, и изменение химического состава закристаллизовавшейся в это время твердой фазы. Причины неустойчивости в разных процессах различны, но они также не поддаются моделированию на современном уровне, поскольку происходят в короткие периоды времени (а следовательно, на малых расстояниях), что потребовало бы использования мелкой сетки и нереально длительного времени для вычислений. Неясно, приводит ли этот эффект кристаллизации к каким-либо серьезным механическим повреждениям в изделии, но поскольку он хорошо проявляется на протравленных участках изделия, то обычно такие изделия отбраковывают. Еще одной особенностью кристаллизации металла при ВДП в сплавах с более низкой температурой плавления является использование гелия, подаваемого в пространство между слитком и внутренней поверхностью кристаллизатора для увеличения переноса тепла. Это пространство является вакуумным изолятором, где перенос тепла происходит только за счет радиации, что составляет значительную часть общего сопротивления переносу тепла между центром слитка и водяным охлаждением. Заполнение пространства гелием при давлении приблизительно 5 кПа приводит к значительному снижению общего сопротивления переносу тепла и таким образом оказывает положительное влияние на скорость охлаждения центральных участков слитка. В наиболее склонных к сегрегации сплавах этот эффект выражается в 10%-м увеличении максимального диаметра слитка, полученного ВДП [35]. Система добавки гелия является простой, однако ее эффективность зависит от уплотнения, образованного периферийной верхней частью слитка со стенкой кристаллизатора. Если оно не формируется из-за неустойчивости дугового процесса, гелий проникает в область дуги, еще более дестабилизируя процесс, что приводит к появлению вышеуказанных дефектов. При ЭШП подобный процесс не происходит из-за незначительного увеличения теплопереноса, что имело бы место в случае добавки гелия при ЭШП, выполняемом на воздухе или в аргоне.

Процесс ВДП реактивных металлов. Этот процесс переплава применили для сплавов на основе титана и циркония раньше, чем для сталей и сплавов на основе никеля, в своем современном виде он стал значительно проще. Это вызвано относительной нечувствительностью к сегрегации большинства сплавов титана и циркония, переплавляемых в промышленных условиях. Циркаллои, СРТi и Ti6/4 не склонны к сегрегации, почти все реактивные сплавы ВДП относятся к этой группе. Сплавы титана, подверженные сегрегации, создают определенные тех-

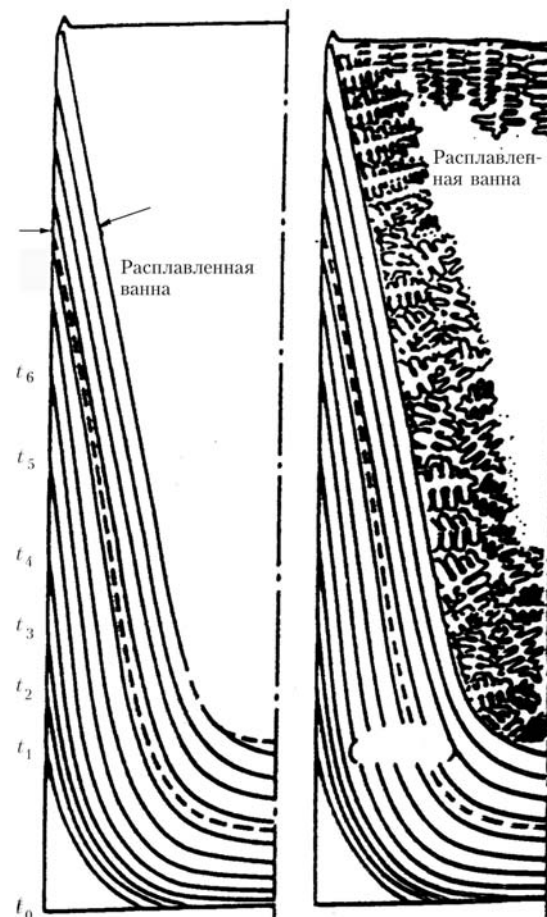


Рис. 8. Кристаллизация слитка титана, полученного способом ВДП (виден переход от столбчатой к равноосной структуре), при переходе цикла плавления слитка от стабильного к подпитке его головной части [39]

нические проблемы для технологии при ВДП, но составляют очень незначительную долю от общей массы выплавляемых слитков.

Учитывая высокую стоимость процесса переплава очень важен выход годного, отсюда большое внимание уделяется качеству поверхности полученного слитка. У названных сплавов высокая температура плавления (например, у титана — 1667 °С). Для получения поверхности слитка хорошего качества требуется высокое тепловложение при процессе переплава, а высокая скорость плавления способствует образованию жидкой ванны большого объема. При плавлении большого слитка СРТi 60... 70 % его общего объема все еще является жидким в тот момент, когда последовательность технологических операций доходит до цикла подпитки головной его части, в отличие от стального слитка, в котором эквивалентный объем будет менее 10 % (рис. 8). Следовательно, во многих отношениях кристаллизация слитка СРТi больше похожа на кристаллизацию слитка обычного литья, чем стального слитка, полученного ВДП. Процесс кристаллизации обычно моделируется так же, как для сталей и сплавов на основе никеля [36], но при этом имеются некоторые отличия. Первым и основным отличием является то, что процесс нагрева дугой намного проще



для представления в модели, поскольку дуга длиннее и принудительно вращается под действием внешнего магнитного поля, что обеспечивает прогнозируемое равномерное тепловложение в поверхность слитка. Второе существенное отличие — необходимость приложения периодически реверсирующего внешнего магнитного поля к слитку для того, чтобы обеспечить колебания жидкого металла и перемешивание его с целью выравнивания химического состава сплава. Эти факторы следует учитывать в любой модели, описывающей кристаллизацию слитка.

Схема кристаллизации слитка [37] свидетельствует о наличии столбчатой структуры (ячеистой в СРТi, дендритной в Ti6/4) в той его части, которая кристаллизовалась, когда происходило стационарное плавление, т. е. когда градиент температур при кристаллизации был относительно крутым. На участке слитка, который кристаллизовался во время или после цикла горячей подпитки головной части слитка, т. е. когда градиент температур был менее крутым, а скорость кристаллизации повышалась, сформировалась равновесная структура. Как можно предположить, ячеистая структура участка слитка СРТi свидетельствует о наличии некоторой макросегрегации из-за разделения растворенного вещества на довольно плоской поверхности раздела фаз. Кислород концентрируется в твердом веществе, а следы железа — в жидкости. Сегрегация наблюдалась также в слитке Ti6/4, но на участке жидкого металла, который закристаллизовался последним (центральный верхний участок слитка), где алюминий сконцентрирован в верхней центральной части слитка вследствие кристаллического дождя в зоне с равноосной структурой. Оба эти эффекта были успешно смоделированы, что позволило сделать вывод, что переход от столбчатой к равноосной структуре в слитке СРТi происходит при градиенте температур и скорости кристаллизации, значительно отличающихся от тех, которые имели место в сплавах с низкой температурой плавления. В слитке СРТi участок дендритов увеличивается, возможно, из-за отсутствия какого-либо элемента, вызывающего появление зародышей в жидком титане, вследствие чего поверхность раздела может переохлаждаться больше, чем в обычных сплавах.

Сплавы титана, чувствительные к сегрегации, имеют некоторые из дефектов, свойственные сталям и сплавам на основе никеля (фрекле и древесные кольца), но до настоящего времени не было обнаружено белых пятен, возможно, из-за более высоких температур и большего объема ванны. Сплавы изготавливаются в условиях, способствующих получению столбчатой дендритной структуры для того, чтобы свести к минимуму возникновение вызываемых сегрегацией дефектов. Однако достичь этого очень сложно, поскольку необходимо сохранять высокую температуру для обеспечения качества поверхности слитка. Достижение равновесия между этими двумя факторами обычно приводит к снижению выхода годного, от которого в значительной степени зависит стоимость изготовления сплавов. Как и в случае сплавов с низкой температурой

плавления, прогнозирование структуры сплава с точки зрения возникновения фрекле затруднено из-за небольшого различия в плотности, необходимого для управления каналом этого дефекта, учитывая незначительный объем наших знаний о физических свойствах жидкого сплава. Несмотря на эту проблему, очевидно, что жидкость, приводящая к появлению дефекта в виде канала фрекле в сплавах титана, образуется при доле твердой фракции, приблизительно 0,8, что не согласуется ни с теперешней концепцией температуры иммобилизации, ни с современным описанием перколяции жидкости через сетку дендритов. Последнее показывает, что при доле твердой фракции 0,8 сопротивление потока столь существенно, что никакого потока быть не должно. Тем не менее, анализ химического состава пятен и постепенно выделяющейся междендритной жидкости подтверждает образование пятен из жидкости.

Таким образом, можно сделать вывод, что современный уровень моделирования кристаллизации металла при переплаве является достаточно высоким и обеспечивает хорошее представление этого процесса. Однако результаты моделирования во всех случаях зависят от точности необходимых параметров. Имеющихся данных о физических свойствах материалов недостаточно для того, чтобы применять моделирование для реальных промышленных технологий.

1. A. Choudhury. Vacuum Metallurgy. — Frankfurt: Leybold-Heraeus, 1985.
2. Elliot J. F., Maulvault M. Proc. 4th Intern. symp. on ESR / Ed. T. Muraji. — Tokyo: ISIJ, 1973. — P. 69–74.
3. Ballantyne A. S. PhD. Thesis metallurgical engineering UBC. — Vancouver, 1978.
4. Mitchell A., Szekeley J., Elliot J. F. Electroslag refining. — London: Iron and Steel Institute, 1973. — P. 1–11.
5. Jeanfils C. L., Chen J. H., Klein H. J. Proc. 6th Intern. vacuum metallurgy conf. / Ed. T. Saoti. — Tokyo: ISIJ, 1974. — P. 543–548.
6. Choudhury A., Jauch R., Lowenkamp H. Proc. 5th Intern. vacuum metallurgy conf. / Ed. O. Winkler. — Munich: Leybold Heraeus Corp., 1976. — P. 233–241.
7. Mitchell A., Jackson R. O., Ballantyne A. S. Proc. 4th Intern. symp. on ESR / Ed. T. Muraji. — Tokyo: ISIJ, 1973. — P. 1–8.
8. Mitchell A., Ballantyne A. S. Proc. 6th Intern. vacuum metallurgy conf. / Ed. G. K. Bhat, R. Schlatter. — San Diego: American Vacuum Society, 1979. — P. 569–577.
9. Ballantyne A. S., Mitchell A., Wadier J. F. // Ibid. — P. 599–618.
10. Ballantyne A. S., Mitchell A. Solidification and casting of metals. — London: Metals Soc., 1979. — P. 363–371.
11. Electroslag refining / B. E. Paton, B. I. Medovar, D. A. Kozlitsin et al. — London: Iron and Steel Institute, 1973. — P. 16–21.
12. Choudhury A., Jauch R., Lowenkamp H. Proc. 5th Intern. vacuum metallurgy conf. / Ed. O. Winkler. — Munich: Leybold Heraeus Corp., 1976. — P. 233–243.
13. Takahashi T., Ichikawa K., Kudou M. Solidification and casting of metals. — London: Metals Society, 1979. — P. 331–340.
14. Stewart M. J., Weinberg F. // J. Cryst Growth. — 1972. — № 12. — P. 228–240.
15. Proc. 2003 symp. on liquid metal processing / S. Ueda, M. Funazaki, K. Kajikawa et al. — Paris: SF2M, 2003. — P. 131–138.
16. Holzgruber W., Machner P., Kubish C. // Proc. 3rd Intern. symp. on ESR / Ed. G. K. Bhat, A. Simkovitch. — Pittsburgh: Mellon Institute, 1971. — P. 221.



17. *Proc. 4th Intern. symp. on ESR* / H. Kajioka, K. Yamaguchi, N. Sato et al. / Ed. T. Muraji. — Tokyo: ISIJ, 1973. — P. 102–114.
18. *Auburtin P.* PhD Thesis metallurgical engineering UBC. — Vancouver, 1996.
19. *Proc. 2001 Intern. symp. on liquid metal processing* / K. Morita, W. Yang, W. Chen et al. — San Diego: American Vacuum Society, 2001. — P. 314–323.
20. *Ibid* / T. Suzuki, T. Shibata, K. Morita et al. — P. 325–333.
21. *Proc. 1999 Symp. on liquid metal processing* / W. Chen, W. H. Yang, K.-M. Chang et al. — San Diego: American Vacuum Society, 1999. — P. 122–130.
22. *Bouse G. K., Mihalisin J.* Superalloys, supercomposites and superceramics / Ed. J. Tien et al. // J. Wiley. — 1989. — P. 99–148.
23. *Mills K. C., Quested P.* *Proc. Intern. symp. on liquid metal processing* / Ed. A. Mitchell, J. Fernihough. — Sandia National Laboratories, NM, 1994. — P. 226–235.
24. *Sawa S., Shibuya S., Kinbara S.* // *Proc. 4th Intern. symp. on vacuum metallurgy* / Ed. T. Saoti. — Tokyo: Iron and Steel Institute, 1974. — P. 129–136.
25. *P. O. Mellberg* / *Proc. 6th Intern. on vacuum metallurgy conf.* / Ed. G. K. Bhat, R. Schlatter. — San. Diego: American Vacuum Society, 1979. — P. 535–541.
26. *Holzgruber W., Holzgruber H., Boh M.* // *Proc. 2001 Intern. symp. on liquid metal processing.* — Sandia National Laboratories, NM, 2001. — P. 82–92.
27. *Rawson J. D. W., Dawson D. I., Kirkham N.* // *Proc. 4th Intern. symp. on ESR* / Ed. T. Muraji. — Tokyo: ISIJ, 1973. — P. 55–61.
28. *Mitchell A., Joshi S.* // *Met Trans*, 1971. — P. 449–456.
29. *Choudhury M., Szekey J.* // *Proc. 6th Intern. vacuum metallurgy conf.* / Ed. G. K. Bhat, R. Schlatter. — San. Diego: American Vacuum Society, 1979. — P. 484–496.
30. *Heilman J. E., Damkroger B. K.* // *Proc. Intern. symp. on liquid metal processing* / Ed. A. Mitchell, J. Fernihough. — Sandia National Laboratories, NM, 1994. — P. 1–10.
31. *Kelkar K., Mitchell A.* // *Proc. symp. on modeling in processing metallurgy.* — Tours: SF2M, 2003. — P. 446–452.
32. *Hans S., Jardy A., Ablitzer D.* // *Proc. Intern. symp. on liquid metal processing* / Ed. A. Mitchell, J. Fernihough. — Sandia National Laboratories, NM, 1994. — P. 143–152.
33. *Ward R. M., Jacobs M. H.* // *Proc. 2003 symp. on liquid metal processing.* — Paris: SF2M, 2003. — P. 49–59.
34. *A. Mitchell* // *Proc. «COST 50» conf.* — Liege: CNRM, 1986. — № 2. — P. 1417–1431.
35. *Hosamini L. G., Wood W. E., Devletian J. H.* // *Special melting and process technologies* / Ed. G. K. Bhat. — San Diego: Noyes Corp., 1988. — P. 460–466.
36. *Proc. 2003 symp. on liquid metal processing.* / A. Kermanpur, D. G. Evans, R. J. Siddall et al. — Paris: SF2M, 2003. — P. 39–46.
37. *Proc. 6th World conf. on titanium* / N. Fukada, H. Okano, M. Koizumi et al. — Cannes: Soc Francaise de Metallurgie, 1988. — II. — P. 631–638.

Ун-т Британ. Колумбии, Ванкувер, Канада

Поступила 08.10.2007

УДК 669.187.56.001.3

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ВЫПЛАВКА ГАЛОГЕНИДНЫХ БЕСКИСЛОРОДНЫХ ФЛЮСОВ*

И. В. Протокилов

Предложено осуществлять выплавку галогенидных бескислородных флюсов электрошлаковым способом в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе с использованием нерасходуемого титанового электрода. Показано, что принудительное вращение расплава ванны при помощи внешнего продольного магнитного поля интенсифицирует плавление шихты и позволяет увеличить производительность процесса выплавки флюса.

It was suggested to realize the melting of halogenide oxygen-free fluxes by electroslag method in a copper water-cooled mould using a non-consumable titanium electrode. It is shown that the forced rotation of the pool molten metal by means of a longitudinal magnetic field intensifies the charge melting and allows increasing the efficiency of the flux melting process.

Ключевые слова: электрошлаковая плавка; флюс; шлак; нерасходуемый электрод; магнитное поле

При электрошлаковой сварке и плавке титана и сплавов на его основе применяют бескислородные галогенидные флюсы (шлаки) [1–4], основу которых составляет CaF_2 . В качестве добавок, способствующих улучшению тех или иных технологических и металлургических свойств флюса, использу-

ют фториды и хлориды щелочных и щелочноземельных металлов (табл. 1). При этом одним из основных требований к флюсам для электрошлаковой сварки (ЭШС) и электрошлакового переплава (ЭШП) титана является полное отсутствие оксидов, поскольку наличие во флюсе даже в небольшом количестве таких стойких оксидов, как Al_2O_3 , ZrO , TiO_2 , не исключает возможность загрязнения титана кислородом [2–3].

* В работе принимали участие инженеры Д. А. Петров, А. М. Белов.



Таблица 1. Химический состав (мас. %) флюсов для ЭШС (ЭШП) титана и его сплавов

Марка флюса	CaF ₂	CaCl ₂	SrCl ₂	BaF ₂	MgF ₂	CaCl	KCl	CsI	K ₂ TiF ₆
АН-Т2	100	—	—	—	—	—	—	—	—
АН-Т4	85	—	15	—	—	—	—	—	—
АН-Т6	85	15,0	—	—	—	—	—	—	—
АН-Т8	85	14,5	—	—	—	0,5	—	—	—
АН-Т10	13	—	—	73	13,5	—	0,5	—	—
АН-Т12	95	—	—	—	—	—	—	—	5
АН-Т14	95	—	—	—	—	—	—	5	—

Бескислородные флюсы изготавливают путем плавления шихты из исходных компонентов с последующим их дроблением до необходимой грануляции. С целью обеспечения максимальной чистоты флюсов (в первую очередь в отношении оксидов) для их изготовления применяют чистые химические компоненты (квалификации ХЧ или Ч). Это же условие ограничивает возможность выплавки флюса во флюсоплавильных печах, футеровка которых содержит оксиды, поэтому такие флюсы изготавливают в основном в графитовых тиглях с использованием индукционного нагрева. Недостатком указанного способа получения флюсов является вероятность загрязнения флюса углеродом, который может попасть в него в процессе выплавки из материала тигля.

Целью данной работы было исследование возможности получения бескислородных флюсов электрошлаковым способом с помощью имеющегося модернизированного оборудования — установки А-1494 и трансформатора ТШП-10000/1 [5]. Предложено выплавку флюса осуществлять в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе с использованием нерасходуемого (неплавящегося) электрода.

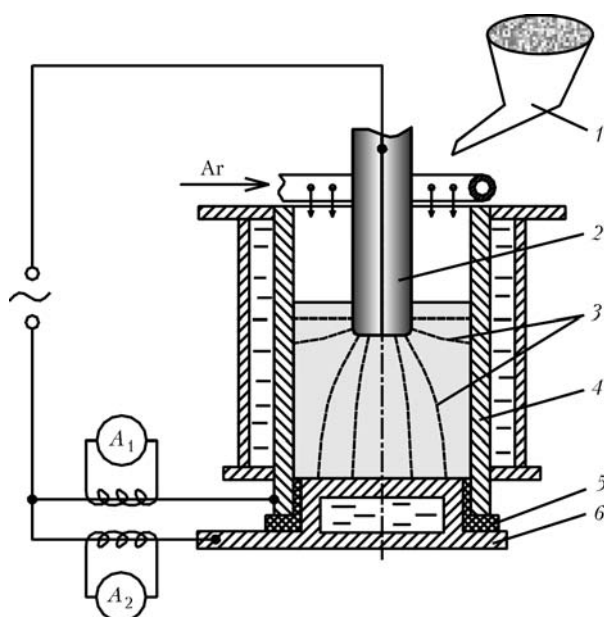


Рис. 1. Схема электрошлаковой выплавки флюса: 1 — устройство засыпки флюсовых компонентов; 2 — нерасходуемый титановый электрод; 3 — линии электрического тока; 4 — кристаллизатор; 5 — электроизолятор; 6 — поддон; A₁, A₂ — амперметры

В качестве нерасходуемых электродов при электрошлаковой плавке применяют графитовые или водоохлаждаемые электроды с рабочей частью, выполненной из различных тугоплавких металлов [6]. Недостатком графитового электрода применительно к выплавке флюса является возможность загрязнения флюса углеродом, а водоохлаждаемых электродов — относительно высокая стоимость их изготовления.

Кроме упомянутых электродов, при плавке бескислородных флюсов в качестве нерасходуемого электрода можно использовать титановый электрод. Температура плавления титана составляет 1660 °С, а фторида кальция (наиболее тугоплавкого компонента флюса) — 1410 °С. При этом температура плавления многокомпонентных солевых систем, как правило, еще ниже [4]. Таким образом, при определенных электрических режимах плавки (прежде всего при напряжении на шлаковой ванне) можно добиться устойчивого электрошлакового процесса без плавления титанового электрода. Например, при переплаве титанового электрода под флюсом АН-Т4 при снижении напряжения на ванне до 6... 14 В электрод практически не оплавляется, при этом поддерживается стабильная шлаковая ванна. Это явление, в частности, использовали при заварке усадочной раковины [5].

В связи с указанным выше предложено выплавку флюса осуществлять с применением нерасходуемого титанового электрода.

Исследуемый флюс АН-Т4 выплавляли в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 140 мм (рис. 1). Нерасходуемый электрод диаметром 60 мм был изготовлен из технического титана ВТ1. В качестве исходных компонентов использовали

Таблица 2. Режимы выплавки флюса АН-Т4

Напряжение на шлаковой ванне, В	Глубина шлаковой ванны, мм	I _{под} , А	I _{кр} , А	I _{общ} , А
10	40	1500	180	1680
10	80	650	400	1050
12	120	400	780	1180
14	160	250	1000	1250
15	200	100	1500	1600



ли фторид кальция и хлорид стронция квалификации Ч. Общая масса шихты на одну плавку составляла 10 кг. Для определения характера прохождения электрического тока в шлаковой ванне (флюсовом расплаве) поддон электрически изолировали от кристаллизатора. Для дополнительной защиты шлаковой ванны и разогретого до высоких температур электрода от взаимодействия с атмосферными газами осуществляли местную защиту плавильного пространства инертным газом (аргоном).

Наведение шлаковой ванны выполняли с использованием «холодного старта» при напряжении на ванне 38 В. Практически сразу после начала протекания в цепи стабильного электрического тока напряжение снижали до 10 В и осуществляли дальнейшее наведение шлаковой ванны. После расплавления первоначальной порции шихты массой 2 кг производили непрерывную засыпку флюсовых компонентов в зону плавки. С целью поддержания постоянной глубины погружения электрода в расплав и обеспечения более эффективных условий тепловыделения в шлаковой ванне по мере увеличения ее глубины выполняли подъем электрода. При этом напряжение на ванне варьировали в пределах 10... 15 В. Режимы выплавки флюса АН-Т4 представлены в табл. 2.

Результаты экспериментов показали, что на начальном этапе плавки доля тока кристаллизатора $I_{кр}$ была незначительной и составляла около 10 % (табл. 2). По мере увеличения глубины шлаковой ванны доля $I_{кр}$ возрастала и в конце плавки при глубине ванны 200 мм составляла более 90 %. Это вызвано увеличением межэлектродного промежутка (расстояния между торцом электрода и поддоном), а соответственно и сопротивления участка цепи электрод-поддон. В результате общий ток плавки $I_{общ}$ перераспределился в сторону снижения доли тока поддона $I_{под}$ и увеличения доли тока кристаллизатора $I_{кр}$.

Следует подчеркнуть, что протекание электрического тока по цепи кристаллизатора является более благоприятным с точки зрения технологии, поскольку обеспечивает равномерное тепловыделение в верхних слоях ванны, т. е. непосредственно в тех областях, куда поступает переплавляемая шихта.

Визуальный осмотр торца электрода показал, что в процессе выплавки флюса при напряжении на ванне 10... 15 В плавление электрода практически не происходило. Наблюдалось лишь частичное оплавление наконечника, который приваривался к торцу электрода для осуществления «холодного старта» электрошлакового процесса (рис. 2). Оплавление имело место на начальном этапе при напряжении на ванне 38 В. Сформировавшийся в результате этого «блинчик» титана впоследствии, легко отделяется от общей массы выплавленного флюса.

В процессе выплавки флюса происходило его неравномерное плавление, что вызвано несиммет-

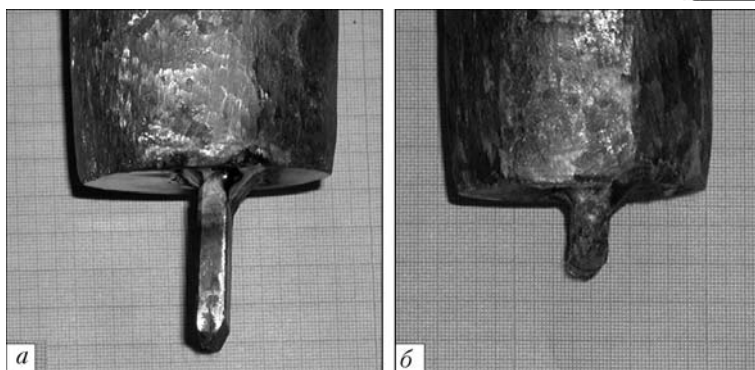


Рис. 2. Вид торца электрода до (а) и после (б) выплавки флюса

ричной относительно оси ванны засыпкой флюсовых компонентов в плавильное пространство. В результате на поверхности ванны со стороны засыпного устройства образовался настил из нерасплавленной шихты в то время, как с противоположной стороны кристаллизатора шихта полностью расплавилась (рис. 3).

Для интенсификации плавления шихты и увеличения производительности процесса выплавки флюса осуществляли принудительное вращение расплава за счет использования внешнего продольного магнитного поля [7]. Это не потребовало создания специальных электромагнитных устройств, поскольку используемые при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке титановых сплавов кристаллизаторы [5, 7] уже были оборудованы устройствами для создания в зоне плавки продольного магнитного поля.

Экспериментальным путем была установлена зависимость частоты азимутального (вокруг оси ванны) вращения расплава от индукции продольного магнитного поля (рис. 4). Частоту вращения расплава определяли визуально по частоте вращения частиц нерасплавленной шихты на поверхности ванны. Установлено, что интенсивность вращения расплава зависит не только от индукции магнитного

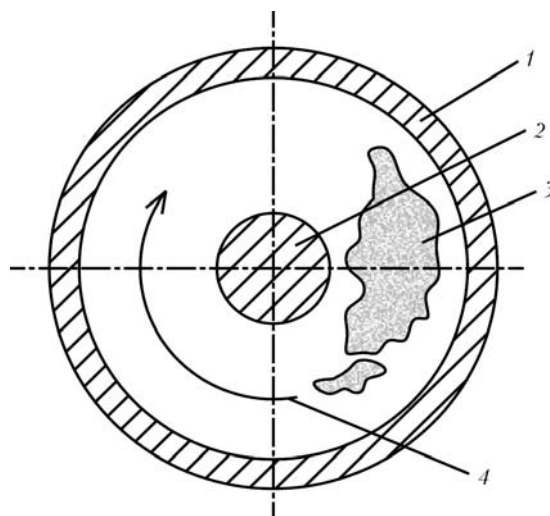


Рис. 3. Вид зеркала шлаковой ванны: 1 — стенка кристаллизатора; 2 — нерасходуемый электрод; 3 — нерасплавленная шихта; 4 — направление принудительного вращения расплава

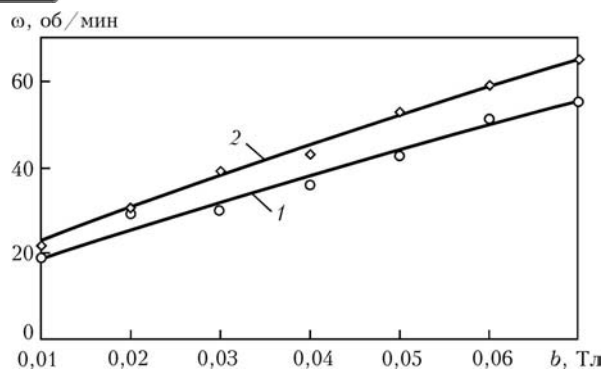


Рис. 4. Зависимость частоты ω вращения расплава от индукции b продольного магнитного поля: 1 — $I_{\text{под}} = 600$ А, $I_{\text{кр}} = 850$ А; 2 — $I_{\text{под}} = 450$ А, $I_{\text{кр}} = 1000$ А

поля, но и от соотношения тока $I_{\text{под}}$ и $I_{\text{кр}}$. При увеличении тока кристаллизатора частота вращения расплава также увеличивается (рис. 4). Это вызвано тем, что продольное магнитное поле взаимодействует с радиальной составляющей тока плавки, доля которой преобладает в токе кристаллизатора и незначительна в токе поддона.

Использование принудительного вращения приводило к тому, что шихта, попадая на поверхность ванны, увлекалась потоками расплава, и это способствовало более интенсивному ее плавлению. Так, магнитное поле с индукцией в зоне плавки 0,06 Тл обеспечивало азимутальное вращение расплава с частотой 50...60 об/мин (рис. 4). При этом максимальная линейная скорость вращения достигала 40 см/с, что позволило увеличить производительность процесса выплавки флюса с 22 до 28 кг/ч (на 25 %).

Приведенные выше результаты исследований свидетельствуют о возможности выплавки галогенидных бескислородных флюсов электрошлаковым способом с использованием нерасходуемого титанового электрода. Указанные флюсы (шлаки) используются при ЭШС (ЭШП) титановых сплавов и для их изготовления предложенным способом не требу-

ется применение дополнительного технологического оборудования. К преимуществам данного способа выплавки флюса, по сравнению с индукционной плавкой в графитовом тигле, можно также отнести и отсутствие загрязнения флюса углеродом.

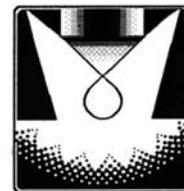
Выводы

1. При электрошлаковой выплавке галогенидных бескислородных флюсов в качестве нерасходуемого электрода можно использовать электрод, изготовленный из технического титана ВТ1.
2. При выплавке флюса АН-Т4 для предотвращения плавления титанового электрода напряжение на шлаковой ванне не должно превышать 15 В.
3. Принудительное вращение расплава ванны при помощи внешнего продольного магнитного поля интенсифицирует плавление шихты и позволяет увеличить производительность процесса выплавки флюса на 25 %.

1. *Компан Я. Ю., Щербинин Э. В.* Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.
2. *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов* / Под ред. В. Н. Замкова. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
3. *Подгаецкий В. В., Люборец И. И.* Сварочные флюсы. — Киев: Техніка, 1984. — 167 с.
4. *Подгаецкий В. В., Кузьменко В. Г.* Сварочные шлаки. — Киев: Наук. думка, 1988. — 256 с.
5. *Протоковілов І. В.* Магнітокерівана електрошлакова плавка багатоконпонентних титанових сплавів: Дис. ... канд. техн. наук. — К., 2006. — 178 с.
6. *Биктагіров Ф. К.* Применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для плавки, рафинирования и обработки металлов. Сообщ. 1 // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 4. — С. 11–17.
7. *Компан Я. Ю., Назарчук А. Т., Протоковілов І. В.* К вопросу интенсификации электромагнитного воздействия при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке титановых сплавов // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 4. — С. 3–7.

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

Поступила 17.03.2008



УДК 669.187.526.001.57

О ВЛИЯНИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МОЩНОСТИ НАГРЕВА МЕТАЛЛА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ В ПРОЦЕССЕ ЭЛПЕ НА СТРУКТУРУ ТИТАНОВЫХ СЛИТКОВ

Г. В. Жук

Обоснована перспективность получения крупногабаритных (диаметром более 1 м) слитков титановых сплавов способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. Приведены расчетные данные, подтвержденные экспериментально, которые свидетельствуют о влиянии температурных условий в кристаллизаторе на структуру слитков. Установлены технологические режимы, способствующие получению улучшенной структуры титановых слитков.

Prospects of producing large-sized (more than 1 mm diameter) ingots of titanium alloys using a method of electron beam cold heat melting have been grounded. The calculated data, confirmed experimentally, are given to confirm the effect of temperature conditions in the mould on the structure of ingots. Technological conditions, promoting the producing of improved structure of titanium alloys, have been established.

Ключевые слова: титан; электронно-лучевая плавка; крупногабаритные слитки; кристаллизация; математическое моделирование; послойное формирование слитка

В настоящее время широкое применение титана и его сплавов в различных областях деятельности человека в значительной степени ограничивается его высокой стоимостью. Однако, если учитывать, например, тот факт, что стойкость к коррозии титана превышает стойкость нержавеющей сталей примерно в 100 раз (а соответственно, увеличивается и время эксплуатации изделий из титана), то дороговизна титана становится относительной. Если же при этом принимать во внимание его относительно низкую (4500 кг/м^3) плотность, то к факторам, положительно влияющим на экономические характеристики изделий из титана, добавятся еще и его удельные характеристики, что повлечет снижение расхода топлива, количества несущих конструкций и увеличение их полезной массы. Вместе с тем, для успешного внедрения титана следует снижать его себестоимость. Одним из путей уменьшения себестоимости слитков титана является увеличение их размера, что позволяет снизить удельные затраты на 1 кг металла за счет уменьшения времени на технологические операции по подготовке плавки и после нее, удельной поверхности слитка (что позволяет уменьшить потери металла при механической обра-

ботке после деформации в условиях нагрева вне вакуума), потерь на обрезь от головной и донной частей слитка и с краев полуфабрикатов, а также за счет увеличения количества стандартных (по массе) заготовок для последующей деформации, которые можно изготовить из одного слитка.

Увеличение размера слитков означает увеличение степени деформации при получении сортовой заготовки, что положительно сказывается на структуре ковального металла. Необходимо также отметить, что крупные слитки нужны и для изготовления массивных деталей в случае, если сварка невозможна или недопустима исходя из технических требований.

Проблема получения больших слитков состоит в обеспечении качества металла. Масштабный фактор оказывает значительное влияние на структуру и свойства металла слитков, зачастую устанавливая непреодолимый барьер на пути их укрупнения. Как отмечают авторы работ [1, 2], для определенных металлургических технологий существуют критические размеры слитков заданных сплавов, выше которых невозможно получить слитки удовлетворительного качества. Профессор А. Митчелл [2] связывает это ограничение с сегрегацией и образованием крупных включений в слитках большого диаметра. Основным источником таких «неприятнос-

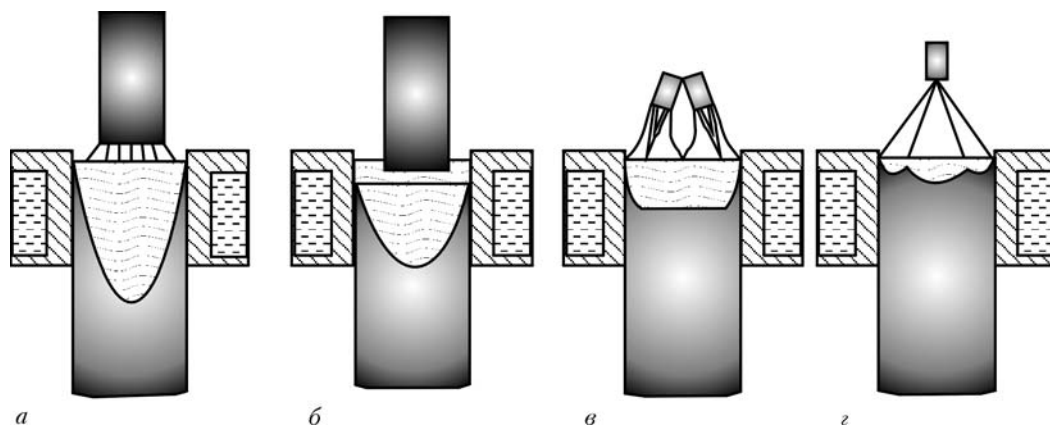


Рис. 1. Схемы кристаллизации слитков в процессах ВДП (а), ЭШП (б), ПДП (в) и ЭЛП (г)

тей» является наличие развитой жидкой ванны в головной части формируемого слитка. В сочетании с высокими градиентами температур, характерными для переплавных процессов в водоохлаждаемом кристаллизаторе, глубокая жидкая ванна приводит к значительной ликвации химических элементов. Таким образом, чтобы получить качественный слиток большого (около 1 м) диаметра, необходимо уменьшать объем жидкой ванны. Это можно сделать двумя путями: уменьшить подаваемую в кристаллизатор электрическую мощность или производительность плавки. В процессах с зависимым источником нагрева (например, вакуумно-дуговой (ВДП) или электрошлаковый (ЭШП) переплав) эти два фактора взаимосвязаны между собой. Уменьшая ток, мы тем самым уменьшаем производительность процесса. Проблема состоит в том, что при уменьшении тока ниже некоторого критического значения на периферии слитка, вблизи водоохлаждаемых стенок кристаллизатора, металл находится в твердом состоянии и не будет сплавляться в цельный слиток (возникнут неслитины). Перераспределить же нагрев в сторону периферийной части слитка в указанных процессах не представляется возможным. В данном случае жидкая ванна будет иметь вид, показанный на рис. 1, а, б, и существенно уменьшить ее объем без ущерба качеству слитков невозможно.

Гораздо большие возможности, с точки зрения управления глубиной жидкой ванны, предоставляют процессы специальной металлургии, использующие независимые источники нагрева — плазму и электронный луч. С их помощью можно не только изменять общую мощность нагрева слитка в кристаллизаторе, но и эффективно перераспределять нагрев по его поверхности. Применение же в указанных способах промежуточной емкости позволяет изменять производительность плавки (скорость подачи перегретого жидкого металла в кристаллизатор). Изменяя потоки тепловой энергии в кристаллизатор (количество перегретого металла, поступающего в единицу времени из промежуточной емкости, и поверхностный нагрев непосредственно зеркала жидкой ванны) можно в широких пределах менять глубину и конфигурацию жидкой ванны.

Использовать перераспределение нагрева в периферийную часть кристаллизатора в случае плазменно-дугового переплава (ПДП) (рис. 1, в) с промежуточной емкостью удастся в меньшей степени. Это связано с тем, что эффективный диаметр пятна нагрева на поверхности ванны соизмерим с размерами кристаллизатора. Увеличение диаметра слитков влечет за собой увеличение мощности плазмотронов, что приводит к укрупнению плазменной струи и размера пятна нагрева.

Наиболее широкие возможности для регулирования температурных условий формирования слитка в кристаллизаторе обеспечивает электронно-лучевой переплав (ЭЛП) с промежуточной емкостью (рис. 1, г) благодаря размеру пятна нагрева на поверхности нагреваемого металла, так называемого фокального пятна [3], и безынерционности нагрева электронным лучом. Для современных плавильных пушек аксиального типа, например «Патон-300» [4], при ускоряющем напряжении 30 кВ и токе луча 10 А диаметр фокального пятна равен 20...30 мм. По сравнению с диаметром кристаллизатора это составляет всего несколько процентов, поэтому диаметр фокального пятна можно считать точечным. Безынерционность нагрева дает возможность практически мгновенного перемещения луча в необходимую точку. На практике при необходимости нагрева площади определенной конфигурации луч сканирует по заданной траектории, при этом частота сканирования достигает 1000 Гц. Таким образом, время перемещения луча из одной точки нагрева в другую составляет около 0,001 с.

Исходя из сказанного выше следует, что электронным лучом можно создавать практически любую конфигурацию нагрева поверхности слитка в кристаллизаторе. Очевидно, что для компенсации повышенного теплоотвода в области высоких градиентов температуры у стенок кристаллизатора необходимо перераспределение электронно-лучевого нагрева в периферийную часть слитка. Для более объективной качественной и количественной оценки такого перераспределения необходимо выполнить численные расчеты. Для исследования теплофизических процессов, происходящих при формировании слитка, были использованы математические модели

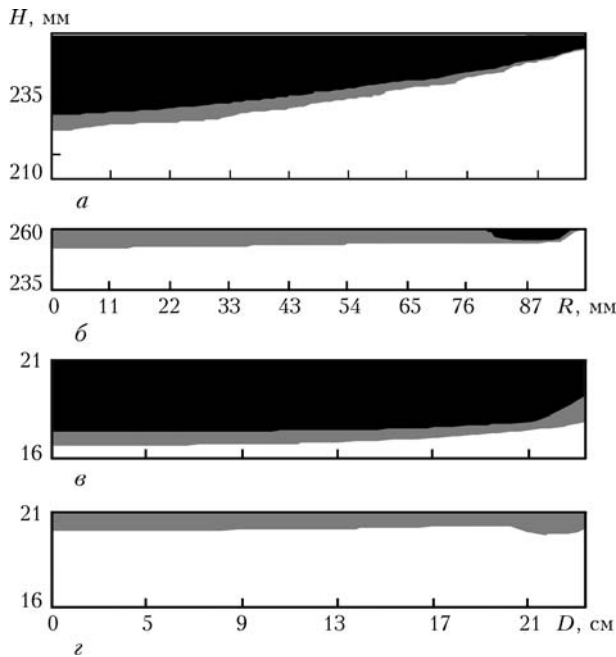


Рис. 2. Температурные поля в продольных сечениях слитков титанового сплава Ti-6Al-4V при мощности электронно-лучевого нагрева: *а* — 35; *б* — 15 кВ (слиток диаметром 200 мм); *в* — 60; *г* — 45 кВ (слиток-сляб прямоугольного сечения 150×500 мм); *R* — радиус слитка; *D* — расстояние от оси слитка; *H* — высота от дна слитка до его поверхности; черный участок — жидкий металл (>1898 K); серый — зона двухфазного состояния (1868...1898 K)

[5, 6] — двумерная теплопереноса в цилиндрических слитках и трехмерная для слитка прямоугольного сечения. Модели позволяют получить эволюционирующую картину температурного поля слитка, конфигурации жидкой ванны и зоны твердожидкого состояния металла в зависимости от технологических параметров ЭЛП, производительности процесса, периодичности заливки расплава в кристаллизатор и мощности электронно-лучевого нагрева.

Расчеты, выполненные для слитка диаметром 200 мм и слитка-сляба прямоугольного сечения 150×500 мм титанового сплава Grade 5 ASTM (Ti-6Al-4V), показали, что в зависимости от мощности и конфигурации нагрева поверхности слитков в кристаллизаторе можно достичь режимов плавки как с наличием жидкой ванны в верхней части слитка, так и с твердожидким состоянием его верхнего торца (рис. 2). Для уменьшения глубины жидкой ванны и в последующем перехода ко второму режиму требуется при постоянной производительности плавки уменьшить общую мощность нагрева металла в кристаллизаторе и перераспределить ее в периферийную часть слитка. Как показали результаты расчетов, подтвержденные экспериментально, для перехода к режиму с твердожидким состоянием торца слитка, имеющего прямоугольное сечение, мощность нагрева должна быть меньше на 25 %, а в слитке диаметром 200 мм — более чем в 2 раза [5, 7]. При этом электронные лучи

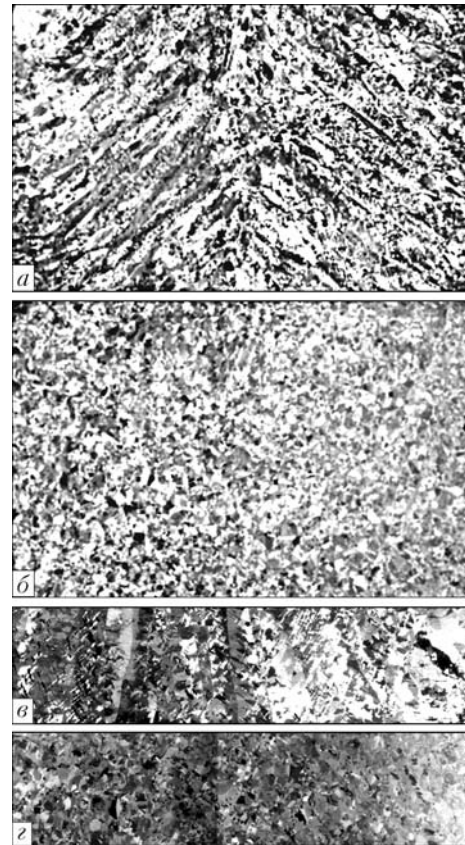


Рис. 3. Макроструктура продольного сечения слитков сплава Ti-6Al-4V: *а, б* — слиток диаметром 200 мм; *в, г* — слиток-сляб с прямоугольным сечением 150×500 мм

фактически обогревали слиток «в линию» в его периферийной части, а центральная часть слитка нагревалась только за счет рассеянных электронов (часть кривой распределения Гаусса, выходящая за эффективный диаметр фокального пятна).

На основании данных об изменяющемся во времени температурном поле в слитке произведены также расчеты градиента температур и скорости охлаждения расплава в каждой точке слитка на момент прохождения этой точки интервала солидус-ликвидус, т. е. в момент затвердевания металла. Анализ полученных результатов позволил установить зависимость значений обеих теплофизических характеристик от режимов электронно-лучевого нагрева слитка-сляба. С понижением мощности электронно-лучевого нагрева и переводом его максимума в периферийную часть слитка значения ука-

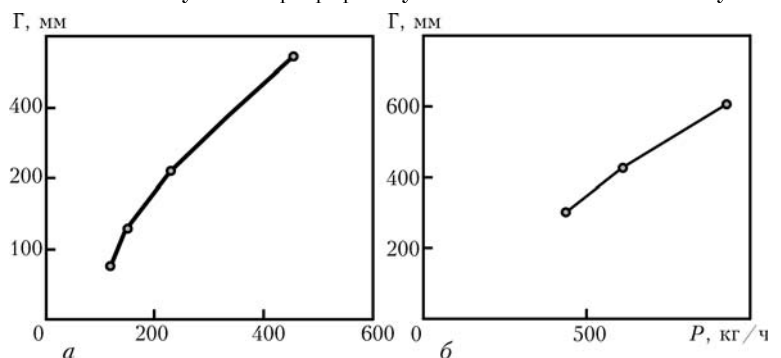


Рис. 4. Влияние производительности плавки *P* на глубину ванны *G* в слитках диаметрами 600 (*а*) и 1200 мм (*б*)

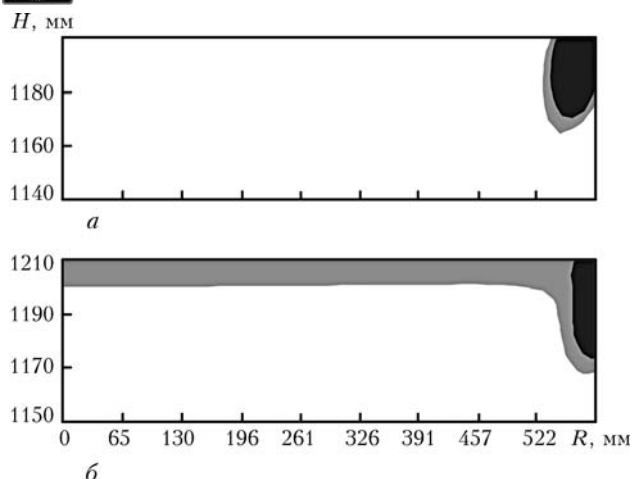


Рис. 5. Температурные поля слитка диаметром 1200 мм в условиях послойной кристаллизации: перед заливкой порции (а) и через 15 с после нее (б)

занных величин возрастают. Вместе с тем, поле скоростей охлаждения наиболее точно отражает условия кристаллизации слитка. Установлено, что при увеличении скорости охлаждения выше некоторого критического значения (для сплава Ti-6Al-4V оно составляет около 1 К/с) в слитках образуется структура, полностью состоящая из равноосных зерен (рис. 3, б, з). Рассчитанные градиенты температур и скорости охлаждения также соответствуют переходу от столбчатой к равноосной структуре на карте кристаллизации сплава Ti-6Al-4V [6].

Если экстраполировать полученные зависимости на процесс производства слитков больших размеров способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ), то можно рекомендовать следующий технологический подход:

перераспределить мощность электронно-лучевого нагрева в периферийную часть слитка (нагрев в линию) и снизить мощность нагрева до значения, при котором обеспечивается наличие жидкой ванны на периферии слитка;

обеспечить равномерный нагрев центральной части слитка на минимальном уровне, необходимом для поддержания ее в жидком или твердо-жидком состоянии.

На практике такой подход сталкивается с определенными трудностями. Так, при увеличении сечения (диаметра) слитка ЭЛПЕ на процессы его кристаллизации начинает влиять масштабный фактор. По-видимому, за счет удаления центральной части слитка от охлаждающей поверхности кристаллизатора процесс отвода тепла из нее замедляется и снижение мощности обогрева не приводит к существенному уменьшению глубины ванны. В связи с этим в рамках вышеупомянутой математической модели оптимизация режимов плавки для цилиндрических слитков диаметром 600...1200 мм осуществлялась путем изменения производительности плавки (рис. 4). Формальным критерием глу-

бины жидкой ванны выбран радиус слитка как общепринятый при оценке удовлетворительности условий кристаллизации. Установлено, что глубина жидкой ванны не превышает радиуса слитка при следующей производительности плавки: при диаметре 600 мм — 350 кг/ч; 840 мм — 550 кг/ч; 1200 мм — 800 кг/ч. Дальнейшее уменьшение глубины жидкой ванны требует уменьшения производительности плавки ниже указанных значений, что является технологически нецелесообразным, поскольку при этом значительно увеличиваются время плавки и затраты электроэнергии на выплавку 1 кг слитка.

Выход из этой ситуации может состоять, по нашему мнению, в снижении мощности центрального обогрева слитков большого диаметра и переводе их поверхности в твердое состояние, температура поверхности должна постоянно быть на уровне не ниже 100 К от точки плавления. При этом на периферии поверхности слитка в кристаллизаторе поддерживают жидкую ванну для формирования удовлетворительной поверхности слитка. Такой режим обеспечит металлургическое взаимодействие между порциями металла, сливаемыми в кристаллизатор и затвердевающими с образованием слитка, и одновременно исключит ликвацию легирующих элементов в условиях отсутствия жидкой ванны в центре слитка. Указанные предположения подтверждены математическими расчетами. Как видно из рис. 5, вновь заливаемая порция перегретого металла подплавляет предыдущую. Таким образом обеспечивается стабильность структуры, химического состава и свойств металла в слитке, исключаются расслоение его металла и образование неслитин. Несомненно, идея послойного формирования слитка при ЭЛПЕ требует практического подтверждения путем проведения экспериментальных плавов.

1. *Титан* / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, А. Н. Галицкий и др. — М.: Металлургия, 1983. — 559 с.
2. *Митчелл А.* Об изготовлении крупных поковок из сплавов, чувствительных к сегрегации // Соврем. электрометаллургия. — 2005. — № 2. — С. 3–8.
3. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
4. *Электронно-лучевая плавка титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 248 с.
5. *Жук Г. В., Ахонина Л. В., Тригуб Н. П.* Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti-6Al-4V при ЭЛПЕ // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 2. — С. 21–25.
6. *Zhuk G. V., Kobryn P. A., Semiatin S. L.* Influence of heating and solidification conditions on the structure and surface quality of electron beam melted Ti-6Al-4V ingots // J. Materials Proc. Techn. — 2007. — **190**. — P. 387–392.
7. *Жук Г. В., Тригуб Н. П., Калинюк А. Н.* Влияние скорости охлаждения на структуру цилиндрических слитков ЭЛПЕ титанового сплава Ti-6Al-4V // Процессы литья. — 2003. — № 4. — С. 79–82.

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

Поступила 02.04.2008



УДК: 539.234+669.017.3

ТВЕРДОФАЗНЫЕ РЕАКЦИИ ПРИ НАГРЕВЕ МНОГОСЛОЙНЫХ ФОЛЫГ Al/Ti, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОСАЖДЕНИЯ

А. И. Устинов, Л. А. Олиховская, Т. В. Мельниченко,
А. Е. Шишкин, Я. И. Матвиенко

Методами дифференциального термического анализа, рентгенодифракционными и сканирующей электронной микроскопии исследованы структурные превращения, происходящие при нагревании толстых многослойных фольг Al/Ti, полученных электронно-лучевым послойным осаждением компонент из паровой фазы. При повышении температуры от 350 до 650 °C в фольге происходит последовательное формирование интерметаллидных соединений системы Al-Ti, обогащенных титаном. На всех стадиях превращения (вплоть до 650 °C) структура фольги является гетерофазной.

Structural transformations proceeding during heating of thick multi-layer Al/Ti foils, produced by electron beam layer-by-layer deposition of components from a vapor phase, have been studied using methods of differential thermal analysis, X-ray diffraction methods and scanning electron microscopy. With increase in temperature from 350 up to 650 °C a successive formation of intermetallic compounds of Al/Ti system, enriched with titanium, is occurred in a foil. At all stages of transformation up to 650 °C temperature the foil structure is heterophase.

Ключевые слова: электронно-лучевое осаждение; многослойная фольга; фазовое превращение

Интерес к процессам, происходящим в многослойных системах, которые состоят из чередующихся слоев титана и алюминия, обусловлен возможностью использования их в качестве защитных покрытий [1–3], материалов для сварки [4, 5], компонент для изготовления композитов и т. п. [6–11]. В большинстве случаев исследования структурных превращений на границе раздела слоев титана и алюминия, которые приводят к образованию интерметаллидных фаз, выполнялись на слоистых структурах, составленных из отдельных титановых и алюминиевых фольг (ламинатные структуры), подвергшихся механической и термической обработке [6–16]. Достаточно большое количество работ посвящено изучению фазовых превращений в многослойных фольгах Ti/Al, полученных методами магнетронного напыления [4, 5, 17–23].

Результаты выполненных исследований показали, что независимо от типа объектов (ламинатные или осажденные многослойные структуры) нагрев инициирует процессы реакционной диффузии атомов компонент, в результате которых на границах раздела слоев алюминия и титана образуются соединения системы Al-Ti. Причем в большинстве случаев первой и единственной формирующейся фазой является соединение Al₃Ti [7–12, 17]. Некоторые исследователи сообщают, что при повышении температуры или увеличении времени отжига ламинатных структур [13, 15] и многослойных фольг, полученных магнетронным напылением [18], после-

дующие превращения приводят к формированию соединения AlTi.

Авторы работ [19, 20] установили, что на последовательность образования фаз в многослойных фольгах, полученных магнетронным напылением, может влиять период чередования слоев (сумма толщины одного слоя алюминия и одного слоя титана). Так, нагрев фольг с периодом до 200 нм приводит к формированию непосредственно соединения AlTi в фольгах с периодами 500 и 1000 нм, этому предшествует образование промежуточных фаз Al₃Ti и Al₂Ti. Одностадийный процесс образования фазы AlTi наблюдали также в том случае, когда период чередования слоев составлял 5 нм [21]. При увеличении периода до 500 нм формирование фазы AlTi происходило через промежуточные стадии, когда в образце обнаруживались одновременно фазы Al₃Ti и Ti₃Al.

Как показали исследования других многослойных систем, например фольг Al/Ni [24, 25], одним из факторов, определяющих путь и кинетику реакций при нагреве, является структура слоев (прежде всего размер зерен). Поскольку в осажденных слоистых системах средний размер зерен и толщина слоя приблизительно равны, то наблюдаемое различие в реакционных процессах, происходящих в Al/Ti фольгах с малыми и большими периодами слоев [19, 20], может быть обусловлено различной микроструктурой отдельных слоев. Известно, что характеристики структуры материала зависят от режима осаждения даже при использовании одного и того же способа получения конденсатов [26, 27]. Поэтому логично ожидать изменений в структуре слоев и, как следствие, наличия различий в процес-

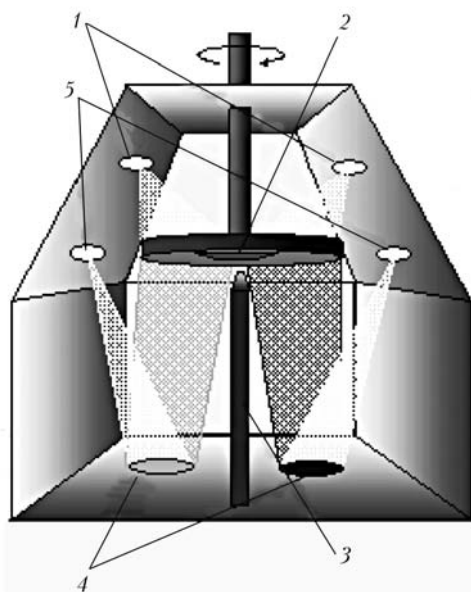


Рис. 1. Схема установки для получения многослойных фольг Al/Ti: 1 — нагревательные пушки; 2 — вращающаяся подложка; 3 — экран; 4 — мишени; 5 — испарительные пушки

сах синтеза интерметаллидов при использовании разных способов получения слоистых материалов.

При разработке технологии формирования слоистых материалов в виде фольг или покрытий ряд преимуществ, по сравнению с другими способами, имеет электронно-лучевое испарение и осаждение в вакууме паров чистых элементов [28]. Этот способ обеспечивает высокие (до 100 нм/с) скорости осаждения, что дает возможность получать толстые (до 200 мкм) фольги за короткое время, а также с высокой точностью контролировать соотношение химических элементов в фольге.

Учитывая вышеизложенное, актуальным представляется установление последовательности фазовых и структурных превращений в многослойных фольгах Ti/Al, полученных осаждением паровых фаз компонент. Эти результаты необходимы прежде всего для определения режимов термической обработки таких фольг, позволяющих сформировать структурные состояния на основании определенных интерметаллидов, и выявления влияния исходной структуры многослойных фольг на эти процессы.

В работе на примере многослойных фольг Ti/Al близкого к эквиаtomному составу, отличающихся периодом чередования слоев титана и алюминия, были исследованы структурные превращения, обусловленные непрерывным нагревом этих фольг с постоянной скоростью при различной температуре.

Способы получения и исследования фольг. Исследованные фольги получены в установке, подробно описанной в предыдущих работах (например, [28]). Схема системы осаждения представлена на рис. 1. Слитки алюминия и титана помещали в две отдельные изложницы, охлаждаемые проточной водой, которые размещались в вакуумной камере, разделенной на две части непроницаемым экраном. Непрерывные паровые потоки, полученные с помощью электронно-лучевых пушек из слитков алюминия и

титана, осаждались на подложку, вращающуюся над экраном вокруг вертикального вала. Благодаря непроницаемому экрану паровые потоки алюминия и титана попадали только на ту часть подложки, которая находилась над соответствующим слитком. Вращение подложки обеспечивало последовательное осаждение слоев алюминия и титана на подложку, толщина которых определялась соотношением плотности парового потока и скоростью вращения подложки. Общая толщина фольги зависела от времени процесса осаждения и варьировалась от 10 до 100 мкм.

До начала осаждения слоев алюминия и титана на подложку осаждался слой CaF_2 , что давало возможность впоследствии легко отделить фольгу от подложки. Давление в камере при осаждении поддерживалось на уровне менее $5 \cdot 10^{-3}$ Па. Температура подложки в процессе осаждения составляла 170... 200 °С. Интенсивность испарения обеспечивала скорость осаждения 50 нм/с.

Для характеристики изменений, происходящих в образцах фольг при нагревании, использовались методы дифференциального термического анализа (ДТА), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и рентгendifракционный.

Исследования методом ДТА выполняли на установке ВДТА-8 [29]. При этом использовался так называемый метод с разбавителем [30], в качестве разбавителя применялась медная фольга толщиной 100 мкм. Из осажденной фольги Al/Ti вырезали образцы размером 10×10 мм, которые помещали между медными пластинками. Этот пакет нагревали в установке ДТА в гелии до заданной температуры с постоянной скоростью 50 °С/мин.

После измерений методом ДТА, выполненных для одного из образцов фольги в исходном состоянии, другие образцы нагревались при тех же условиях в установке для ДТА до нескольких выбранных температур, при необходимости их выдерживали при этих температурах в течение заданного времени, а затем охлаждажали до комнатной температуры. Отожженные образцы исследовали рентгendifракционным методом и методом СЭМ.

Рентгendifракционные измерения проводили в стандартной геометрии $\theta-2\theta$ (θ — угол дифракции) на дифрактометре «ДРОН-4» в излучении $\text{CuK}\alpha$. Образцы для исследования исходного состояния представляли собой кусочки фольги, которые после термообработок измельчались до порошкоподобного состояния. Текстурированное состояние слоев в осажденных фольгах изучалось с помощью дифрактометра «ДРОН-2УМ», оснащенного специальной приставкой.

Микроструктуру образцов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа «CamScan-4». С целью повышения информативности микроструктурного анализа для химического травления шлифов поперечных сечений фольг использовали различные реактивы, которые обеспечивали преимущественное травление структурных составляющих, обогащенных алюминием или титаном. Для определения химического состава образ-



цов микроскоп был оснащен энергодисперсионным спектрометром «Energy200».

Экспериментальные результаты. *Структура фольг Al/Ti в исходном состоянии.* В работе исследовали фольги с периодом чередования слоев от 40 до 1 мкм. Общая толщина фольг составляла 50... 70 мкм.

Результаты, полученные в процессе исследования, иллюстрируются на примере двух фольг, которые значительно отличаются толщиной слоев алюминия и титана. Фольга, имеющая средний химический состав 56 ат. % Al–44 ат. % Ti, состоит из слоев алюминия толщиной 0,44 мкм и слоев титана толщиной 0,37 мкм; общая толщина этой фольги 67 мкм. Другая фольга среднего химического состава 61 ат. % Al–39 ат. % Ti состоит из слоев алюминия и титана толщиной соответственно 0,026 и 0,018 мкм; общая толщина фольги 52 мкм. Для краткости изложения в дальнейшем эти две фольги будут обозначаться как Ф1 (микрослойная) и Ф2 (нанослойная). Если следовать равновесной фазовой диаграмме системы Ti–Al (рис. 2), то средний химический состав Ф1 соответствует области образования соединения TiAl, а Ф2 — двухфазной области TiAl + Al₂Ti.

На рис. 3 представлена типичная микроструктура поперечного сечения образцов фольг в исходном состоянии. Из рисунка видно, что фольги состоят из непрерывных относительно ровных слоев. Перемешивание на границах слоев, если и присутствует, то в незначительной степени. На рис. 3, б наблюдаются также границы столбчатых многослойных зерен толщиной около 0,5 мкм, ориентированных перпендикулярно слоям. Подобная столбчатая структура характерна и для образца Ф1. На микроструктуре этого образца (рис. 3, а) столбчатые элементы структуры не проявляются, поскольку их толщины составляют в среднем 1,5... 2,0 мкм. Длина этих столбчатых зерен может быть различной, в том числе и достигать толщины фольги.

На рентгенодифракционных картинах, полученных для образцов фольги в исходном состоянии, присутствуют только линии, соответствующие α -Ti и Al (рис. 4, а). Следует отметить, что относительные интенсивности дифракционных линий как для α -Ti, так и для Al свидетельствуют о текстурированном состоянии слоев. Результаты специального рентгенодифракционного исследования подтвердили наличие текстуры в слоях алюминия и титана и дали возможность определить ее характеристики. На рис. 4, б показано распределение плотности полюсов (001)Ti + (111)Al и (103)Ti. Эти результаты указывают на аксиальный тип текстуры, при этом выполняется ориентационное соотношение (001)Ti $\parallel$ (111)Al. Таким образом, в процессе осаждения атомные плоскости алюминия и титана с плотной упаковкой располагаются параллельно друг другу в плоскости фольги. Отметим, что такой же тип текстуры был ранее установлен на основании рентгенодифракционных

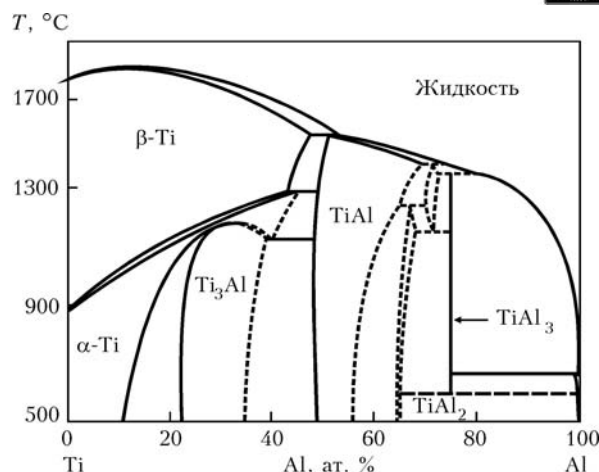


Рис. 2. Фазовая диаграмма системы Ti–Al [31]

картин образцов в виде фольг и в порошкоподобном состоянии из тонких многослойных пленок Al/Ti, полученных методом магнетронного напыления [7].

Структурные превращения, обусловленные медленным нагревом. На рис. 5 представлены результаты, которые характеризуют процессы тепловыделения, происходящие в фольгах при их нагревании с постоянной скоростью. Из рисунка видно, что в процессе нагрева в фольгах проходят экзотермические фазовые превращения. Следует отметить, что термограммы образцов фольг с разной толщиной слоев отличаются. Термограмма образца фольги с толстыми слоями Ф1 (рис. 5, а) представляет собой широкий пик сложной формы, фазовое превращение начинается приблизительно при 400 °С. Наличие перегибов на термограмме свидетельствует об одновременном прохождении нескольких твердофазных реакций. При нагреве фольги с тонкими слоями Ф2 (рис. 5, б) термические пики на термограмме разделены и термические эффекты имеют ярко выраженный характер. Температурные интервалы превращений составляют 300... 400, 440... 480, 550... 610 °С.

Таким образом, из результатов ДТА следует, что при нагреве образцов многослойных фольг Ti/Al до 600 °С в них происходят, по крайней мере, три фазовых превращения. При этом температура начала превращений зависит от периода чередования

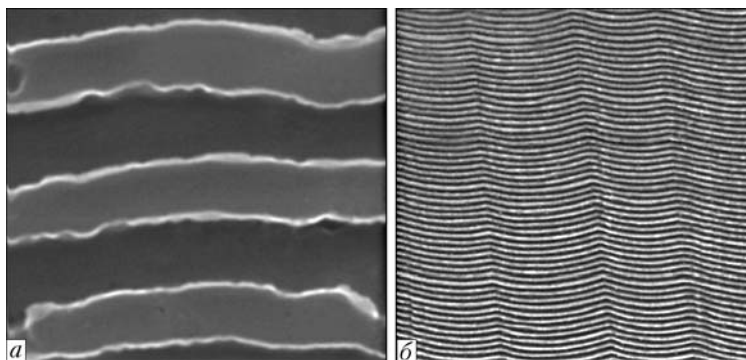


Рис. 3. Микроструктура ($\times 25000$) поперечного сечения образцов фольг Ф1 (а) и Ф2 (б) после осаждения: светлые полосы — слои титана, темные — алюминия

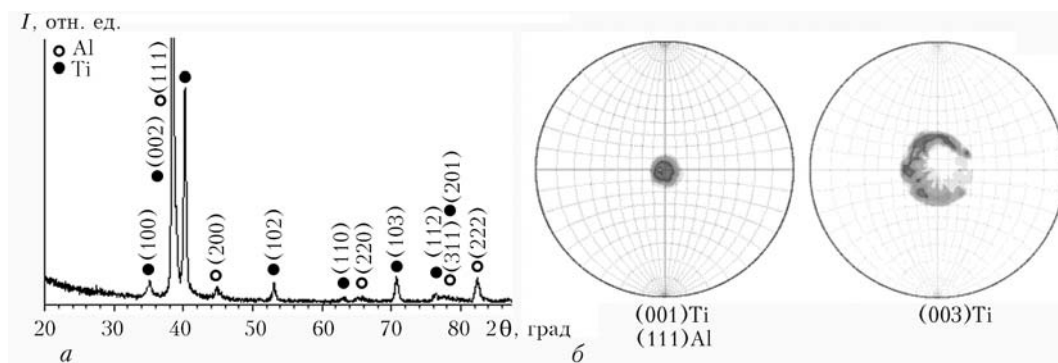


Рис. 4. Рентгендифракционная картина (а) и распределение плотности полюсов (001)Ti + (111)Al и (003) Ti (б) в образцах фольги Ф1 после осаждения: I — интенсивность

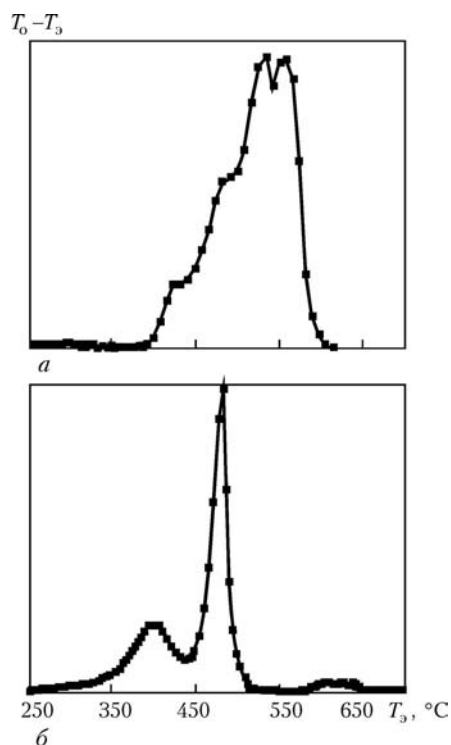


Рис. 5. Кривые ДТА образцов фольг Ф1 (а) и Ф2 (б), полученные при нагревании со скоростью 50 °С/мин: T_0 , T_s — температура соответственно образца и эталона

слоев, смещаясь в сторону более низких значений при уменьшении толщины слоев.

Для того чтобы установить последовательность фаз, образующихся в процессе нагрева, были исследованы образцы при 350, 450, 550 и 600 °С, выдержанные при этих температурах в течение 5 мин, а затем охлажденные до комнатной температуры. Некоторые образцы выдерживались при температуре 350 °С в течение 1,5, 2 и 5 ч.

На рис. 6 представлены рентгендифракционные картины, полученные для образцов Ф1, нагретых до различных температур. На дифрактограмме образца, нагретого до 350 °С (рис. 6, а), дополнительные дифракционные линии не выявлены. Имеется, однако, особенность — наличие «плеча» (на рис. 6, а показано стрелкой) со стороны больших дифракционных углов вблизи пика, сформированного наложением линий (002)Ti и (111)Al. Эта особенность может быть обусловлена присутствием новой фазы, содержание которой недостаточно для проявления

других дифракционных линий. Для идентификации этой фазы исследовали другие образцы этой же фольги, нагретые до 350 °С и выдержанные при этой температуре в течение 1,5 и 2 ч. При отжиге в течение 1,5 ч каких-либо изменений в рентгендифракционной картине не выявлено. После выдержки образца в течение 2 ч при той же температуре на дифрактограмме зафиксированы, кроме линий алюминия и титана, пики от фазы Al_3Ti . Поэтому можно предположить, что асимметрия пика (002)Ti + (111)Al, характерная для дифрактограмм образцов, отожженных при 350 °С в течение 5 и 30 мин, связана с началом формирования фазы Al_3Ti , объемная доля которой возрастает с увеличением времени отжига. В образце этой же фольги, выдержанном при температуре 350 °С в течение 5 ч, фаза Al_3Ti не обнаружена, но имелись дифракционные признаки формирования фазы Al_5Ti_2 .

Выдержка образцов в течение 5 мин при 450 °С также способствовала формированию фазы Al_5Ti_2 (рис. 6, б). При этом часть титана и алюминия в образцах остается непретворенной, о чем свидетельствует присутствие на дифрактограммах линий от этих элементов. При повышении температуры до 550 °С (рис. 6, в) на дифрактограммах наблюдаются, кроме полученных при температуре 450 °С, дополнительные максимумы интенсивности, свидетельствующие об образовании еще одной фазы. Эти дифракционные линии могут быть идентифицированы как принадлежащие структуре с гексагональной симметрией решетки при параметрах $a \approx 0,2915$ нм и $c \approx 0,465$ нм, т. е. при 550 °С в образце дополнительно к фазам на основе алюминия формируется фаза на основе титана, которой, вероятно, является интерметаллид $AlTi_3$ нестехиометрического состава.

После нагрева образца до 600 °С (рис. 6, г) на дифрактограмме сохраняются пики от структуры с гексагональной решеткой и появляется система новых пиков, связанных с образованием фаз Al_2Ti и $AlTi$. На дифрактограмме образца, нагретого до 650 °С, произошло перераспределение интенсивности между пиками фаз Al_2Ti и $AlTi$, свидетельствующее о возрастании при этой температуре объемной доли фазы $AlTi$ за счет уменьшения содержания фазы Al_2Ti .

Аналогичные исследования были выполнены также для образцов фольги Ф2, период чередования слоев в которой существенно меньше, чем в фольге

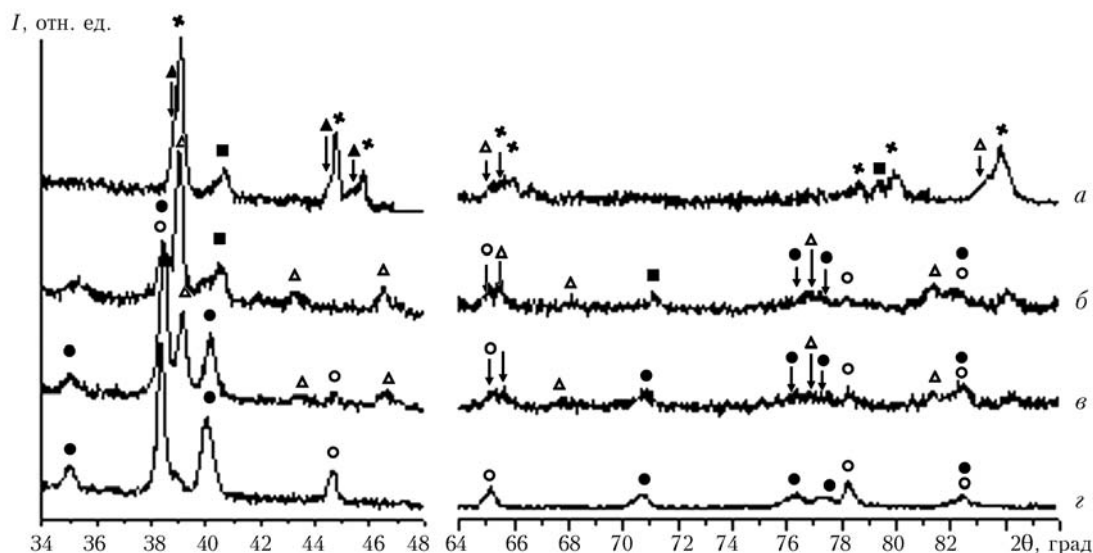


Рис. 6. Характерные фрагменты дифрактограмм образцов фольги Ф1, нагретых со скоростью 50 °С/мин до $T = 600$ (а), 550 (б), 450 (в), 350 °С (г) с выдержкой при этих температурах в течение 5 мин: ○ — Al; ● — Ti; Δ — Al_5Ti_2 ; X — Al_2Ti ; ▲ — AlTi ; ■ — пики, положения которых соответствуют структуре с гексагональной симметрией решетки

Ф1 (0,044 мкм по сравнению с 0,810 мкм). Рентгендифракционные картины от образцов фольги Ф2, нагретых до температур 450, 550 и 600 °С, представлены на рис. 7, из которого видно, что в образцах при повышении температуры наблюдается последовательное формирование фаз Al_3Ti , Al_5Ti_2 , Al_2Ti и AlTi , как и в образцах фольги Ф1. Однако формирование каждой из фаз в этих образцах происходит при температуре, заметно более низкой, чем в образцах фольги Ф1. Этот результат коррелирует с данными ДТА, свидетельствующими о том, что температура начала превращений в фольге Ф2, по сравнению с фольгой Ф1, имеет более низкие значения (см. рис. 5). Кроме того, не установлено признаков формирования фазы с гексагональной симметрией решетки, которая присутствует в образцах фольги Ф1, нагретых до 550 °С и более.

Образцы для металлографических исследований готовили с использованием электролитов, обеспечивающих избирательное травление структурных составляющих, обогащенных либо титаном, либо алюминием. Избирательное травление позволило выявить особенности формирования в слоях интер-

металлидных фаз. На рис. 8 показаны изменения структуры поперечного сечения фольги, происходящие при нагреве образцов до разных температур и выдержке при этих температурах в течение 5 мин. Видно, что нагрев фольги до температуры 350... 450 °С активизирует взаимную диффузию между компонентами слоев, что приводит к изменению их структуры (рис. 8, а, б). Так, в слоях титана появляются перемычки («мостики»), фазовый контраст которых свидетельствует о том, что они обогащены алюминием (рис. 8, б, в, зона А) по сравнению с объемом прослойки. Анализ фазового контраста на микроструктурах образцов, подвергнутых избирательному травлению на наличие алюминия и титана, позволяет предположить, что «мостики» соответствуют границам зерен в титановых слоях, в пределах которых в результате поверхностной диффузии формируются фазы на основе титана, например, AlTi_3 или твердый раствор Ti-Al (рис. 8, в, зона Б). В пользу этого предположения говорит присутствие на дифрактограммах фольги, отожженной при температуре более 550 °С, пиков, положение которых соответствует фазе с гексагональной решеткой. С повышением температуры образцов до

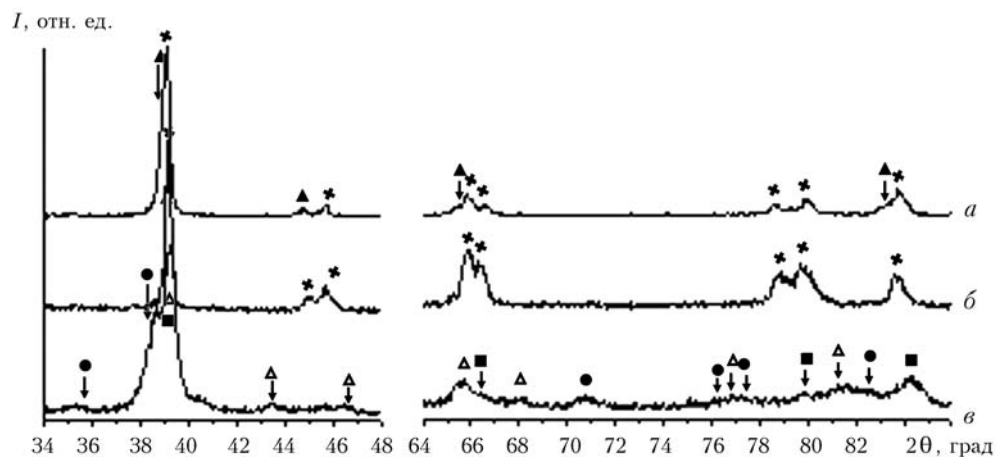


Рис. 7. Характерные фрагменты дифрактограмм образцов фольги Ф2, нагретых со скоростью 50 °С/мин до $T = 600$ (а), 550 (б) и 450 °С (в) с выдержкой при этих температурах в течение 5 мин: ● — Ti; ■ — Al_3Ti ; Δ — Al_5Ti_2 ; X — Al_2Ti ; ▲ — AlTi

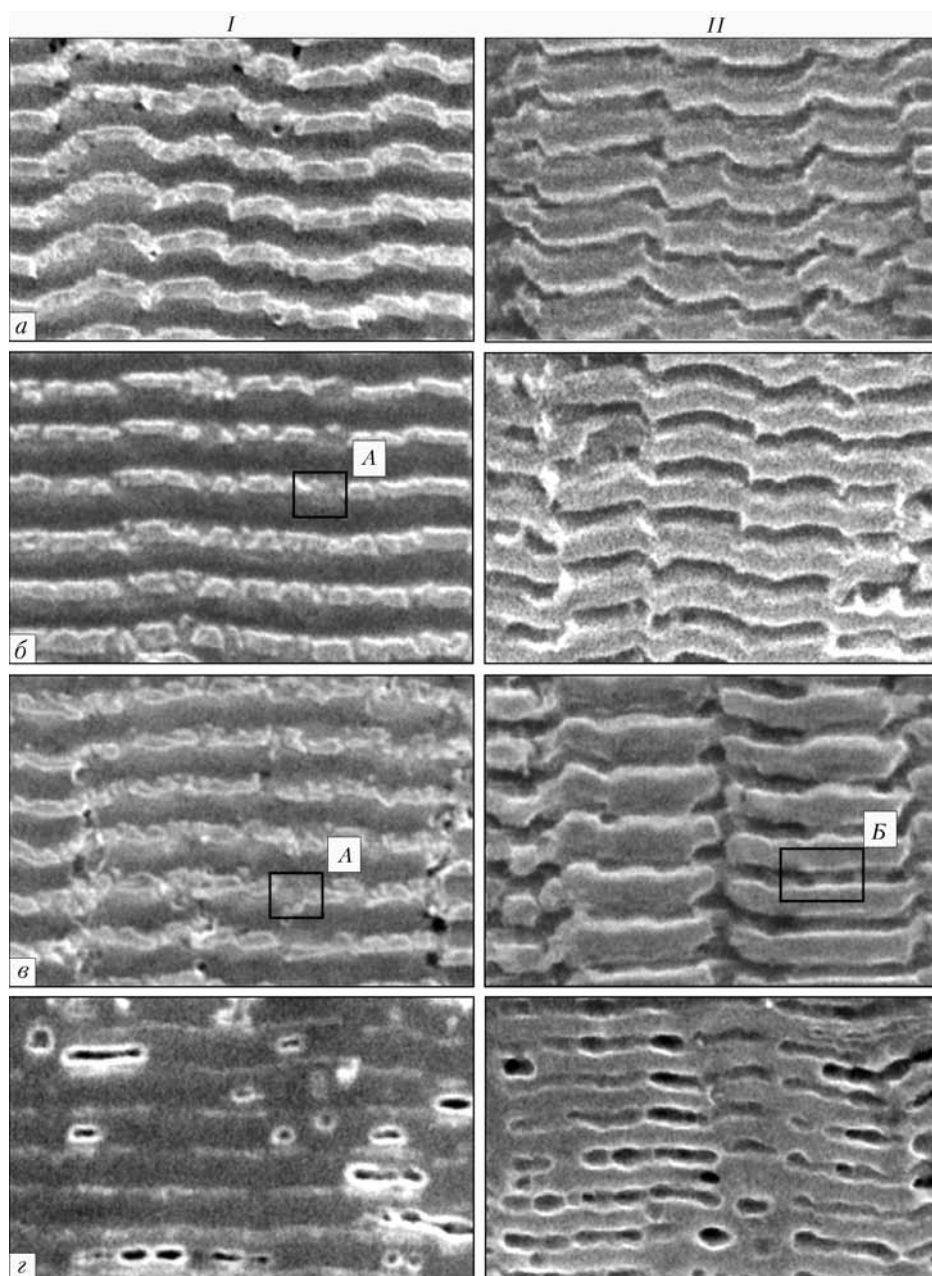


Рис. 8. Микроструктура ($\times 7000$) поперечного сечения образцов фольги $\Phi 1$ в исходном состоянии (*а*), а также нагретых до 350 (*б*), 450 (*в*), 550 °С (*г*) с выдержкой при этих температурах в течение 5 мин: *I–II* — преимущественное травление соответственно алюминия и титана

550 °С толщина прослоек титана уменьшается и формируется композит, состоящий из смеси интерметаллидных фаз, обогащенных титаном и алюминием (фазовый контраст на рис. 8, *г*).

Обсуждение результатов. Таким образом, при нагреве многослойных фольг Al/Ti с приблизительно эквипроцентным соотношением компонент в интервале температуры 250...650 °С в системе наблюдается последовательность фазовых превращений, которую схематически можно представить в виде $\text{Al}_3\text{Ti} \rightarrow \text{Al}_5\text{Ti}_2 \rightarrow \text{Al}_2\text{Ti} \rightarrow \text{AlTi}$. Кроме того, при нагреве приблизительно до температуры 550 °С в микрослойной фольге формируется интерметаллид Ti_3Al , который сохраняется в образцах и при дальнейшем повышении температуры. В нанослойной фольге дифракционные признаки формирования интерметаллида Ti_3Al отсутствуют.

Образование на первом этапе единственной фазы Al_3Ti не является неожиданным, поскольку подобное явление наблюдалось ранее при исследованиях слоистых систем $\text{Ti}-\text{Al}$. Формирование интерметаллида Al_3Ti как первого продукта процесса реакционной диффузии в системе $\text{Al}-\text{Ti}$ согласуется также с прогнозами модели эффективной теплоты образования, предложенной Преториусом и др. [32, 33].

Если следовать термодинамическим принципам [34, 13] или модели Преториуса, то следующей фазой после Al_3Ti должна быть фаза AlTi . Формирование именно этой фазы (правда, при более высоких температурах) фиксировали на втором этапе превращения в ламинатных структурах Al/Ti [13, 15] и многослойных фольгах, полученных магнетронным напылением [19, 20]. В нашем случае в фольгах, нагретых до 450 °С, следующим после Al_3Ti



образуется соединение Al_5Ti_2 (см. рис. 6, б). В рамках существующих моделей этот результат не имеет объяснения. Образование как Al_5Ti_2 , так и Al_2Ti возможно при условии предшествующего формирования фазы AlTi [13, 35]. В то же время результаты рентгенодифракционных исследований свидетельствуют о том, что в исследованных нами фольгах фаза AlTi формируется либо после фазы Al_2Ti , либо одновременно с ней (см. рис. 6, г).

Согласно модели Преториуса образование интерметаллида AlTi_3 должно быть следующим шагом после образования интерметаллида AlTi . Наши данные свидетельствуют о появлении соединения AlTi_3 при более низкой температуре, чем температура формирования AlTi (см. рис. 6, в).

Таким образом, последовательность фазовых превращений в исследованных многослойных фольгах Al/Ti , во-первых, кардинальным образом отличается от фазовых превращений, установленных ранее для многослойных структур Al/Ti , а во-вторых, не может быть объяснена исходя только из принципов термодинамики. Поскольку образование интерметаллидов в системах подобного рода является результатом реакционной диффузии [36], то можно предположить, что последовательность фазовых превращений определяется не только термодинамикой, но и диффузионной кинетикой.

Считается общепризнанным, что вплоть до температуры плавления алюминия (660°C) в паре Al/Ti происходит диффузия только со стороны алюминия, а следовательно, фаза Al_3Ti может образовываться только со стороны титана [37–41]. «Мостики» на микроструктурах (рис. 8), пересекающие слои титана, могут рассматриваться как свидетельство зернограницной диффузии атомов алюминия в слои титана, что способствует формированию на межзеренных границах фазы обогащенной титаном, например, AlTi_3 . Логично предположить, что при уменьшении размера зерен в случае нанослойной фольги плотность границ зерен будет возрастать и, как следствие, можно ожидать увеличения потока атомов алюминия по границам зерен титана, что должно привести к более интенсивному формированию соединения AlTi_3 , по сравнению с микрослойными фольгами. Вместе с тем, наблюдается противоположное — дифракционные признаки формирования фазы AlTi_3 в нанослойных фольгах не обнаружены, хотя исследуемые фольги в большей степени обогащены титаном, по сравнению с микрослойными. Наблюдаемое явление может быть результатом того, что в нанослойных фольгах либо формируется фаза AlTi_3 с более дисперсными размерами, либо ее формирование подавляется.

В работах [13, 42–44] получены результаты, свидетельствующие о диффузии атомов титана в алюминий при температуре меньшей, чем температура плавления алюминия. Так, в работе [13] установлено, что после отжига ламинатных структур Al/Ti при 575°C имело место уменьшение толщины слоев алюминия почти в 6 раз, это больше, чем уменьшение толщины слоев титана. Такой результат, очевидно, свидетельствует о преимущественной диффузии атомов титана в алюминий, поскольку рост слоя интерметаллида Al_3Ti происходит в основном

со стороны алюминия. В работе [42] при исследовании дефектов вакансионного типа методом позитронаннигиляционной спектроскопии в трехслойной структуре Ti/Al/Ti , осажденной на монокристалл кремния, выявлено, что основным диффундирующим элементом на границе раздела Ti/Al является титан при температуре 280°C .

В работах [43, 44] показано, что слои титана, осажденные на монокристаллы алюминия, остаются стабильными приблизительно до 400°C . При более высокой температуре атомы титана диффундируют в решетку алюминия и занимают узлы замещения. Поэтому закономерно предположить, что и в случае слоистых конденсатов полученных электронно-лучевым осаждением диффузия атомов титана происходит подобно тому, как это наблюдалось в работах [43, 44], т. е. за счет объемной диффузии.

В завершение отметим, что значительный объем результатов, полученных в работах других исследователей, касается слоистых структур Al/Ti , средний химический состав которых близок к эквиатому, как и в настоящей работе. Тем не менее, за очень редкими исключениями при нагреве образцов в этих работах обнаруживались только фазы Al_3Ti и AlTi , в отличие от цепочки превращений $\text{Al}_3\text{Ti} \rightarrow \text{Al}_5\text{Ti}_2 \rightarrow \text{Al}_2\text{Ti} \rightarrow \text{AlTi}$, установленной нами. Поскольку для получения слоистых структур Ti/Al использовались разные методы (холодная или горячая прокатка и магнетронное напыление в ранее опубликованных работах и электронно-лучевое осаждение в настоящей работе), закономерно ожидать существенных отличий в микроструктуре слоев и структуре межфазной поверхности. Поскольку эти факторы должны значительным образом повлиять на диффузионные процессы, то именно они могут являться основной причиной отмеченных различий в процессах фазовых превращений.

Выводы

1. Независимо от величины периода чередования слоев в многослойных фольгах Al/Ti , полученных электронно-лучевым осаждением, усредненный химический состав которых близок к эквиатому, их нагрев с постоянной скоростью $50^\circ\text{C}/\text{мин}$ инициирует последовательное формирование фаз Al_3Ti , Al_5Ti_2 , Al_2Ti и AlTi . Температура образования фаз зависит от толщины слоев в фольгах, при этом с уменьшением периода чередования слоев она смещается к более низким значениям.

2. Образование в нанослойной фольге фазы AlTi_3 наряду с последовательностью $\text{Al}_3\text{Ti} \rightarrow \text{Al}_5\text{Ti}_2 \rightarrow \text{Al}_2\text{Ti} \rightarrow \text{AlTi}$ может свидетельствовать о реализации в таких структурах двух каналов фазовых превращений, обусловленных двумя диффузионными процессами — объемной диффузией атомов титана в алюминий и зернограницной диффузией атомов алюминия в титан. Отсутствие на дифрактограммах дифракционных признаков формирования фазы AlTi_3 в нанослойных фольгах может свидетельствовать либо о подавлении этого процесса, либо о более дисперсных размерах кристаллитов. Для выяснения влияния толщины слоев на образование соединения AlTi_3 предполагается проведение ряда дополнительных исследований.



1. *Leyens C., Peters M., Kaysser W.A.* Intermetallic Ti-Al coatings for protection of titanium alloys: oxidation and mechanical behavior // *Surf. Coat. Technol.* — 1997. — **94/95**. — P. 34–40.
2. *Aluminium and Ti/Al multilayer PVD coatings for enhanced corrosion resistance* // C. Charrier, P. Jacquot, E. Denisse et al. // *Ibid.* — **90**. — P. 29–34.
3. *Corrosion behaviour of Al/Ti coating elaborated by cathodic arc PVD process onto mild steel substrate* // J. Creus, H. Idrissi, H. Mazille et al. // *Thin Solid Films*. — 1999. — **346**. — P. 150–154.
4. *Solid-state diffusion bonding of gamma-AlTi alloys using Ti/Al thin films as interlayers* // L. I. Duarte, A. S. Ramos, M. F. Vieira et al. // *Intermetallics*. — 2006. — **14**. — P. 1151–1156.
5. *Nanometric multilayers: A new approach for joining TiAl* // A. S. Ramos, M. T. Vieira, L. I. Duarte et al. // *Ibid.* — 2006. — **14**. — P. 1157–1162.
6. *Processing intermetallic composites by self-propagating, high-temperature synthesis* // D. E. Alman, J. A. Hawk, A. V. Petty, J. C. Rawers // *JOM*. — 1994. — **46**. — P. 31–35.
7. *Processing, structure and properties of metal-intermetallic layered composites* // D. E. Alman, C. Dogan, J. A. Hawk, J. C. Rawers // *Mater. Sci. Eng. A*. — 1995. — **192/193**. — P. 624–632.
8. *Alman D. E., Rawers J. C., Hawk J. A.* Microstructural and failure characteristics of metal-intermetallic layered sheet composites // *Metall. Mater. Trans. A*. — 1995. — **26**, № 3. — P. 589–599.
9. *Acoff V. L., Zhang R., Chaudhari G. P.* Using severe plastic deformation to process multilayered composites from elemental titanium, aluminium, and niobium foils // *Mater. Forum*. — 2005. — **29**. — P. 568–573.
10. *Luo J.-G., Acoff V. L.* Using cold roll bonding and annealing to process Ti/Al multi-layered composites from elemental foils // *Mater. Sci. Eng. A*. — 2004. — **379**. — P. 164–172.
11. *Yao Wei, Wu Aiping, Zou Guisheng, Ren Jialie.* Formation process of the bonding joint in Ti/Al diffusion bonding // *Mater. Sci. and Eng. A*. — 2008. — **480**, № 1/2. — P. 456–463.
12. *Synthesis and microstructural characterization of Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites* // L. M. Peng, J. H. Wang, H. Li et al. // *Scripta Mater.* — 2005. — **52**. — P. 243–248.
13. *Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples* // L. Xu, Y. Y. Cui, Y. L. Hao, R. Yang // *Mater. Sci. and Eng. A*. — 2006. — **435/436**. — P. 638–647.
14. *Luo J.-G., Acoff V. L.* Interfacial reactions of titanium and aluminum during diffusion welding // *Welding J.* — 2000. — **9**. — P. 239–243.
15. *Luo J.-G., Acoff V. L.* Processing gamma-based TiAl sheet materials by cyclic cold roll bonding and annealing of elemental titanium and aluminum foils // *Mater. Sci. and Eng. A*. — 2006. — **433**. — P. 334–342.
16. *The effect of processing variables on the structure and chemistry of Ti-aluminide based LMCS* // D. J. Goda, N. L. Richards, W. F. Caley, V. C. Chaturvedi // *Ibid.* — 2002. — **334**. — P. 280–290.
17. *Effect of annealing on microstructure, residual stress and hardness of Al-Ti multilayered films* // R. Mitra, A. Madan, R. A. Hoffman et al. // *J. Mater. Res.* — 2001. — **16**, № 7. — P. 2064–2076.
18. *On the mechanism of heterogeneous reaction and phase formation in Ti/Al multilayer nanofilms* // J.-C. Gachon, A. S. Rogachev, H. E. Grigoryan et al. // *Acta Mater.* — 2005. — **53**. — P. 1225–1231.
19. *Ramos A. S., Vieira M. T.* Kinetics of the thin films transformation Ti/Al multilayer $\rightarrow$ γ -TiAl // *Surf. Coat. Technol.* — 2005. — **200**. — P. 326–329.
20. *Ramos A. S., Calinas R., Vieira M. T.* The formation of γ -TiAl from Ti/Al multilayers with different periods // *Ibid.* — 2006. — **200**. — P. 6196–6200.
21. *Динамика фазообразования при нагреве в многослойных нанопленках системы Ti-Al* // И. Ю. Ягубова, А. С. Рогачев, А. Э. Григорян и др. // Труды 9-го междисциплинарного международного симпозиума «Упорядочение в металлах и сплавах» (ОМА-2006), г. Сочи, 12–16 сент. 2006 г. — Сочи, 2006. — С. 258–261.
22. *Structure and properties of multilayered thin films: Mater. research society symposium proc.* // T. D. Nguyen, B. M. Lairson, B. M. Clements et al. — Warrendale, USA: Materials Research Society, 1995. — **382**. — 493 p.
23. *Безгазовое горение многослойных биметаллических нанопленок Ti/Al* // А. С. Рогачев, А. Э. Григорян, Е. В. Илларионова и др. // Физика горения и взрыва. — 2004. — **40**, № 2. — С. 45–51.
24. *Jeske T., Schmitz G.* Influence of the microstructure on the interaction of Al/Ni investigated by tomographic atom probe // *Mater. Sci. and Eng. A*. — 2002. — **327**, № 1. — P. 101–108.
25. *Jeske T., Seibt M., Schmitz G.* Microstructural influence on the early stages of interreaction of Al/Ni-investigated by TAP and HREM // *Mater. Sci. and Eng. A*. — 2003. — **353**, № 1. — P. 105–111.
26. *Thornton J. A.* High rate thick film growth // *Ann. Rev. Mater. Sci.* — 1977. — № 7. — P. 239–260.
27. *Messier R., Ross R. C.* Evolution of microstructure in amorphous hydrogenated silicon // *J. Appl. Phys.* — 1982. — **53**, № 9. — P. 6220–6225.
28. *Diffusion welding of finely-dispersed AMg5/27% Al₂O₃ composite with application of nanolayered Ni/Al foil* // A. Ya. Ishchenko, Yu. V. Falchenko, A. I. Ustinov et al. // *The Paton Welding J.* — 2007. — № 7. — P. 2–5.
29. *Опытные-промышленные образцы аппаратуры для физико-химического анализа при высоких температурах* // Ю. А. Кочержинский, В. И. Василенко, А. Д. Евпрев и др. // Приборы для исследования физических свойств материалов. — Киев: Наук. думка, 1974. — С. 134–141.
30. *Шишкин А. Е., Шишкин Е. А., Устинов А. И.* Термический анализ микрослойных присадок на основе интерметаллидообразующих элементов // *Автомат. сварка*. — 2007. — № 12. — С. 30–34.
31. *T. B. Massalski.* Binary alloy phase diagrams — Ohio: Metals Park, 1986. — 526 c.
32. *Use of the effective heat of formation rule for predicting phase formation sequence in Al-Ni systems* // R. Pretorius, R. de Reus, A. M. Vredenberg, F. W. Saris // *Mater. Letters*. — 1990. — **9**, № 12. — P. 494–499.
33. *Prediction of phase formation sequence and phase stability in binary metal-aluminum thin-film systems using the effective heat of formation rule* // R. Pretorius, A. M. Vredenberg, F. W. Saris, R. de Reus // *J. Appl. Phys.* — 1991. — **70**, № 7. — P. 3636–3646.
34. *Kattner U. R., Lin J.-C., Chang Y. A.* Thermodynamic assessment and calculation of the Ti-Al system // *Metall. Mater. Trans. A*. — 1992. — **23**. — P. 2081–2090.
35. *Raman A., Schubert K.* Über den Aufbau einiger zu TiAl₃ verwandter Legierungsreihen II. Untersuchungen in einigen Ti-Al-Si system // *Z. Metallkd.* — 1965. — **56**. — S. 44–50.
36. *Dybkov V. I.* Growth kinetics of chemical compound layers. — Cambridge: Cambridge International Science Publishing, 1998. — 160 p.
37. *Loo van F. J. J., Rieck G. D.* Diffusion in the titanium-aluminum system-I. Interdiffusion between solid Al and Ti or Ti-Al alloys // *Acta Metall.* — 1973. — **21**. — P. 61–71.
38. *Thuillard M., Tran L. T., Nicolet M. A.* Al₃Ti formation by diffusion of aluminum through titanium // *Thin Solid Films*. — 1988. — **166**. — P. 21–28.
39. *Effect of diffusion barrier and impurities in titanium on the growth rate of TiAl₃ layer* // T. Shimozaki, T. Okino, M. Yamane et al. // *Defect Diff. Forum*. — 1997. — **143–147**. — P. 591.
40. *Ahmed A. A.-H.* Hot dip aluminide coating of Ti and the effect of impurities and alloying additions in the molten Al bath // *Z. Metallkd.* — 1991. — **82**. — S. 921–926.
41. *Pressure-assisted reactive synthesis of titanium aluminides from dense 50Al–50Ti elemental powder blends* // E. Paransky, E. Y. Gutmans, I. Gotman, M. Koczak // *Metall. Mater. Trans. A*. — 1996. — **27**, № 8. — P. 2130–2139.
42. *Annealing studies of Ti/Al multilayer film by slow positron beam* // L. Z. Zhang, D. N. Wang, B. Y. Wang et al. // *Applied Surface Sci.* — 2007. — **253**. — P. 7309–7312.
43. *Thermal stability of thin Ti films on Al single crystal surfaces* // C. V. Ramana, B. S. Choi, R. J. Smith et al. // *J. Vac. Sci. Techn. A*. — 2003. — **21**, № 4. — P. 1326–1331.
44. *Ion scattering studies of the formation and thermal stability of the Ti-Al interface* // C. V. Ramana, B.-S. Choi, R. Hutchison, R. J. Smith // *Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Res. B*. — 2003. — **212**. — P. 465–472.

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

Поступила 19.03.2008



УДК 669.187.826

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ, МИКРОСКОПИЧЕСКОГО ПРЕДЕЛА УПРУГОСТИ И ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБАМИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Т. Т. Могильникова, Л. М. Нероденко, Б. А. Мовчан

Представлены результаты определения микроскопического предела упругости и характеристик внутреннего трения чистых металлов, дисперсно-упрочненных и микрослойных материалов, полученных способами электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме. Установлено существование немонотонной зависимости характеристик рассеяния энергии и микроскопического предела упругости от структуры, формирующейся в процессе получения и последующей обработки материала.

Results of determination of a microscopic limit of elasticity and characteristics of internal friction of pure metals, dispersion-strengthened and micro-layer materials, produced by methods of electron beam evaporation and condensation in vacuum, are presented. The existence of non-monotonous dependence of characteristics of energy dissipation and microscopic limit of elasticity on structure, formed in the process of producing and subsequent processing of material, was established.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение; конденсированные материалы; микроскопический предел упругости; логарифмический декремент затухания; фон внутреннего трения

Микроскопический предел упругости, характеризующий начало развития необратимых пластических изменений в материале, определяется в значительной мере дислокационной структурой, формирующейся в процессе получения и последующей обработки материала. Внутреннее трение также является наиболее структурно чувствительным свойством металлов и сплавов.

В работах [1–4] установлена немонотонная зависимость микроскопического предела упругости τ_s ряда металлических материалов с разной предысторией от уровня предварительной пластической деформации, осуществляемой одноосным растяжением чистых металлов (медь, никель), концентрации фазы в двухфазных NiCr–Al₂O₃, Fe–Pb и толщины слоя в микрослойных Fe/Cu конденсированных материалах.

В данной статье представлены результаты исследования взаимосвязи структуры, микроскопического предела упругости и внутреннего трения различных материалов.

Чистые металлы (медь, никель) получены способом электронно-лучевого переплава; двухфаз-

ные NiCr–Al₂O₃, Fe–Pb и микрослойные Fe/Cu — способом электронно-лучевого испарения с последующей конденсацией на металлическую подложку, на которую наносили разделительный слой ZrO₂. Детальнее методика получения материалов изложена в работах [1–4].

Микроскопический предел упругости τ_s определяли с помощью внутреннего трения, измеряемого в условиях одновременного воздействия на образец периодических, возникающих под влиянием крутильных свободно затухающих колебаний и монотонно нарастающих с течением времени дополнительных касательных напряжений [5]. Измеряемое внутреннее трение δ состоит из фона внутреннего трения δ_0 (определяется движением дислокаций) и потерь энергии на микропластическую деформацию $\delta_{пл}$. Затраты упругой энергии в основном связаны с образованием новых дислокаций [6]: $\delta = \delta_0 + \delta_{пл}$. Значения τ_s принимались как наибольшие упругие напряжения, при которых потери на микроскопическую деформацию равны нулю [5]. Начальная амплитуда деформации, возникающая под действием знакопеременного напряжения, не превышала $1 \cdot 10^{-5}$ отн. ед.

Дополнительное касательное напряжение было значительно ниже макроскопического предела упругости и не превышало $1/3 \tau_{0,2}$. В экспериментах с



различными материалами скорость нарастания дополнительного напряжения составляла 1,23... 6,00 МПа/с. Частота крутильных колебаний изменялась от 0,5 до 12,8 кол/с. Опыты проводили в амплитудно-независимой области при комнатной температуре.

Структуру образцов изучали с помощью электронного микроскопа JSEM-200 [2, 7].

Влияние предварительной пластической деформации на структуру, микроскопический предел упругости и внутреннее трение. Никель. Массивные образцы из никеля чистотой 99,99 % отжигали в вакууме при 700 °С в течение 1 ч, затем деформировали одноосным растяжением при 20 °С в интервале деформаций 0... 24 %. Изменение значений микроскопического предела упругости τ_s , внутреннего трения δ и фона внутреннего трения δ_0 в зависимости от предварительной пластической деформации показаны на рис. 1. Из работы [7] следует, что при деформации 2... 8 % образуется ячеистая структура со средним размером ячейки 1,3 мкм. При увеличении деформации до 16 % происходит уменьшение размера ячейки с 1,3 до 0,6 мкм. По-видимому, при напряжениях, превышающих значение τ_s , срабатывают наиболее длинные источники дислокаций. По мере упрочнения образца напряжение τ_s возрастает, в работу включаются новые, более короткие источники, значения длины сегментов которых удовлетворяют условиям, обеспечивающим генерацию дислокаций. Одновременно могут возобновить работу заблокированные источники.

При $\epsilon \approx 16$ % τ_s имеет максимальное значение. По мере повышения τ_s уровень внутреннего трения снижается и достигает минимального значения при деформации, соответствующей максимальному значению τ_s . При указанной деформации зафиксированы структурные изменения, связанные с динамическим возвратом: частичный распад ячеистой структуры и образование плотных вытянутых дислокационных скоплений (фрагментов) с угловой разориентацией 3... 5°.

Наибольшая ширина фрагментов составляет 0,95... 1,00 мкм. Указанные процессы обуславли-

ют снижение значения τ_s (рис. 1). Не исключено при увеличении деформации возникновение нарушений сплошности различного рода, которые могут стать концентраторами напряжений и сопровождаться снижением уровня τ_s , поскольку микропластическая деформация будет происходить в наиболее перенапряженных микрообластях при более низких значениях τ_s . Эти предположения согласуются с экспериментальными данными, приведенными в работах [8–11]. Так, в [8] понижение плотности материала объясняется наличием микротрещин, образовавшихся в процессе пластической деформации аустенитной стали. В работах [9, 10] зафиксировано рассеяние света на ультрамикроскопических неоднородностях, образовавшихся в процессе пластической деформации. Наличие микротрещин обнаружили также в процессе автоионно-микроскопического изучения структуры предварительно деформированного растяжением вольфрама при деформациях, соответствующих III стадии упрочнения [11].

Одновременно со снижением значения τ_s при деформации более 16 % отмечено возрастание внутреннего трения δ , а также фона внутреннего трения δ_0 . Очевидно, микроструктура, формирующаяся в результате предварительной пластической деформации, определяет фон внутреннего трения при каждой заданной деформации. Таким образом, повышение рассеяния энергии происходит не только за счет потерь на микропластическую деформацию $\delta_{пл}$, но и увеличения фона внутреннего трения.

Медь. Массивные образцы из бескислородной меди чистотой 99,85 % отжигали в вакууме при 700 °С в течение 1 ч, затем подвергали предварительному деформированию растяжением 0... 35 %. Представленные на рис. 1, б результаты определения зависимости τ_s , δ и δ_0 от степени деформации меди аналогичны данным, полученным для никеля (рис. 1, а).

Согласно результатам электронно-микроскопических исследований [2], при деформации около 2 % образуется ячеистая структура со средним размером ячейки 1,8... 2,0 мкм. По мере увеличения деформации примерно до 8 % размер ячейки умень-

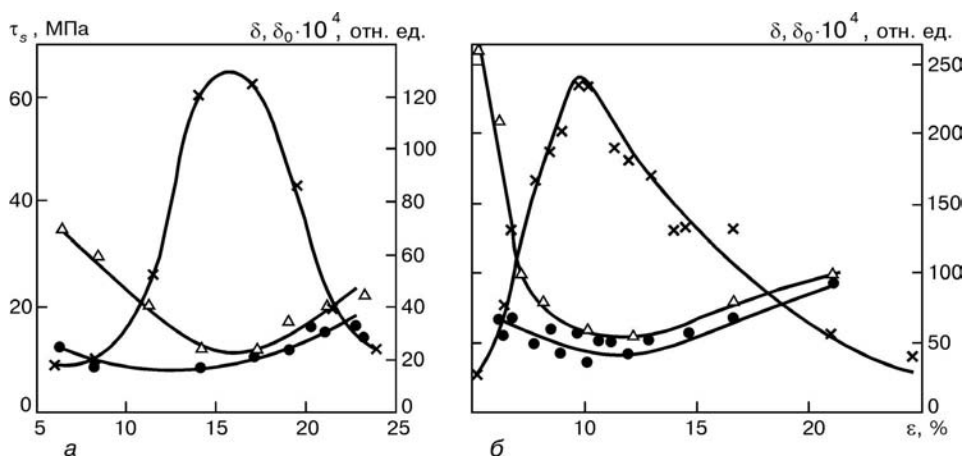


Рис. 1. Зависимость τ_s , δ и δ_0 от предварительной пластической деформации никеля (а) и меди (б); здесь и на рис. 2–4: Δ — δ ; $\bullet$ — δ_0 ; $\times$ — τ_s

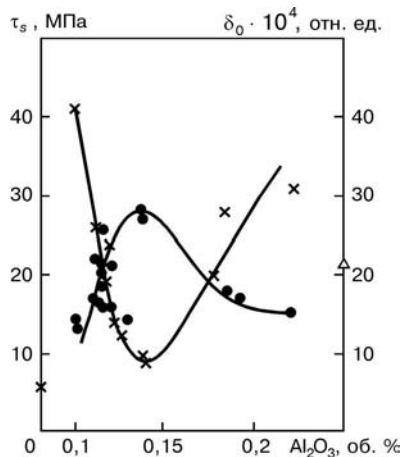


Рис. 2. Влияние низкого содержания второй фазы на τ_s и δ_0 в конденсированных материалах NiCr-Al₂O₃

шается до 1,2 мкм. Величина τ_s достигает своего максимального значения при $\epsilon \sim 10\%$. При деформации более 10 % происходит частичный распад ячеистой структуры, появляются границы фрагментов с углом разориентации примерно 1° .

Образование фрагментированной структуры, как и в никеле, сопровождается одновременным снижением значений τ_s , возрастанием фона внутреннего трения δ_0 и внутреннего трения δ . Исходя из того, что микропластическая деформация обусловлена в основном размножением дислокаций и предполагая, что оно происходит по механизму Франка-Рида, по значению τ_s оценили длину дислокационной петли, способной генерировать дислокации:

$$L_c = \frac{Gb}{\tau_s}, \quad (1)$$

где L_c — длина источника дислокаций; G — модуль сдвига; $\mathbf{b}$ — вектор Бюргерса.

При $\epsilon = 2\%$ $L_c = 2,05$ мкм, что совпадает с размером ячейки 1,8... 2,0 мкм. Деформация $\epsilon = 8\%$ соответствует $L_c = 0,61$ мкм, т. е. примерно в 2 раза меньше среднего размера ячейки. Это, по-видимому, обусловлено наличием значительного количества дислокаций во внутренних областях ячеек, которые могут служить стоками движению дислокаций, что приводит к повышению τ_s и обеспечивает работу источников при меньших значениях L_c .

Аналогично приведенной выше зависимости δ_0 в никеле и меди при механико-термической обработке (МТО) обнаружено [12] снижение фона внутреннего трения сплава ЭИ437А в зависимости от степени деформации. При этом значение δ_0 изменяется немонотонно, оно снижается при малых значениях МТО, а затем достигает минимума и снова возрастает.

Влияние концентрации упрочняющей фазы в дисперсно-упрочненных материалах на структуру, микроскопический предел упругости и внутреннее трение. Конденсированные материалы NiCr-Al₂O₃. В работах [3, 13] показана взаимосвязь между структурой материала и механическими свойствами

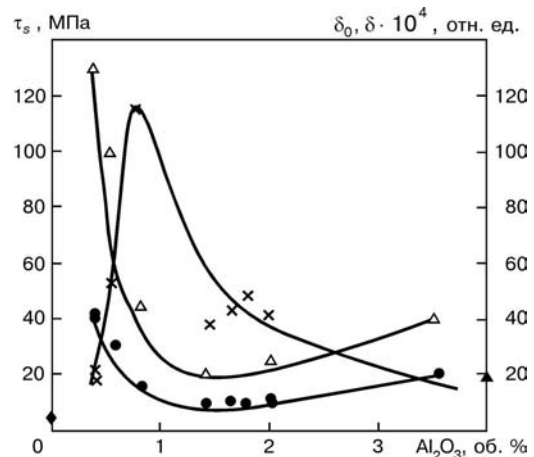


Рис. 3. Влияние высокого содержания второй фазы на τ_s , δ и δ_0 в конденсированных материалах NiCr-Al₂O₃

двухфазных материалов NiCr-Al₂O₃ (микроскопическим пределом упругости τ_s , пластичностью ϵ при одноосном растяжении, пределом текучести $\sigma_{0.2}$).

Материалы получены осаждением из паровой фазы с использованием электронно-лучевого испарения слитков Ni20Cr и прессованных штабиков Al₂O₃. Конденсаты имеют столбчатую структуру, частицы Al₂O₃ расположены в матрице Ni20Cr достаточно равномерно и отличаются практически сферической формой. С ростом содержания Al₂O₃ размер d частиц увеличивался от 10 до 50 нм, размер зерна матрицы Ni20Cr, определяемый шириной столбчатых кристаллитов, уменьшался от 60 мкм в матрице Ni20Cr примерно до 2,0... 2,5 мкм при массовой доле Al₂O₃ около 0,5... 0,7 % [3, 13].

В данной работе исследовали взаимосвязь τ_s и характеристик δ и δ_0 . Экспериментально установлено, что при содержании упрочняющей фазы Al₂O₃ от 0 до приблизительно 0,8 об. % микроскопический предел упругости τ_s и внутренне трение изменяются немонотонно (рис. 2, 3). При этом следует отметить, что поведение τ_s , δ и δ_0 при малом содержании Al₂O₃ (0,1... 0,2 об. %) и более высоком (свыше 0,2 об. %) значительно отличается. При 0,1... 0,2 об. % Al₂O₃ τ_s резко снижается, достигая минимального значения около 0,15 %. В предположении, что на начальной стадии микропластической деформации границы зерен могут служить источниками дислокаций и с учетом того, что с повышением количества упрочняющей фазы происходит измельчение зерна (увеличивается протяженность их границ), не исключено, что снижение τ_s обусловлено ростом интенсивности генерирования дислокаций. При объемной доле Al₂O₃ приблизительно 0,15 % достигается такой размер зерна D и частиц Al₂O₃, когда выполняется соотношение

$$D = \Lambda; \quad \Lambda = \frac{2}{3} \frac{d}{f}, \quad (2)$$

где Λ — среднее свободное расстояние между частицами ($D = 8$ мкм; $\Lambda = 7,5$ мкм).

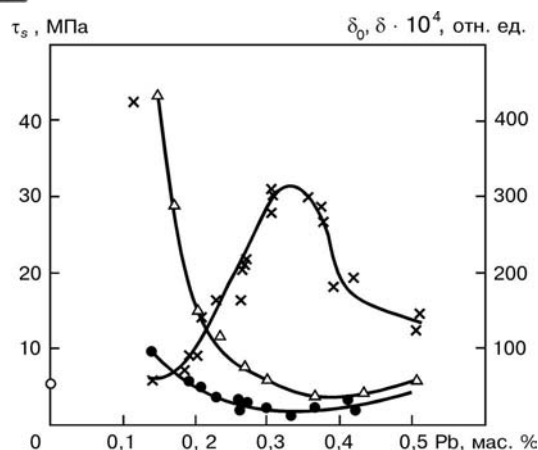


Рис. 4. Зависимость τ_s , δ и δ_0 от содержания свинца в конденсированных материалах Fe-Pb

В соответствии с [13], в этой области зафиксировано максимальное значение пластичности. При содержании 0,15 об. % Al_2O_3 рассеянная энергия достигает максимального значения, что согласуется с представленными в работе [3] минимальными значениями τ_s и $\sigma_{0,2}$, а также максимальными ϵ на кривой концентрационной зависимости $\sigma_{0,2}$ и ϵ . Эффект аномального снижения критической амплитуды напряжения γ'' , определяющей начало микропластического течения, выявлен при исследовании влияния незначительной доли примеси цинка на амплитудную зависимость внутреннего трения алюминия [14]. Снижение значения γ'' свидетельствует о разупрочнении материала, что подтверждается уменьшением уровня микротвердости.

Следует отметить, что атомы цинка в данном случае образуют когерентно связанные с матрицей сегрегации, генерирующие новые дислокации подобно карбидным включениям.

При содержании Al_2O_3 0,2...0,6 об. % в структуре конденсатов выявлены скопления дислокаций вокруг частиц Al_2O_3 , что приводит к упрочнению материала и повышению значения τ_s вследствие уменьшения количества источников, способных генерировать дислокации при заданном напряжении. При содержании Al_2O_3 примерно 0,8...1,0 об. % τ_s достигает максимального значения (рис. 3), рассеяние энергии при этом снижается, внутреннее трение достигает минимального уровня.

При объемной доле Al_2O_3 более 0,8 % значение τ_s снижается вследствие смены механизма, обеспечивающего начало микропластической деформации. В структуре матрицы материала появляются микродвойники. Поскольку критическое напряжение двойникования меньше критического скалывающего напряжения, процесс размножения дислокаций происходит при более низких значениях τ_s , при этом он сопровождается повышением рассеянной энергии. Вновь появившиеся дислокации могут задерживаться на границах двойников, образуя скопления с высокой локальной концентрацией напряжений. Если сумма напряжений (локальные + приложенные к образцу) достигнет уровня, необходимого

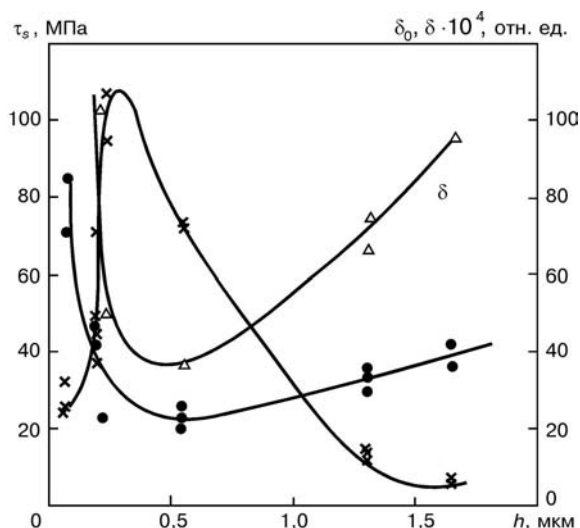


Рис. 5. Зависимость τ_s , δ и δ_0 от толщины h слоя в конденсированных микрослойных материалах Fe-Cu

для зарождения новых дислокаций, энергия, расходуемая на движение рожденных дислокаций, значительно возрастет, о чем свидетельствует увеличение значений δ по мере роста содержания Al_2O_3 .

Конденсированные материалы Fe-Pb. Конденсаты Fe-Pb с содержанием свинца до 2 % имеют двухфазную структуру, состоящую из твердой матрицы железа и мягких частиц свинца. Металлографические исследования показали, что частицы свинца распределены равномерно в железной матрице и имеют сферическую форму и средний размер частиц $d = 0,15$ мкм.

Следует отметить, что характер зависимости τ_s , δ и δ_0 от содержания свинца (рис. 4) аналогичен таковой для конденсата NiCr- Al_2O_3 (см. рис. 3), где матрица NiCr упрочняется твердыми частицами Al_2O_3 .

Конденсированные микрослойные материалы Fe/Cu. Микрослойные конденсаты Fe/Cu получены одновременным электронно-лучевым испарением в вакууме железа и меди из двух независимых источников с последующей конденсацией паров на предварительно нагретую до 600 °С вращающуюся подложку по способу, описанному в работе [15]. Объемная доля железа и меди составляет приблизительно 50 %. Слои железа и меди имели примерно равную толщину, которая изменяется от 0,07 до 32,00 мкм.

Исследованные конденсаты представляют собой поликристаллический материал с различной структурой железа и меди [16]. Микрослой железа отличаются столбчатой структурой, а высота зерен примерно равна их толщине. Слои меди характеризуются равноосными зернами. Структура поверхности раздела между слоями различных металлов, входящих в состав конденсата, подобна большеугловой межзеренной границе в поликристалле.

В работе [4] установлена немонотонная зависимость микроскопического предела упругости τ_s от толщины слоев Fe/Cu. Внутреннее трение при этом также изменяется немонотонно (рис. 5), характер



зависимости τ_s , δ_0 и δ обусловлен спецификой структуры конденсата.

Значение τ_s в пределах $h = 1,5 \dots 32,0$ мкм перестает зависеть от толщины слоев Fe/Cu. В этой области толщин конденсаты являются структурно стабильными. Длина источника, способного генерировать дислокации, рассчитанная по значению микроскопического предела упругости (1) составляет $3 \dots 4$ мкм, что соизмеримо с размером зерен (субзерен) конденсата. В данном случае границы раздела между слоями не являются препятствиями для движения и размножения дислокаций, что приводит как к увеличению фона внутреннего трения δ_0 , так и росту общего рассеяния энергии δ .

При $h = 1,30 \dots 0,23$, когда L_c практически совпадает с толщиной слоя, материал упрочняется вследствие того, что границы раздела между слоями ограничивают размер зерна и являются эффективным барьером для движения дислокаций. Упрочнение сопровождается возрастанием микроскопического предела упругости, τ_s достигает максимального значения при $h = 0,23$ мкм. Зафиксированное при этом снижение внутреннего трения происходит до тех пор, пока микроструктура конденсатов характеризуется структурной стабильностью. Минимальное значение δ соответствует максимуму τ_s . Следует отметить, что в минимуме фон внутреннего трения практически достигает значения δ_0 для чистого железа, что свидетельствует о том, что оно является несущим слоем в микрослойном конденсате Fe/Cu.

При $h \leq 0,19$ мкм происходит распад несущего слоя (железа), между слоями меди образуются «мостики». Этот процесс сопровождается разупрочнением и соответствующим резким снижением значения τ_s . Длина источника дислокаций L_c значительно превосходит толщину слоя h ($L_c = 0,76$ и $0,46$ мкм соответственно при $h = 0,07$ и $0,27$). Это свидетельствует о наличии источников, способных генерировать дислокации при более низких значениях τ_s , поскольку в данном случае граница между слоями железа и меди не является препятствием для движения вновь появившихся дислокаций и их проникновения в соседние слои.

Не исключено, что количество таких источников дислокаций может увеличиваться при распаде структуры микрослойных конденсатов. Более свободное перемещение дислокаций приводит к значительному повышению фона внутреннего трения δ_0 и росту затрат энергии на микропластическую деформацию $\delta_{пл}$. Общий уровень рассеянной энергии $\delta = \delta_0 + \delta_{пл}$ значительно возрастает.

С полученными экспериментальными данными согласуются результаты работы [3], в которой зафиксировано значительное повышение микротвердости микрослойных конденсатов Fe/Cu при $h = 0,20$ мкм, а также резкое возрастание прочности при $h = 1,00$ мкм с достижением ее максимального значения при $h = 0,45 \dots 0,50$ мкм.

Выводы

1. Общее рассеяние энергии, как и другие механические свойства материалов, определяются его структурой. Фон внутреннего трения δ_0 зависит от движения дислокаций, а потери на микропластическую деформацию $\delta_{пл}$ — в основном от размножения дислокаций.

2. Показано, что существует немонотонная зависимость характеристик рассеяния энергии при низкочастотных колебаниях от параметров структуры, полученной в материалах с различной предысторией.

3. Установлен размерный эффект механических свойств (прочности, пластичности) при условии равенства линейных размеров элементов структуры (ячеек, зерен, толщины микрослоев) и длины свободного пробега дислокации.

1. Влияние предварительной пластической деформации на микроскопический предел упругости // Р. И. Гарбер, Т. Т. Могильникова, Л. М. Нероденко, Б. А. Мовчан // Докл. АН УССР. Сер. А. — 1977. — № 7. — С. 662–665.
2. Сравнительный анализ влияния пластической деформации на микроскопический предел упругости меди и никеля // Т. Т. Могильникова, Т. А. Молодкина, Л. М. Нероденко, Б. А. Мовчан // Пробл. прочности. — 1988. — № 7. — С. 47–49.
3. Взаимосвязь структуры и механических свойств дисперсно-упрочненных конденсированных материалов // Л. М. Нероденко, Б. А. Мовчан, Т. Т. Могильникова, Т. А. Молодкина // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1989. — № 3. — С. 44–51.
4. Могильникова Т. Т., Нероденко Л. М., Мовчан Б. А. Исследование микроскопического предела упругости микрослойных конденсатов Fe/Cu // Там же. — 1987. — № 1/2. — С. 37–40.
5. Гарбер Р. И., Могильникова Т. Т. К вопросу об определении предела упругости реальных твердых тел // Физика металлов и металловедение. — 1962. — Т. 13, вып. 2. — С. 314–316.
6. Гарбер Р. И., Могильникова Т. Т. Размножение дислокаций при совместном воздействии периодических и нарастающих напряжений // Кристаллография. — 1969. — 14, № 1. — С. 137–139.
7. Мовчан Б. А., Молодкина Т. А. Структурный анализ природы уменьшения микроскопического предела упругости никеля после больших пластических деформаций // Металлофизика. — 1981. — 3, № 3. — С. 95–99.
8. Garofalo F., Wriedt H. A. Density change in austenitic stainless steel deformed in tension or compression // Acta Met. — 1962. — 10, № 11. — P. 1007–1012.
9. Гарбер Р. И., Обреимов И. В., Поляков Л. М. Образование ультрамикроскопических неоднородностей при пластической деформации каменной соли // Докл. АН СССР. — 1956. — 108, № 3. — С. 425–426.
10. Рыскин В. С., Бетехтин В. И., Слуцкер А. И. Обнаружение субмикроскопических трещин в подвергнутых нагружению кристаллов каменной соли // Физика твердого тела. — 1973. — Т. 15, вып. 11. — С. 3420–3422.
11. Ширяев П. П. Автоионно-микроскопическое исследование дефектов решетки при различных видах пластической деформации: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — М., 1974. — 16 с.
12. Гордиенко Л. К. Внутреннее трение субструктурно упрочненных материалов // Механизмы релаксационных явлений в твердых телах. — М.: Наука, 1972. — С. 178–185.
13. Мовчан Б. А. Структурные условия максимальной пластичности двухфазных поликристаллических материалов // Металлофизика. — 1985. — 7, № 6. — С. 75–83.
14. Влияние примесей цинка на амплитудную зависимость внутреннего трения (АЗВТ) субструктурно-упрочненного алюминия // Л. К. Гордиенко, Б. Г. Стронгин, П. М. Зюзак, В. И. Солоненко // Внутреннее трение в металлах и неорганических материалах. — М.: Наука, 1982. — С. 43–45.
15. Bunshan R. J., Nimmagada R. R., Doerr H. et al. Structure and property relationship in microlaminate Ni/Cu and Fe/Cu condensates // Thin Solid Films. — 1980. — № 72. — P. 261–275.
16. Нероденко Л. М., Бернадская И. В., Мовчан Б. А. Исследование структуры и ползучести микрослойных конденсатов Fe/Cu // Металлофизика. — 1985. — 7, № 2. — С. 97–101.

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

Поступила 15.11.2007



УДК 537.527.5 (533.9)

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ В УСЛОВИЯХ ЕЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С ВОЗДУШНО-ПЫЛЕУГОЛЬНОЙ СМЕСЬЮ*

М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник,
Г. Ф. Торхов, Д. М. Жиров, О. М. Вислобоков,
М. С. Приходько, Е. Ю. Ревякин, А. Н. Пешков

Исследованы электрические и энергетические параметры трехфазной системы дуг переменного тока в широком диапазоне технологических режимов воздушной плазменной конверсии пылеугольного топлива. Определен состав газа, образующегося в процессе конверсии. Выявлено, что для повышения теплоты сгорания конвертированного газа (увеличения содержания водорода и уменьшения содержания азота в смеси отводимых из плазменного реактора газов) следует проводить воздушно-паровую плазменную конверсию пылеугольного топлива.

Electric and energy parameters of three-phase system of a.c. arcs in the wide range of technological conditions of air plasma conversion of a pulverized-coal fuel were investigated. Composition of gas, formed during conversion process, was determined. It was revealed that to increase the heat of combustion of a converted gas (increase in hydrogen content and decrease in nitrogen content in mixture of gases, removed from a plasma reactor), it is necessary to perform an air-vapor plasma conversion of a pulverized-coal fuel.

Ключевые слова: стабилизация горения; пылеугольное топливо; воздушная плазменная конверсия; плазматрон; дуга; трехфазная система дуг; вольт-амперная характеристика; конвертированный газ

Несмотря на интенсивное развитие альтернативной энергетики (солнечные, ветряные и другие электростанции, а также получение биогаза) в ближайшие десятилетия ископаемые энергоносители по-прежнему остаются основными источниками энергии. При нынешнем уровне потребления топлива запасы нефти закончатся через 50 лет, природного газа — через 60 лет, а угля — через 220 лет, что вызовет подорожание нефти и газа. По сравнению с углем, газообразное топливо имеет ряд преимуществ, например, простота транспортировки и регулируемой подачи в различных технологических процессах. Также следует учитывать, что применение угля в ряде процессов невозможно из-за наличия зольного остатка. В связи с этим эффективная и экономичная газификация угля является актуальной задачей.

Газ может использоваться во многих отраслях промышленности, в частности, в металлургии как топливо и восстановитель. Генераторный газ, полученный при газификации угля, возможно применять для стабилизации горения пылеугольного топлива в топках котлов электростанций и котельных. В настоящее время с этой целью используют природный газ или мазут, что, однако, не решает указанную проблему, поскольку дополнительное топливо имеет высокую стоимость и использование двух различных топлив усложняет инфраструктуру предприятия.

Что касается мазута, то его применение также приводит к ухудшению эколого-экономических показателей котла: на 10...15 % повышается механический недожог топлива, увеличивается высокотемпературная коррозия экранных поверхностей, на 30...50 % повышается выход оксидов азота и серы и образуется пятиоксид ванадия, снижаются коэффициент полезного действия (КПД) и надежность оборудования [1–3].

* Работа проведена в рамках программы «Энергосбережение».



В последнее время ведутся разработки по применению плазменных технологий для розжига котлов и стабилизации горения пылеугольного факела. Использование плазмы, по сравнению с мазутной технологией, имеет ряд преимуществ: повышаются эколого-экономические показатели котла, снижается до допустимого уровня (2...3 %) механический недожог топлива. С повышением температуры нагрева аэросмеси увеличиваются реакционная способность топлива и полнота его сгорания [1–6].

В ходе предыдущих исследований установлено, что для надежного зажигания и стабилизации горения аэросмеси достаточно мощности плазмотрона, которая не превышает 1 % тепловой мощности зажигаемого угля, а для антрацитов она достигает 2 %. Некоторые авторы считают, что для устойчивой работы системы плазменной стабилизации горения достаточно мощности плазмотрона 0,5 % мощности горелки. С увеличением выхода летучих, а также концентрации угля в аэросмеси уменьшаются удельные энергозатраты на плазменный розжиг [1–7].

Оптимальная температура частиц топлива, при которой обеспечивается его надежный розжиг и стабилизация горения пылеугольного факела, колеблется в пределах 800...1200 К. При этом коэффициент избытка окислителя должен составлять 0,1...0,2. Эффективный розжиг топлива имеет место при массовом соотношении воздуха и топлива в пределах 2,50...3,25, хотя в отдельных случаях это соотношение снижали до единицы [1, 4, 7].

В зависимости от соотношения воздуха, кислорода или водяного пара, которые используются для конверсии пылеугольного топлива, может изменяться и соотношение продуктов конверсии [8].

В качестве источника теплоты в плазменных процессах розжига и стабилизации горения топлива используют плазмотроны косвенного действия постоянного тока [1–27], общими недостатками которых являются низкий КПД, повышенные тепловые нагрузки на катод и анод, а в связи с этим низкий ресурс плазмотронов (50...100 ч) [1, 2], их ограниченная мощность и необходимость остановки процесса для замены электродов или плазмотронов. Этих плазмотроны имеют возрастающие вольт-амперные характеристики (ВАХ) [5].

На практике в качестве материала электродов плазмотронов применяют водоохлаждаемую медь и графит. При использовании в качестве плазмообразующего агента воздушно-пылеугольной смеси эрозия медного электрода составляет $(1,3...2,5) \cdot 10^{-6}$ г/Кл, а графитового — $(4,0...5,6) \cdot 10^{-5}$ г/Кл. При токе дуги 200...1000 А напряжение на дуге равно 280...400 В [5, 9, 10, 11].

Удельные затраты электроэнергии плазмотрона косвенного действия на розжиг и стабилизацию основного факела в экспериментах достигают 1 кВт·ч на 1 кг угля, а значение соотношения массы пылеугольного топлива и воздуха в аэросмеси, которая подается в плазменную струю, поддерживается близким к единице. При этом в плазмотрон подается

20 % общей массы топлива, которое вводится в камеру [1, 2, 5].

В настоящее время плазменные технологии в энергетике не нашли широкого промышленного применения. Основными причинами этого являются невозможность обеспечить непрерывность процессов горения из-за низкого ресурса плазмотронов, сложность их монтажа в существующих горелках, зашлакованность рабочего тракта горелок и повышение температуры их деталей и узлов до недопустимых значений.

Для внедрения плазменных технологий в энергетику нужно решить задачи повышения ресурса плазмотронов и КПД указанного процесса, а также разработки новых способов применения плазмотронов. Одним из путей решения проблем, связанных с применением плазменной технологии розжига и стабилизации горения пылеугольного факела, является использование многодуговых плазменных нагревателей переменного тока с вынесенными дугами [28–30], которые горят на средней точке в плазме. Этот подход базируется на достижениях Института электросварки им. Е. О. Патона в области разработки трехфазных плазменных комплексов переменного тока, применяемых в качестве источников теплоты в процессах специальной электрометаллургии, а также на результатах исследований особенностей горения дуги при использовании в качестве плазмообразующего природного газа или пропан-бутана. Применение в металлургии многодуговых плазменных нагревателей переменного тока с вынесенными дугами, которые горят на средней точку в плазме, обусловлено их высокими КПД и ресурсом, а также практически неограниченной мощностью. Работа такого нагревателя предусматривает использование нескольких дуг большой длины, погруженных в нагреваемый поток. При этом обеспечивается эффективный массообмен между высокотемпературными плазменными струями и потоком и продуктивно используется тепло, которое выделяется в средней точке плазмы. Все это предопределяет высокие эффективность нагрева воздушно-пылеугольной смеси и КПД. При горении дуг на среднюю точку в плазме сопло, предназначенное для формирования плазменной струи воздушно-пылеугольной смеси, является электрически нейтральным. Его тепловые нагрузки значительно ниже, чем в плазмотронах косвенного действия. В связи с этим ресурс сопла достаточно высокий, мощность плазменного нагревателя не ограничена его ресурсом и может повышаться за счет наращивания количества дуг при том значении тока, при котором гарантируется высокий ресурс электрода. В конструкции плазмотрона необходимо предусмотреть наращивание электродов без выключения источников питания. Следует отметить, что источники переменного тока более дешевы и просты в эксплуатации, чем постоянного.

Чтобы решить в комплексе проблемы, которые препятствуют использованию плазменной техно-

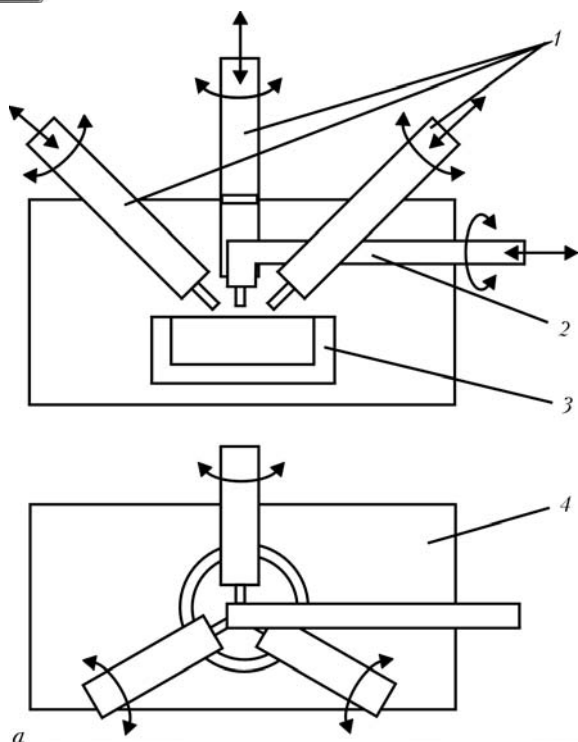


Рис. 1. Схема (а) и внешний вид (б) экспериментального трехфазного плазменного реактора: 1 — плазменные нагреватели; 2 — фурма; 3 — шлакоуловитель; 4 — камера

логии, целесообразно применить следующую схему построения комплекса плазменного розжига и стабилизации горения пылеугольного топлива в топках энергетических котлов.

Вблизи энергетического котла или на территории станции располагается реактор для воздушной, паровой или воздушно-паровой плазменной конверсии пылеугольного топлива, используемого на предприятии. Плазменный реактор оборудуется трех- или многофазной системой плазменных нагревателей переменного тока, дуги которых горят на среднюю точку в плазме. Плазменный реактор, кроме прямых функций газификации топлива, может улавливать и удалять шлак с тем, чтобы создаваемый в результате конверсии газ не содержал частицы, которые могут зашлаковывать рабочие тракты основной горелки и котла. Газы, образующиеся в результате плазменной конверсии пылеугольного топлива, при заданной температуре и давлении подаются по трубопроводу в основную горелку и сжигаются непосредственно в топочном пространстве

котла в зоне выхода из горелки основной массы воздушно-пылеугольной смеси. Таким образом, конвертируемый в плазменном реакторе газ выполняет функцию розжига и стабилизации горения основной пылеугольной смеси в наиболее экономичном режиме. При этом конструкция основной горелки не требует никаких доработок. Незначительно изменяется также и тепловой режим работы ее деталей и узлов.

Из приведенного выше следует, что предложенная схема позволяет полностью избежать недостатков, присущих действующим плазменным технологиям и оборудованию.

Разработка плазменной технологии и оборудования для розжига низкосортного пылеугольного топлива в топках энергетических котлов невозможна без прогнозирования электрических и энергетических характеристик дуги в условиях взаимодействия плазменных струй с воздушно-пылеугольной смесью. Знать значения этих параметров необходимо для обеспечения стабильного горения дуги в условиях розжига низкосортного пылеугольного топлива в топках энергетических котлов и определения рабочего диапазона параметров системы плазменно-дуговой нагреватель-электрический источник питания.

Напряжение дуги в процессе розжига и стабилизации горения зависит от многих факторов — состава и расхода компонентов воздушно-пылеугольной смеси, их влажности, тока, длины дуги и др. В зависимости от диапазона изменений напряжения дуги в тот или иной период процесса, требований к стабильности горения дуги и ее энергетических показателей выбирается напряжение холостого хода источника питания и наклон его внешней ВАХ.

Целью настоящей работы является исследование и оптимизация ВАХ и градиента напряжений трехфазной системы дуг переменного тока в широком диапазоне технологических режимов, получение эмпирических зависимостей для расчета ВАХ, а также определение состава газа, образующегося в процессе плазменной конверсии пылеугольного топлива.

Отличие процесса горения каждой дуги из трехфазной системы дуг от горения одиночной дуги состоит во взаимном влиянии электромагнитных и тепловых полей столбов дуг, что обуславливает определенную особенность их пространственного размещения и перемещения, расположения активных пятен на электродах и нагреваемых объектах [28–30]. Необходимо отметить, что если для одиночной дуги характерен режим горения в холодном пространстве, то для трехфазной системы дуг типичным является горение в горячем пространстве с частичной компенсацией затрат энергии из столба одной дуги затратами энергии из столбов соседних дуг. Горение трехфазной системы дуг на среднюю точку в плазме также обуславливает определенные особенности их электрических режимов. Наличие отличий в условиях горения трехфазной системы дуг и одиночной дуги вызвало необходимость всестороннего исследования их обобщенных ВАХ в широком диапазоне технологических режимов.

Для проведения экспериментов использовали трехфазный плазменный реактор для нагрева и кон-



версии пылеугольного топлива (рис. 1). Конструкции реактора и систем его электро-, водо-, газо- и пылеснабжения предусматривали использование трех плазменных нагревателей 1 с полыми графитированными электродами, установленными равномерно по окружности с наклоном к горизонту (поверхности шлакоуловителя 3) в герметичной камере 4. Угол наклона плазменных нагревателей регулировали в пределах $30...60^\circ$, а длину дуги в диапазоне и $0...450$ мм. Это обеспечивало возможность установки плазменных нагревателей в позиции, при которых дуга горит на дно шлакоуловителя или на среднюю точку в плазме.

Для проведения экспериментов достаточным был диапазон тока дуги $0,5...3,0$ кА и напряжения холостого хода трехфазного источника питания $220...575$ В. Источник питания представлял собой комплекс трехфазного дросселя насыщения и разделительного трехфазного трансформатора. Источник питания имел ВАХ с крутизной падения $0,30...0,45$ В/А, что обеспечивало стабильность горения дуг переменного тока в условиях значительных колебаний напряжения дуг, обусловленных изменениями технологических параметров процесса.

Система водоснабжения была рассчитана на охлаждение узлов плазменных нагревателей, шлакоуловителя и камеры, а также фурмы 2 (см. рис. 1), предназначенной для подачи воздушно-пылеугольной смеси в столбы и среднюю точку трехфазной системы дуг при ее мощности до 2000 кВт. Регулирование состава воздушно-пылеугольной смеси и соотношения компонентов осуществляли с помощью систем подачи воздуха и пыли, которая обеспечивала расход воздуха и пылеугольного топлива от 1 до 30 кг/ч (каждого).

Таким образом, созданный экспериментальный трехфазный плазменный реактор обеспечивал широкий диапазон технологических режимов для исследования электрических и теплоэнергетических параметров трехфазной системы дуг.

В качестве топлива использовали донецкий антрацит АШ [31], основные характеристики которого представлены ниже:

Сухая масса, %:	
Зола	18,0
Сера общая	1,9
Сера сульфатная	0,1
Сера колчеданная	1,1
Горючая масса, %:	
Сера колчеданная	1,4
Сера органическая	0,8
Углерод	92,5
Водород	1,8
Азот	1,0
Кислород	2,5
Теплота сгорания	
горючей массы, кДж/кг:	
В бомбе	33820
Низшая	33150
Выход летучих, %	4
Теплота сгорания топлива	
низшая, кДж/кг	25120

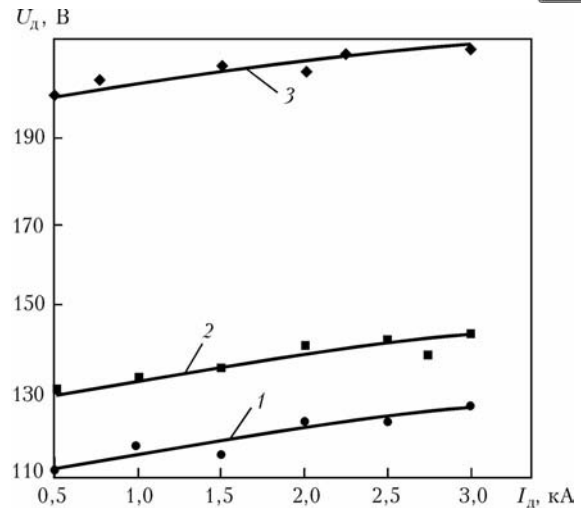


Рис. 2. Семейство ВАХ дуги при $L_d = 10$ (1), 15 (2) и 30 (3) см

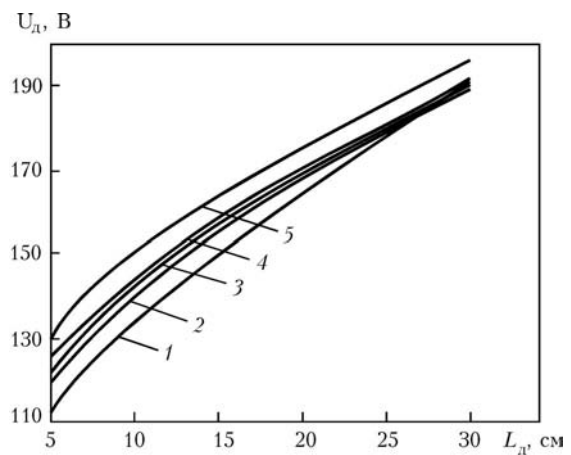


Рис. 3. Зависимость напряжения U_d дуги от ее длины L_d при $I_d = 1,0$ (1), 1,5 (2), 2,0 (3), 2,5 (4) и 3,0 кА

Реактор оборудован приборами для измерения тока и напряжения дуг каждого плазменно-дугового нагревателя, затрат воздуха и угольной пыли в фурме. Кроме того, в патрубок для отвода газов, которые образовались в процессе нагревания и конверсии смеси воздуха и угольной пыли, была вмонтирована отводная труба для забора проб газов, анализ состава которых выполняли с помощью хроматографа «Газохром 3101».

Результаты исследований основных электрических параметров дугового разряда в условиях взаимодействия плазменных струй трехфазной системы дуг с воздушно-пылеугольной смесью в зависимости от длины L_d дуги, расхода G воздушно-пылеугольной смеси и соотношения ее компонентов, давления P_k газов в камере реактора представлены на рис. 2–6. В экспериментах, кроме оговоренных случаев, расход воздуха G_v составлял 1 кг/ч, а угольной пыли $G_y = 0,32$ кг/ч.

Как видно из рисунков, характер кривых ВАХ дуг трехфазной системы слабо возрастающий, их наклон (крутизна) колеблется в пределах $(3,6...6,0) \cdot 10^{-3}$ В/А, а градиент напряжения дуги ΔU_d — в пределах $2,7...10,0$ В/см. Наклон ВАХ и градиент напряжения дуги зависят от расхода и

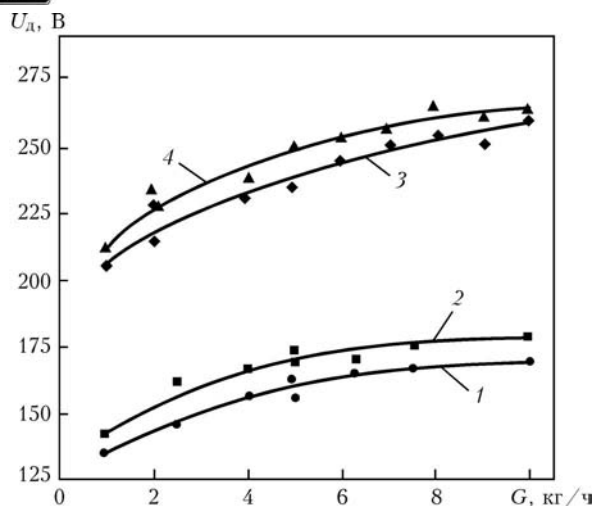


Рис. 4. Зависимость напряжения на U_d дуге от расхода G воздушно-пылеугольной смеси: 1 — $I_d = 1$ кА, $L_d = 15$ см; 2 — $I_d = 3$ кА, $L_d = 15$ см; 3 — $I_d = 1$ кА, $L_d = 30$ см; 4 — $I_d = 3$ кА, $L_d = 30$ см

состава воздушно-пылеугольной смеси, а также давления газов в камере реактора.

Максимальная крутизна ВАХ отмечалась при сравнительно малой длине дуг, с увеличением их длины она уменьшалась, поскольку при этом уменьшается стабилизирующее влияние плазмообразующих смесей на столбы дуг, вследствие чего возрастает диаметр их токопроводящей площади. В итоге становится более заметной взаимная стабилизация горения каждой из дуг за счет компенсации их тепловых потерь тепловыми потерями из столбов соседних дуг, что приводит к уменьшению электрического сопротивления столбов дуг. Отмечается также тенденция роста крутизны ВАХ и градиента напряжения дуги при увеличении затрат плазмообразующей воздушно-пылеугольной смеси и повышении давления в камере реактора. Это происходит в связи с возрастанием затрат энергии столбов дуг на нагревание и ионизацию смеси, а также с увеличением затрат энергии из столбов дуг с повышением

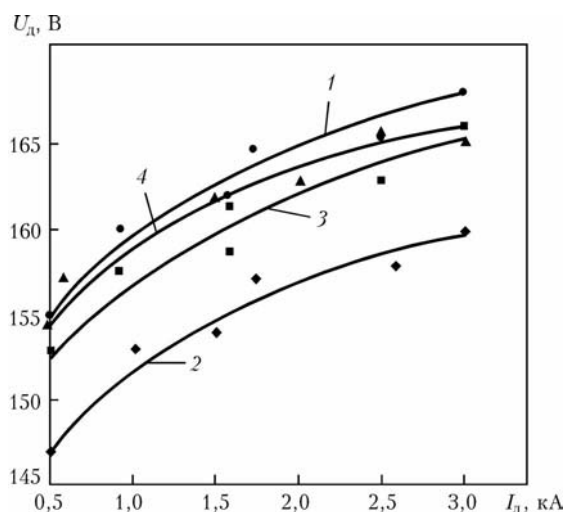


Рис. 6. Семейство ВАХ дуги при разных расходах компонентов воздушно-пылеугольной смеси ($L_d = 15$ см): 1 — $G_b = 5,8$ кг/ч, $G_y = 1,8$ кг/ч; 2 — $G_b = 5,8$ кг/ч, $G_y = 3,7$ кг/ч; 3 — $G_b = 11,6$ кг/ч, $G_y = 2,1$ кг/ч; 4 — $G_b = 11,4$ кг/ч, $G_y = 5,5$ кг/ч

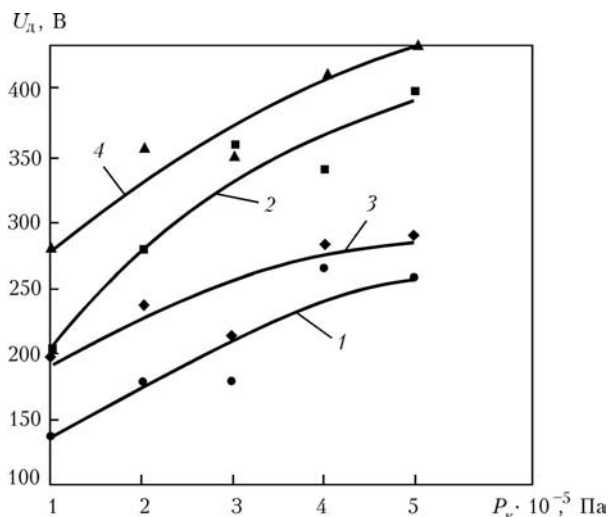


Рис. 5. Зависимость напряжения на U_d дуге от давления P_k газов в камере: 1 — $I_d = 1$ кА, $L_d = 15$ см; 2 — $I_d = 1$ кА, $L_d = 30$ см; 3 — $I_d = 3$ кА, $L_d = 15$ см; 4 — $I_d = 3$ кА, $L_d = 30$ см

плотности газов, в окружении которых горят дуги. При уменьшении соотношения массовых затрат воздуха и пылеугольного топлива градиент напряжения дуги также уменьшается. Очевидно, токопроводящее пылеугольное топливо, попадая в столб дуги, способствует уменьшению его электрического сопротивления.

Значения напряжения дуги и форма ВАХ дуг при горении их на токопроводящую поверхность и среднюю точку в плазме при варьировании технологическими параметрами практически не отличаются.

В целом следует отметить, что во всем диапазоне варьирования током, длиной дуги, составом и соотношением составных частей воздушно-пылеугольной смеси, а также давлением газов в камере реактора трехфазная система дуг горела стабильно, колебания напряжения и силы тока не превышали 15 % среднего их значения.

Анализ и обобщение экспериментальных электрических параметров трехфазной системы дуг позволили получить эмпирическую зависимость для расчета их ВАХ в широком диапазоне варьирования током и длиной дуг, а также давлением газов в камере реактора:

$$U_d = 2,2 (2,3 L_d I_d^{1/L_a} + 10) (1 \cdot 10^{-5} P_k)^n G^m \text{ [В]}, \quad (1)$$

где n , m — показатели степени, которые выбираются соответственно в пределах 0,35... 0,43 и 0,05... 0,10 (меньшие значения показателей степени соответствуют меньшим соотношениям массовых расходов воздуха и угольной пыли).

Сравнение ВАХ, полученных по формуле (1), с данными экспериментов показало, что расчетные значения напряжений хорошо совпадают с экспериментальными.

Одним из важнейших энергетических параметров трехфазной системы дуг является ее мощность. В исследуемом диапазоне значений тока (0,5... 2,5 кА) она составляла от 470 до 1250 кВт. Этой мощности вполне достаточно для розжига и стабилизации го-



Таблица 1. Химический состав газа (об. %), полученный в результате плазменной воздушной конверсии пылеугольного топлива (антрацита)

№ опыта	Расход, кг/ч, + Соотношение воз- дух:топ-ливо		H ₂	CO	CO ₂	N ₂	
	воздуха	топлива					
1	7,5	1,1	6,80	2	8	21	69
2	7,5	1,6	4,70	3	22	5	70
3	15,0	2,5	6,00	3	13	14	70

рения топлива горелок крупных действующих тепловых электростанций и топок энергетических котлов [1–7]. Расчет подтвердил, что при этом диапазоне мощностей легко обеспечить за 1 ч нагрев до 1000 °C и конвертирование от 1300 до 3500 кг воздушно-пылеугольной смеси.

Проведенные исследования показали, что удельная эрозия полого графитированного электрода плазменно-дугового нагревателя при $I_d = 0,5...3,0$ кА не превышает $5,0 \cdot 10^{-5}$ г/Кл даже при неблагоприятном соотношении массовых затрат воздуха и топлива. Очевидно, что со снижением этого соотношения следует ожидать и уменьшения эрозии электродов.

На основании результатов исследований можно рассчитать основные исходные электрические и энергетические параметры плазменного нагревательного комплекса и источника питания трехфазного реактора для нагрева и конверсии воздушно-пылеугольной смеси: $I_d = 1...3$ кА; фазное напряжение холостого хода трехфазного источника питания — 550 В; крутизна внешней ВАХ источника питания — не менее 0,5 В/А.

Одним из важнейших показателей эффективности плазменной воздушной конверсии пылеугольного топлива является состав полученного газа. Проведены исследования его состава (табл. 1) в зависимости от расхода и соотношения воздуха и угольной пыли (антрацита). Полученный газ отбирали для анализа на выходе из камеры перед системой вентиляции. Как указывалось ранее, концентрацию газов H₂, CO, CO₂ измеряли хроматографом «Газохром 3101». Очевидно, что оставшимся компонентом газовой смеси является N₂, который составляет основу воздуха.

Стехиометрически для пылеугольного топлива данного состава соотношение воздуха и топлива должно равняться 5, чтобы перевести весь углерод в монооксид. Больше соотношение может привести к увеличению содержания CO₂, что доказано экспериментально. В опытах оптимальное соотношение было около 4. Это можно объяснить увлечением неучтенного воздуха вместе с угольной пылью, осаждением последней на некоторых участках пылепровода и недожогом углерода в камере. При этом, естественно, снижается КПД процесса газификации. Указанные недостатки можно избежать усовершенствованием системы пылеснаб-

Таблица 2. Расчетный состав (об. %) газа при различных видах конверсии пылеугольного топлива

Окислитель	H ₂	CO	N ₂	Калорийность, кДж,	
				на 1 кг антрацита	на 1 м ³ газа
Воздух (3,5 м ³)	0	33	67	17560	4180
Кислород (0,7 м ³)	0	100	0	17560	12540
Пар (1,4 м ³)	50	50	0	32600	11700

жения реактора и использованием камеры, футерованной огнеупорными материалами, что приведет к повышению температуры газов в камере, а также увеличить полноту сгорания топлива.

В полученном газе присутствует довольно мало водорода, что объясняется незначительным содержанием летучих в антраците. Очевидно, что при использовании угля с большим содержанием летучих объемная доля H₂ увеличивается. Повышенное содержание водорода в газе в опыте № 4 (табл. 1) можно объяснить наличием влаги в воздухе и в пыли. Из этого следует, что для повышения содержания водорода в смеси газов, отводимых из реактора, следует проводить конверсию пылеугольного топлива воздухом, обогащенным водяным паром.

В табл. 2 представлен расчетный состав и калорийность генераторного газа при конверсии угля, содержащего 75 об. % C и минимальное количество летучих. Из таблицы видно, что наивысшая удельная калорийность генераторного газа наблюдается при кислородной конверсии, а максимальная калорийность газа, получаемого из 1 кг твердого топлива, при конверсии паром.

ВЫВОДЫ

1. Кривые ВАХ дуг трехфазного плазменного нагревательного комплекса с полыми графитированными электродами в условиях взаимодействия плазменных струй с воздушно-пылеугольной смесью возрастают незначительно. Их наклон колеблется в пределах $(3,6...6,0) \cdot 10^{-3}$ В/А, а градиент напряжения дуги в этих условиях — в пределах 2,7... 10,0 В/см.

2. Наклон кривых ВАХ и градиент напряжения дуги зависят от расхода и состава воздушно-пылеугольной смеси и давления газов в камере реактора.

3. Оптимальное массовое соотношение смеси воздуха и пылеугольного топлива при воздушной плазменной конверсии составляет 4...5. При этом образуется смесь газов CO + H₂ с содержанием не менее 25 об. %.

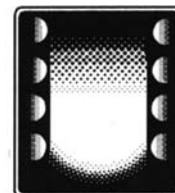
4. Для повышения теплоты сгорания конвертированного газа (увеличения содержания водорода и уменьшения содержания азота в смеси газов, отводимых из плазменного реактора) следует проводить воздушно-паровую или воздушно-кислородную плазменную конверсию пылеугольного топлива.



1. *Применение систем плазменного воспламенения угольной пыли в котлах Таштагольской производственно-отопительной котельной* / А. Н. Тимошевский, И. М. Засыпкин, С. П. Ващенко, Ю. Г. Векексер // *Новости теплоснабжения*. — 2002. — № 1. — С. 14–21.
2. *Обоснование применения плазменной технологии для безмасляного воспламенения факела в топках прогенератора ТЭС* / Э. Р. Иманкулов, А. А. Кабарин, Н. П. Крылова и др. // <http://www.aipet.kz>.
3. Мерсерле В. Е., Сакипов З. Б. Плазменная термохимическая подготовка твердых топлив к сжиганию // Плазменное воспламенение и сжигание топлива: Материалы межвуз. науч.-техн. конф. Николаев. кораблестроит. ин-та им. адм. С. О. Макарова, г. Николаев, май 1989 г. — Николаев, 1989. — С. 16–17.
4. Дробчик В. В. Разработка технологии зажигания и стабилизации горения пылевидных твердых топлив на основе устройства с вынесенной плазменной дугой: Автореф. дис. канд. техн. наук. — Томск, 2004. — 29 с.
5. Плазменная горелка с источником питания для розжига и стабилизации горения донецкого АШ / Ш. Ш. Ибраев, М. М. Полячек, Н. Л. Новиков, Т. М. Сейтимов // Плазменное воспламенение и сжигание топлива: Материалы межвуз. науч.-техн. конф. Николаев. кораблестроит. ин-та им. адм. С. О. Макарова, г. Николаев, май 1989 г. — Николаев, 1989. — С. 33–34.
6. Плазменная безмасляная растопка котлов и стабилизация горения пылеугольного факела / М. Ф. Жуков, Е. И. Карпенко, В. С. Перегудов и др. — Новосибирск: Наука, 1995. — 304 с. — Т. 16: Низкотемпературная плазма.
7. Моделирование процессов термохимических превращений в плазменном реакторе / Р. А. Калинин, А. П. Кузнецов, А. А. Левицкий и др. // Плазменное воспламенение и сжигание топлива: Материалы межвуз. науч.-техн. конф. Николаев. кораблестроит. ин-та им. адм. С. О. Макарова, г. Николаев, май 1989 г. — Николаев, 1989. — С. 18–22.
8. Войчак В. П., Гончаров А. Г., Карпов Е. Г. О создании плазменных генераторов для переработки экибастузских углей // Там же. — С. 38–39.
9. Сейтимов Т. М., Сакипов З. Б., Ибраев Ш. Ш. Плазмотрон для воспламенения и сжигания низкорекционных углей // Там же. — С. 35–36.
10. Ибраев Ш. Ш. Электроды плазмотронов для воспламенения и сжигания углей // Там же. — С. 36–38.
11. Фридланд М. Г. О работе электродов сжатой дуги в плазмообразующих средах на основе углеводородов // Топливо-плазменные горелки. — Киев: Наук. думка, 1977. — С. 44–47.
12. К проблеме снижения энергозатрат на плазменный розжиг и стабилизацию горения пылеугольного факела / С. В. Петров, А. Г. Саков, О. Л. Котляров, В. П. Яценко // *Технич. термодинамика*. — 2000. — № 3. — С. 85–87.
13. Петров С. В. Плазменная обработка низкорекционных углей // *Вісник Східн. укр. нац. ун-та ім. В. Даля*. — 2003. — № 11. — С. 71–79.
14. Мерсерле В. Е., Сакипов З. Б. Термохимический метод подготовки к сжиганию твердых топлив с использованием низкотемпературной плазмы // *Химия твердого топлива*. — 1988. — № 4. — С. 123–127.
15. Плазменный розжиг и стабилизация горения пылеугольных топлив / В. В. Бушуев, М. Ф. Жуков, Г. М. Мунгалов и др. // Теплообмен в парогенераторах: Тез. докл. Всесоюз. конф., г. Новосибирск, 28–30 июня 1988 г. — Новосибирск, 1988. — С. 12–13.
16. Термообработка угольной пыли плазменной струей в условиях промышленных котлов / В. С. Перегудов, Б. А. Поздняк, Л. И. Пугач и др. // *Высокотемпературные запыленные струи в процессах обработки порошковых материалов: Тез. докл. междунар. рабочего совещ., г. Новосибирск, 6–10 сент. 1988 г.* — Новосибирск, 1988. — С. 167–172.
17. *Электрохимическая подготовка низкорекционных углей. Математическая модель и эксперимент* / Р. А. Калинин, А. А. Левицкий, В. Е. Мерсерле, Ю. А. Миронин // *Химия высоких температур*. — 1990. — 24, № 3. — С. 272–277.
18. *Экспериментальное исследование пиролиза бурых углей* / З. Б. Сакипов, В. Е. Мерсерле, Ш. Ш. Ибраев и др. // Там же. — 1986. — 20, № 1. — С. 61–67.
19. *Термохимическая подготовка бурых углей при различных избытках окислителей* / В. Е. Мерсерле, З. Б. Сакипов, А. Б. Устищенко // *Химия высоких энергий*. — 24, № 1. — С. 80–83.
20. *Результаты стендовых испытаний плазменной стабилизации горения низкорекционных углей* / З. Б. Сакипов, Э. Р. Эмажжуклов, В. Е. Мерсерле и др. // *Энергетика и электрификация*. — 1989. — № 2. — С. 14–16.
21. Носач В. Г., Занемонец В. Ф., Захаров Ф. И. Исследование термохимической защиты графитированных электродов // *Топливоплазменные горелки*. — Киев: Наук. думка, 1977. — С. 47–49.
22. Фролов В. А., Фридберг А. Э., Горяев Г. А. Исследование эрозии медновольфрамового анода электродугового нагревателя газа // Там же. — С. 49–51.
23. Пат. № 2132515 РФ, МКИ F 23 Q/00. Способ плазменного розжига и стабилизации горения пылеугольного факела / А. Т. Неклеса, А. И. Гаврилюк, В. В. Блинов. — Опубл. 27.06.99.
24. А. с. № 1732119 СССР, МКИ F 23 Q 5/00. Устройство для воспламенения пылеугольного топлива / В. В. Булгаков, А. Н. Волобуев, Г. М. Мунгалов и др. — Опубл. 07.05.92.
25. Пат. № 33029 України, МКВ F 23 Q5/00. Установка для плазмового розпалу і стабілізації горіння пилувугільного факела / А. Т. Неклеса. — Опубл. 15.08.02.
26. Пат. № 55429 України, МКВ F 23 Q 5/00. Пристрій для запалювання пилувугільного палива / А. Т. Неклеса, В. С. Ключенко, В. В. Проців. — Опубл. 15.04.2003.
27. Плазменно-энергетические технологии использования твердых топлив / В. Е. Мерсерле, З. А. Мансуров, А. Б. Устищенко, Е. И. Карпенко // http://www.unece.org/ie/capact/ppp/pdfs/plasmaenergy_kzkhstntxt.pdf.
28. Некоторые возможности обработки стали в дуговых и плазменных ковшах-печах / Г. А. Мельник, О. С. Забарилло, М. Л. Жадкевич и др. // *Пробл. спец. электрометаллургии*. — 2002. — № 1. — С. 26–31.
29. *Перспективы использования плазменных источников теплоты в агрегатах внепечной обработки стали*. Сообщ. 1, 2 / Г. А. Мельник, О. С. Забарилло, А. А. Ждановский и др. // Там же. — 1991. — № 2. — С. 60–66; № 3. — С. 86–92.
30. *Трехфазные плазменные нагревательные комплексы и перспективы их применения*. Сообщ. 1, 2 / Б. Е. Патон, Ю. В. Латаш, О. С. Забарилло и др. // Там же. — 1985. — № 1. — С. 50–55; № 2. — С. 53–57.
31. *Справочник машиностроителя*. — В 6 т. — Т. 2 / Под ред. Н. С. Ачеркана. — М.: Машиностроение, 1955. — 559 с.

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

Поступила 07.02.2008



УДК 669.117.56

ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА В СЕКЦИОННОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ, ЕЕ ВОЗМОЖНОСТИ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ

И. В. Шейко, В. А. Шаповалов, В. В. Якуша

Рассмотрены особенности процесса плавки в секционном кристаллизаторе с использованием индукционного источника нагрева, возможные способы накопления жидкого металла в секционном кристаллизаторе и его разливы. Показаны пути интенсификации плавки и перегрева жидкого металла, а также возможный сортамент отливаемых изделий.

Ключевые слова: индуктор; электромагнитное поле; жидкий металл; металлическая ванна; секционный кристаллизатор; литейная форма; отливка

Индукционный нагрев довольно широко применяется в различных областях техники, в том числе и в металлургии, для термообработки, выращивания монокристаллов, плавки металлов и сплавов благодаря комплексу таких уникальных технологических свойств, характеризующих индукционный источник нагрева:

- отсутствие негативного влияния на состав и свойства нагреваемых материалов;

- интенсивное перемешивание жидкого металла во время плавки позволяет обеспечивать выравнивание температуры и химического состава в объеме ванны;

- отсутствие локального перегрева металла способствует обеспечению незначительного угара легирующих элементов;

- отсутствие жесткой связи между подводимой электрической мощностью и скоростью плавки дает возможность выдерживать металлический расплав в жидком состоянии длительное время и управлять кристаллизацией металла;

- не требуется создание каких-либо специальных условий для работы, поэтому технологический процесс можно вести в газовой атмосфере любого состава и давления, в том числе и в вакууме;

обеспечивает высокую надежность работы источника нагрева благодаря отсутствию в нем расходных элементов, например электродов.

Однако в существующих плавильных печах отмеченные достоинства индукционного источника нагрева реализуются не в полной мере, поскольку во время плавки жидкий металл контактирует с огнеупорной стенкой тигля и загрязняется продуктами реакции взаимодействия (неметаллическими и газовыми примесями). Интенсивное перемешивание расплава в данном случае ускоряет этот процесс.

Это, безусловно, ограничивает применение индукционных печей для плавки и рафинирования высокореакционных металлов и сплавов, например титана, его сплавов, РЗМ и т. д.

Прогрессивным способом выплавки слитков с использованием индукционного источника нагрева является индукционный переплав в секционном кристаллизаторе (ИПСК), разработанный в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины [1–3]. Данный процесс (рис. 1) заключается в том, что в секционном кристаллизаторе, стенка которого «прозрачна» для электромагнитного поля, создают высокочастотное электромагнитное поле, где наводят металлическую ванну путем расплавления кусковой шихты или монолитной затравки. Дальнейшее наплавление слитка производится рас-

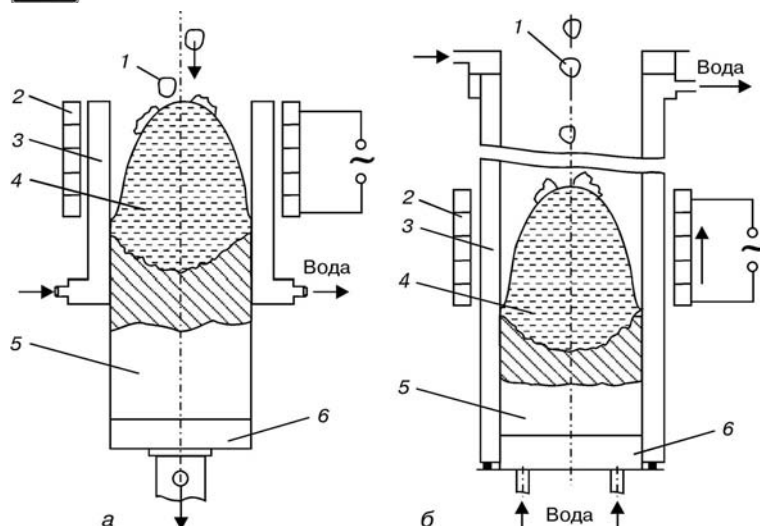


Рис. 1. Принципиальные схемы ИПСК: а — выплавка слитка вытягиванием из кристаллизатора; б — выплавка слитка наплавлением в кристаллизаторе; 1 — шихта; 2 — индуктор; 3 — секционный кристаллизатор; 4 — металлическая ванна; 5 — слиток; 6 — поддон

плавлением кусковой шихты, которую подают в металлическую ванну порционно. При этом объем металлической ванны в процессе плавки сохраняется неизменным, а слиток вытягивают из кристаллизатора или наплавляют в кристаллизаторе, для чего индуктор, а следовательно, и металлическую ванну, перемещают снизу вверх. Таким образом, процесс четко ориентирован на выплавку слитков, внешняя конфигурация которых зависит от формы кристаллизатора (цилиндрический, прямоугольный и т. д.).

Для ИПСК характерно то, что высота индуктора не превышает высоту внутреннего диаметра кристаллизатора ($h_{\text{инд}} \leq D_{\text{кр}}$, где $h_{\text{инд}}$ — высота индуктора, $D_{\text{кр}}$ — диаметр кристаллизатора). В этом случае оптимальный объем металлической ванны $V_{\text{м.в}}$ в свою очередь связан с частотой тока в индукторе, диаметром кристаллизатора и составляет 0,6 объема кристаллизатора, ограниченного высотой индуктора, т. е. [1]

$$V_{\text{м.в}} \approx 0,15\pi D_{\text{кр}}^2 h_{\text{инд}} \approx 0,15 D_{\text{кр}}^2 h_{\text{инд}}$$

Из приведенного соотношения следует, что объем жидкого металла, накопленного в кристаллизаторе, зависит от его диаметра и высоты индуктора. Меньший объем металлической ванны, по сравнению с объемом кристаллизатора, ограниченного высотой индуктора, объясняется отжатием металлического расплава от стенки кристаллизатора электромагнитным полем, создаваемым током индуктора (рис. 2).

Этого объема металлической ванны вполне достаточно для формирования слитка с качественной внешней поверхностью и кристаллической структурой (рис. 3). Однако ИПСК позволяет получать слитки преимущественно круглого, прямоугольного или квадратного сечения.

Другим интересным направлением, в котором используют индукционный нагрев при отсутствии контакта жидкого металла с огнеупорными материалами, является плавка в холодном тигле [4–7], отличающаяся от обычной тигельной индукционной условиями передачи энергии от индуктора к расплаву, поскольку между индуктором и металлическим расплавом находится стенка холодного тигля, искажающая электромагнитное поле, создаваемое током в индукторе.

Сплошная металлическая стенка обычного охлаждаемого тигля является экраном для высокочастотного электромагнитного поля, создаваемого индуктором, поскольку вихревые токи, индуцируемые в стенке тигля, образуют замкнутую электрическую

Сплошная металлическая стенка обычного охлаждаемого тигля является экраном для высокочастотного электромагнитного поля, создаваемого индуктором, поскольку вихревые токи, индуцируемые в стенке тигля, образуют замкнутую электрическую



Рис. 2. Выпуклый мениск металлической ванны при ИПСК титана ($D_{\text{кр}} = 70$ мм; $f = 66$ кГц)

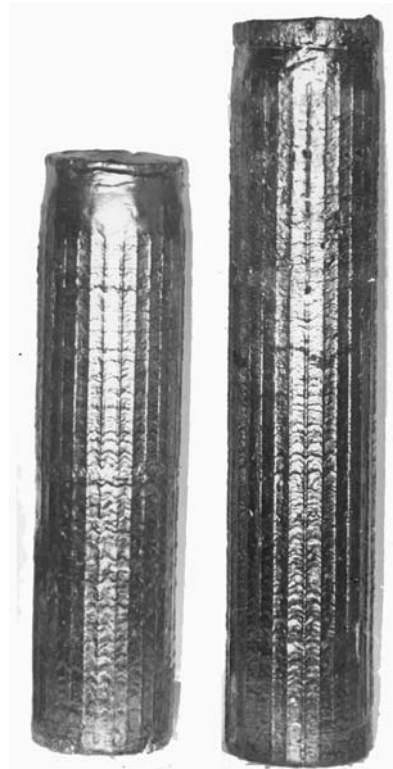


Рис. 3. Внешний вид титановых слитков диаметром 100 мм



цепь по наружной поверхности его стенки. Стенка холодного тигля, выполненная из отдельных электрически изолированных охлаждаемых секций, представляет собой вторичную обмотку трансформатора. Благодаря этому происходит передача энергии электромагнитного поля от индуктора к расплаву в холодном тигле [4, 6, 7].

Несмотря на то, что часть энергии электромагнитного поля теряется в охлаждаемой стенке тигля, весьма высокое значение коэффициента мощности цилиндрического индуктора (по сравнению с торцевым) обеспечивает выделение тепловой энергии в шихте, достаточное для ее расплавления и последующего перегрева металлического расплава. Равномерный боковой нагрев и интенсивное перемешивание расплава в электромагнитном поле позволяют получить ванну с однородными химическим составом и температурой.

При индукционной плавке в холодном тигле его геометрические параметры близки к таковым тиглей из огнеупорных материалов, применяемых в обычных индукционных печах, т. е. высота тигля и индуктора в 2...3 раза превышает диаметр тигля. Поэтому для индукционной плавки в холодном тигле характерна большая глубина металлической ванны. По высоте металлической ванны, находящейся в холодном тигле, можно выделить три характерные зоны (рис. 4) [8]. Верхняя *I* — зона полного отжигания расплава от стенки холодного тигля, средняя *II* — зона частичного (щелевого) отжигания расплава от стенки тигля и нижняя *III* — зона полного контакта расплава со стенкой холодного тигля.

В этом направлении усилиями многих научно-исследовательских и проектно-конструкторских институтов бывшего Советского Союза (ВНИИЭТО, ВНИИТВЧ, НИАТ, ИМЕТ, ВИАМ, НПО «Сатурн» им. А. И. Льюли и др.) разработан и освоен в режиме полупромышленной эксплуатации ряд индукционных литейных печей с холодными тиглями вместимостью от 5 до 100 кг (по титану). На этих агрегатах отработаны энергетические режимы выплавки преимущественно титана и его сплавов, определены энергетические, тепловые и технико-экономические показатели работы этих агрегатов, установлены основные параметры и требования к источникам питания, выбору частоты тока и др.

Литейные установки этого типа (с холодным тиглем) представляют собой вакуумную или газонаполненную камеру, внутри которой установлены водоохлаждаемый секционный тигель с индуктором и площадка или карусель для размещения литейных форм или изложниц.

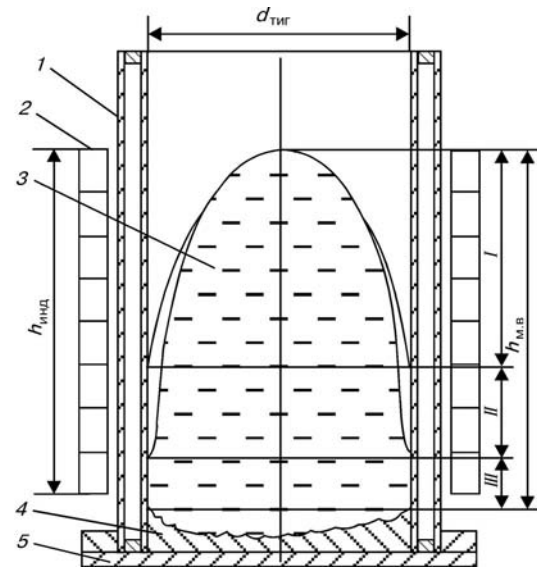


Рис. 4. Характерные зоны металлической ванны при плавке в холодном тигле: *I* — полного отжигания расплава от стенки тигля; *II* — щелевого отжигания расплава; *III* — полного контакта расплава со стенкой тигля; 1 — холодный тигель; 2 — индуктор; 3 — металлическая ванна; 4 — гарнисаж; 5 — днище

Разливка металла в таких установках производится с использованием донного слива (рис. 5, *a*) либо через сливной охлаждаемый носок путем поворота тигля вокруг оси вращения (рис. 5, *б*).

Большинство плавильных печей с холодным тиглем (УПХТ-1, УПХТ-2 и УПХТ-3) выполнены по принципу слива металла путем наклона (поворота) плавильного модуля вокруг оси вращения [7]. Плавильные модули установок УПХТ-1 и УПХТ-2 помещены в горизонтальные цилиндрические плавильные камеры с двумя торцевыми дверцами, что обеспечивает надежную герметизацию их во время плавки и удобное обслуживание плавильного модуля в подготовительный период (рис. 6). Они являются установками периодического действия, т. е. после каждого цикла, включающего загрузку шихты в тигель, герметизацию плавильной камеры, плавку и разливку металла, производится разгермети-

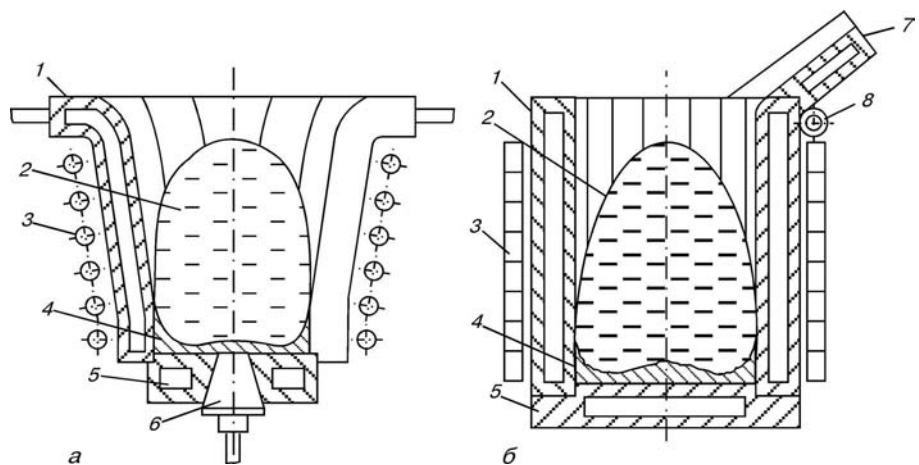


Рис. 5. Схемы плавильных узлов литейных установок с холодным тиглем: *a* — донная разливка металла; *б* — разливка металла поворотом холодного тигля; 1 — холодный тигель; 2 — металлическая ванна; 3 — индуктор; 4 — гарнисаж; 5 — поддон; 6 — устройство для управления сливом металла (пробка); 7 — сливной носок; 8 — ось поворота

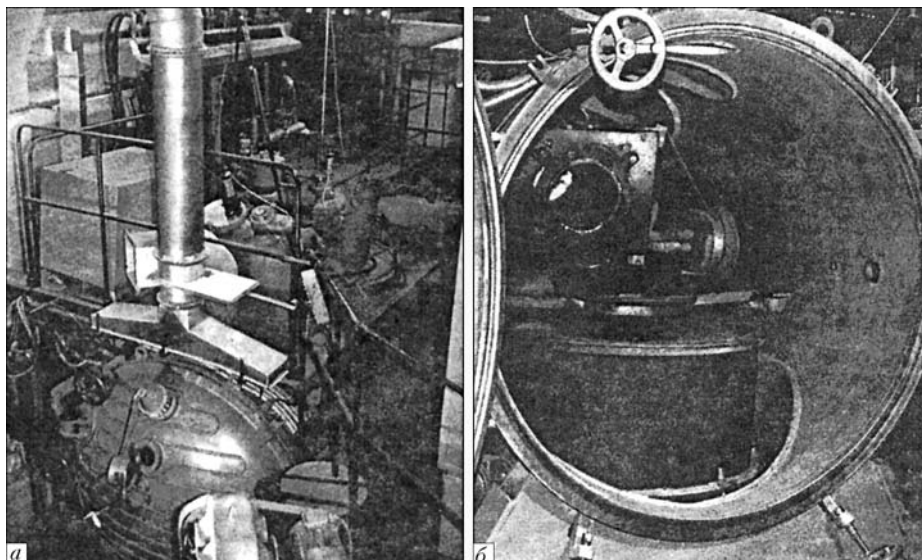


Рис. 6. Литейная индукционная установка с холодным тиглем УПХТ-2 [7]: *а* — общий вид; *б* — внутренний объем плавильной камеры

зация плавильной камеры для извлечения литейных форм и подготовки установки к следующей плавке.

Вместимость холодного тигля УПХТ-2 составляет около 100 кг (по титану).

Литейный модуль УПХТ-2 оснащен элементами сопротивления, что позволяет подогревать литейные формы до 1100 °С и получать высокоточное тонкостенное литье, например из высокопрочных конструкционных и жаропрочных сплавов на никелевой основе для авиационного двигателестроения.

Универсальность УПХТ-2 не ограничивается получением фасонных отливок из разнообразных металлов и сплавов путем использования различных способов заливки (стационарные формы или кокили, центробежное литье или литье в горячую форму). Установку можно применять для выплавки сплавов редких металлов, лигатур, припоев и т.д. в виде литых заготовок небольшого развеса из первичных шихтовых материалов или отходов собственного производства в качестве шихты.

При смене переплавляемого сплава или металла необходимо менять остаточный гарнисаж, образовавшийся во время предыдущих плавов, путем отсоединения днищ от тигля и выбивки гарнисажа в положении тигля на слив, т. е. в наклонном (горизонтальном) положении тигля.

Источником питания установки УПХТ-2 служат два машинных преобразователя частоты ОПЧ-500-2,4, работающие в отдельности или параллельно на одну нагрузку с суммарной мощностью 1000 кВт.

На базе установки УПХТ-2 создана печь УПХТ-2М. По утверждению авторов разработки, это улучшенный по компоновке малогабаритный плавильный агрегат лабораторно-промышленного назначения, предназначенный для выплавки хрома. Плавильный модуль с холодным тиглем вместимостью около 25 кг питается от трех ламповых преобразователей частоты мощностью по 160 кВт.

Кроме выплавки сплавов из первичной шихты, в УПХТ можно переплавлять отходы любого вида (в том числе стружку, губку, обрезь) в различных

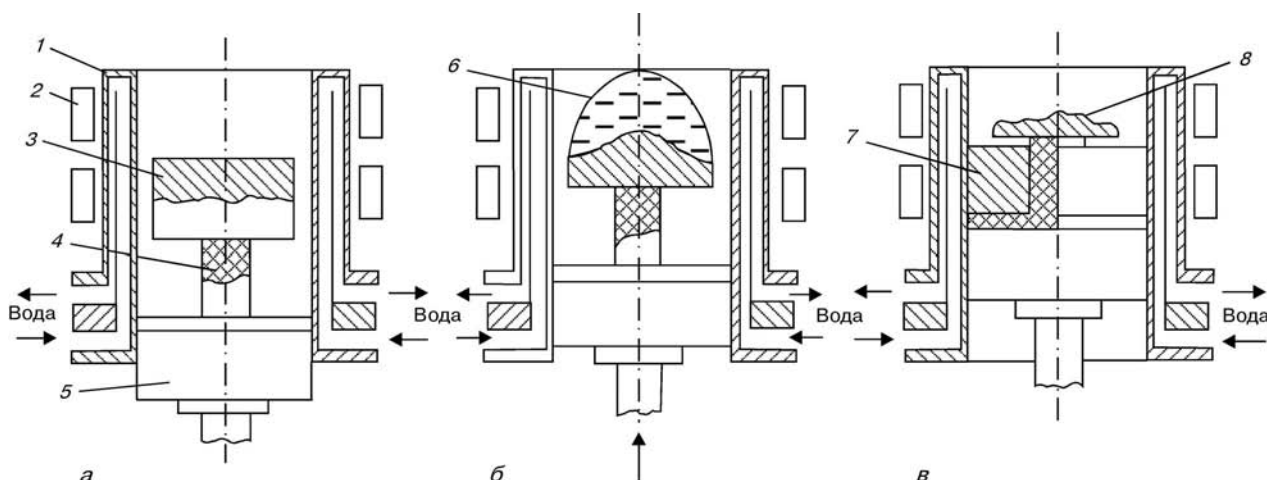


Рис. 7. Пооперационная схема получения полых слитков-заготовок типа втулки путем расплавления мерной заготовки на стержне: *а* — размещение стержня и заготовки в секционном кристаллизаторе; *б* — расплавление заготовки; *в* — затвердевание металла в кристаллизаторе; 1 — секционный кристаллизатор; 2 — индуктор; 3 — мерная расходоуемая заготовка; 4 — графитовый стержень; 5 — поддон; 6 — металлическая ванна; 7 — полая отливка; 8 — остаточный гарнисаж

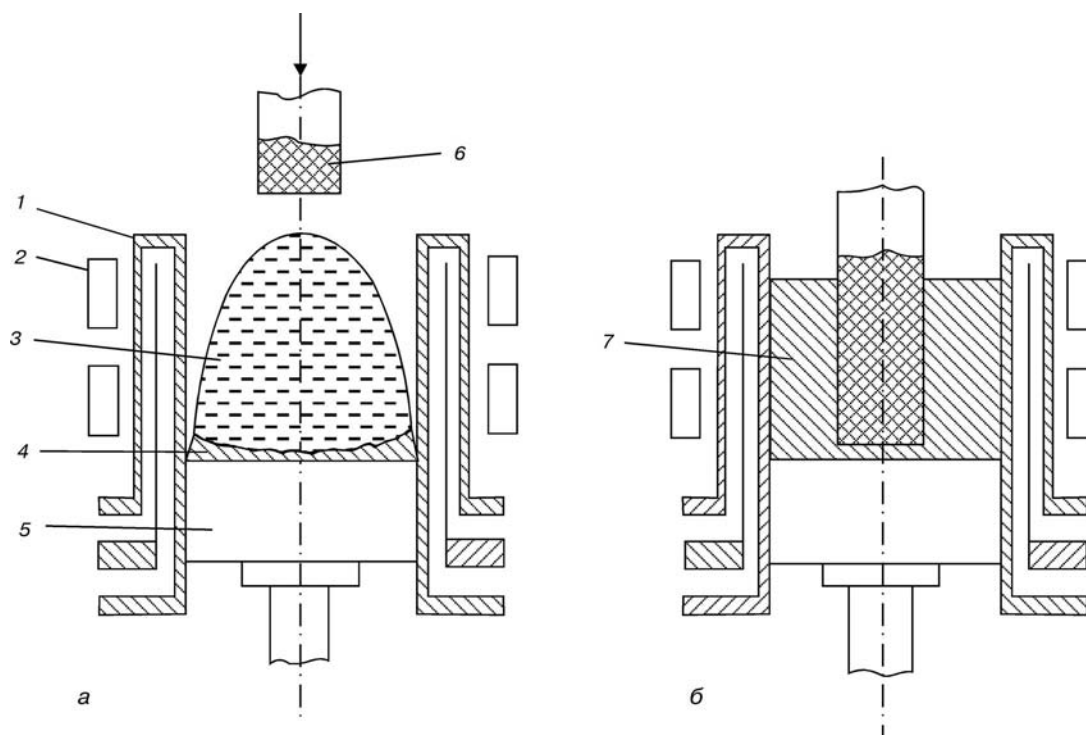


Рис. 8. Пооперационная схема получения полых слитков-заготовок типа втулки с формированием полости подвижным стержнем: *a* — наведение металлической ванны; *б* — затвердевание металла с введенным стержнем; 1 — секционный кристаллизатор; 2 — индуктор; 3 — металлическая ванна; 4 — донный гарнисаж; 5 — поддон; 6 — подвижный стержень; 7 — полая заготовка

процентном соотношении в шихтовой садке (вплоть до 100 %) с введением их в тигель свободной завалкой, т. е. в открытую перед плавкой.

Несмотря на значительные энергозатраты, характерные для печей такого типа (с холодным тиглем), в ряде случаев превышающие 5 кВт·ч/кг, технологические и металлургические возможности позволяют использовать их для выплавки сплавов из первичной шихты и переплава различных отходов, получая конечный продукт за один переплав, без последующих переделов.

Следует отметить, что использование в качестве индукционных литейных печей с холодным тиглем плавильных агрегатов для приготовления металлического расплава заданного химического состава, в отличие от обычных индукционных тигельных печей, позволяет выплавлять сплавы на основе титана, хрома и других высокореакционных металлов, поскольку металлический расплав не вступает в химическое взаимодействие с холодной стенкой тигля.

Конструкция холодных тиглей различных модификаций и вместимости имеет общий принцип исполнения, т. е. боковая цилиндрическая стенка собрана из водоохлаждаемых медных секций, электрически изолированных друг от друга по смежным плоскостям. Такая конструкция исключает наведение кольцевых токов по наружной поверхности гильзы тигля и в то же время позволяет в каждой секции наводить кольцевые токи в зоне индуктора. В этом случае плавильный модуль, включающий индуктор и цилиндрическую или коническую гильзу тигля, образует единую энергетическую систему, с помощью которой электромагнитное поле, созда-

ваемое током индуктора, передается садке. При этом внутренняя стенка тигля выполняет роль индуктора для садки.

Основной недостаток литейных агрегатов с холодным тиглем заключается в повышенных удельных энергозатратах, в отдельных случаях достигающих 7... 8 кВт·ч/кг слитого металла. Поэтому при создании таких плавильных агрегатов необходимо в первую очередь решить вопросы энергетической экономичности и технологичности конструкции в целом. Причем вопрос плавки металла здесь не является основным, он достаточно хорошо изучен, а энергозатраты на выплавку некоторых металлов и



Рис. 9. Внешний вид полых заготовки диаметром 70 мм со стержнем

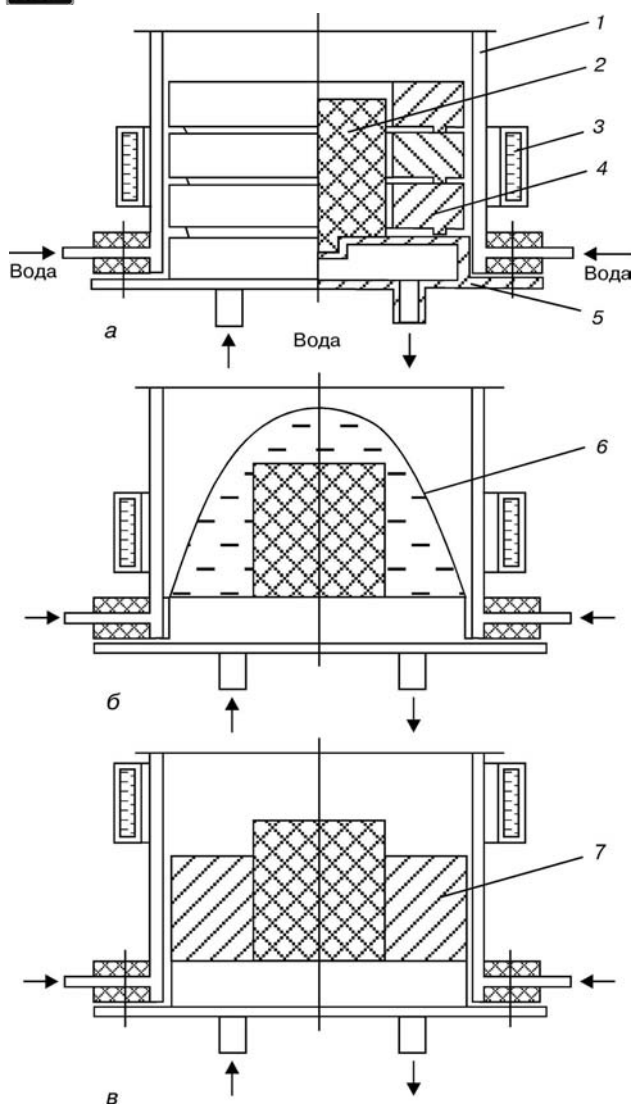


Рис. 10. Пооперационная схема выплавки полых слитков-заготовок типа шайбы на полупромышленной установке ОП117: а — размещение шихты и стержня в секционном кристаллизаторе; б — расплавление шихты; в — затвердевание металла; 1 — кристаллизатор; 2 — графитовый стержень; 3 — индуктор; 4 — шихта; 5 — поддон; 6 — расплавленный металл (ванна); 7 — литая заготовка

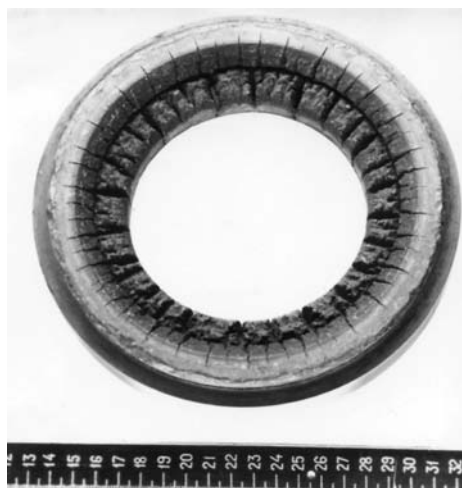


Рис. 11. Внешний вид отработанных элементов литейной оснастки из титанового сплава ОТ4-2

сплавов вполне приемлемы. Конечный технико-экономический результат определяется разливкой металла, поскольку в литейную форму или изложницу в лучшем случае попадает не более 60 % металла [5, 9–11]. В ходе разливки почти половина расплавленного металла намораживается на охлаждаемых элементах плавильного модуля (стенке холодного тигля, днище, сливном носке). К тому же, необходимо решить ряд специфических задач, таких как очистка сливного носка тигля и отверстия в днище тигля, предотвращение образования мостов, стабилизация и минимизация гарнисажа в донной области тигля и т. д. Все это свидетельствует о сложности создания высокоэффективных и экономичных плавильных агрегатов этого типа. Несмотря на то, что многие вопросы индукционной плавки в холодных тиглях хорошо проработаны как в теоретическом, так и в конструкторском направлении, практическое применение их для изготовления отливок не находит широкого распространения в промышленности.

Определенные шаги в изучении и расширении технических возможностей процессов индукционной плавки в холодном тигле и секционном кристаллизаторе сделаны в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Опробовано три варианта получения полых заготовок на лабораторном оборудовании и полупромышленной установке ОП-117. Общим технологическим принципом опробованных способов является получение полых заготовки типа втулки, т. е. с соотношением $h_3/D_3 \leq 1$ (где h_3 , D_3 — соответственно высота и диаметр заготовки). В опробованных способах стенка секционного кристаллизатора выполняла роль формирующего элемента боковой поверхности заготовки, а внутренняя полость образовывалась при помощи стержня из огнеупорного материала. Во всех случаях в качестве такового использовали графит.

На рис. 7 представлена схема получения полых металлических заготовок путем расплавления мерной расходуемой заготовки, перед плавкой устанавливаемой в секционном кристаллизаторе на верхнем торце стержня. В начале плавки при помощи подвижного поддона расходуемую мерную заготовку вводят снизу в индуктор и подплавляют ее верхнюю



Рис. 12. Отливка-заготовка диаметром 220 мм с графитовым стержнем, полученная на установке ИПСК

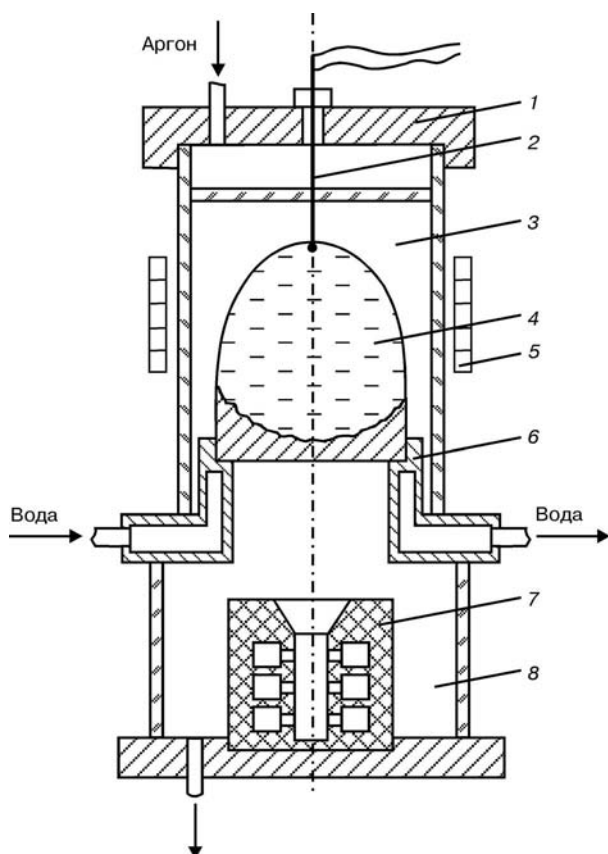


Рис. 13. Схема установки для индукционной плавки металлов на опоре и отливки изделий: 1 — крышка; 2 — термопара; 3 — плавильная камера; 4 — металлическая ванна; 5 — индуктор; 6 — охлаждаемое кольцо (поддон); 7 — литейная форма; 8 — камера для форм

часть. При этом расплавленный жидкий металл удерживается электромагнитным полем на нижней нерасплавленной части (пьедестале).

После этого при помощи поддона расходуюмую заготовку со стержнем постепенно вводят в индуктор. Происходит дальнейшее расплавление расходоуемой заготовки, и образовавшийся жидкий металл проливается на поддон, формируя полную заготовку.

Полую заготовку можно получить и путем введения сверху в металлическую ванну стержня из огнеупорного материала (рис. 8). Для формирования металлической ванны можно использовать следующее:

расплавление мерной расходоуемой заготовки с заранее известным химическим составом;

расплавление кусковой шихты одного сорта или шихты, составленной из материалов с различным химическим составом.

Внешний вид полученной описанным способом полой заготовки показан на рис. 9.

Схема выплавки кольцевой заготовки из титанового сплава ОТ4-2 на полупромышленной установке ОП117 приведена на рис. 10. Сущность этого способа заключается в том, что в секционном кристаллизаторе на поддоне закрепляется графитовый стержень. Кольцевое пространство между стержнем и стенкой кристаллизатора заполняют кусковой шихтой. В работе использовали отработанные кольцевые элементы литейной оснастки (рис. 11). Далее

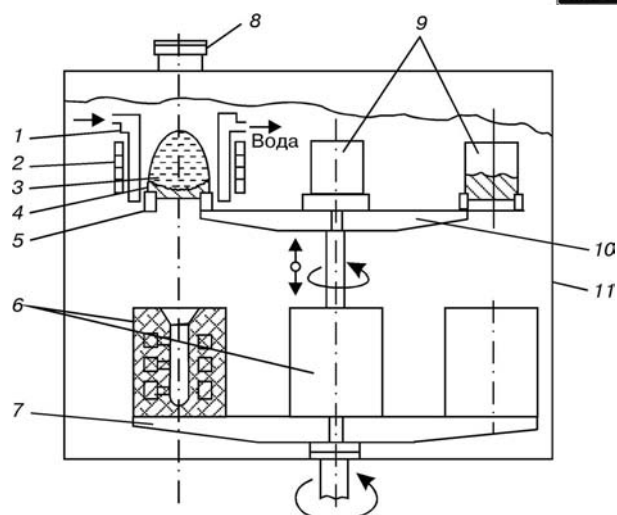


Рис. 14. Схема индукционной установки для получения литых изделий: 1 — секционный кристаллизатор; 2 — индуктор; 3 — металлическая ванна; 4 — гарнисаж; 5 — поддон-кольцо; 6 — литейные формы; 7 — карусель для литейных форм; 8 — смотровая система; 9 — мерные расходоуемые заготовки; 10 — карусель для расходоуемых заготовок; 11 — герметичная (плавильная) камера

при помощи электромагнитного поля, создаваемого током индуктора, расплавляли шихту (рис. 10, б). Частично отжатый от стенки кристаллизатора жидкий металл полностью покрывал стержень. После отключения электромагнитного поля жидкий металл оседал и заполнял кольцевое пространство между стержнем и стенкой кристаллизатора (рис. 10, в).

Внешний вид полученной кольцевой заготовки показан на рис. 12.

При получении полых заготовок описанными способами их масса примерно соответствовала массе однородной металлической ванны, т. е. в результате одной плавки может быть получена одна литая заготовка, что не всегда экономически оправдано.

В работе [12] описан весьма перспективный способ получения отливок, основанный на принципе индукционного плавления металла и удержания полученного расплава на опоре электромагнитными силами. Суть его заключается в том, что расходоуемую мерную заготовку с заданным химическим составом размещают в индукторе при помощи охлаждаемого поддона, выполненного в виде кольца (рис. 13). Соосно под индуктором устанавливают изложницу или литейную форму. При помощи индуктора производится расплавление заготовки. Сначала расплавляют верхнюю часть заготовки, и жидкий металл удерживается электромагнитными силами на нижней нерасплавленной части заготовки, выполняющей роль опоры.

По мере повышения температуры металлической ванны толщина опорной части уменьшается и, наконец, наступает момент, когда она проплавляется, и жидкий металл сливается в форму.

По своим техническим возможностям, включая чистоту выплавленного металла, индукционная плавка на опоре идентична таковой металла во взвешенном состоянии. В то же время наличие опоры



под расплавом позволяет удерживать в электромагнитном поле довольно большую массу металла.

Развивая эту идею для индукционной плавки металла можно использовать плавильный узел, в состав которого входит секционный кристаллизатор небольшой высоты и индуктор (рис. 14). Это позволит исключить неконтролируемые проливы металла с периферии металлической ванны. Применение каруселей для размещения и перемещения расходуемых заготовок и литейных форм позволяет без разгерметизации плавильной камеры производить несколько плавов и заливок литейных форм, что способствует повышению производительности установки и ее технико-экономических показателей.

При создании литейных установок такого типа необходимо учитывать, что перегрев металла при наличии секционного кристаллизатора или холодного тигля незначительный. Как правило, он не превышает 50...60 °С, что для процессов литья, особенно для получения мелких отливок, явно недостаточно. Причем повышение мощности, подводимой к индуктору, не влечет за собой автоматического увеличения температуры металлической ванны, поскольку в этом случае увеличивается силовое воздействие на металлический расплав, и последний больше отжимается от стенки кристаллизатора [1]. Таким образом, тепловоспринимающая поверхность металлической ванны перемещается в область электромагнитного поля с более низкой напряженностью. Следовательно, увеличения тепловыделения в ванне не происходит, и ее температура не повышается.

Одним из путей повышения температуры металлической ванны, необходимой для получения качественных отливок, может быть оснащение плавильно-разливочных агрегатов дополнительными источниками нагрева, например плазменным или электронно-лучевым. Интенсивное перемешивание металлической ванны, характерное для индукционного нагрева, будет способствовать быстрому теплораспределению и выравниванию температуры в объеме ванны.

Дополнительный плазменный нагрев успешно применяется для интенсификации плавки в индукционных печах с керамическими тиглями [13]. Кроме того, дополнительный дуговой нагрев используется при переплаве металлов с высокой температу-

рой плавания в индукционных установках с секционным кристаллизатором [14].

Таким образом, при создании индукционных плавильно-разливочных установок с плавильным модулем на основе секционного кристаллизатора следует учитывать многие технические параметры и технологические возможности процесса, в том числе и возможности оснащения установки дополнительным высококонцентрированным источником нагрева, например дуговым плазмотроном или электронно-лучевой пучковой.

1. *Некоторые особенности индукционной плавки в секционном кристаллизаторе. Ч. I* // И. В. Шейко, Г. А. Высоцкий, Ю. В. Латаш и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1989. — № 4. — С. 99–104.
2. *Некоторые особенности индукционной плавки в секционном кристаллизаторе. Ч. II* // И. В. Шейко, Г. А. Высоцкий, Ю. В. Латаш и др. // Там же. — 1990. — № 1. — С. 93–98.
3. *Sheiko I. V., Latash Yu. V.* Induction melting with an ingot formation in a sectional mould. — Kyev: Institute E. O. Paton. — 1999. — 99 p.
4. *Петров Ю. Б., Ратников Д. Г.* Холодные тигли. — М.: Металлургия. — 1972. — 112 с.
5. *Качур Л. И., Губченко А. П.* Особенности плавки и получения гомогенных сплавов в индукционных печах с холодным тиглем // Цв. металлы. — 1978. — № 3. — С. 67–69.
6. *Тур Л. Л., Губченко А. П.* Индукционные плавильные печи для процессов повышенной точности и чистоты. — М.: Энергоиздат, 1988. — 120 с.
7. *Кудрявцев Ю. Н.* Индукционные тигельные печи для плавки и литья титановых сплавов // Титан. — 1993. — № 1. — С. 39–42.
8. *Тур Л. Л., Фомин Н. И.* Современные методы индукционной плавки // Библиотека электротермиста. — М.: Энергия, 1975. — Вып. 59. — 110 с.
9. *Донской А. В., Ратников Д. Г.* Индукционные плавильные печи с холодным тиглем // К Всесоюзному совещанию по электротермии и электротермическому оборудованию. — М.: ВНИИЭМ, 1964. — Вып. 5. — С. 138–141.
10. *Clites P. G., Beall R. A.* Inductostag melting of titanium // Kept. Investing. Bur. Mines. U.S. Dept. Interior. — 1969. — № 7268. — P. 1–20.
11. *Качур Л. И.* Индукционные тигельные печи для плавки и литья титановых сплавов: Сб. науч. тр. — М.: ВНИИМИ, 1987. — С. 65–68.
12. *Cervellero P.* Levitation — melting method: intrigues investment casters // Advanced materials and processis. — 1991. — № 3. — P. 42–45.
13. *Костяков В. Н.* Плазменно-индукционная плавка. — Киев: Наук. думка, 1991. — 207 с.
14. *Рудой А. П., Фиалковский Р. В.* Индукционно-дуговой способ плавания металлов // Металлофизика. — 1976. — Вып. 65. — С. 104–107.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 08.10.2007



УДК 669.187.2

О РАСТВОРЕНИИ ТВЕРДЫХ ЧАСТИЦ TiN В ЖИДКОМ ТИТАНЕ ВО ВРЕМЯ ПЛАВКИ

Г. М. Григоренко, **Ю. М. Помарин**, В. Ю. Орловский,
В. В. Лакомский, Н. Н. Калинюк, И. И. Алексеенко

Исследовано взаимодействие жидкого титана с тиглем из нитрида титана при температуре 2000 и 2100 °С. Показано, что при такой температуре идет интенсивное взаимодействие материала тигля с жидкой ванной. Полученные результаты дают основания предполагать возможность растворения твердых частиц нитрида титана в жидком титане.

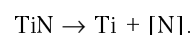
The interaction of molten titanium with a crucible, made from titanium nitride, at 2000 and 2100 °C temperature was investigated. It is shown that an intensive interaction of a crucible material with a molten pool takes place at these temperatures. The obtained results give grounds to assume the feasibility of dissolution of hard particles of titanium nitride in a molten titanium.

Ключевые слова: титан; нитрид титана; растворение; индукционный нагрев

Качество и служебные свойства изделий из титана и сплавов на его основе во многом зависят от наличия в нем неметаллических включений, в частности нитридов различного химического состава, образующихся во время изготовления и переплава титановой губки и последующего получения титановых сплавов. В результате этого в металле наряду с нитридами титана могут образовываться так называемые «обогащенные азотом включения», как правило, представляющие собой соединения типа TiN_x , окруженные слоями α - и β -Ti с повышенным содержанием азота. В литературе их называют «твердыми» альфа включениями или «включениями низкой плотности», отличающимися твердостью, в несколько раз большей, чем у металлического титана, и поэтому являющиеся местами зарождения и активации трещин при различных видах нагрузки, что приводит к снижению усталостной прочности изготовленных из них деталей конструкций [1]. Наличие таких включений в титане представляет собой значительно бóльшую проблему, в сравнении с общим содержанием растворенного в металле азота. Эта проблема еще более усугубляется сложностью выявления таких включений даже методами ультразвукового и рентгеновского анализов.

Наличие указанной проблемы способствовало появлению ряда работ, направленных на изучение

возможности удалять и препятствовать образованию нитридных включений «низкой плотности» еще в жидком титане. Уже первые исследования показали существование «феномена» растворения твердого TiN (температура плавления 3290 °С) в жидком сплаве на основе титана Ti-6242 при температуре 1760...2000 °С. Исследования проводили при электронно-лучевом и плазменно-дуговом переплавах. Однако наиболее перспективной технологией для удаления частиц TiN считается электронно-лучевой переплав [2–4]. В этих работах в ванну жидкого титана вводили добавки твердого TiN стехиометрического состава или «синтетический» TiN с различным содержанием азота. В работе [5] предложен механизм растворения нитрида в титане. Реакция взаимодействия описывается уравнением



Теоретическое обоснование возможности протекания данного процесса представлено в работе [6]. Вместе с тем не до конца выяснен механизм разрушения твердого TiN. Предполагалось, что это может происходить в результате как растворения нитридов титана, так и осаждения их в жидкой ванне [7]. К тому же не принималось во внимание влияние кислорода, содержащегося в прессованном «синтетическом» TiN. В большинстве случаев при изучении растворения твердых частиц TiN в объем жидкого титана вводили таблетку TiN, при этом объем жидкого титана значительно превышал объем таблеток

© Г. М. ГРИГОРЕНКО, **Ю. М. ПОМАРИН**, В. Ю. ОРЛОВСКИЙ, В. В. ЛАКОМСКИЙ, Н. Н. КАЛИНЮК,
И. И. АЛЕКСЕЕНКО, 2008

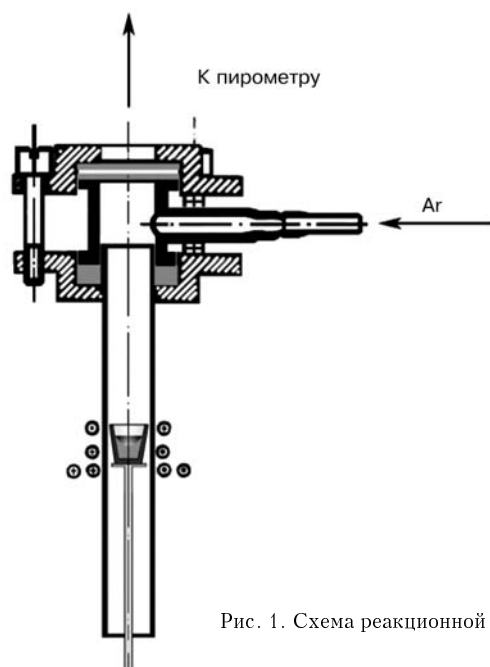


Рис. 1. Схема реакционной камеры

твердого TiN. Такое соотношение может приводить к быстрому распределению частиц TiN по всему объему ванны, что делает затруднительным точное определение механизма разрушения твердого TiN в жидком титане. В связи с этим более интересным представляется эксперимент «наоборот», когда объем жидкого титана будет заключен в объеме твердого TiN. По нашему мнению, такой подход может позволить по некоторым признакам (состояние межфазной границы; наличие твердых включений в жидком титане, их форма и химический состав) точнее определять механизм растворения и разрушения твердого TiN.

Мы попытались непосредственно изучить процесс взаимодействия TiN с жидким титаном и возможность растворения твердых частиц в жидком металле. Исследовали взаимодействие жидкого титана с тиглем, изготовленным из нитрида титана, при индукционной плавке. Тигель с титаном помещали в реакционную камеру и оставляли в ней в течение всего опыта до полного охлаждения (рис. 1). Опыты проводили в аргоне. Содержание азота в материале тигля составляло 22 мас. %, а в йодидном титане — 0,008 мас. %. Температуру контролировали цветовым пирометром «HOT SHOT».



Рис. 2. Общий вид тигля после плавки



Рис. 3. Поперечный разрез образца (X16) при температуре опыта 2100 °C: 1 — 2,9; 2 — 15,0; 3 — 18,0; 4 — 4,6; 5 — 13,0; 6 — 13,4; 7 — 19,9 мас. % N

Она составляла 2000 и 2100 °C, продолжительность экспериментов — 7 мин от момента достижения жидким титаном заданной температуры.

На рис. 2 представлен общий вид тигля после плавки при температуре 2000 °C. Уже через 30...40 с после начала нагрева титан находился в жидком состоянии и интенсивно перемешивался индуктивными потоками. Спустя 2 мин на внешней стороне стенки тигля был обнаружен жидкий металл, что являлось результатом образования в стенке тигля «промоины». При повышении температуры эксперимента до 2100 °C (рис. 3) эта «промоина» появлялась примерно через 1 мин 40 с, что свидетельствует об увеличении интенсивности взаимодействия между жидким титаном и материалом стенок тигля.

При охлаждении металла вплоть до кристаллизации его поверхность оставалась спокойной. После кристаллизации она имела форму вогнутого мениска, что свидетельствует о хорошем смачивании стенок тигля. Трещины в донной части тигля (рис. 2), а также на внутренней поверхности боковых стенок (рис. 3, 4) образовались в процессе охлаждения.

Содержание азота и кислорода, растворенных в титане, определяли на газоанализаторах «TN-114» и «RO-316» фирмы «LECO». Пробы для анализа отбирали из центральной зоны образцов. Общее содержание азота в титане составляло 2,08 мас. % при температуре 2000 °C и 5,2 мас. % при температуре 2100 °C, а содержание кислорода равнялось соот-

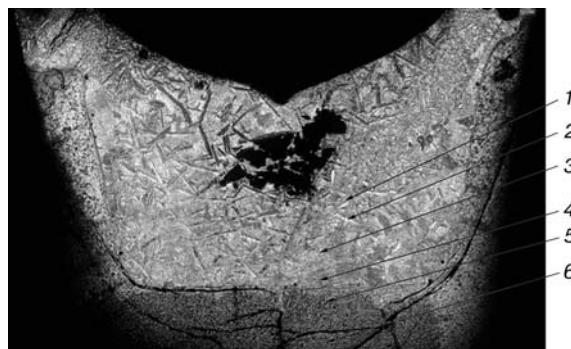


Рис. 4. Поперечный разрез образца (X16) при температуре опыта 2000 °C: 1 — 0,50; 2 — 0,65; 3 — 1,58; 4 — 2,16; 5 — 13,30; 6 — 19,53 мас. % N

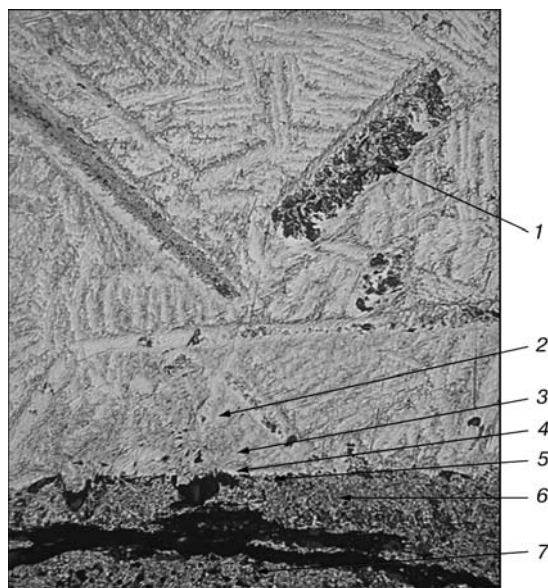


Рис. 5. Донная часть образца (X160) при температуре опыта 2000 °C: 1 — 13,10; 2 — 1,58; 3 — 2,16; 4 — 11,16; 5 — 9,82; 6 — 13,30; 7 — 19,53 мас. % N

ветственно 0,16 и 0,24 мас. %. Количество кислорода в самом тигле изменялось следующим образом: при температуре 2000 °C в стенках тигля — 0,64 мас. %, в донной части — 0,75 мас. %; при 2100 °C — соответственно 0,58 и 0,75 мас. %.

На рис. 3 представлен поперечный разрез образца после плавки при температуре 2100 °C. Поверхность данного образца травлению не подвергали. Темная область в центральной верхней части рисунка показывает место отбора металла для газового анализа. Трещины в боковых стенках и донной части тигля образовались во время охлаждения, о чем свидетельствовал довольно сильный треск. В правой верхней части рисунка находится зона, где жидкий титан «проел» боковую стенку тигля до внешней кромки. Структура по всему сечению образца неоднородна (например, в верхней левой и правой частях рисунка).

В связи с этим весьма интересным представляется исследование распределения азота по всему сечению образца и определение его содержания в отдельных фазах, проводившиеся на рентгеновском микроанализаторе «Camebax SX-50» (рис. 3, 4).

Следует заметить, что в периферийных зонах дна и стенок тигля содержание азота (примерно 20 мас. %) близко к его содержанию в исходном состоянии. По мере приближения к границе раздела фаз твердое тело–жидкий металл оно убывает до 9,82 при 2000 °C и 10 мас. % при 2100 °C, что для индукционной плавки объясняется различной магнитной проницаемостью титана и нитрида титана, которая у титана значительно больше и поэтому температура на границе раздела фаз твердое тело–жидкий металл намного выше, чем на поверхности тигля.

Определенный интерес представляет изучение границы раздела фаз Ti–TiN. Межфазная граница четко выражена на всем протяжении (рис. 4, 5) и имеет вид тонких светло-лимонной со стороны тигля

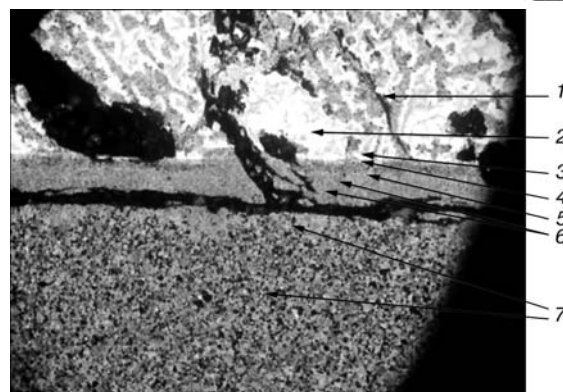


Рис. 6. Донная часть образца (X160) при температуре опыта 2000 °C: 1 — 13,00; 2 — 2,90; 3 — 3,79; 4 — 14,20; 5 — 10,20; 6 — 13,40; 7 — 19,90 мас. % N

и светлой полосок со стороны титана. Азот в этой области распределяется следующим образом, мас. %: тигель 9,82 и 10,24 при температурах опытов соответственно 2000 и 2100 °C. Содержание азота в светло-лимонной полоске со стороны тигля составляет 11,16 при температуре 2000 °C и 13,4 мас. % — при 2100 °C; а в светлой полоске со стороны титана при тех же температурах — соответственно 2,16 и 3,80 мас. % (рис. 5, 6). При удалении от границы раздела к центру образцов с повышением температуры содержание азота в титане увеличивалось от 0,5 до 4,0 мас. %.

При температуре опыта 2000 °C по всему сечению образца обнаруживаются упорядоченно расположенные скопления вторичных нитридов, содержание азота в которых доходит до 13 мас. %. При увеличении температуры опыта до 2100 °C во вторичных нитридах было такое же содержание азота, но расположены они хаотично, что, видимо, связано с возросшими конвективными потоками.

Полученные результаты дают основание предполагать возможность растворения твердых частиц TiN в жидком титане. Скорость растворения при этом увеличивается с повышением температуры.

1. Nitride inclusions in titanium ingots / J. L. Henry, S. D. Hill, J. L. Schaller, T. T. Cambell // Metall. Trans. — 1973. — № 4. — P. 1859–1864.
2. Bakish R. The state of the art in electron beam melting and refining // J. of Metals. — 1991. — 43. — P. 42–44.
3. Tripp D. W., Mitchell A., Hayden M. The effect of power on the thermal regime in an EB hearth // Proc. conf. on electron beam melting and refining (State of the Art 1986, Bakish Material Corporation, Englewood). — New Jersey, 1986. — P. 30–44.
4. Numerical simulation of the EBCHR process / Bellot J. P., Floris E., Jardy A., Ablitzer D. // Ibid. — New Jersey, 1993. — P. 139–152.
5. Bellot J. P., Mitchell A. Hard-alfa particle behavior in a titanium alloy liquid pool // Light Metals. — 1994. — № 2. — P. 1187–1193.
6. Ахонин С. В. Математическое моделирование процесса растворения включений TiN в расплаве при ЭЛП // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 1. — С. 20–24.
7. Jarret R. N. Removal of defect from titanium alloys with E.B.C.H.R. // Proc. of the conf. on electron beam melting and refining (State of the Art 1986, Bakish Material Corporation, Englewood). — New Jersey, 1986. — P. 332–346.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 22.10.2007



УДК 669.187.2

ДИФФУЗИОННЫЕ КОМПЛЕКСНЫЕ ПОКРЫТИЯ С ДОБАВКОЙ ТИТАНА НА ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ VK8 И T15K6

Ю. М. Помарин, В. Г. Хижняк,
А. И. Дегула, О. Д. Смиян

Приведены результаты исследований фазового и химического составов, структуры, микротвердости комплексных покрытий на основе карбида титана с добавкой хрома, азота, кислорода на твердых сплавах VK8 и T15K6. Показано, что в зависимости от способа диффузионного насыщения на поверхности твердых сплавов формируются многослойные карбидные (Cr_{23}C_6 , TiC) либо карбооксидные (TiC, Ti_xO) покрытия. Установлено, что стойкость многогранных неперетачиваемых пластин с комплексными покрытиями при резании повышается, по сравнению с серийными, в 1,4...13,5 раз.

Results of investigations of phase and chemical compositions, structure, microhardness of complex coatings on titanium carbide base with participation of chromium, nitrogen, oxygen on hard alloys VK8 and T15K6 are given. It is shown that the multi-layer carbide (Cr_{23}C_6 , TiC) or carbide-oxide (TiC, Ti_xO) coatings are formed on the surface of hard alloys depending on the method of a diffusion saturation. It was established that resistance of many-sided non-reground plates with complex coatings in cutting is 1.4-13.5 times increased as compared with serial coatings.

Ключевые слова: диффузионные покрытия; карбид; нитрид; оксид; титан; хром; твердые сплавы; стойкость при резании

В настоящее время в металлообработке широко применяют твердые износостойкие покрытия на основе карбидов, нитридов, оксидов металлов для повышения стойкости многогранных неперетачиваемых твердосплавных пластин (МНТП) [1–3].

Преимущества МНТП с покрытиями очевидны [1–4] — это более длительный срок эксплуатации: МНТП с покрытиями могут служить в 10...20 раз дольше, чем без покрытия, в зависимости от типа последнего, исходного сплава, области применения. Кроме того, МНТП с покрытиями показывают наилучшие результаты при более высоких скоростях резания, чем исходные. Оптимальная скорость резания возрастает до 90 %. Одновременно улучшается качество обрабатываемой поверхности [1, 3, 4].

В настоящее время для повышения стойкости твердых сплавов широко используются как однослойные, так и многослойные покрытия на основе карбида и нитрида титана, а также оксида алюминия, полученные способом CVD [3, 4]. Менее распространены покрытия из нитридов и карбидов гафния, карбидов хрома, циркония, борида титана и пр. [3–5]. При разных вариантах расположения слоев TiC, TiN, Al_2O_3 в многослойном покрытии возможна максимальная реализация таких свойств, как жа-

ростойкость, низкий коэффициент трения, износостойкости и др. [4, 5]. Выбор для МНТП наилучшего типа покрытия (много- либо однослойного) определяется маркой твердого сплава и условиями эксплуатации.

Новое поколение защитных покрытий должно иметь высокую (не менее $HV\ 50\ 40$ ГПа) твердость и жаростойкость [1, 6, 7]. Количество материалов с подобными свойствами ограничено. Так, аморфный карбид бора с твердостью до $HV\ 50\ 50$ ГПа является довольно хрупким и интенсивно окисляется уже при 460 °C [6, 8].

Кубический нитрид бора и полукристаллические алмазные пленки также отличаются высокой твердостью, но метастабильны и довольно легко окисляются.

Целесообразность использования многослойных покрытий с участием наноструктурных и аморфных материалов требует подтверждения результатами производственных испытаний. Кроме того, эффект высокой твердости многослойных покрытий довольно быстро исчезает, что связано скорее всего с диффузионным рассасыванием отдельных слоев [7, 9]. До конца не определено влияние многослойных покрытий на явление релаксации в условиях повышенных температур.

Очевидно, что возможность получения тех или иных композиций покрытие–основа с необходимыми структурой, составом, свойствами ограничива-



Таблица 1. Фазовый состав и свойства покрытий с добавкой титана на сплавах ВК8 и Т15К6

Вид обработки	Марка сплава	Длительность насыщения, ч, при $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$	Фазовый состав	Период кристаллической решетки, нм	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость покрытия $HV\ 50$, ГПа
Титанирование	ВК8	2,0	TiC	0,4323	6,0	37,5
	T15K6	2,5	TiC	0,4326	5,5	37,0
Титанооксидирование	ВК8	2,0	TiC	0,4318	5,0	39,0
			Ti ₃ O, Me ₂ TiO	—	1,5	—
Хромтитанирование	ВК8	2,5	TiC	0,4288	4,0	37,0
			Cr ₂₃ C ₆	—	2,5	—
	T15K6	2,5	TiC	0,4315	4,0	36,5
			Cr ₂₃ C ₆	—	1,5	—

ется прежде всего технологическими особенностями способов нанесения покрытий.

Определенный интерес в качестве материала для защитных покрытий имеют оксиды, оксикарбонитриды переходных металлов IV–VI групп периодической системы химических элементов [10, 11]. До последнего времени аттестация таких соединений с участием кислорода была неполной, что не позволяет сделать вывод о природе защитных свойств покрытия. Кислород — одна из самых распространенных примесей внедрения, способствующая образованию сверхстехиометрических соединений и существенно влияющая на свойство фаз внедрения [10, 12]. Присутствие кислорода повышает твердость карбида TiC_{0,98} на $HV\ 50\ 5,0\ \text{ГПа}$, а TiC_{0,8} — на $HV\ 50\ 11,0\ \text{ГПа}$ [11, 12]. В то же время твердость оксикарбида Ti(C_{0,86}O_{0,14}), полученного ионно-плазменным способом, составляет $HV\ 50\ 28,2\ \text{ГПа}$, что на $HV\ 50\ 10,8\ \text{ГПа}$ меньше, чем твердость карбида TiC_{0,85}, полученного химическим осаждением из газовой фазы [7]. Таким образом, твердость и другие свойства покрытий на основе карбидов, оксикарбидов, оксикарбонитридов переходных металлов существенно зависят от технологии их получения.

Целесообразность образования на поверхности МНТП слоев оксидов на основе титана показана в работе [10]. При резании на поверхности покрытия TiC формируются тонкие слои оксидов с защитными свойствами, которые изолируют инструмент от обрабатываемого сплава. Хорошему сцеплению оксидных слоев титана с покрытием TiC способствует образование переходной зоны на основе оксикарбидов титана.

Таким образом, целью настоящей работы является разработка новых способов нанесения комплексных покрытий с добавкой титана, хрома, кислорода и азота на поверхность твердых сплавов ВК8 и Т15К6, предназначенных для режущих инструментов, а также исследование состава, структуры, свойств, характеристик МНТП с покрытиями.

Защитные покрытия на поверхность сплавов ВК8 и Т15К6 наносили при тем-

пературе $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 2...4 ч в закрытом реакционном пространстве при пониженном давлении с использованием в качестве исходных реагентов порошков титана и хрома, четыреххлористого углерода и углеродсодержащей добавки [2].

Оксидирование титанированных сплавов выполняли путем одноразового ввода воздуха в реакционное пространство при температуре насыщения. Хромтитанирование осуществляли в одном технологическом цикле. На первом этапе проводили хромирование при температуре $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1...2 ч, на втором — титанирование при $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1...3 ч. В зависимости от технологических особенностей предложенные процессы диффузионного насыщения получили следующие названия: титанирование известным способом [2, 13], хромотитанирование, титанооксидирование. Металлографические, дюрметрические, рентгеноструктурные, микрорентгеноспектральные исследования проводили известными методами физического материаловедения.

Результаты исследований фазового состава, структуры и некоторых свойств покрытий на твердых сплавах ВК8 и Т15К6 представлены в табл. 1.

Анализ полученных данных показал, что фазовый состав покрытий в значительной степени определяется способом химико-термической обработки и в меньшей степени — составом твердого сплава. Послойным рентгеноструктурным анализом установлено, что непосредственно к основе при титанировании и титанооксидировании примыкает слой карбида титана TiC, а при хромотитанировании — слой Cr₂₃C₆.

Следует отметить, что отличие периодов кристаллической решетки слоя карбида TiC, получен-

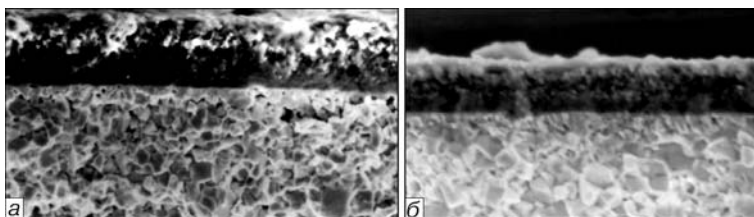


Рис. 1. Микроструктуры поверхностей излома покрытий на сплаве ВК8 (ростровая электронная микроскопия): а — титанооксидирование (X3000); б — хромотитанирование (X5400)

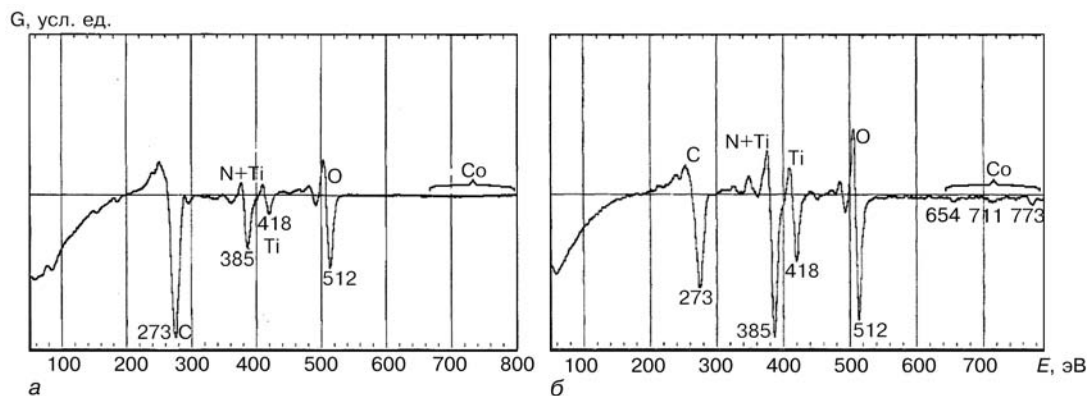


Рис. 2. Оже-спектры титанооксидированного покрытия на поверхности сплава BK8 (а) и на расстоянии 180 нм от его поверхности (б): G — интенсивность; E — энергия электронов

ного разными способами, обусловлено, вероятно, присутствием в карбиде TiC разных массовых долей углерода, кислорода, азота. Наличие слоя на основе карбида $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ не выявлено, что связано с участием в формировании карбидных слоев не только углерода основы, но и углерода насыщающей среды.

Макроанализ твердых сплавов после химикотермической обработки показал, что титанирование и хромтитанирование сопровождаются в большинстве случаев образованием покрытий темно-серого цвета. Титанооксидированные слои обычно светломатовые, с небольшим металлическим блеском. Отслоения и трещины в покрытиях на твердых сплавах не обнаружены.

Исследованные в работе покрытия на поперечных микрошлифах выявляются в виде светлой зоны с хорошо выраженной границей раздела покрытие—твердый сплав. При этом в титанооксидированных покрытиях слой на основе оксидов титана оказывается несколько светлее слоя карбида TiC. Микроструктура поверхностей излома покрытий на основе сплава BK8 приведены на рис. 1. Для полученных покрытий характерны хрупкий меж- и транскристаллический излом. Так, слой на основе карбида TiC при титанировании [2], титанооксидировании и

хромтитанировании состоит из равноосных зерен, размер которых не превышает 0,2... 0,8 мкм. Форма и размер зерен по толщине отдельных слоев практически не изменяются.

При выполнении сравнительного локального масспектрального анализа титанированных и оксититанированных слоев на установке ЭХО-4М с лазерным зондом на содержание в определенных зонах покрытий кислорода и углерода установлено, что в центральных зонах покрытия на основе TiC после титанооксидирования кислорода несколько больше, чем после титанирования. При этом содержание кислорода в зоне оксидов резко уменьшается при переходе через границу оксид—карбид.

Методом оже-спектроскопии установлен характер изменения содержания кислорода, азота, углерода и титана в тонких зонах на внешней стороне покрытий (рис. 2). Содержание углерода максимально на поверхности и монотонно уменьшается по глубине слоя, при этом происходит увеличение массовой доли кислорода и азота. На расстоянии от поверхности 180 нм на спектральных кривых покрытия появляются следы кобальта. Таким образом, можно считать, что определенная рентгенографи-

Таблица 2. Влияние защитных покрытий на стойкость МНТП при точении

Марка твер- дого сплава	Обрабатываемый материал	Вид обработки	Режим резания			Коэффициент увеличения скорости резания
			v , м/с	S , мм/об	t , мм	
Т15 К6	Сталь 20	Титанирование	5,3	0,128	1,0	1,4
		Титанооксидирование				2,0
		Хромотитанирование				1,9
	Сталь ШХ15	Титанирование	1,3	0,200	0,5	2,0
		Титанооксидирование				5,0
		Хромотитанирование				4,5
	Сталь 40Х	Титанирование	2,2	0,200	0,2	2,5
		Хромотитанирование				2,6
	ВК8	Сталь У8А	Титанирование	3,3	0,430	1,0
Титанооксидирование			13,5			
Хромотитанирование			8,2			
Примечание. v — скорость резания; S — скорость подачи; t — глубина резания.						



ческим методом фаза $\text{Me}_2(\text{Ti}_3\text{O}, \text{Ti}_4\text{O})$ является оксикарбонитридом сложного состава.

Как показал анализ результатов исследований, микротвердость покрытий на твердых сплавах зависит в значительной мере от способа насыщения. Максимальная микротвердость установлена для покрытия TiC на сплаве BK8 после титаноксидирования. Данные работ [2, 7, 8, 14] свидетельствовали о существенных отличиях микротвердости покрытий одного типа, что связано как с особенностями технологических приемов насыщения и строения покрытий, так и с методическими трудностями исследований. Приведенные в работе значения микротвердости могут отражать химическую неоднородность состава покрытия по его толщине, что подтверждается изменением электронной структуры покрытий на основе карбидов переходных металлов [14].

С целью установления влияния защитных покрытий на работоспособность МНТП авторами проведены производственные испытания при обработке резанием сталей разных марок (табл. 2).

Режущие свойства пластин с покрытиями сравнивали с таковыми без покрытий и определяли коэффициент увеличения стойкости. Последний вычисляли как соотношение времени стойкости МНТП с покрытием ко времени стойкости таковых без покрытий. Испытания проводили при продольном точении заготовок сталей разных марок. Как свидетельствуют полученные данные, наиболее высокие результаты показали твердые сплавы после титаноксидирования и хромотитанирования. Положительный эффект от защитных покрытий сказывается больше на МНТП из сплава BK8, чем из сплава T15K6.

Выводы

1. Показана возможность нанесения на поверхность твердых сплавов BK8 и T15K6 комплексных покрытий с добавкой титана, хрома, кислорода, азота.

2. В зависимости от метода насыщения на поверхности твердых сплавов формируются слои на основе карбидов TiC, Cr_{23}C_6 и оксидов титана.

3. Стойкость МНТП с покрытиями при обработке резанием сталей 20, У8А, 40Х оказывается выше, чем исходных сплавов, в 1,4... 13,5 раз.

1. Верещака А. С., Третьяков И. П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. — М.: Машиностроение, 1986. — 192 с.
2. Диффузионные карбидные покрытия / В. Ф. Лоскутов, В. Г. Хижняк, Ю. А. Куницкий, М. В. Киндрачук. — Киев: Техника, 1991. — 168 с.
3. Wick C. Coatings improv tool life, increase productivity // Manufacturing Eng. — 1986. — № 97. — P. 26–31.
4. Bhat D. G., Woerner P. F. Coatings for cutting tools // J. of Metals. — 1986. — 38. — P. 68–69.
5. Bartsch K., Leonhardt A., Worf E. Schonherr, preparation, composition and some properties of codeposited TiB_2 - TiC_x coatings // J. of Materials Sci. — 1991. — № 26. — P. 4318–4322.
6. Veprek S., Reiprich S. A concept for the design of novel superhard coatings // Thin Solid Films. — 1995. — № 268. — P. 64–71.
7. Андриевский Р. А. Синтез и свойства пленок фаз внедрения // Успехи химии. — 1997. — № 66(1). — С. 57–77.
8. Самсонов Г. В., Виницкий И. М. Тугоплавкие соединения: Справ. — М.: Металлургия, 1976. — 560 с.
9. Штремель М. А. Прочность сплавов. — Ч. II: Деформация. — М.: МИСиС, 1997. — 527 с.
10. Гольдшmidt X. Дж. Сплавы внедрения. — М.: Мир, 1971. — 424 с.
11. Самсонов Г. В., Упадхaya Г. Ш., Нешпор В. С. Физическое материаловедение карбидов. — Киев: Наук. думка. — 456 с.
12. Андриевский Р. А., Спивак И. И. Прочность тугоплавких соединений: Справ. — Челябинск: Металлургия, 1989. — 368 с.
13. Хижняк В. Г., Долгих В. Ю., Карпец М. В. Структура и свойства покрытий на безвольфрамовых твердых сплавах // Порошк. металлургия. — 2003. — № 9/10. — С. 118–123.
14. Електронна будова та механічні властивості дифузійних покриттів на основі карбиду титану / В. Г. Хижняк, Я. В. Зауличний, О. В. Хижняк, О. Ю. Гармаш // Фізика і хімія твердого тіла. — 2001. — № 1. — С. 105–111.

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

Нац. техн. ун-т Украины

«Киевский политехнический институт»

Поступила 22.11.2007



ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ЖИДКОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ

В. Н. Костяков, Е. Б. Полетаев, Г. М. Григоренко,
В. Н. Филозоф, Е. А. Шевчук

Изложены результаты исследования влияния содержания оксидных материалов в шихте на экономические показатели плавки. Аналитически доказано, что основным фактором, влияющим на дополнительные затраты при жидкофазном восстановлении, является содержание оксидов металлов в шихте.

Results of investigation of effect of content of oxide materials in charge on economic characteristics of melting are described. It is shown analytically that the main factor, having an influence on extra expenses in liquid-phase reduction, is the content of oxides of metals in the charge.

Ключевые слова: плавка; жидкофазное восстановление; оксид металла; лом; шихта; печь; затраты

или

$$Z_d = G_d (C_d n + C_o k + m C_b + b C_a) \quad (2)$$

В последние годы интенсивно ведутся работы по изучению особенностей жидкофазного восстановления и выявлению технологических возможностей ее широкого применения при производстве металлопродукции в металлургии и машиностроении [1–3]. Цель настоящей работы — изучить особенности физико-химических процессов, протекающих в жидкой ванне, и выявить основные технологические факторы, оказывающие решающее влияние на экономические показатели процесса плавки. Особенность жидкофазного восстановления состоит в том, что в качестве шихты при плавке металла взамен лома используют оксидосодержащие материалы (первородное сырье, металлургические шламы и шлаки, окалину и др.), их повышенное содержание в шихте снижает затраты на шихтовые материалы, стоимость которых существенно влияет на себестоимость изготавливаемой продукции, что создает предпосылки для полного исключения из шихты дорогостоящего дефицитного лома.

Однако замена лома оксидными материалами приводит к дополнительным затратам на энергоносители для восстановления оксидов металлов [4].

При этом суммарные затраты на выплавку металла зависят от содержания отходов в шихте, расходов восстановителя и энергии на восстановление оксидов металлов.

Исходя из этого дополнительные затраты при жидкофазном восстановлении можно представить в виде выражения

$$Z_d = G_d \left[C_d \left(\frac{G_d - G_o}{G_d} \right) + C_o \frac{G_o}{G_d} + G_b \frac{G_b}{G_d} C_a \left(1 + q\phi \frac{G_o}{G_d} \right) \right] \quad (1)$$

где G_d , G_o и G_b — содержание соответственно лома, отходов и восстановителя в шихте; C_d , C_o , C_b и C_a — стоимость соответственно лома, отходов, восстановителя и энергоносителей; q — удельные затраты энергии на восстановление оксидов металлов; ϕ — степень восстановления металлов; $n = G_d - G_o / G_d$ — коэффициент расхода лома; $k = G_o / G_d$ — коэффициент расхода отходов; $m = G_b / G_d$ — коэффициент расхода углерода; $b = \left(1 + q\phi \frac{G_o}{G_d} \right)$ — коэффициент энергозатрат.

Анализ составляющих затрат в приведенном выражении показал, что дополнительные расходы зависят главным образом от содержания отходов в шихте.

С одной стороны, увеличение содержания отходов в шихте приводит к уменьшению затрат энергии, а с другой, требует дополнительных расходов на восстановитель и энергию на восстановление оксидов металлов. Оценить преобладающее влияние отдельных составляющих затрат на дополнительные затраты при жидкофазном восстановлении и затраты на плавку в целом возможно только в условиях конкретного производства.

На примере железосодержащих отходов рассмотрим влияние технологических факторов на экономические показатели жидкофазного восстановления.

На рис. 1 показана зависимость коэффициента расхода отходов от содержания лома в шихте.

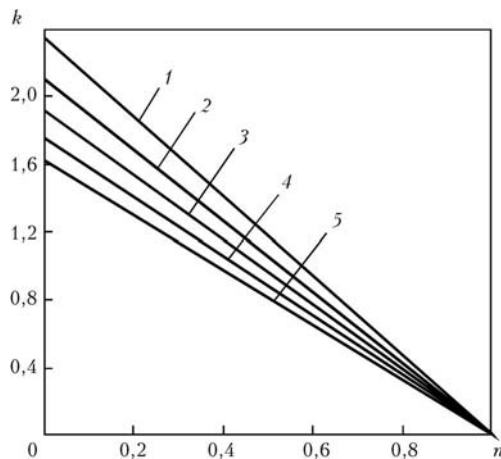


Рис. 1. Зависимость коэффициента k расхода отходов (железо-содержащих материалов) от коэффициента n расхода лома: 1 — 45; 2 — 50; 3 — 55; 4 — 60; 5 — 65 % $Fe_{общ}$

Из рассмотрения приведенных данных видно, что с уменьшением общего содержания железа $Fe_{общ}$ в отходах коэффициент расхода отходов возрастает. Так, при коэффициенте расхода лома $n = 0,5$ коэффициент расхода отходов с содержанием железа 45 мас. % составляет 1,18, а при 65 мас. % $Fe_{общ}$ он равен 0,80.

Влияние содержания отходов в шихте на коэффициент расхода углерода, необходимого для восстановления оксидов железа, представлено на рис. 2.

Анализ этих данных показал, что с уменьшением содержания лома в шихте коэффициент расхода углерода возрастает и достигает максимального значения при полной замене лома отходами. Это приводит к увеличению содержания углерода (коксовый орех, антрацит и др.) в шихте, что обуславливает увеличение стоимости шихтовых материалов, и, как следствие, себестоимости выплавленного металла.

Известно, что на восстановление оксидов металлов при плавке затрачивается значительная энергия [4]. Так, например, для восстановления оксида железа Fe_2O_3 необходимо затратить 0,856 кВт·ч/кг энергии. Такие высокие удельные затраты существенно влияют на затраты энергии при указанном процессе.

На рис. 3 показано влияние содержания лома в шихте на затраты энергии при жидкофазном восстановлении. Из этих данных следует, что на затраты энергии при этом значительное влияние оказывает содержание отходов в шихте. С их увеличением они возрастают. При содержании в шихте 100 % отходов затраты энергии по сравнению с обычной дуговой плавкой на ломе возрастают примерно в 4 раза.

Как правило, жидкофазное восстановление ведется на жидком болоте, для чего используют 20...30 % лома металлозавалки. При таком режиме плавки затраты энергии будут в 3,25...3,50 раза выше по сравнению с обычной дуговой плавкой.

Оценка составляющих в выражении (1) показывает, что наибольшее влияние на затраты энергии при жидкофазном восстановлении оказывает стоимость энергоносителей и шихты. Выполненные расчеты позволили установить, что дополнительные затраты на энергоносители несущественно влияют

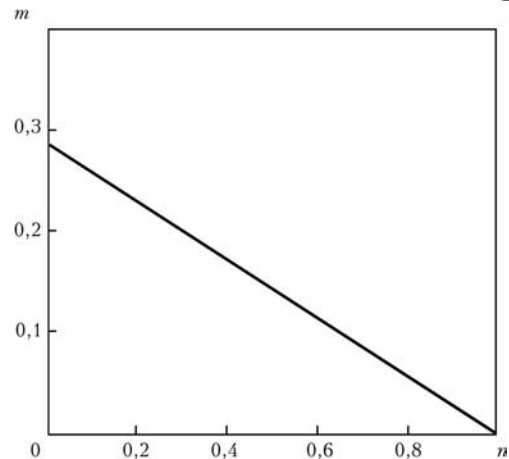


Рис. 2. Зависимость коэффициента m расхода углерода от коэффициента n расхода лома

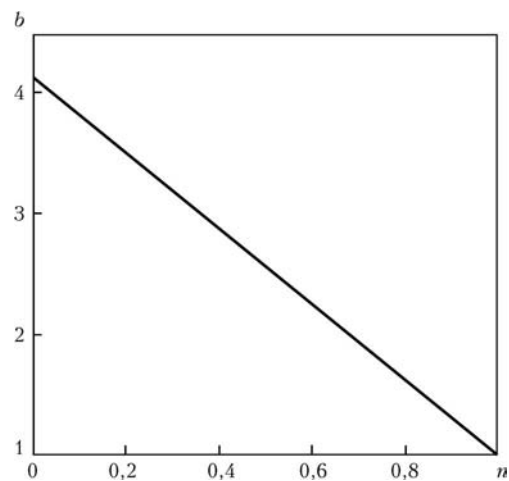


Рис. 3. Зависимость коэффициента b затраты энергии от коэффициента n расхода лома

на увеличение общих затрат на выплавку металла по сравнению с плавкой лома.

Таким образом, данные аналитических исследований показали, что применение жидкофазного восстановления при выплавке металла экономически оправдано. Замена дефицитного лома железорудными материалами (рудным сырьем, металлургическим шламом, окалиной и др.) практически не увеличивает затраты на выплавку металла в дуговой печи, но повышает качество металла за счет уменьшения содержания примесей цветных металлов (хрома, молибдена, свинца, меди и др.).

1. Роме́нец В. А., Вегман Е. Р., Соскир Н. Ф. Процесс жидкофазного восстановления железа: разработка и реализация // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1993. — № 7. — С. 9–19.
2. Ланухов Г. А. Утилизация электросталеплавильной пыли с использованием жидкофазного восстановления // Электromеталлургия. — 1998. — № 5/6. — С. 55–56.
3. Костяков В. Н., Полетаев Е. Б., Медведь С. Н. Технология получения шихтовой заготовки из оксидосодержащих материалов в дуговой печи // Там же. — 2005. — № 11. — С. 28–32.
4. Энергоемкость жидкофазной восстановительной плавки // В. Н. Костяков, Г. М. Григоренко, Е. Б. Полетаев и др. // Современ. электromеталлургия. — 2006. — № 3. — С. 54–56.



Рецензия на монографию

Г. А. Колобова, В. И. Пожухева, В. В. Тэлина

«Титан вторичный»



Книга «Титан вторичный» вышла в свет в издательстве Запорожской государственной инженерной академии в двух частях: в 2006 г. — 1-я часть (главы 1–4, 124 с.) и в 2007 г. — 2-я часть (главы 5–8, 126 с.).

В настоящее время происходит значительное расширение областей использования титана. Его высокие прочность и коррозионная стойкость, а также низкие плотность и теплопроводность обуславливают широкое применение титана и его сплавов в аэрокосмической, химической и судостроительной промышленности, при изготовлении оборудования для опреснения морской воды и в пищевом машиностроении. Новым перспективным направлением стало применение титана в медицине, гражданском строительстве и автомобилестроении, при изготовлении спортивного инвентаря и строительстве морских газовой и нефтедобывающих платформ. Рост объемов производства титана неизбежно сопровождается увеличением образующихся отходов, и поэтому книга, посвященная переработке лома и отходов титана, является актуальной.

Проблеме эффективного использования отходов титана и сплавов на его основе уделялось большое внимание с самого начала промышленного производства титана (50-е годы XX в.). Это объясняется тем, что при производстве губчатого титана и слитков титановых сплавов, а также при изготовлении из них полуфабрикатов и готовых изделий образуется значительное (до 70 % исходной шихты) количество отходов этого дорогостоящего металла. Одним из путей удешевления титана обоснованно считается максимально возможное и рациональное использование его отходов.

Деление книги на две части, произведенное по признаку качества (кондиционности) отходов, представляется вполне логичным, поскольку переработка кондиционных и некондиционных титановых отходов на конечные продукты различается по многим аспектам.

В первой части книги изложен материал, касающийся ресурсов вторичного титанового сырья, подготовки отходов к металлургическому переделу и технологий плавки шихты с вовлечением в этот процесс кондиционных отходов; вторая часть посвящена вопросам утилизации некондиционных отходов различными способами, рафинирования титановых отходов, производства ферротитана с использованием отходов и вторичных титановых сплавов.

Наиболее эффективным способом утилизации отходов является их переплав, осуществляемой по тем или иным технологиям. Этому вопросу в монографии уделено большое внимание: главы 3-я и 4-я посвящены переплаву кондиционных отходов на серийные титановые сплавы, а главы 7-я и 8-я — переплаву некондиционных отходов на вторичные титановые сплавы. Авторы монографии отмечают лидирующую роль ученых Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в разработке технологий таких способов плавки, как электронно-лучевая, плазменно-дуговая, индукционная и электрошлаковая применительно к титановой шихте, в том числе с вовлечением в нее отходов.

Монография «Титан вторичный» является первым систематизированным трудом по проблеме переработки отходов титана и его сплавов, в котором рассмотрены, пожалуй, все известные на сегодня вопросы, имеющие отношение к проблеме вторичного титана.

Книга представляет несомненный интерес для широкого круга инженерно-технических и научных работников, а также аспирантов и студентов, обучающихся по специальности «Металлургия цветных металлов».

В. И. Лакомский,
С. В. Ахонин



МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ В ЕГИПТЕ

2–9 декабря 2007 г. в Хургаде (Египет) состоялась 6-я международная научно-техническая конференция «Повышение качества, надежности и долговечности технических систем и технологических процессов», организованная Национальным Советом Украины по машиноведению (Национальным комитетом ИГТоММ) и Хмельницким национальным университетом. В конференции приняли участие ученые из девяти стран — Украины, России, Белоруссии, Грузии, Литвы, Латвии, Польши, Румынии и Израиля. Украину представляли такие организации, как Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Институт общей и неорганической химии им. Вернадского НАН Украины, Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киевский национальный университет им. Т. Г. Шевченко, Национальный технический университет Украины «КПИ», Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», Национальная металлургическая академия Украины (г. Днепропетровск), Донбасская государственная машиностроительная академия (г. Краматорск), Военная академия обороны Украины, Одесский национальный морской университет, Хмельницкий национальный университет, Казенное предприятие «Форт» Министерства внутренних дел Украины, фирма «РОЗЕН Европа» (г. Киев) и др. Наряду с членами Национальных академий наук Украины, России, Литвы и Латвии в конференции приняли участие также молодые ученые этих стран.

На конференции работали следующие секции: математическое моделирование работы технических систем и технологических процессов; динамика и колебания; новые технологии производства, включая нанотехнологии; специальные вопросы повышения качества и долговечности технических систем и технологических процессов. Было представлено около 50 докладов.

Наибольший интерес вызвали доклады чл.-кор. НАН Украины В. А. Макары о наноструктурах кристаллов кремния, ст. науч. сотруд. Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины Д. М. Калеко «Импульсная дуговая обработка поверхности», проф. Рижского технического университета Р. С. Закржевского о хаотических колебаниях в нелинейных динамических системах, ст. науч. сотруд. Каунасского технологического университета В. Барзайтиса «О долговечности роторных систем», доц. Гродненского государственного университета им. Янки Купалы А. В. Богдановича «Оценка долго-



вечности силовых систем по критериям локального повреждения», проф. Самарского государственного технического университета М. Ю. Лившица «Оптимизация переходных режимов технологических установок непрерывного действия».

В большинстве докладов были продемонстрированы новые подходы к решению задач оптимизации структуры и свойств материалов (А. И. Михалев, С. З. Полищук (Днепропетровск), Р. И. Силин, В. П. Ройзман (Хмельницкий), В. А. Макара, Д. М. Калеко, В. С. Кублановский (Киев), О. Кононова (Рига), М. Заковска, И. Петрашек (Краков)), к оценке надежности конструкций и способам ее повышения (А. В. Шахов (Одесса), А. И. Деревянко, Ю. С. Пройдак (Днепропетровск), В. П. Ройзман, В. П. Ткачук, А. Горошко (Хмельницкий), И. Андрусенко (Клайпеда), А. Палевичус, А. Бубулис (Каунас), Л. И. Сердюк (Полтава), Л. М. Любчик (Харьков), О. В. Бакаев (Киев), Г. П. Клименко, В. Д. Ковалев (Краматорск), Р. А. Варбанец, В. П. Сторожев (Одесса), Б. С. Воронцов (Луганск), А. В. Богданович, А. В. Гродненский (Минск), Г. И. Туманишвили (Тбилиси)), к моделированию неравновесного поведения систем и механизмов (В. И. Корсун, А. И. Деревянко (Днепропетровск), М. Ю. Лившиц (Самара), М. Я. Постан, А. В. Ша-



хов (Одесса), В. П. Ройзман (Хмельницкий), П. Мазенка (Клайпеда), В. М. Сокол (Арад), М. В. Закржевский (Рига)).

Участники конференции отметили высокий уровень ее организации и качество докладов. Достигнуты договоренности о представлении на международные конкурсы Евросоюза совместных проектов украинских специалистов с учеными Литвы и Грузии.

Участники конференции выразили надежду на продолжение этих конференций в будущем и пожелание оргкомитету впредь выдавать сертификат об

участии в конференции как документ о повышении квалификации.

На 2008 г. намечено проведение конференции «Современные достижения в науке и образовании» в Израиле с 28 сентября по 5 октября и «Повышение качества, надежности и долговечности технических систем и технологических процессов» в Египте с 7 по 14 декабря.

В. П. Ройзман

УКРАИНСКО-РОССИЙСКИЙ СЕМИНАР ПО АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ

6–7 февраля 2008 г. в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялся семинар по сварке, неразрушающему контролю качества и технической диагностике при изготовлении и ремонте оборудования и трубопроводов энергоблоков АЭС с участием российских специалистов. Направленность работы семинара — это обеспечение надежности и безопасной эксплуатации атомных энергетических установок.

Российскую сторону представляли специалисты ЦНИИТМАШ (г. Москва) — головной материаловедческой организации РФ в области атомной энергетики и генерального проектировщика оборудования энергоблоков с реакторами ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 ОКБ «Гидропресс» (г. Подольск). От Украины участие принимали специалисты ИЭС им. Е. О. Патона, ГП НАЭК «Энергоатом», Южно-Украинской АЭС, Ровенской АЭС, Запорожской АЭС, завода «Атомэнергомаш», предприятия «Атомремонтсервис», ОАО «Южтеплоэнергомонтаж» и других организаций. Всего в работе семинара участвовали 52 специалиста.

В ходе семинара заслушано 16 докладов, в том числе 4 доклада специалистов из РФ. Были представлены работы ЦНИИТМАШ, обобщающие опыт ремонта с использованием сварки оборудования и трубопроводов АЭС за последние 5 лет (2003–2007 гг.), а также фундаментальная работа по технологии ультразвукового контроля оборудования и трубопроводов АЭС. Весьма интересные и содержательные доклады сделаны учеными ИЭС им. Е. О. Патона. Заслушаны результаты работ по ремонтной сварке трубопроводов с использованием процесса ТИГ и применением активаторов, представлены технологические разработки по подводной сварке при ремонте оборудования АЭС, разработки по новым электродам для ручной электродуговой сварки низкоуглеродистых и низколегированных сталей, сделаны сообщения по технологиям нанесения защитных покрытий при ремонте ответственных узлов оборудования АЭС. Большой интерес и дискуссии вызвали доклады сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона о допустимости выявляемых дефектов в метал-



ле трубопроводов и оборудования АЭС. Российские коллеги проявили серьезную заинтересованность в разработках ИЭС им. Е. О. Патона по получению полых слитков ЭШП для производства поковок при изготовлении коллекторов парогенераторов и другого корпусного оборудования атомных энергоблоков.

В результате проведенного семинара, взаимных консультаций и обмена опытом между украинскими и российскими специалистами были сформулированы основные направления совместных работ в области сварочных технологий, контроля качества и технической диагностики при изготовлении и ремонте оборудования и трубопроводов АЭС.

А. К. Царюк



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

В. Я. САЕНКО — 70

20 апреля 2008 г. исполнилось 70 лет кадровому сотруднику ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, незаурядному ученому, доктору технических наук, заслуженному изобретателю Украины, лауреату Государственной премии Украины Владимиру Яковлевичу Саенко.

Выпускник киевского политехнического института он всю свою трудовую жизнь работает в отделе № 9 института и участвует во всех основных научных и технологических работах коллектива отдела. Постоянная тяга к новому всегда отличала юбиляра, которая не ослабевает, а лишь усиливается с каждым прожитым годом. Это великолепное качество стало основой блестящей изобретательской работы Владимира Яковлевича. Он автор более 300 изобретений и патентов. Настоящий исследователь В. Я. Саенко через многие годы пронес особый интерес естествоиспытателя к электрошлаковому переплаву высоколегированных сталей и многослойным сталям, оценке их свойств в литом и деформированном состоянии. Верный традициям патоновской научной школы и один из достойнейших представителей ее он не мыслит работы без тесной связи с производством, крупнейшими заводами, без практической реализации своих идей. Достаточно один раз увидеть его за работой, чтобы понять — это увлеченный, одержимый своим делом человек.

Вместе с тем, Владимира Яковлевича отличают душевная тонкость, истинная интеллигентность и преданность родным и друзьям. Он надежный муж и отец, верный друг и соратник.

Коллеги юбиляра с удовольствием поздравляют Владимира Яковлевича с юбилеем и желают счастья, здоровья и удачи!

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



НОВЫЕ КНИГИ

В. В. Матвеев. Восстановление железнодорожных колес наплавкой. —

Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2007. — 152 с.

Рассмотрены некоторые причины возникновения дефектов в ободьях вагонных колес и рельсов, снижающих устойчивость и безопасность движения, описаны мероприятия, которые с различной эффективностью осуществляются на железных дорогах мира. Исходя из опыта автора по наплавке изношенных гребней вагонных колес в действующем цикле их ремонта на вагоноремонтных предприятиях Украины предложены новые технологии восстановления поверхности катания колес наплавкой после ее отжига.

Монография предназначена для технического персонала вагоноремонтных предприятий, научных сотрудников и руководящих работников, ответственных за безопасность движения на железнодорожном транспорте, а также предпринимателей, занимающихся ремонтом собственных вагонов и студентов вузов.

