Международный научно-теоретический и производственный журнал

ПРОБЛЕМЫ СПЕЦИАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ

ЛГ* 2 (67)

2002

Издается с января 1985 г.

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

Выходит 4 раза в год

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Г. М. Григоренко (Украина),
В. И. Кашин (Россия),
Б. Короушич (Словения),
С. Ф. Медина (Испания),
А. Митчелл (Канада),
Б. Е. Патон (Украина),
В. Рамакришна Рао (Индия),
Ц. В. Рашев (Болгария),
Ж. Фокт (Франция),
Т. Эль Гамаль (Германия)

Адрес редакции:

Украина, 03680, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (044) 268 34 84,
261 53 90, 269 26 23
Факс: (044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
E-mail: onice@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwi

Редактор:
Л. Д. Конникова
Электронная верстка:
Т. Ю. Снегирева, А. И. Сулима,
И. В. Петушков

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 4789 от 09.01.2001

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

Содержание

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Саенко В. Я. Как создавались первые печи ЭШП 3

Цыкуленко А. К., Медовар Л. Б., Чернец А. В. Некоторые новые области применения электрошлаковой технологии ... 9

Цыкуленко К. А. Устройства для разливки жидкого металла. Требования к таким устройствам для ЭШТ ЖМ ... .12

Скрипник С. В., Чернега Д. Ф. Применение электрошлакового процесса для ремонта подштамповых плит ковочных молотов ... 15

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Могильникова Т. Т., Нероденко Л. М., Мовчан Б. А. Микроскопический предел упругости двухфазного материала Cu-6» % Fe, полученного электронно-лучевым испарением в вакууме ... 19

Жук Г. В. Расчет толщины слоя интерметаллидов, образующихся при нанесении титановой и алюминиевой матрицы на стальные волокна методом электронно-лучевого диспергирования расплава ... 21

Калинюк А. Н., Козловец О. Н., Ахонин С. В. Производство полуфабрикатов из титановых слитков, полученных методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью ... 25

Федоров В. Н., Щекин-Кротов В. А., Касумов А. М. Вибрация расплава электронным лучом при ЭЛП ... 29

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Лобанов Л. М., Жадкевич М. Л.. Шаповалов В. А., Забарило О. С., Мельник Г. А., Ждановский А. А., Приходько М. С, Гнатушенко А. В. Плазменная технология переплава металлических радиоактивных отходов ... 31

Бурнашев В. Р., Жадкевич М. Л., Шаповалов В. А. Плазменно-дуговая гарнисажная плавка и литье тугоплавких металлов и сплавов ... 35

ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

Шейко И. В. О выведении усадочной раковины в слитках при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе ... 39

Аникин Ю. Ф., Добкина Ю. П, Клочихин В. В., Ладохин С. В., Жеманюк П. Д. Совмещенная индукционная и электронно-лучевая плавка литейных отходов жаропрочных сплавов ЖеЗДК И ЖС26-ВИ ... 43

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Харченко Г. К., Фальченко Ю. В., Таранова Т. Г., Новомлинец О. А., Половецкий Е. В. Сублимация металлов при нагреве в условиях автовакуума ... 50

ИНФОРМАЦИЯ

В. К. Лебедеву — 80 лет ... .53

Стародубовские чтения 2002 ... 54

Харьковская научная ассамблея ... 54

Диссертации на соискание ученой степени ... .55

Реклама ... 56

Журнал «Проблемы специальной электрометаллургии» издается на английском языке в ИЭС им. Е. О. Патона ПАПУ под названием «Advances in Electrometallurgy»

© НН Урины, ИЭС им. Е О. Патана ПН Украины, МА «Сварка», 2002

International Scientific-Theoretical and Production Journal

PROBLEMY SPETSIALNOI ELEKTROMETALLURGII

№ 2 (67)

2002

Published since January, 1985

The National Academy of Sciences of Ukraine
The E O. Paton Electric Welding Institute
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, seer.),
M. L. Zhadkevich, V. I. Lakomskii,
V. K. Lebedev, L. B. Medovar,
B. A. Movchan, A. N. Petrunko,
N. P. Trigub, A. A. Troyanskii

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

G. M. Grigorenko (Ukraine),
V. I. Kashin (Russia),
B. Koroushich (Slovenia),
S. F. Medina (Spain),
A. Mitchell (Canada),
B. E. Paton (Ukraine),
V. Ramakrishna Rao (India),
Ts. V. Rashev (Bulgaria),
J. Foct (France),
T. El Gammal (Germany)

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11, Bozhenko str., 03680,
Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 268 34 84,
261 53 90, 269 26 23
Fax: (38044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
E-mail: ofiice@paton.kiev.ua
http: //www. nas. gov. ua/pwj

Editor:
L. D. Konnikova
Electron galley:
T. Yu. Snegireva, A. I. Sulima,
I. V. Petushkov

State Registration Certificate
KV 4789 of 09.01.2001

s

40

CONTENTS

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Saenko V. Ya. How the first ESR furnaces were developed . . . 3

Tsykulenko A. K., Medovar L. B., Chernets A. V. New fields of application of the electroslag technology . . . 9

Tsykulenko K. A. Molten metal casting devices. Requirements to such MM EST devices . . . 12

Skripnik S. V., Chernega D. F. Application of electroslag process for repair of die block hammers . . . 15

ELECTRON BEAM PROCESSES

Mogilnikova T. T., Nerodenko L. M., Movchan B. A. Microscopic limit of elasticity of a two-phase Cu-68 % Fe material produced by electron beam evaporation in vacuum . . . 19

Zhuk G. V. Calculation of the thickness of a layer of intermetallics formed in deposition of an aluminium matrix on steel fibres by the method of electron beam melt dispersion . . . 21

Kalinyuk A. N., Kozlovets O. N., Akhonin S. V. Fabrication of semi-finished products of titainum ingots produced by the method of electron beam melting with an intermediate crucible . . . 25

FedorovV. N.. Shchekin-Krotov V. A., Kasumov A. M. Melt vibration excitation by the electron beam in EBM . . . 29

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Lobanov L. M., Zhadkevich M, L., Shapovalov V. A., Zabarilo O. S., Melnik G. A., Zhdanovslcy A. A., Prikhodko M. 5 ., Gnatushenko A. V. Plasma technology of remelting metal radioactive waste . . . 31

BurnashevV. R., Zhadkevich M. L., Shapovalov V. A. Plasma-arc skull melting and casting of refractory metals and alloys . . . 35

VACUUM-INDUCTION MELTING

Sheiko I. V. About removal of shrinkage cavity in ingots during indiction melting in a sectional mould . . . 39

Anikin Yu. F., Dobkina Yu. G., Klochikhin V. V., Ladokhin S. v., Zhemanyuk P. D. Combined induction and electron beam melting of casting rejections of heat-resistant alloys ZhS3DK and ZhS26 VI . . . 43

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Kharchenko G. K., Falchenko Yu. V., Taranova T. G., Novomlinets O. A., Polovetsky E. V. Sublimation of metals in heating under conditions of autovacuum . . . 50

INFORMATION

V. K. Lebedev, is 80 . . . 53

K. F. Starodubov Reading, 2002 . . . 54

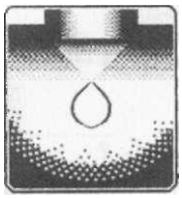
Kharkov Scientific Congress . . . 54

Theses for scientific degree . . . 55

Advertising . . . 56

Journal «РгоЬІету Spetsialnoi Elektrome,tallurgii»
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

i №S of Ukraine, The E O. Paton Eectric Wedirg Institute of the №S of Ukraine, International Association <Wedng>, 2002



УДК 669.187.56.002.2

КАК СОЗДАВАЛИСЬ ПЕРВЫЕ ПЕЧИ ЭШП

В. Я. Саенко

Рассмотрена история создания и конструктивные особенности первых печей ЭШП. Показано, что уже на раннем этапе развития ЭШП были разработаны и внедрены в производство самые разнообразные конструкции печей, благодаря чему стало возможным в удивительно короткие сроки (1956-1959 гг.) опробовать наиболее перспективные технологические схемы переплава и тем самым создать надежную основу для быстрейшей промышленной реализации новых электрошлаковых технологий.

The history of development and design peculiarities of the first ESR furnaces are described. It is shown that the most diverse designs of the furnaces were developed and put into operation as early as at the initial stage of existence of ESR. This made it possible to try out within the surprisingly short terms (1956-1959) the most promising processes of remelting and thus establish the reliable base for expeditious commercialisation of the new electroslag technologies.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; электрошлаковая печь; конструкция печи; водоохлаждаемый кристаллизатор; технологическая схема;расходуемый электрод; слиток

Прошло 45 лет с тех пор, как появились первые публикации [1-5] о создании в Институте электросварки им. Е. О. Патона на основе электрошлакового сварочного процесса принципиально нового способа отливки высококачественных слитков из сталей и сплавов в водоохлаждаемом кристаллизаторе.

В 1952 г. в ИЭС им. Е. О. Патона в ходе экспериментальных исследований процесса первичной кристаллизации электрошлакового металла в условиях свободной усадки при непосредственном участии Б. Е. Патона и Б. И. Медовара были получены первые электрошлаковые слитки из высоколегированной аустенитной стали с прекрасными физико-механическими свойствами массой всего в несколько килограммов. Для этого переплавляли сварочную проволоку диаметром 3 мм в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе с использованием аппарата для электрошлаковой сварки. Это послужило началом создания принципиально нового способа производства металла высокого качества, названного сначала «электрической отливкой слитков», а теперь широко известного как электрошлаковый переплав (ЭШП) расходуемых электродов в водоохлаждаемом металлическом кристаллизаторе.

ЭШП зародился и получил свое первоначальное развитие в Институте электросварки им. Е. О. Патона, многие годы занимавшемся проблемами сварки, в частности электрошлаковой. При разработке и создании первых печей ЭШП, по уже сложившейся в институте традиции, тесно сотрудничали ученые, конструкторы ОКТБ и изготовители в лице работников Опытного завода. По мере совершенствования техники и технологии сварочного процесса осуществлялась доработка оборудования, что в результате позволяло повысить его качество и надежность в эксплуатации, а также сократить сроки промышленного внедрения.

Впервые сведения о новом способе электрической отливки слитков, основанном на бездуговом сварочном электрошлаковом процессе, появились в 1956 г. в монографии по электрошлаковой [1]сварке [1], где отмечалось, что этот способ может быть использован для получения слитков металлов и сплавов заданного состава. Слитки отливались в медном или железном водоохлаждаемом кокиле с использованием электродов из малоуглеродистой стали или армко-железа. При получении слитков из сплавов на основе никеля применялась никелевая электродная проволока. В плавильное пространство в ходе отливки с помощью дозирующих устройств подавались в виде крупки ферросплавы и легирующие примеси (добавки), обеспечивающие заданный химический состав электрошлаковых слитков за счет дополнительного легирования.

Наиболее полная информация о новом способе электрической отливки слитков на основе электрошлакового сварочного процесса впервые была представлена в работе Б. Е. Патона, Б. И. Медовара и В. Е. Патона [2], изданной НТО Машпром в том

©: Я. САЕНКО, 2002

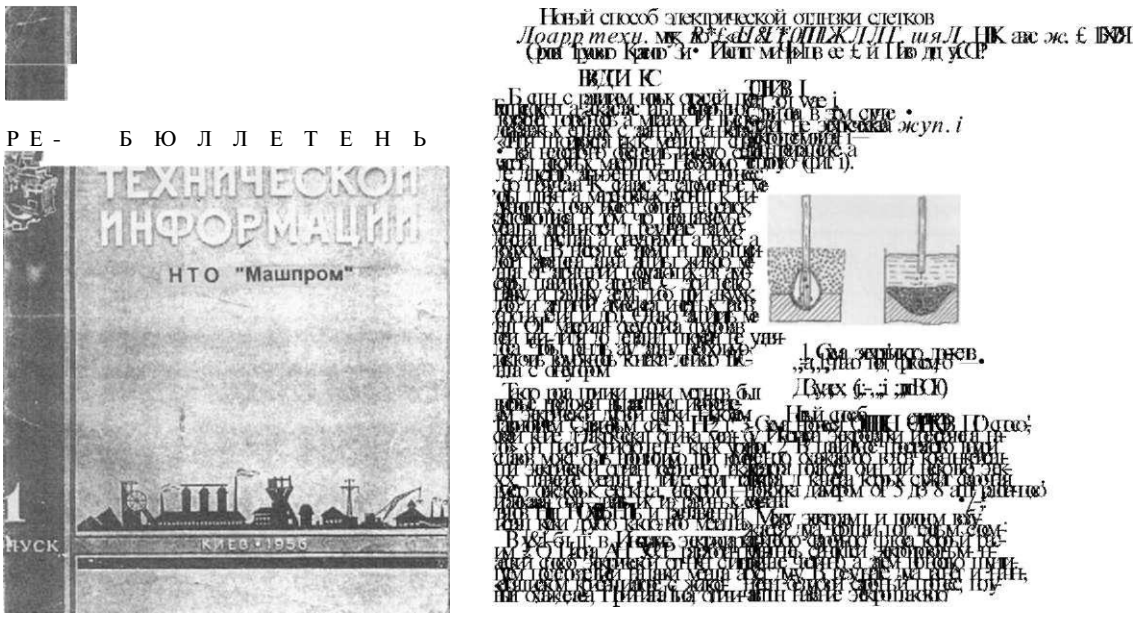


Рис. 1. Ксерокопии обложки и первой страницы работы [2]

же 1956 г. (рис. 1). В указанной работе рассматривались основные технологические схемы и особенности реализации нового способа: подача is плавильное пространство одного или нескольких электродов — сварочной проволоки диаметром 5... 8 мм различного химического состава; добавка легирующих материалов в виде присадочной проволоки или сравнительно мелко измельченной крупки; применение однофазной и трехфазной системы питания плавильного агрегата; возможность вращения поддона со слитком в процессе его отливки относительно неподвижного кокиля; вытяжка слитка вниз из кокиля (кристаллизатора); возможность отливки круглых слитков диаметром от 100 до 300 мм, а также квадратного, прямоугольного сечения и др. формы; возможность отливки полых слитков в виде труб различного профиля с толщиной стенки 25... 30 мм и более, в том числе для последующего передела; возможность непрерывной отливки слитков.

В работе [21 отмечается, что характерной особенностью нового способа является совмещение процессов плавки и разливки металла, а также отсутствие огнеупорных материалов в зоне плавления металла. Жидкий электропроводный шлак, в котором происходит превращение элек¬трической энергии в тепловую, является не только источником тепла, но и создает необходимые условия для рафинирования переплавляемого металла от вредных примесей (серы, неме¬таллических включений), надежно защищает расплавленный металл от воздействия воздуха, служит своего рода смазкой, облегчающей вытяжку слитка из кристаллизатора. Впервые сфор¬мулированы основные требования к флюсам-шлакам для электрической отливки высоколе¬гированных сталей и сплавов.

Наиболее важным достижением в разработке нового способа отливки слитков на основе элсктро-шлакового процесса явилось создание первого специализированного опытно-производственного агрегата Р-772 для изготовления круглых сплошных и полых слитков диаметром 135... 300 мм и длиной до 1500 мм, который также можно использовать для выплавки слитков другой формы равновеликого сечения. Производи¬тельность агрегата составляла от 35 до 150 кг/ч. Основными узлами первого плавильного агрегата являлись: сварная станина; три сварочных головки для подачи электродов диаметром 3...8 мм; направляющая колонна с поддоном; кристал¬лизатор; четыре присадочные головки; дозатор с шихтопроводом. Присадочные головки и дозаторы установлены на специальной металлоконструкции. Колонна с поддоном размещена в котловане глубиной около 2,5 м. Питание агрегата осу¬ществлялось от трехфазного трансформатора ТШС-3000/3, используемого ранее для электрошлаковой сварки. В состав агрегата входил также пульт управления со встроенной в него аппаратурой автоматики. Установка имела от¬дельное водоснабжение, обеспечивающее при¬нудительное охлаждение кокиля, поддона, то-коведущих частей и обмоток трансформатора.

Следует заметить, что па первом этапе раз¬работки нового способа ЭШП с учетом имевшегося опыта ЭШС электродами малого сечения (сва¬рочная проволока диаметром 3...6 мм) на этой установке была опробована схема переплава с легированием металла в процессе плавки, что нашло свое отражение в конструкции печи (рис. 2).

В том же 1956 г., 26-30 июня, на совещании по экспериментальной технике и методам высоко¬температурных исследований, проходившем в Институте металлургии АН СССР под эгидой комиссии Академии наук СССР по физико-химическим основам производства стали, был представлен доклад Б. Е. Патона, Б. И. Медовара, В. Е. Патона, Ю. В. Латаша «Новый способ электрической отливки слитков» [3], в основу

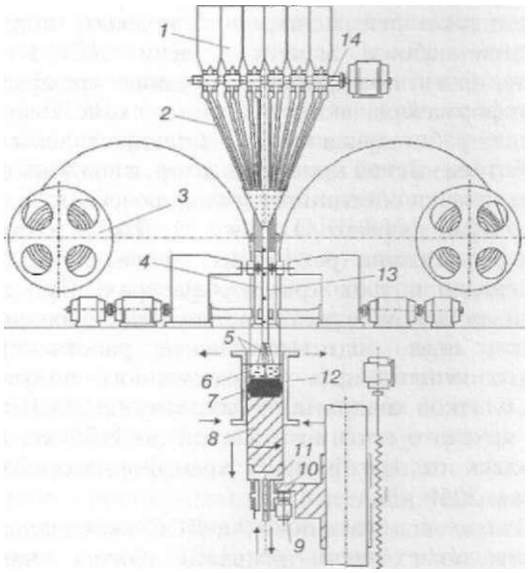


Рис. 2. Схема установки типа Р-772 для электрошлаковой выплавки слитков: / — бункеры для шихты; *2* — ссыпные трубки; *3* — бухта электродной проволоки; *4* — головки подачи электродных проволок; *5* — электродные проволоки; *6* — шлаковая ванна; 7 — металлическая ванна; *8* — слиток; 9 — механизм вращения поддона; *10* — механизм опускания поддона; // — поддон; *12* — формирующий кокиль; *13* — шихтопровод; *14* — дозатор шихты

которого были положены результаты исследований, приведенные в работе |2|. В заключительной части доклада авторы, говоря о достоинствах нового способа, отметили, что он не лишен недостатков, главным из которых является относительно высокая стоимость слитков, обусловленная применением электродных проволок. В докладе сделан прогноз, что новый способ может найти применение в производстве высоколегированных сталей и сплавов с особыми свойствами, получение которых в других металлургических агрегатах затруднено.

Отмстим, что ЭШП возник в нашей стране в тот период, когда для развития авиационной и космической техники, атомной и оборонной отраслей промышленности, энергетики, машиностроения и др. потребовался во все возрастающих объемах металл особо высокого качества и надежности. Известно, что на Западе в то время был взят курс на вакуумно-дуговой переплав (ВДП). В нашей стране в конце 50-х годов не было возможности следовать по такому же пути, поскольку не хватало вакуумного оборудования, мощных источников постоянного тока и альтернативой ВДП послужил ЭШП. Примечательно, что в последующие годы ЭШП на Западе не только выдержал конкуренцию с ВДП, но и занял достойное место в производстве металла самого высокого качества.

В середине 50-х годов в ИЭС им. Е. О. Патона были проведены экспериментальные работы в области ЭШС |6, 71, которые установили возможность ведения электрошлакового процесса с использованием электродов больших сечений при малых плотностях тока в электроде. Это позволило в ряде случаев производить электрошлаковую сварку толстого металла не проволокой, а

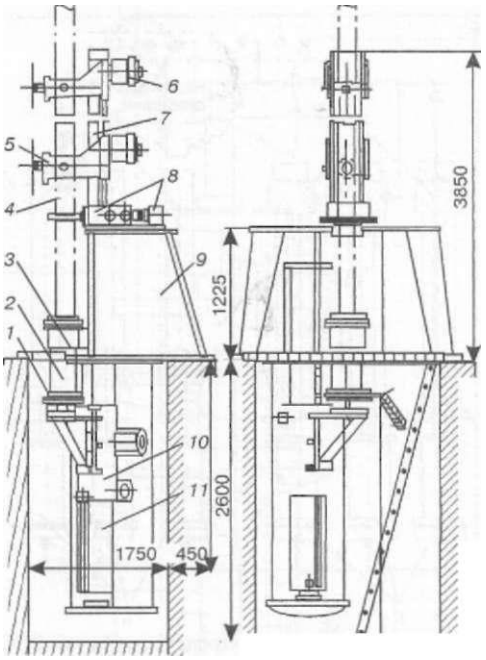


Рис. 3. Схема первой промышленной печи ЭШП Р-909, пущенной на заводе «Днепроспецсталь»: / — поддон; *2* — слиток; *3* — кристаллизатор; *4* — расходуемый электрод; 5 — суппорт электрододержателя; *6* — привод маршевого перемещения электрододержателя; 7 — направляющая колонна электрододержателей; *8* — привод рабочего перемещения электрододержателей; 9 — станина; *10* — тележка поддона; // — направляющая колонна тележки поддона

электродами большого сечения, например пластинами. Экспериментальные исследования особенностей плавления расходуемых электродов при ЭШП [8, 101 показали возможность переплава в водоохлаждаемом кристаллизаторе стальных электродов большого сечения, в частности штанг диаметром до 200 мм. Не менее важным шагом на пути становления классического ЭШП, каким его знают сегодня, явился переход на переплав расходуемых электродов из металла конечного химического состава.

В соответствии с появившимися новыми технологическими возможностями установка Р-772 претерпела ряд изменений. Новой установке, получившей индекс Р-909 (рис. 3), было суждено стать первой в мире промышленной электрошлаковой печью. Печь Р-909 спроектирована, изготовлена и опробована в ИЭС им. Е. О. Патона в 1956 г., а в мае 1958 г. такая печь была запущена на заводе «Днепроспецсталь». С этого момента началось интенсивное развитие техники и технологии ЭШП. На печи Р-909 выплавлялись круглые слитки диаметром от 140 до 300 мм и массой до 300 кг. В качестве расходуемых электродов использовались штанги диаметром от 80 до 150 мм. На первой отечественной промышленной печи Р-909 был реализован принцип непрерывного вытягивания слитка из неподвижного короткого кристаллизатора. Конструкция печи позволяла работать и по схеме ЭШП с заполнением кристаллизатора. Питание печи Р-909 осуществлялось от трансформатора ТШС-3000/1 или ЭПОМ-350.

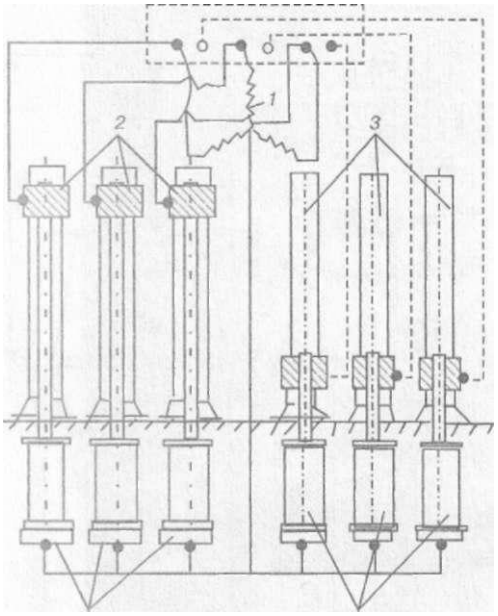


Рис. 4. Схема подключения электрошлаковой печи ДСС-1: / — вторичная обмотка трансформатора; *2* — электрододержатели с токоподводами; *3* — расходуемые электроды; *4* — кристаллизаторы; 5 — поддоны с токоподводами

В 1958-1959 гг. на заводе «Днепроспецсталь» спроектироиали и ввели в эксплуатацию про¬мышленную печь ДСС-1, которая, сохраняя ос¬новной принцип действия печи Р-909, являлась двухагрегатпой |11J. Каждый агрегат состоял из трех блоков, а каждый блок, как и в печи Р-909, включал в себя кристаллизатор, поддон, уста¬новленный па тележке, колонну телел<ки элек-

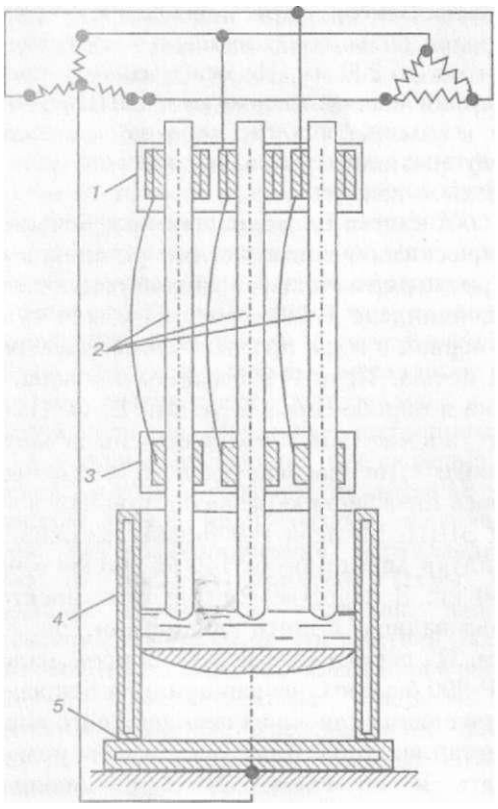


Рис. 5. Схема печи ЭШП-2; / - верхний электрододержатель; *2* — расходуемые электроды; *3* — нижний электрододержатель; *4* — кристаллизатор-изложница; 5 — поддон

трододержателси и колонну тележки поддона. Питание обоих агрегатов печи ДСС-1 осу¬ществлялось поочередно от одного трехфазного трансформатора, включенного по схеме «звезда». Каждая работающая колонна подключалась к фазе и работала на свой кристаллизатор, а поддоны были электрически объединены и подключены к нулевой точке трансформатора (рис. 4). Таким образом, была реализована трехфазная схема переплава трех электродов в трех кристаллизаторах. При этом, когда на одном агрегате проводили переплав, на другом шли подготовительные работы. Печь предназначалась для одновременного получения трех слитков квадратного (максимум 310Х310 мм) или круглого сечения и массой до 1150 кг. Печь питалась от трехфазного трансформатора мощ¬ностью 2250 кВ-А.

В ходе эксплуатации печи ДСС-1 отказались от работы по схеме вытягивания слитка вниз из короткого кристаллизатора. Переход на работу по схеме заполнения кристаллизатора-изложницы объяснялся прежде всего стремлением предельно упростить технику ведения плавки. Руководствуясь этим же стремлением, отказались от техники пере¬хвата электрода и вытягивания слитка из кристаллизатора в процессе ЭШП, хотя в конструкции печи ДСС-1 такая возмоленость была предусмотрена. В ходе эксплуатации печи ДСС-1 выявился недостаток ее конструктивной схемы — значительная взаимосвязь фазных напряжений при одновременно работающих колоннах.

На основе трехфазной схемы электрического питания в тот же период ИЭС им. Е. О. Патона совместно с НКМЗ была спроектирована и изготовлена первая в истории ЭШП промышленная трехфазная печь ЭШП-2, предназначенная для выплавки стальных двухтонных кузнечных слитков. Эта печь была введена в эксплуатацию на НКМЗ в начале 1959 г. Основным несущим элементом конструкции печи являлась цель¬носварная стальная колонна высотой 4000 мм, закрепленная на фундаменте. Особенность печи ЭШП-2 состояла в том, что на одной колонне перемещались две каретки, на каждой из которых были укреплены три изолированных друг от друга электрододержателя. Три закрепленных в них расходуемых электрода диаметром 150 мм и длиной до 7000 мм одновременно переплавлялись в одном кристаллизаторе диаметром 600 мм. Кине¬матическая схема привода подачи электродов была такая же, как у печи Р-909. Электрическое питание печи осуществлялось от двух трехфазных трансформаторов типа ТШС 3000/3 суммарной мощностью 900 кВ-А, включенных параллельно в сеть напряжением 380 В. Вторичная обмотка трансформатора могла включаться но схеме «треугольник» и по схеме «звезда». Во втором случае нулевая точка трансформатора под¬ключалась к поддону (рис. 5).

Создание трехфазных агрегатов ЭШП па заре электрошлакового печестроения объяснялось, прежде всего, стремлением равномерно загрузить единичными печами питающую электрическую

сеть, уже имевшуюся в производственных цехах. В дальнейшем при переходе к строительству специализированных участков, а затем и целых цехов ЭШП с множеством печей появилась возможность решать эту задачу за счет соответствующего распределения печей по фазам. Печь ЭШП-2, как и созданные несколько позднее другие трехфазные печи (ОКБ-906, ЭШП-10 и др.), работающие по схеме переплава трех электродов в один стационарный кристаллизатор без перехвата или смены электродов, имели общий недостаток — громоздкость и большую высоту, обусловленную низким коэффициентом заполнения кристаллизатора (обычно не более 0,25). Впоследствии этот недостаток был устранен при разработке технологии ЭШП крупных слитков в коротком кристаллизаторе, имеющем уширение в зоне расположения шлаковой ванны, а также при создании печей ЭШП со сменой расходуемых электродов во время плавки.

В конце 50-х начале 60-х годов развитие отечественного печестроения пошло в основном по пути создания специализированных однофазных печей ЭШП 1121. Первая, ставшая классической, конструкция однофазной одноэлсктродпой печи ЭШП была создана в ИЭС им. Е. О. Патона в 1959 г. и получила индекс Р-951. Печь была предназначена для ЭШП штанг диаметром 100... 200 мм, длиной до 6 м в слитки диаметром до 425 мм, длиной до 1200 мм и массой до 1,5 т. Десятки печей этою типа хорошо себя зарекомендовали на отечественных заводах и за рубежом.

Следует отметить, что первой из стран Запада, проявивших деловой интерес к ЭШП, была Франция. После посещения французскими представителями ИЭС им. Е. О. Патона и завода «Днепроспецсталь» летом 1963 г. две фирмы: металлургическая «Компани дез ателье э форж дс ла Луар» (КАФЛ) и электромашиностроительная «Компани электромеканик» (КЭМ) приобрели советскую лицензию на способ ЭШП и оборудование для его реализации. Летом 1965 г. с помощью бригады советских специалистов на заводе фирмы КАФЛ в г. Фсрмини, близ г. Сент-Этьена, введена первая в Западной Европе электрошлаковая печь тина Р-951. Именно на этой печи впервые была реализована технологическая схема ВИП + ЭШП и успешно освоен ЭШП шарикоподшипниковых, быстрорежущих, нержавеющих сталей и сплавов типа инкопель [131. Пуск первой печи во Франции послужил толчком для быстрого распространения ЭШП в других странах Западной Европы, а затем в Японии. В США интерес к ЭШП проявился позднее. В конце 60-х годов была опубликована американская программа исследований в области ЭШП и поставлена задача догнать русских [14]. Об успехах американцев, купивших в мае 1969 г. первую советскую лицензию на ЭШП, свидетельствует тот факт, что спустя 8 лет в США годовое производство электрошлакового металла в слитках достигло 126 тыс. т [15]. Большинство печей ЭШП, работающих в США, построено американской фирмой «Косарк корпорейшп», специализирующейся ранее на производстве только вакуумно-дуговых печей.

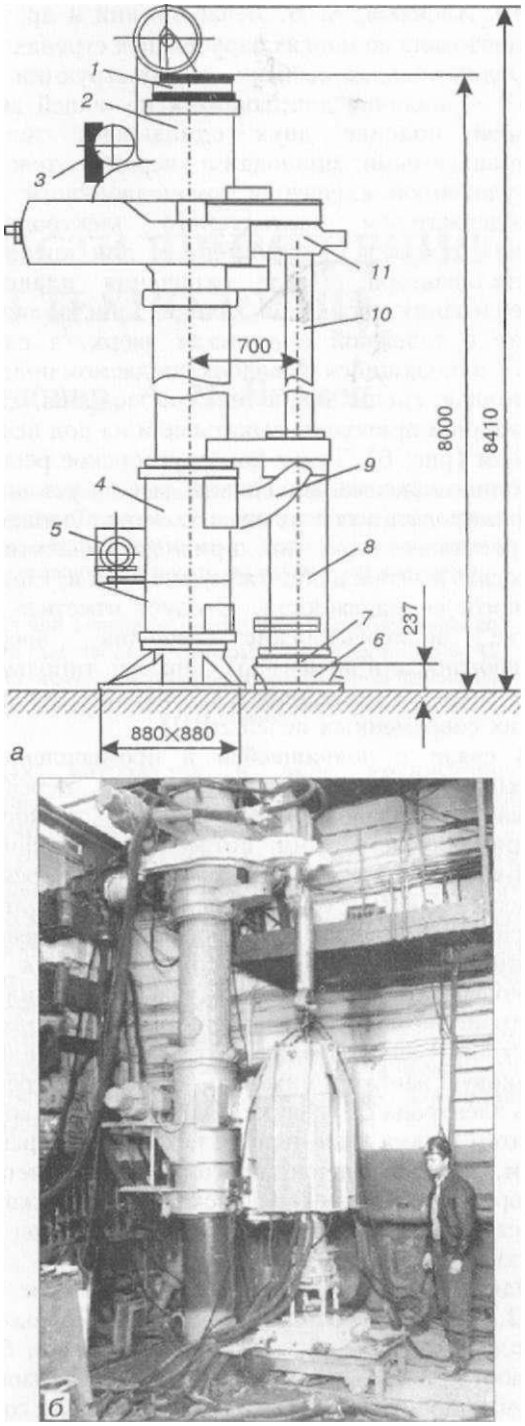


Рис. 6. Схема (а) и общий вид (б) печи ЭШП Р-951 с выплавленным на ней слитком: *1* — колонна; *2* — верхняя тележка; *3* — привод верхней тележки; *4* — нижняя тележка; 5 — привод нижней тележки; *6* — тележка поддона; 7 — поддон; *8* — кристаллизатор; *9* — кронштейн захвата кристаллизатора; *10* — расходуемый электрод; // — клещевой захват электрододержателя

Схему печи Р-951 предложили Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Ю. В. Латаш, В. Е. Патон и Б. И. Максимович [16]. В разработке чертеясей установок этого типа в разное время принимали участие сотрудники ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона В. А. Лапченко, М. Г. Бельфор, М. Ф. Зевакип,

Ю. Ф. Алферов, А. В. Левандовский и др. Печь запатентована во многих зарубежных странах [17].

Отличительная особенность конструкции печи Р-951 — наличие двигающихся по общей верти¬кальной колонне двух одинаковых тележек с независимыми приводами: верхней тележки, оборудованной клещевым токоподводящим элек-трододержатслем расходуемого электрода, и нижней тележки с кронштейном для крепления кристаллизатора. После окончания плавки и затвердевания шлаковой шапки кристаллизатор вместе с тележкой поднимали вверх, а слиток ЭШП, находящийся на водоохлаждаемом поддоне, с помощью специальной тележки поддона, также снабясенной приводом, выкатывали из-под печи по рельсам (рис. 6). Такое конструкторское решение позволило максимально снизить высоту установки, унифицировать узлы тележек электрододержателя и кристаллизатора, их приводы, значительно упростить монтаж и обслуяшвапие печи и, главное, повысить ее надежность. Следует отметить, что многие конструкторские решения, впервые реализованные в печи Р-951, явились типовыми и были использованы впоследствии при создании многих современных печей ЭШП.

В связи с появившейся в промышленности необходимостью электрошлакового переплава сталей и сплавов, легированных легкоокис-ляющимися элементами, потребовалось защитить поверхность электрода, разогревающегося в процессе ЭШП, от окисления в результате воздействия окру>кающей атмосферы. Применение уплотняющих крышек на кристаллизаторе или флюсовых затворов, а также вдувание в плавильное пространство кристаллизатора аргона позволяет в известной мере изолировать зону плавления (шлаковую ванну) и нижнюю, наиболее нагретую, часть электрода от воздуха. Однако расход аргона при этом весьма значителен и нет полной гарантии в том, что насыщение переплавляемого металла кислородом и азотом будет исключено. Указанные существенные недостатки устраняются при ис¬пользовании камерных печей ЭШП.

Одна из первых камерных печей в мире печь У-102, предназначенная для электрошлакового переплава прецизионных сталей и сплавов, была разработана в ИЭС им. Е. О. Патона и реализована в промышленных условиях еще в начале 60-х годов. Печь У-102 оборудована герметичной камерой со съемным колпаком для установки расходуемого электрода и процесс ЭШП осуществлялся в условиях полной герметизации пространства внутри кристаллизатора и вокруг расходуемого электрода. Печь работала по схеме заполнения стационарного кристаллизатора и обеспечивала выплавку слитков диаметром 150 мм и длиной 1000 мм в контролируемой газовой атмосфере при обычном давлении. В силу ряда причин печи ЭШП камерного типа в дальнейшем не получили широкого развития в нашей стране.

Заслуживает внимания то обстоятельство, что только благодаря своевременному созданию необ¬ходимого элсктрошлакового оборудования и прелс-де всего печей разнообразных конструкций стало возможным уже на раннем этапе развития ЭШП в удивительно короткие сроки (1956-1959 гг.) опро¬бовать практически вес известные сегодня схемы ЭШП и создать прочную основу для разработки и быстрейшей промышленой реализации новых элек¬трошлаковых технологий. Пололштельный опыт-постановки и проведения этих работ, надеемся, не утратил своего значения и в наши дни.

Автор выражает сердечную благодарность д-ру техн. наук, профессору Чепурному А. Д., который представил найденный им архивный материал — Бюллетень технической информации за 1956 г. с первой подробной публикацией о разработке нового способа электрической отливки слитков.

1. *Электрошлаковая* сварка: руководство / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев-Москва: Машгиз, 1956. — 168 с.
2. *Патон Б. Е., Медовар Б. П., Патон В. Е.* Новый способ электрической отливки слитков // Бюл. информ. НТО Машпром. - Киев, 1956. - Вып. 1 9 с.
3. *Новый* способ электрической отливки слитков / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Е. Патон, Ю. В. Латаш / / Экспериментальная техника и методы исследований при высоких температурах: Тр. совещания по эксперимен¬тальной технике и методы высокотемпературных исследо¬ваний (26-30. 06. 56 г.) / Под ред. А. М. Самарина — М.: Изд.-во АН СССР, 1959. - С7 495-505.
4. *Патон Б. Е, Медовар Б. И., Латаш Ю. В.* Электричес¬кая выплавка высоколегированной стали и сплавов в во-доохлаждаемом кристаллизаторе: Тр. Всесоюз. совещания сталеплавильщиков (13-18. 05. 57 г., Свердловск). НТО ЧМ, т. XVIII, ч. 1. - М.: Металлургиздат, 1957. — С. 623-628.
5. *Патон Б. Е., Медовар Б. П., Латаш Ю. В.* Электричес¬кая выплавка высоколегированной стали и сплавов в во-доохлаждаемом кристаллизаторе. — М.: Металлургиздат,
6. *ДудкоЛ. А., Походня И. К.* Контактно-шлаковая сварка деталей больших толщин // Автомат, сварка. — 1956. - № 4. - С. 70-75.
7. *Стеренбоген Ю. А., Зайцев Ю. Н.* Электрошлаковая сварка пластинчатым электродом // Там же. — С. 76—81.
8. *Латаш Ю. В.* Некоторые особенности электрошлаковой плавки расходуемых электродов большого сечения // Там же. - 1958. - № 6. - С. 76-83.
9. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Латаш Ю. В.* Электрошла¬ковый переплав сталей и сплавов в медном водоохлаждае-мом кристаллизаторе // Там же. — № 11. — С. 5-15.
10. *Повышение* качества легированных сталей путем элект-Кошлакового переплава . . Под ред Б Е Патона. — Iосква-Киев: Машгиз, 1960
11. *Лейбензон С. А., Тригубенко А. Ф.* Производство стали методом электрошлакового переплава М.: Ме лургиздат, 1962. — 240 с.
12. *Электрошлаковый* гвдюгшш / Б и Медовар, Ю. В. Латаш, Б. И. Максимович, Л. М. Ступак Металлургиздат, 1963. — 170 с.
13. 1966. - 192, *U* 5092. - P. 226-228.
14. Soviets lead in Etaroslas remdt 33 Mag. Metal Prod. - 1969. - June. - P. 90.
15. *Электрошлаковая* технология за рубежом / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев.: Наук, думка, 1982. — 320 с.
16. *Электрошлаковые* печи / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев.: Наук, думка, 1976. — 414 с.
17. *А. с. 134283 СССР.* Способ электрошлакового переплава / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Ю. В. Латаш, Б. И. Максимович В. Е. Патон. - Заявл. 28.03.1960 г. Запатентовано: в Англии (патент кл. С7А, № 979583), Австрии (патент кл. 40 с 14/01, № 264149), Италии (патент № 658068), Франции (патент кл.С22 № 1302095), Швеции (патент кл. 31а, № 201961).

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

Поступила 28.01.2002

УДК 669.187.56.002.2

НЕКОТОРЫЕ НОВЫЕ ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

А. К. Цыкуленко, Л. Б. Медовар, А. В. Чернец

Рассмотрены возможности получения крупнотоннажных однородных и композитных заготовок из высоколегированных сталей и суперсплавов для нлЖд современного энергомашиностроения. Показано, что применение электрошлакового переплава по двухконтурной схеме, обеспечивающей отсутствие жесткой связи между температурным режимом плавки и скоростью плавления расходуемого электрода, позволяет сравнительно просто реализовать эти возможности.

Considered are the possibilities of producing large homogeneous and composite billets from high-alloy steels and superalloys for the needs of modern power engineering. It is shown that the use of electroslag remelting following the double-circuit diagram, providing the absence of a rigid relationship between the temperature conditions of melting and the rate of melting of a consumable electrode, allows a comparatively simple realisation of the above possibilities.

Ключевые слова: электрошлаковая технология; двухконтурная схема; токоподводящий кристаллизатор; крупнотоннажные слитки; валы роторов; композитные валы; суперсплавы

Повышение эффективности и экологической безопасности энергосистем непосредственно связано с технологическими параметрами энергоблоков. Чем выше рабочие температура и давление в энергети¬ческой турбине, тем при прочих равных условиях выше се КПД и меньше выбросов вредных веществ в атмосферу. Поэтому современное развитие энер¬гетики невозможно без применения новых материа¬лов и конструкций энергоблоков.

Широкое использование в последнее время стационарных газовых турбин для энергетики, температура газов в которых составляет 1260 °С (F-класс) и 1427 °С (Н-класс), потребовало создания новых материалов в виде крупнотоннажных поковок. Поковки могут быть изготовлены из слитков диаметром не менее 910 мм (сплав 706) и 685 мм (сплав 718). Получение таких слитков из указанных сплавов представляет сложную техническую проблему из-за склонности этих сплавов к образованию кристаллизационных дефектов в виде пятнистой ликвации, усугубляющейся с увеличением сечения и массы слитка. Даже применение переплавных способов с направленной кристаллизацией металла ограничивает диаметр слитков 610 и 500 мм соответственно для сплавов 706 и 718 |1, 2].

,3

4

7

о

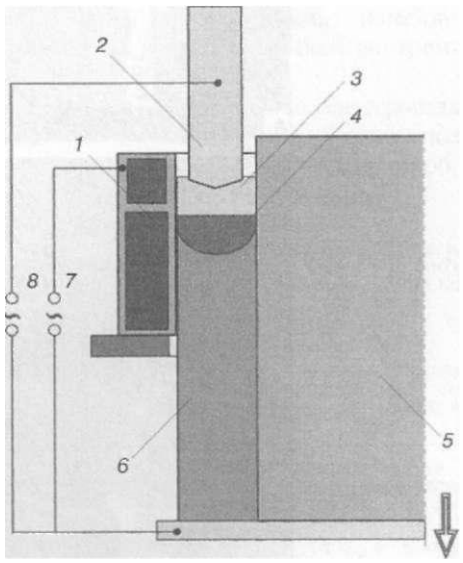


Рис. 1. Схема электрошлакового переплава по двухконтурной схеме подключения: / — токоподводящий кристаллизатор; *2* — расходуемый электрод; *3* — шлаковая ванна; *4* — металлическая ванна; 5, 7 — источники питания; *6* — слиток

Рис. 2. Схема укрупнения слитка путем электрошлаковой наплавки: / — токоподводящий кристаллизатор; 2 — расходуемый электрод; *3* — шлаковая ванна; *4* — металлическая ванна; 5 — укрупняемый слиток; *6* — наплавленный металл; *7,8* • источники питания

© А. К. ЦЫКУЛЕНКО, Л. Б. МЕДОВАР, А. В. ЧЕРНЕЦ, 2002

При производстве энергетических паровых турбин часто возникает проблема изготовления сварного ротора. Сварной вариант моноблока позволяет использовать различные материалы, в наибольшей степени отвечающие конкретным условиям эксплуатации каждой секции ротора. Однако сварка материалов с ограниченной свариваемостью, тем более is таких крупных сечениях, и обеспечение равнопрочное™ сварного соединения и необходимой его вязкости представляют определенные трудности.

Обе указанные проблемы могут быть сравнительно просто решены с помощью электрошлаковой технологии при отсутствии жесткой связи между температурным реясимом плавки и скоростью плавления расходуемого электрода. Такой вариант ЭШП разработан в последнее время и получил пазвание электрошлакового переплава по двухконтурной схеме — ЭШП ДС (рис. 1) |3].

Одним из решений проблемы получения бездефектного крупнотоннажного слитка из суперсплавов является снижение линейной скорости его выплавки до значений, обеспечивающих минимальное локальное время кристаллизации при плоской форме металлической ванны. В этом случае надлежащее формирование поверхности слитка обеспечивается применением ЭШП ДС.

Еще одно решение указанной задачи лежит в области сварочной технологии. Еще в середине 70-х годов XX века с целью укрупнения кузнечных слитков для роторных заготовок был предложен способ заплавления осевого отверстия в их центральной трепанированной дефектной части. Один из видов этого способа, известный на Западе иод названием MXKB, применялся на заводе фирмы «Клекпср Верке» в г. Оснабрюке (ФРГ) для получения слитков массой до 210 т. Однако этот способ не нашел достаточно широкого распространения. Это связано с тем, что усадочные явления обусловливают жесткий термодеформационный цикл сварки наружных литых слоев с заплавляемой осевой зоной, вследствие чего есть вероятность образования трещин.

Более благоприятные термодеформациопиые условия возникают при кольцевой электрошлаковой наплавке. В этом случае кристаллизующийся металл испытывает сжимающие напряжения [4]. Одновременно металлическая ванна наплавляемого

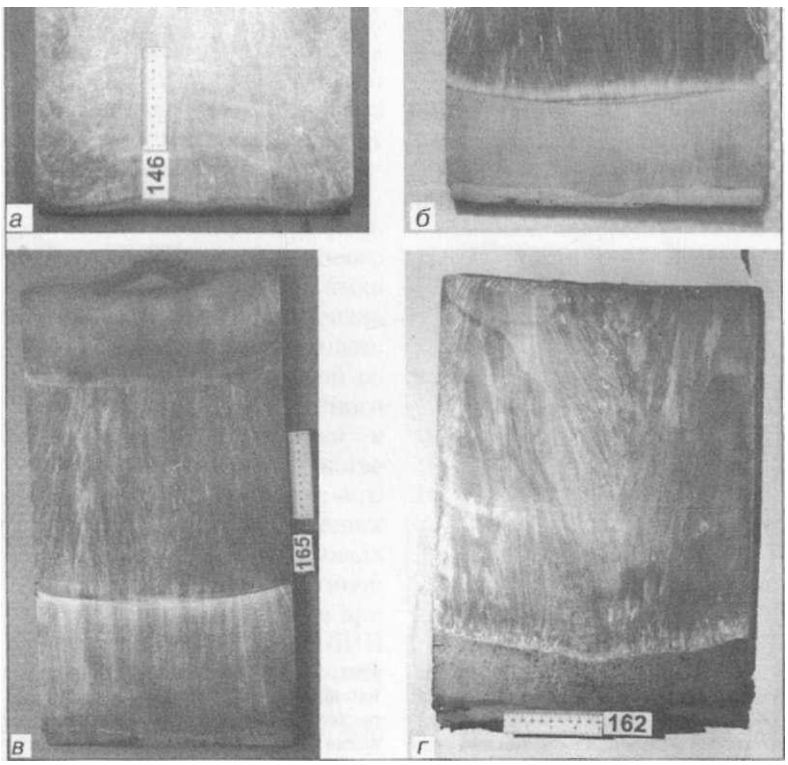


Рис. 3. **Макроструктура композитных слитков:** *а* **- 08сп + 170Х5НМ5В7Ф5;** *б* - 38ХН3МФА + 15Х11МФ + 38ХН3МФА *в* - 38ХН3МФА'+ **12XI8H10 +** 38ХН3МФА; / - 38ХН3МФА + IN718

слитка имеет минимальный объем, а двухфазная зона твердожидкого состояния минимальную протяженность, что позволяет избежать формирования кристаллизационных дефектов. Этот принцип положен в основу схемы укрупнения слитка из суперсплавов. В центре токоподводящего кристаллизатора устанавливается бездефектный слиток максимального развеса, ось которого совпадает с осью кристаллизатора, и на него производится электрошлаковая наплавка по двухконтурной схеме переплава расходуемого электрода из того же сплава. При этом внутренний диаметр формирующей секции токоподводящего кристаллизатора соответствует требуемому диаметру слитка для ковки заготовки ротора, (рис. 2).

Периферийный характер тепловыделения при плавке в токоподводящем кристаллизаторе идеально подходит не только для хорошего формирования поверхности слитков, выплавляемых при малых линейных скоростях плавки, но и для приплавления слитка из одного материала к слитку из другого материала. Уже давно известна технология получения композитных слитков путем электрошлакового переплава в кристаллизаторе составного по высоте расходуемого электрода из разнородных материалов. В результате перемешивания металлической ванны одного состава с поступающим металлом другого состава в композитном слитке образуется переходная зона, химический состав которой изменяется по экспоненциальной зависимости [5]. Протяженность этой зоны прямо пропорциональна объему металлической ванны. При ЭШП составного по высоте расходуемого электрода по классической схеме эта зона имеет довольно большую протяженность. Так, при диаметре кристаллизатора 350 мм и глубине металлической ванны 150 мм переходная зона составляет не менее 450... 500 мм. Кроме того, экспоненциальный характер изменения состава металла часто приводит к образованию в этой зоне неблагоприятных структур, резко отличающихся по своим свойствам как от одного, так и от другого переплавляемого металла. Например, при сплавлении нержавеющей аустенитной стали с углеродистой или низколегированной неизбежно образование мартенситных структур с повышенной твердостью и хрупкостью.

В отличие от классической схемы ЭШП отсутствие жесткой зависимости между температурным режимом плавки и скоростью плавления расходуемого электрода при ЭШП ДС с попеременной подачей расходуемого электрода существенно изменяет картину выплавки композитных слитков. Здесь имеется возможность практически полной кристаллизации слитка одного состава без изменения температурного режима шлаковой ванны и последующего переплава электрода другого состава. В этом случае протяженность переходной зоны резко сокращается и появляется возможность избелсать образования нежелательных структур.

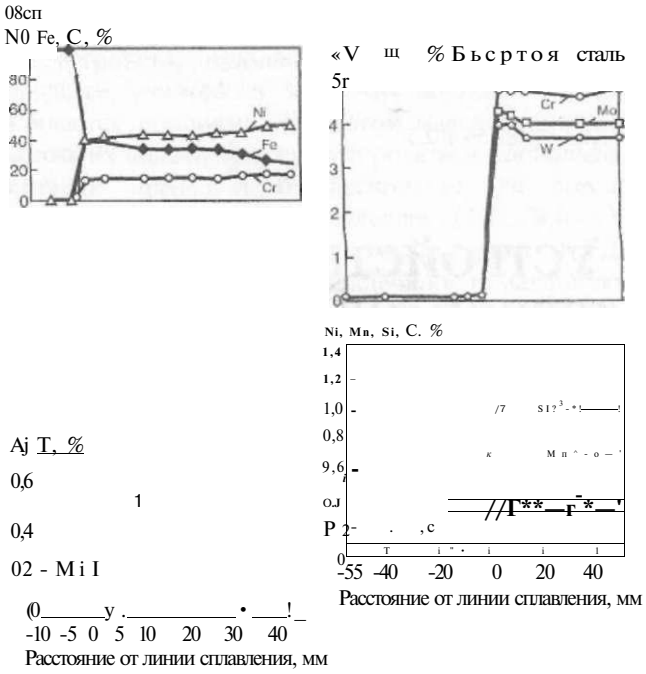


Рис. 4. Распределение основных химических элементов вблизи линии сплавления композитных заготовок, полученных электрошлаковым переплавом по двухконтурной схеме

Для получения таких композитных заготовок выплавляли но новой технологии композитные двухслойные и трехслойные слитки диаметром 350 мм из следующих пар материалов различного класса: 08сп + 170Х5НМ5В7Ф5; 38ХН3МФА + + 15Х11МФ + 38ХН3МФА; 38ХН3МФА + + 12Х18Н10 + 38ХН3МФА; 38ХН3МФА + IN7.18. Как видно из представленных макроструктур (рис. 3), протяженность переходной зоны весьма незначительна и не превышает 10... 20 мм.

На рис. 4 приведены данные об изменении химического состава при переходе от одного материала к другому. Твердость металла переходной зоны такн<е плавно изменяется от одного металла к другому без экстремальных значений.

Таким образом, применение электрошлакового переплава по двухконтурной схеме позволяет решить некоторые металлургические проблемы в области современного турбостроения.

1. *Thamboo S. V., YangL., SchwantR. C.* Large forging of alloy 706 and alloy 718 for land based gas turbines // 14th International Forgemasters Meeting, Wiesbaden, Germany, 3–8 September 2000.
2. *Superallay* 706 forgmgs for land based turbines // I. Slubata, T. Takahashi, J. Taira, T. Kure. — Ibid.
3. *Исследование* влияния параметров двухконтурной схемы ЭШП на размеры и форму металлической ванны. / Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко, А. В. Чернец и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 4. —
4. *Ксендзык Г. В.* Остаточные напряжения в цилиндрических деталях после дуговой и электрошлаковой наплавки // Автомат, сварка. — 1968. — № 10. — С. 35-38.
5. *Оценка* величины переходного слоя в многослойных биметаллических слитках ЭШП / В. Ф. Демченко, Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко и др. // Спец. электрометаллургия. — 1975. — Вып. 27. — С. 12-17.

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

Поступила 06.03.2002

УДК 669.187.56.002.5

УСТРОЙСТВА ДЛЯ РАЗЛИВКИ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА. ТРЕБОВАНИЯ К ТАКИМ УСТРОЙСТВАМ ДЛЯ ЭШТ ЖМ

К. А. Цыкуленко

Рассмотрены: имеющиеся в металлургии устройства для разливки жидкого металла. Проанализирована возможность применения таких устройств в электропплаковыгх процессах, использующих жидкий присадочныгй металл. Показано, что портативных устройств, позволяющих производить заливку жидкого металла с требуемой скоростью, ни в боль¬шой металлургии, ни в литейном производстве пока нет. Требуется разработать такое устройство для ЭШТ ЖМ. Сформулированы некоторые основные требования к устройствам для разливки жидкого металла.

Devices available in metallurgy for casting molten metal are considered. The possibility of employing such devices in electroslag processes that use molten filler metal is analysed. It is shown that so far no portable devices that enable casting of metal at the required speed are available in large-scale metallurgy or casting production. The challenge is to develop such a device for MM EST. Some top requirements to molten metal casting devices are given.

Ключе вые слова: электрошлаковая технология; жидкий присадочный, металл; устройства для разливки металла

В последнее время интенсивно развиваются элект¬рошлаковые технологии с использованием жидкого присадочного металла (ЭШТ ЖМ). Это и наплавка валков или других объектов [11, и выплавка круп-нотоннажных слитков из специальных сплавов [2], и электрошлаковая полунепрерывная и непрерыв¬ная разливка металла. Развитие этих технологий обусловлено теми преимуществами, которые при¬вносит использование уже готового жидкого металла. Это и повышение экономичности электрошлакового процесса вследствие снижения энергозатрат и рас¬ходов на приготовление расходуемых электродов, и, главное, разрыв жесткой функциональной связи между производительностью и температурными параметрами этого процесса. Последнее дает воз¬можность в широких пределах управлять размером и формой металлической ванны и регулировать параметры кристаллизации металла для полу¬чения, например, мелкозернистой структуры в инструментальных сталях или структуры без де¬фектов пятнистой ликвации в жаропрочных спла¬вах. Перечисленными преимуществами далеко не исчерпываются возможности, которые открывают¬ся благодаря использованию ясидкого металла. По¬являются все новые перспективы применения этого процесса, в частности при сварке.

Вместе с тем развитие указанного процесса сдерживается необходимостью дозирования и сравнительно длительного поддержания при заданной температуре жидкого присадочного металла. Известна установка «Калидус» фирмы ASEA (Швеция), которая состоит из двух частей: стационарного индуктора и переносного тигля-ковша [3]. Если на тигель-ковш установить крышку, то в нем можно проводить вакуумирование расплава. Использование таких установок, осо¬бенно при эксплуатации нескольких тиглей-ков¬шей, позволяет поддерживать расплав при заданной температуре и производить его порцион¬ную разливку, однако скорость разливки весьма высока. Действительно, в большой металлургии разливка жидкого металла в слитки осуществляется обычно со скоростями 500... 1400 кг/мин. Время заливки слитка массой, например, 300 кг соста¬вляет всего 25...40 с, а слитка массой 6,7 т — 4,5... 7,0 мин 14]. Разливка стали в кристаллизаторы машин НЛЗ производится обычно со скоростью 1100... 1300 кг/мин и более из ковшей с разливоч¬ными стаканами, имеющими выпускное отверстие диаметром от 20 до 50 мм. Разливку же жидкой стали в элсктрошлаковых технологиях необходимо осуществлять со скоростью 2... 10 кг/мин, т. с. на два порядка меньше. Непрерывная разливка с такой скоростью должна производиться при диаметре выпускного отверстия всего 2...4 мм. Естественно, что выпуск жидкой стали через отверстие такого диаметра невозможен без обогрева разливочного стакана. Кроме того, необходимо считаться с охлаждением металла в ковше во время заливки. Известно [51, что с уменьшением объема разливочного ковша скорость охлаждения жидкого металла увеличивается -и составляет примерно 0,5 °С/мин в ковше емкостью 250 т и 1 °С/мип в ковше емкостью 100 т. Учитывая, что количество жидкого металла, требующегося в качестве при-

© К. А. ЦЫКУЛЕНКО, 2002

садочного при электрошлаковых технологиях, существенно меньше, скорость охлаждения жидкого металла в разливочном устройстве будет значительно выше. Вследствие того, что скорость разливки жидкой стали в электрошлаковых технологиях на два порядка меньше, время отливки заготовки, несмотря па существенно меньший ее объем, будет значительно больше, чем при обычной разливке. Следовательно, время электрошлаковой отливки крупнотоннажных заготовок будет исчисляться часами. Поэтому разливочное устройство для использования в электрошлаковых технологиях должно обогреваться.

Из изложенного выше ясно, что разливочные устройства для большой металлургии не могут применяться в электрошлаковых технологиях. Здесь для накопления требуемой порции жидкого металла широко используется процесс электрошлаковой тигельной плавки [6]. Однако устройства, применяемые в этом процессе, пока не обеспечивают необходимых условий разливки, и в первую очередь небольших скоростей, требуемых для процессов ЭШТ ЖМ.

Большего внимания заслуживают устройства, применяемые в литейном производстве. Здесь имеются разливочные ковши с донной разливкой, снабженные нагревателями, а также ковши многократного действия благодаря специальным уплотняющим прокладкам, предотвращающим заклинивание или раскалывание стопора, и специальным, не смачиваемым жидким металлом, огнеупорам, а потому препятствующим зарастанию выпускного отверстия. Другую группу разливочных устройств составляют различного рода манипуляторы для порционной разливки ясидкого металла, представляющие по сути механическую руку-робот различной модификации: легкие с массой порции до 5 кг, средние с массой порции до 10 кг, тяжелые с массой порции до 20 кг и сверхтяжелые с массой порции до 30; 50 и 100 кг. Жидкий металл для разливки должен постоянно присутствовать в установке для расплавления металла. Таким устройством может быть тандем из двух индукционных печей и переключателя: в то время как из одной печи производится разливка, в другой печи плавится следующая порция металла («ABB Industrietechnik») [7]. Индукционная печь также может сама быть заливочным устройством. В этом случае заливка ясидкого металла осуществляется путем наклона печи. При этом, например, в печах фирмы «Индактотерм» (США) специальная система управления позволяет не отключать печь от источника питания при заливке.

Еще одной группой разливочных устройств являются различного типа магнитогидродинамические (МГД) насосы, в которых электрическая энергия преобразуется в тепловую и механическую и используется для технологических целей: плавки или нагрева металла, его рафинирования, заливки и дозирования литейных сплавов [8]. Особенность магнитогидродипамических установок, как и других устройств, применяемых в литейном производстве, состоит в том, что жидкий металл заливается порциями. При этом масса порций и частота их подачи могут регулироваться в довольно широких пределах: от нескольких до сотен килограммов. Довольно большая (1,6...9,0 т) полезная масса загрузки существующих МГД установок и возможность поддерживать заданную температуру расплава в течение многих часов делают эти устройства весьма привлекательными для использования их в элсктрошлаковых тех¬нологиях с применением жидкого присадочного металла. Именно такое устройство применяется в установке электрошлаковой наплавки прокатных валков в АО «Новокраматорский машиностроительный завод» 19].

Подача жидкого металла порциями в определенной степени ограничивает технологические возможности электрошлакового процесса. Основ¬ной проблемой при непрерывной подаче ясидкого присадочного металла является его разливка через отверстие малого диаметра. При этом валено, чтобы температура заливаемого металла была в течение длительного времени постоянной. Для этого необходимо осуществлять подогрев металла в разливочном устройстве. Наиболее просто это сделать с помощью электрошлакового обогрева. Имеются уже промышленные образцы разливочных устройств (тандиши) с электрошлаковым обогревом. В частности, с 1991 г. такой тандиш емкостью 9 т работает в Швеции на фирме «Soderfors Powder AB» при изготовлении порошков методом атомизации струи ясидкого металла (производительность 1,5... 2,0 т/ч). Такое устройство способно поддерясивать температуру ясидкого металла постоянной в течение 4,5... 6,0 ч. Необходимо отметить, что чем меньше скорость разливки металла и больше емкость таидиша, тем выше мощность, необходимая для поддерясания постоянной температуры разливки [10]. Использование таких тапдишей целесообразно при непрерывной электрошлаковой разливке, а также при изготовлении электрошлаковых крупнотоннажных слитков [11].

При небольших скоростях разливки, когда диаметр выпускного отверстия не превышает 5 мм, одного обогрева разливочного устройства недостаточно. Для предотвращения зарастания этого отверстия необходим дополнительный обогрев места выпуска металла. Подобное устройство спроектировано и изготовлено компанией «General Electric* и используется для получения порошков суперсплавов. Устройство предстаавляет собой 1000-килограммовую печь ЭШП с донным выпуском жидкого металла в спрсериое устройство через металлическую разрезную водоохлаяедасмую летку, помещенную в индуктор [12]. Регулируя мощность индукционного на-

грева, можно управлять поступлением жидкого металла в атомизатор.

Проведенный анализ позволяет заключить, что портативных устройств, позволяющих производить заливку жидкого металла с требуемой скоростью, ни в большой металлургии, ни в литейном производстве пока нет. Для разливки жидкого металла в процессах ЭШТ ЖМ требуется разработать такое устройство. Некоторые основные требования к этим устройствам можно сформулировать следующим образом:

1. Для поддержания необходимой температуры заливаемого металла на протяжении всего процесса заливки разливочное устройство должно обогреваться.

2. Устройство должно обеспечивать скорость разливки в пределах 2... 10 кг/мин, для чего необходим дополпительный обогрев вый lycKitoro отверстия.

3. В случае необходимости порционной подачи ясидкого металла, а также для предотвращения аварийных ситуаций в разливочном устройстве должен быть предусмотрен стопор.

Применение указанных устройств в процессах ЭШТ ЖМ позволит осуществлять подачу жидкого металла в кристаллизатор с требуемыми температурой и скоростью.

1. *Электрошлаковые* процессы без расходуемых электродов / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, Л. Б. Медовар и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 2. - С. 12-16.
2. *К вопросу* об электрошлаковой выплавке крупнотоннажных заготовок из высоколегированных сталей и сплавов / Б. И. Медовар, Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко и др. // Там же. - 1999. - № 2. - С. 26-30.
3. *Специальные* способы литья: Справочник / В. А. Ефимов, Г. А. Анисович, В. Н. Бабич и др. — М.: Машиностроение, 1991. — 736 с.
4. *Каблуковский А. Ф., Молчанов О. Е., Каблуковская М. А* Краткий справочник электросталевара. — М.: Металлургия, 1994. - 352 с.
5. *Ефимов В. А.* Разливка и кристаллизация стали. — М.: Металлургия, 1976. — 552 с.
6. *Электрошлаковая* тигельная плавка и разливка металла / Б. И. Медовар, В. Л. Шевцов, В. М. Мартын и др. — Киев: Наук, думка, 1988. — 216 с.
7. *Цыкуленко А. К., Саенко В. Я.* Международная выставка «Metal Engineering 96 Events- // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 4. — С. 75-78.
8. *Магнитодинамические* насосы для жидких металлов / В. П. Полищук, М. Р. Цин, Р. К. Горн и др. — Киев: Наук, думка, 1989 - 256 с.
9. *Создание* комплекса ЭШН жидким присадочным металлом рабочих валков горячей прокатки для непрерывных широкополосных станов / В. Б. Шабанов, О. В. Свиридов, Ю. Н. Белобров и др. // Автомат, сварка. — 1999. - № 9. - С. 51-54.
10. *Holzgruber W, HolzgruberH. et.al.* Electroslag heating in tundish or ladle // Steel Times. - 1993. - March. - P. 155.
11. *Holzgruber W, Holzgruber H.* Development trends in electroslag remelting // Proceed, of the Intern. Symp. on Electroslag Remelting Technology and Equipment. — May 15¬17, 2001, Kyiv, Ukraine. - P. 71-77.
12. *Carter W. T.* Bottom pouring from an ESR furnace // Ibid. - P. 63-70.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 20.03.2002

МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА

FOND-EX 2002

22 - 25 октября 2002 года

г. Брно, Чехия

Тематика выставки:

»» Литейные комплексы
>»• Оборудование для планки и литья металлов и сплавов: шахтные печи, электрические печи, оборудование для продувки металла и подготовки шихты, системы управления процессом плавки. огнеупор11 ыс материалы
»«» Оборудование для изготовления форм и стержней, подготовки формовочной смеси
«*• Формовочные материалы
in* Оборудование для специальных видов литья: литье под давлением, литье в кокиль, точные виды литья
«I» Оборудование для конечной обработки отливок
«» Техника управления и регулирования
«» САПР литейной технологии и технологической оснастки
«» Техника измерений и проверки материалов
!«• Вспомогательное оборудование

ПОЛНЫЙ пакет информации о выставке Вы можете получить в Киевском представительстве "Мессе Дюссельдорф ГмбХ", Киевском бюро Брненскихвыставок иярмарок/BW(Чехия):

Украина, 03057, г. Киев, пр-т Победы. 40-Б
Тел.: (044) 456 99 17, 456 99 19, факс: (044) 456 99 21
E-mail: messeukr@carrier.kiev.ua
www.messe-duesseldorf.de, www.bw.cz

УДК 669.187.56.002.2

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПРОЦЕССА ДЛЯ РЕМОНТА ПОДШТАМПОВЫХ ПЛИТ КОВОЧНЫХ МОЛОТОВ

СВ. Скрипник, Д. Ф. Чернега

Описано применение электрошлакового процесса для ремонта подштамповых плит (штамподержателей). Технология предусматривает ремонт толстых плит из трудносвариваемых конструкционных сталей методом электрошлакового заплавления полости и электрошлаковой подпитки с применением стружки. Электрошлаковый процесс включает заплавление металлом нижнего и верхнего технологических карманов.

Application of the electroslag process for repair of die blocks (die holders) is described. The technology provides for repair of thick plates of hard-to-weld structural steels by the method of electroslag filling and electroslag hot topping using chips. The electroslag process comprises metal filling of the technological lower and upper pockets.

Ключевые слова: электрошлаковый процесс; конструкционная сталь; подштамповая плита; заплавление полости; флюс;расходуемый электрод

В последние годы появились одноколонные электрошлаковые печи с двумя приводными тележками, перемещающимися по колонне, на одной из которых устанавливают блок нерасходуемых электродов, а на другой — один или несколько расходуемых электродов [1 |. Такие печи позволяют шире использовать электрошлаковые технологии в различных комбинациях.

В настоящей статье описана возможность применения такой печи для восстановления подштамповой плиты ковочного молота. При механической обработке 9-тонной заготовки подштамповой плиты из конструкционной стали 34ХН3М в ней была обнаружена трещина. Поскольку стоимость таких плит довольно высокая, было принято решение о ее ремонте. Предполагалось произвести выборку трещины фрезеровкой (рис. 1) и заплавить образовавшуюся полость однородным с плитой материалом. Расположение трещины в плите, ее длину и глубину залегания определили при помощи ультразвукового метода прибором УД2-12 (ГОСТ 23049-84).

Сталь марки 34ХН3М считается трудносвариваемой, склонной к образованию холодных и горячих трещин. Известно, что одна из причин возникновения холодных трещин связана с закаливаемостью стали. Поскольку закаливаемость возрастает с повышением степени легирования, склонность к образованию холодных трещин ориентировочно оценивают показателем эквивалента углерода $C^{экв}$. [2, 3|. По формуле, рекомендованной Международным институтом сварки,

$$Сэкв - C + Mn/6 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 + + (Ni + Cu)/15.$$

Для данной стали $C^{экв}$ = 0,8-1,0. Этот показатель более чем в два раза превышает аналогичный показатель стали, не склонной к образованию холодных трещин ($C^{экв}$ < 0,4).

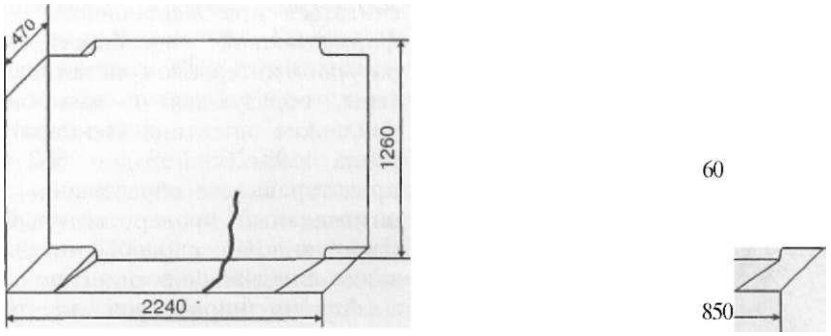


Рис. 1. Схема подштамповой плиты: *а* — участок с трещиной; *б* — полость на месте трещины после фрезеровки

© С. В. СКРИПНИК, Д. Ф. ЧЕРНЕГА, 2002

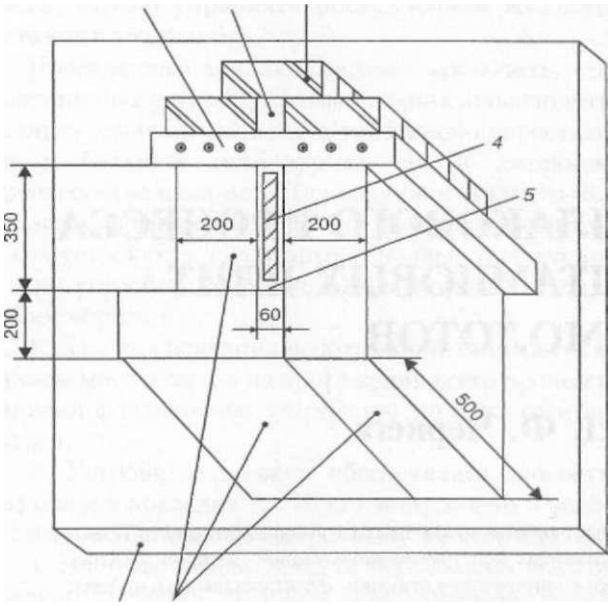


Рис. 2. Схема сварной плиты-модели с полостью для заплавки: / — водоохлаждаемая панель; *2* — канал для заливки шлака сифонным способом; *3* — магаезитовыгй кирпич; *4* — расходуемый электрод; 5 — полость; *6* — элементы сварной плиты; 7 — поддон

Сопротивление стали образованию горячих трещин при сварке можно определить по показателю К. Итамуры [4]:

$$HCS' \quad \frac{C\,[S + P + Si/25 + Ni/100]}{[3Mn + Cr + Mo + V]} \quad (Г$$

Для данной стали *HCS'* = 10,3 - 13,5. Этот показатель также более чем в два раза превышает показатель, рекомендованный даже для низколеги¬рованных сталей. Когда горячие трещины в сварных соединениях не образуются, *HCS'* < 4. Таким образом, после подсчета соответствующих коэффициентов можно определенно сказать об опасности возникновения в данной стали холодных и горячих трещин. К этому следует добавить, что восстанавливаемая конструкция отличалась большой жесткостью и толщиной. В связи с этим

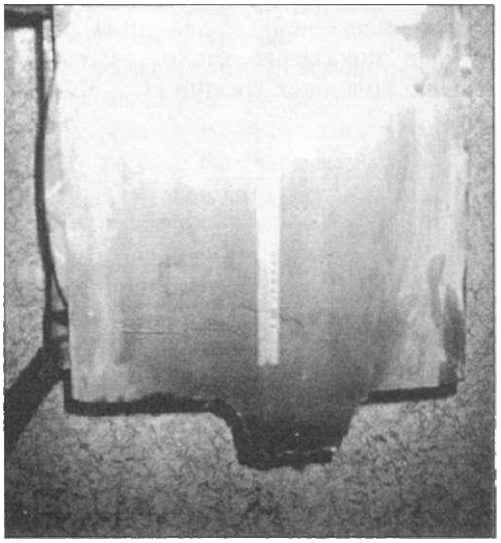


Рис. 3. Фрагмент макрошлифа из плит^1-модели

был принят комплекс мер технологического и термического характера, направленный на получение качественного металла шва.

Для отработки техники и технологии электро¬шлакового заплавления подштам повой плиты провели пробное заплавление модели плиты (рис. 2). Модель состояла из трех сваренных между собой плит толщиной 200 мм из стали 34ХН3М, к которым присоединили четвертую — медную водоохлаждаемую панель. При этом образовалась полость с горизонтальным сечением 350Х60 мм, высотой 500 мм.

Пробное заплавление модели производили на модернизированной установке У-560 под слоем флюса системы СаБг-АЬОз-СаО (стандартный флюс АНФ-6). Переплавляли расходуемый электрод сечением 300Х40мм из стали 34ХН3М, собранный и сваренный из отдельных пластин размером 300Х200Х40 мм.

После заплавления из средней части модели вырезали вертикальный темплст. Исследование протравленного макрошлифа выявило надежное сплавление основного металла с металлом шва (рис. 3). Провар основного металла в нижней части шва составил 5, а в верхней — 25 мм. Высота нижнего технологического кармана, равная 65 мм, оказалась достаточной, чтобы в основной части металла шва не было шлаковых макровключений и других дефектов, подобных дефектам донной части слитков ЭШП [5]. В то *же* время тепловложение в шов оказалось недостаточным для автоподогрева всего изделия. Поэтому в результате структурных превращений, сопровождавшихся объемными изменениями, в процессе охлаждения в шве образовалась трещина.

Известно, что одним из негативных факторов, влияющих на образование трещин при сварке, является высокое содержание серы в металле открытой выплавки (до 0,020 %) в отличие от низкого се содержания в металле шва (0,005... 0,008 %). Воздействие термического цик¬ла заплавления может сопровождаться об¬разованием слоистых (лямелярных) трещин в период остывания (при температуре ниже 200 °С) сварного соединения толстостенного металла. Сопротивление образованию слоистых трещин резко снилсается с увеличением объемной доли сульфидных строчечных включений выше 0,5 % [4]. Другой негативный фактор, с которым приходится считаться при заплавлении, — зависимость де¬формационной способности металла в темпе¬ратурном интервале кристаллизации от содержания серы, образующей с железом и никелем лег¬коплавкие эвтектики (температура плавления FeS равна 1193 °С, FeS2 — 682 °С). Поэтому для предотвращения образования трещин необходим оптимальный провар, который обеспечит мини¬мальную долю основного металла в металлической ванне и надежное соединение с металлом шва.

Анализ параметров электрического режима пробного заплавления (/ = 6000 А, *U* = 45 В, х = = 40 мин), а также предварительный расчет удельного тепловложения при заплавлении

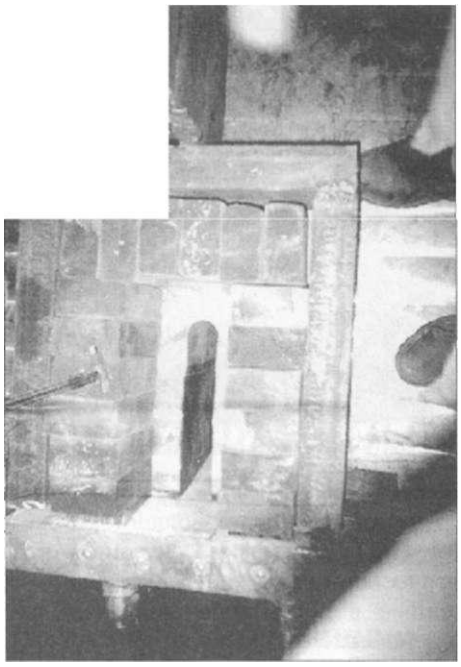


Рис. 4. Вид на верхний технологический карман

подштамповой плиты показали, что ее нагрев не будет существенным. Учитывая это, произвели предварительный подогрев плиты до температуры 450 °С.

Довольно высокая температура нагретой плиты обусловила необходимость максимального сокращения подготовительных работ к заплавлению. Для этого нижний технологический карман с сифонным каналом для заливки шлака изготовили как отдельный механический узел. Карман представляет собой сварную из швеллера конструкцию, футерованную с внутренней стороны магнезитовым кирпичом. Швеллер установили полостью кверху так, что по периферии конструкции образовался замкнутый канал. В канал засыпали горкой магнезитовый порошок. При установке подштамповой плиты на эту конструкцию автоматически устранялся зазор между плитой и пилшим карманом. Верхний технологический карман (рис. 4) предусмотрен с уширенной плавильной зоной с учетом неизбежного проплавления вертикальных стенок полости. Он также изготовлен в виде отдельного футерованного узла с возможностью быстрой установки на плиту и соединения с медной водоохлаждаемой панелью быстросъемными крепежными элементами. Кроме того, в процесс подготовки входили сбор и галтовка металлической стружки, образовавшейся в результате механической обработки плиты.

После окончания подготовительных работ произвели заплавление подштамповой плиты на установке ЭТПБ-2,5 расходуемым электродом из стали 34ХН3М сечением 300Х40 мм. Жидкий флюс заливали в плавильную зону сифонным способом (рис. 5). Во время заплавления контролировали производительность и электрические параметры. По ходу процесса в плавильную зону с помощью электромагнитного дозатора вводили стружку из стали 34ХН3М с целью получения металла шва с

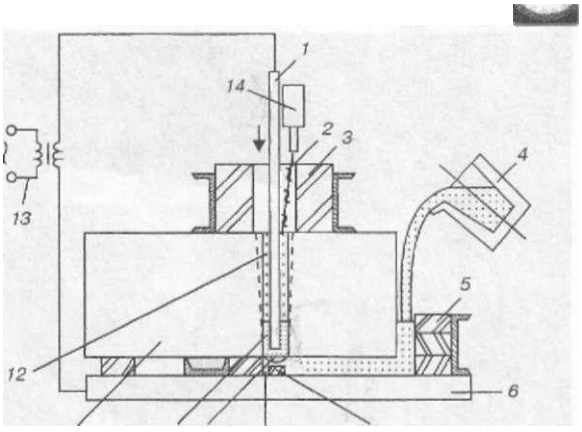


Рис. 5. Схема электрошлакового заплавления полости плиты: / — расходуемый электрод; *2* — стружка; *3* — верхний технологический карман (футерованная надставка); *4* — тигель со шлаком; 5 — канал для сифонной заливки шлака; *6* — водоохлаждаемый поддон; 7 — затравка; *8* — нижний технологический карман; 9 — металлическая ванна; *10* — шлаковая ванна; *11* — подштамповая плита; *12* — заплавляемый проем (условно показан с проваром); *13* — трансформатор; *14* — электромагнитный дозатор

дезориентированной измельченной структурой, что обеспечивало его высокое сопротивление образованию трещин [6-8]. Стружку вводили в количестве 15 % массы переплавляемого электрода. Этот процент увеличивали до 20 при наплавлепии прибыльной части шва. На последнем этапе заплавления плиты проводили электрошлаковую подпитку прибыльной части шва (рис. 6). Для этого в плавильную зону взамен расходуемого электрода вводили два нерасходуемых в виде графитовых пластин. Подпитку осуществляли в течение 12 мин. Параметры процесса: / = 3...4 кА, *U* = 40 В. Окончание затвердевания металла прибыльной части шва определяли с помощью металлического щупа. Подпитку проводили с целью устранить усадочные дефекты, которые могут привести к образованию трещины в металле шва.

В процессе заплавления уменьшается глубина шлаковой ванны из-за проплавления кромок заплавляемой полости и, следовательно, увеличивается площадь плавильной зоны. Для восстановления оптимальной глубины шлаковой ванны в нее небольшими порциями подавали твердый флюс.

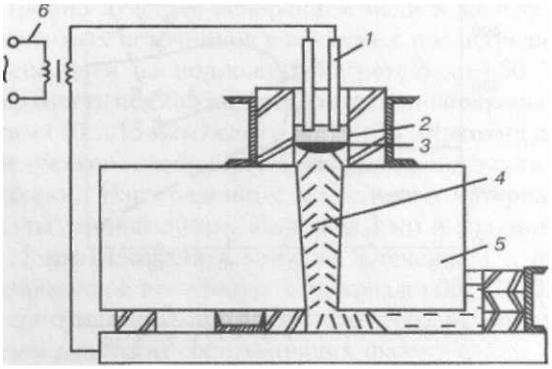


Рис. 6. Схема электрошлаковой подпитки прибыльной части шва: / — нерасходуемый электрод; *2* — шлаковая ванна; *3* — металлическая ванна; *4* — шов; 5 — подштамповая плита; *6* — трансформатор

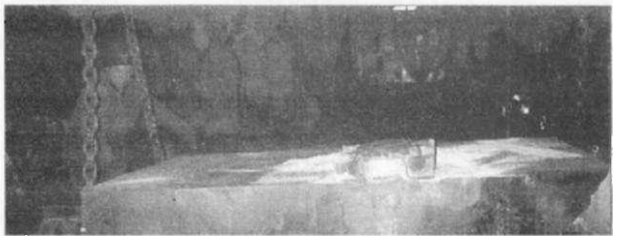




Рис. 7. Ви;

ювои плиты после заплавления

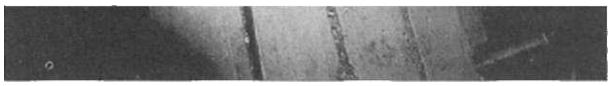


Рис. 9. Отремонтированная подштамповая плита

На протяжении всего процесса контролировали температуру вблизи шва пирометром. После окончания заплавления (рис. 7), снятия водоохлалсдаемой панели и футерованной надставки измеряли температуру самого шва. Результаты замера температуры металла на различных участках плиты наносили на диаграмму превращения аустеиита в стали 34ХНЗМ при непрерывном охлаждении |9|. Анализ этих данных показывает, что предварительный подогрев плиты позволил за счет аккумулированной теплоты избежать ее охлаждения ниже точки начала превращения аустенита в мартенсит и сместить фазовое превращение в область структуры бейнитного типа (рис. 8) 1101. В результате удалось свести к минимуму объемные изменения, сопровождающие процесс распада аустеиита в металле шва и превращения его в мартенсит, и тем самым избежать образования трещин в металле шва и околошовной зоне.

Термическая обработка плиты заключалась в её отжиге при -температуре 860 °С и последующем медленном охлаждении вместе с печью. Такая обработка обеспечила полную перекристаллизацию стали, устранила внутренние напряжения после заплавления полости плиты, а также подготовила структуру металла к последующей технологической операции — обработке резанием приливов технологических карманов. Как показали замеры, выполненные в шве пробы-свидетеля из макета плиты, твердость металла составляла 37... 38 *HRC*.

Отжиг явился окончательной термической обработкой, так как после него металл плиты приобрел удовлетворительные с точки зрения эксплуатации механические свойства. Дальнейшего улучшения с помощью закалки и отпуска не требовалось.

Контроль качества плиты, выполненный средствами ультразвуковой дефектоскопии после термической и механической обработки, показал, что плита может быть сдана в эксплуатацию (рис. 9).

Заплавление плиты позволило в сжатые сроки вернуть в строй действующих дорогостоящий высокопроизводительный ковочный молот модели МА 9152 с массой подвижных частей 16 т.

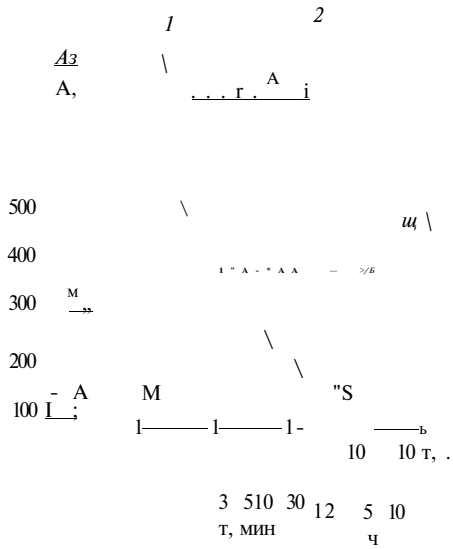


Рис. 8. Диаграмма превращения аустенита при непрерывном охлаждении стали 34ХНЗМ и кривые охлаждения подштамповой плиты: / — изменение температуры в околошовной зоне; *2* — изменение температуры в шве

Электрошлаковая ттиельнаябифилярная печь ЭТПБ-2,5 с расходуемым электродом и блоком нерасходуемых электродов /В . И. Захарченко, С. В. Скрипник ДГ ФйрЯХсрнна идр. / / Птюбл. спец. электрометаллургии. ^Сш*

Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 19/4. — 768 с.

Электрошлаковая сварка и наплавка / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 511 с.

Лившиц Л. С, Хакимов А. Н. Металловедение сварки и термообработки сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1989. — 336 с.

Латаш Ю, В., Медовар Б. И. Электрошлаковый переплав. — М.: Металлургия, 1970. — 239 с.

Новый способ укрупнения слитков и поковок на основе электрошлакового процесса / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар Д. А. Дудко и др. // Электрошлаковый переплав. — Киев: Наук, думка, '1973. — С. 234-243.

Новый способ сварки заготовок сверхкрупных сечений: электрошлаковая сварка неподвижными электродами с добавкой кусковых материалов (ЭШС КПМ) / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. П. Андреев и др. // Проблемы электрошлаковой технологии. — Киев: Наук, думка, 1978. - С. 41-47.

8 *Цыкуленко А. К., Жук Н. В., Скрипник В. П.* Исследование влияния кусковых присадочных материалов на структуру и свойства электрошлакового металла // Электрошлаковая технология / Под ред. Б. Е. Патона и др. - Киев: Наук, думка, 1983. - С. 167-171.

9. *Попова Л. Е., Попов А. А.* Диаграммы превращения аустенита в сталях и бетта-растворе в сплавах титана: Справочник. — М.: Металлургия, Г991. — 839 с.

10 *Гуляев А. П.* Металловедение. — М.: Металлургия,

НПФ «Титан», Киев

НТУУ «Киевский политехнический институт»

Поступила 04.12.2001

УДК 669. 017, 12:539.4.015

МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ ПРЕДЕЛ УПРУГОСТИ ДВУХФАЗНОГО МАТЕРИАЛА Cu-68 % Fe, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ИСПАРЕНИЕМ В ВАКУУМЕ

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

Исследована зависимость микроскопического предела упругости двухфазного конденсата Cu-Fe, содержащего 68%об. Fe, от температуры отжига. Экспериментально показано, что микроскопический предел упругости снижается более чем в два раза в результате отжига при фиксированных температурах в интервале 600...650 °С.

Dependence of microscopic limit of elasticity of two-phase CuDFe condensate with 68vol.%Fe on annealing temperature was studied. It was experimentally established that the microscopic limit of elasticity decreases more than twice as a result of annealing at fixed temperatures in the temperature range of 600-650 °C.

Ключевые слова; электронно-лучевое испарение; двухфазные конденсированные материалы; микроскопиче Ск яе йтся предел упругости; отжиг

Механические свойства двухфазных материалов сложным образом зависят от формы, размеров и относительного количества фаз, а также межфаз¬ного взаимодействия на границе раздела между и. В работе [11 показано, что существуют опре-.. генные сочетания размерно-структурных пара¬метров, при которых механические свойства дос¬тигают наиболее высоких значений. В частности, предел прочности $\sigma_в$, предел текучести $\sigma_{0,2}$ кон-денсированных материалов Cu-Fe, Cu-Mo, Cu-Cr возрастают с увеличением содержания более проч¬ной фазы (Fe, Mo, Cr), достигая максимума в интервале содержания этой фазы 60...70 % об. В этой области концентраций выполняется струк¬турное условие

$$Д = X,$$

. А — среднее свободное расстояние между частицами; X — среднее расстояние между ближайшими частицами.

Абсолютные значения механических свойств в области максимума при выбранных условиях зависят от природы и дисперсности фаз, строения .межфазной границы частица-матрица.

В настоящее время для получения двухфазных материалов с заданной структурой успешно приме-няется электронно-лучевое испарение и конден¬сация в вакууме L2|.

Для решения вопроса о физической природе уп¬рочнения материала матрицы частицами второй фазы весьма важным является исследование меха¬нических свойств на микроскопическом уровне, поскольку па ста/щи микропластической дефор¬мации формируется специфическая субструктура материала, определяющая его поведение при пос¬ледующем механическом нагружении.

С этой целью в данной работе провели экс¬периментальное исследование микроскопического предела упругости $т^5$ образцов, изготовленных из двухфазного материала Cu-Fe, содержащего 68 % об. Fe. Материал в форме листа получали электронно-лучевым испарением меди и железа из независимых источников в вакууме с последующей конденсацией на подложку, нагретую до 600 "С. Поверхность подложки предварительно покрывали тонким (10... 15 мкм) слоем диоксида циркония для последующего свободного отделения конденсата от подложки. Изготовленные из данного материала образцы длиной 30 мм, шириной 3 мм и толщиной 0,8... 1 мм отжигали в вакууме в течение 1 ч при фиксированной температуре в интервале 600... 1050 °С для достижения равновесной структуры с опреде¬ленным размером составляющих фаз.

По результатам металлографических исследо¬ваний частицы железа в конденсате Cu-Fe имеют

S Т. Т. МОГИЛЬНИКОВА. Л. М. НЕРОДЕНКО, Б. А. МОВЧАН, 2002

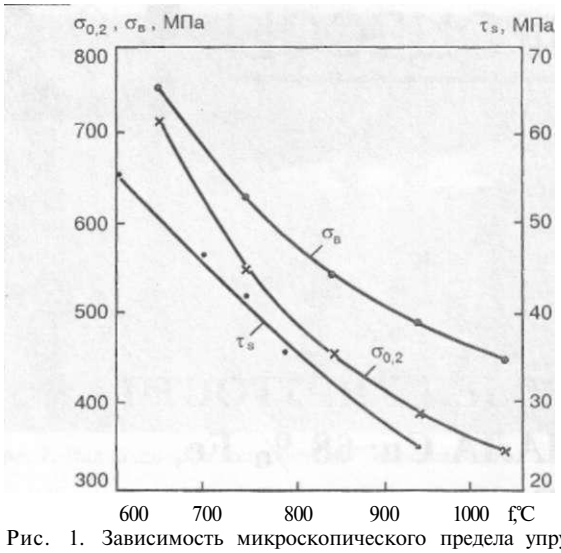


Рис. 1. Зависимость микроскопического предела упругости, пределов прочности и текучести от температуры отжига двухфазного конденсата Cu-Fe

форму столбчатых кристаллитов, вытянутых в направлении, перпендикулярном поверхности подложки. Размер частиц железа определяли на микроструктурах, полученных в плоскости, параллельной поверхности подложки, методом линейного анализа. На снимок с изображением структуры наносили сетку секущих в нескольких направлениях и оценивали размер частиц в точках пересечения прямых с изображением частицы (количество измерений доводили до 500).

Для нахождения микроскопического предела упругости использовали метод затухающих крутильных колебаний. x^s определяли по минимальному напряжению сдвига, начиная с которого наблюдалось возрастание внутреннего трения при одновременном воздействии на образец дополнительного монотонно нарастающего напряжения в пределах макроупругости касательного напряжения [3]. Относительный сдвиг составлял 1,1 Г.. 4-10 . Скорость нагружения изменялась в пределах от 2 до 2,26 МПа. Частота колебания — 1,1... 1,48 кол/с.

На рис. 1 представлены результаты измерений x^s в зависимости от температуры отжига..Для сравнения здесь приведены аналогичные зависимости

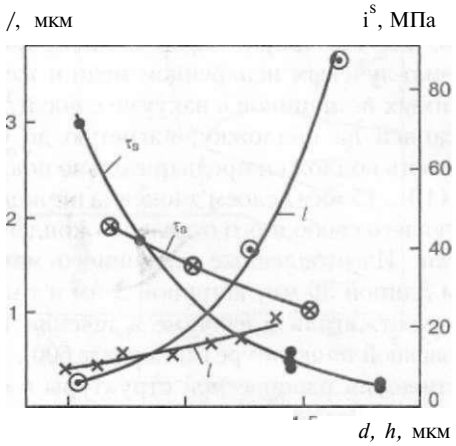


Рис. 2. Зависимость микроскопического предела упругости и длины дислокационного источника от размера частиц упрочняющей фазы и толщины слоя соответственно для двухфазного Cu-Fe(®, X) и микрослойного Cu/Fe (# , ©) материалов

для предела прочности и предела текучести [41. Указанные характеристики определяли путем растяжения плоских образцов с рабочей частью размером ЗХЮХ1 мм со скоростью 1,7 -10 с .

Видно, что по мере повышения температуры отжига происходит резкое снижение величины x^s от 54 до 25,3 МПа, т. с. более чем в два раза, что хорошо согласуется с изменением макромеханических свойств — $o^в$ и о"о,2 также уменьшаются почти в два раза.

Характер зависимости пределов прочности, текучести и микроскопического предела упругости от температуры обусловлен изменениями в дисперсности фаз, происходящими в процессе отжига. Металлографические исследования показали, что при повышении температуры отжига от 600 до 1050 °С размер частиц *d* железа увеличивается от 0,5 до 1,7 мкм. Зависимость x^s от величины *d* представлена па рис. 2. Для-сравнения на этом же рисунке показана зависимость x^s микрослойных равнотолщинных конденсатов Cu/Fe с объемной долей железа и меди 50 % от толщины *h* микрослоев по данным предыдущих исследований

В обоих материалах в интервале толщин слоев или размеров частиц железа 0,5... 1,5 мкм диспергирование приводит к упрочнению материала. В микрослойных материалах эта зависимость выражена более резко (кривые' / и *2* на рис. 2).

По значению ^{A}оценивали длину источника, способного генерировать дислокации:

$$Gb$$

где *G* и *Ъ* — модуль сдвига железа и вектор Бюргерса соответственно.

В качестве модуля сдвига в двухфазной системе Cu-Fe, как и ранее в микрослойной Cu/Fe, был выбран модуль сдвига железа, так как оно является «несущим» элементом структуры, контролирующим микропластические процессы. Зависимости / от размеров структурных элементов *(d* или *h)* также приведены па рис. 2.

Полученные результаты можно качественно объяснить следующим образом. Определяющую роль в микропластической деформации как микрослойных Cu/Fe, так и двухфазных Cu~Fe материалов играет межфазная поверхность Cu/Fe, создающая поле дальнодействующих внутренних напряжений, подобное, по-видимому, границам ячеек [6| или субзерен [7]. Уровни этих микронапряжений и соответствующее упрочнение (повышение x^s) зависят от расстояний между границами, т. е. от размеров *d* или *h*.

В микрослойном материале упрочнение диспергированием элементов структуры в интервале толщин слоев 0,5... 1,5 мкм обусловлено тем, что границы раздела между разнородными слоями ограничивают размер зерен, затрудняют работу дислокационных источников, являясь, таким обра-

эффективными барьерами для движения' лнслокаций и прохождения их в соседние слои |$|.

Наблюдаемое более эффективное упрочнение микрослойного материала по сравнению с двухфазным материалом при диспергировании элементов структуры согласуется[A] качественно с выводами, сделанными в работе |Jj} о более эффективном уп¬рочнении композиционных материалов непрерыв¬ными структурными элементами по сравнению ct дискретными.

1. *Мовчан Б. А.* Структурныгй_ максимум прочности двух-фазных неорганических материалов дисперсного типа // Докл. АН УССР. Сер. А. Физико -математические и тех¬нические науки. — 1987. — № 7. — С. 79-81.
2. *Мовчан Б. А.* Получение новых неорганических материалов путем конденсации паровой фазы в вакууме // Вестник АН СССР. - 1985. - №> 7. - С. 21-29.
3. *Гарбер Р. И., Могильникова Т. Т.* К вопросу об опреде¬лении предела упругости реальных твердых тел // Физика металлов и металловедение. — 1962. — 13, № 2. — С. 314-315.
4. *Мовчан Б. А.* Размерно-структурные зависимости проч¬ности двухфазных неорганических материалов. — Препринт ИЭС-90-1. - Киев, 1990. - 24 с.
   Мовчан Б. А. Размерно-структурные условия максималь¬ной прочности и пластичности двухфазных неор¬ганических материалов // Физика и химия обработки материалов. - 1989. — № 1. — С. 96-105.
6. *Mughrabi H.* Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals // Acta metall. - 1983. - V. 31. - P. 1367-1379.
7. *Gifeling J. C, Nix W. D.* A numerical study of long-range internal stresses associated with subgraine boundaries // /-Ibid. - 1980. - V. 28. - P. 1743-1752.
   Мовчан Б. А., Могильникова Т. Т., Нероденко Л. М. Ис-!у следование микроскопического предела упругости микро-слойных материалов Fe/Cu // Пробл. спец. электроме¬таллургии. - 1987. - № 1. - С. 37-40.

Национальный научный центр

«Харьковский физико-технический институт»

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

Поступила 18.03.2002

УДК 669.187.526:51.001.57

РАСЧЕТ ТОЛЩИНЫ СЛОЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ ТИТАНОВОЙ И АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЫ НА СТАЛЬНЫЕ ВОЛОКНА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ РАСПЛАВА

Г. В. Жук

Изложены основные параметры и принципы построения математической модели получения волокнистого композиционного материала методом электронно-лучевого диспергирования расплава. В рамках модели проведены расчеты тепловых процессов для титановой и алюминиевой матриц, армированных стальными волокнами. Приве¬дены оптимальные технологические режимы, позволяющие минимизировать толщину образующейся интерме-таллидной прослойки.

The basic parameters and principles of plotting a mathematical model of producing a fibrous composite material by the method of electron beam melt dispersion are set forth. The model is used to calculate the thermal processes for titanium or aluminum matrices reinforced with steel fibres. Optimal technological modes are given which allow minimizing the thickness of the formed intermetallic interlaver.-

Kfifowmw слова: композиционный материал; мстг-рица из легких сплавов; стальные волокна; диспергирование расплава; интерметаллид;диффузия;математическаямодеШ

Введение. Одним из наиболее широких и перс-пективных классов композиционных материалов (КМ) является композиция «металлическая матрица из легких сплавов — упрочняющие волокна». Такие материалы сочетают в себе гшжую плотность сокую сопротивляемость однонаправленным нагрузкам и применяются, в основном, в авиакосмической технике. С точки зрения себес-тоимости композиционных материалов оптималь-ным представляется их применение в качестве уп-рочняющих стальных волокон. Тем не менее, их использование ограничивается технологическими

© Г. В. ЖУК, 2002

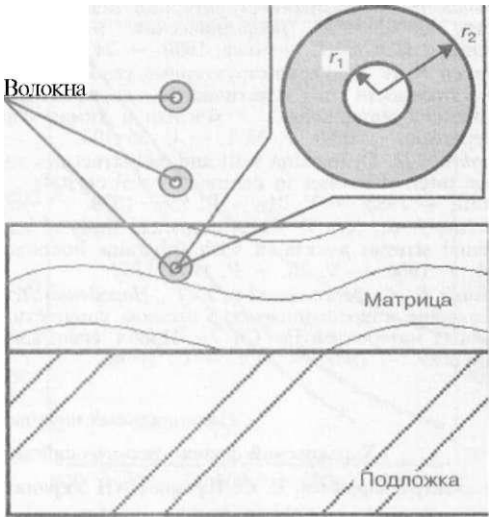


Рис. 1. Схема моделирования процесса получения волокнистого композиционного материала

сложностями, а именно — образованием хрупкого слоя интерметаллидов на границе волокно-матрица в результате длительного взаимодействия волокна с матрицей в жидкой фазе и в условиях высоких температур. При дальнейшей эксплуатации полученного КМ трещины, возникающие в хрупкой прослойке, являются концентраторами напряжений и приводят к преждевременному разрушению конструкции.

Согласно литературным данным [1] для получения соединения с волокном, равнопрочного металлу матрицы, толщина интерметаллидного слоя не должна превышать нескольких микрометров.

Технологическая задача состоит в минимизации толщины слоя интерметаллидов путем уменьшения времени взаимодействия стального волокна с матрицей из легких сплавов (на основе алюминия и титана) при высокой температуре, близкой к температуре плавления материала матрицы. Такие температурные условия формирования КМ может обеспечить электронно-лучевое диспергирование расплава (ЭЛДР) |2| — новый метод, разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона. Преимущество метода состоит в том, что легкий сплав матрицы наносится на конструкцию из стальных волокон послойно в виде потока капель, которые, мгновенно кристаллизуясь, не образуют развитой жидкой ванны на границе с волокном. При этом интерметаллидная прослойка может образовываться только за счет химического взаимодействия волокна с матрицей в твердой фазе в течение времени, необходимого для формирования КМ заданной толщины.

Задача авторов состояла в определении технологических условий получения композиционного материала без развитого слоя интерметаллидов на границе волокно-матрица. С одной стороны, температура в процессе производства КМ должна быть достаточной для удовлетворительного смачивания волокна легким сплавом и формирования плотной (без рыхлостей и иесплавлений) матрицы. С другой стороны, эта температура не должна приводит!) к образованию хрупкого слоя интерметаллидов. Для решения этой оптимизационной задачи исследовали влияние технологических факторов на толщину интерметаллидпой прослойки методами математического моделирования.

Математическая модель. Моделировали процесс нанесения материала матрицы методом ЭЛДР на подложку, над которой на разных уровнях были натянуты упрочняющие волокна (рис. 1). На первом этапе исследовали распределение температуры в системе подложка-матрица без учета влияния волокон. Для этого использовали математическую модель тепловых процессов быстрого затвердевания при литье диспергированного расплава [3|. Задавались следующие параметры: температура предварительного подогрева подложки, скорость нанесения матрицы, мощность обогрева зоны нанесения, толщины подложки и наносимого слоя матрицы. В ре-

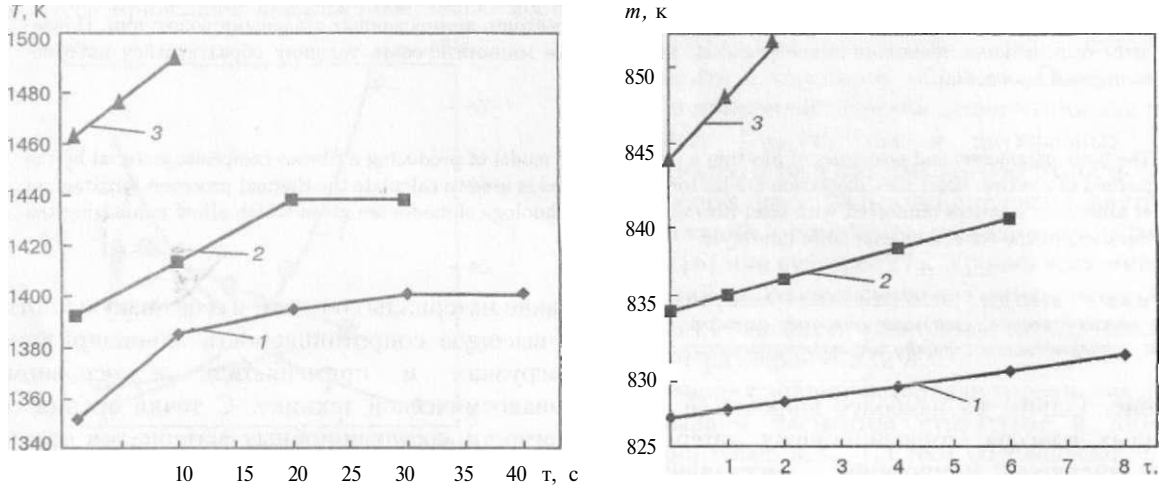


Рис. 2. Температурные циклы стальных волокон в титановой (а) и алюминиевой (б) матрицах при расстоянии волокна от подложки: *1—2* мм; 2 — 4 мм; *3* — 8 мм

зультате расчетов были получены поля температур $T(x,$ т) в системе подложка—матрица в зависимости от расстояния х до поверхности подложки и времени нанесения х, а также общее время t формирования матрицы заданной толщины.

На втором этапе рассчитывали локальные температурные ноля в непосредственной близости к волокну. Для этого создали математическую модель тепловых процессов в центрально-симм¬ етричной системе волокно-матрица с центром на оси волокна. Моделировали ситуацию, при которой в матрицу с начальной температурой $T^{я}$, рас¬ считанной на предыдущем этапе, помещали стальное полое волокно с внутренним радиусом г\, внешним радиусом $г^2$ и начальной температурой Г„ па расстояние S^B от подложки. Температуру $T^{м}$ полагали равной температуре поверхности матрицы I момент достижения ею координаты S^B. Область матрицы была ограничена извне радиусом гз, торый выбирали из соображения, что па этом расстоянии от оси волокна его влияние на распределение температуры в матрице несу¬ щественно, и она изменяется в соответствии с зависимостью $T(S^B,$ т), рассчитанной на пре¬ дыдущем этапе.

Таким образом, действие математической мо¬ дели сводилось к решению одномерного уравнения теплопроводности без явного выделения границы перехода

$$^{ср}\frac{dT}{dx} \quad \frac{\partial}{\partial г} \quad \frac{\partial}{\partial г}$$

$$J$$

где Г — температура; c — удельная теплоемкость; : — плотность материала; X — теплопроводность. Начальные условия (т = 0):

$$Г(г, < г < г^2) = Гв; \quad T(г^2 < г < г^3) = T^{м};$$

граничные условия:

на внутренней границе волокна (г = $г\rangle$)

$$\frac{\partial T}{\partial г} \quad \backslash г = г. — 0,$$

на внешней границе матрицы $(г = г^3)$

$$T = У(Л'„ х).$$

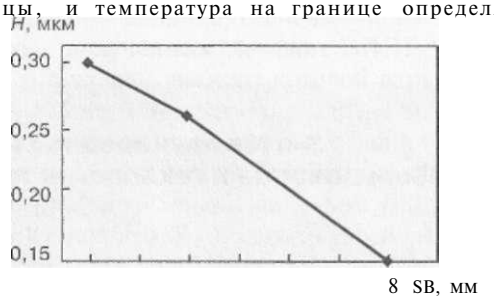
Эффект выделения скрытой теплоты крис¬ таллизации, как и в работе [3], учитывается путем ее непрерывного распределения в интервале кристаллизации.

Результаты расчетов. Расчеты в рамках пред¬ ложенной модели проводили для алюминиевой и титановой матриц, армированных стальными волокнами. Формирование КМ происходило на льной подложке толщиной 10 мм. В процессе модельного эксперимента на подложку наносили I й материала матрицы толщиной 10 мм. При этом волокна диаметром 1 мм располагали на расстоянии 2, 4 и 8 мм от подложки.

В результате расчетов на втором этапе были получены поля температур в системе матрица-волокно, из которых затем была выделена зави¬ симость температуры на границе волокна и матрицы от времени (рис. 2).

Анализ расчетных данных позволил определить оптимальные режимы нанесения материала матрицы, которые не приводят к появлению жидкой ванны в зоне нанесения. Для алюминиевой матрицы: скорость нанесения 1 мм/с, мощность обогрева $5 \quad 2$ зоны нанесения 5-10 Вт/м , температура предва¬ рительного подогрева подложки 820 К; для ти¬ тановой матрицы: скорость нанесения 0,2 мм/с, мощность обогрева зоны нанесения 1 -10 Вт/м , температура предварительного подогрева под¬ ложки 1350 К. При этом на протяжении всего времени нанесения температура в области алюминиевой матрицы составляет 820... 855 К, титановой 1350...1500 К, что гарантирует удов¬ летворительное качество соединения слоев материала, который наносится.

Определено, что температура предварительного подогрева волокон практически не влияет на дальнейшую эволюцию температуры в системе волокно-матрица. Это происходит потому, что толщина волокна намного меньше толщины матрицы, и температура на границе определяется



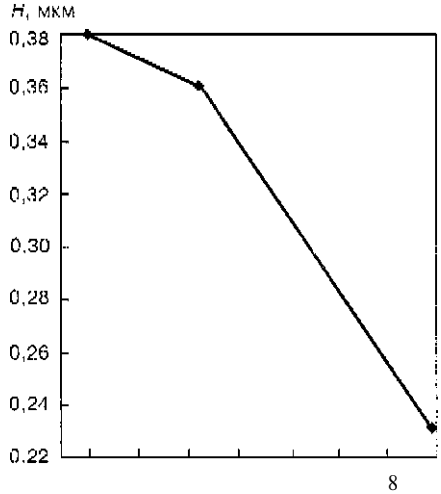


Рис. 3. Зависимость толщины интерметаллидного слоя от расстояния волокна до подложки: *а* — в титановой матрице; *б* — в алюминиевой матрице

температурой матрицы. Тем не менее, температура волокна должна быть достаточной для обеспечения надежной связи волокна с матрицей (на уровне температуры плавления более легкоплавкого из двух материалов).

Для определения толщины слоя интерметаллидов, образующихся при взаимодействии матрицы с волокном, было принято /(опущение, что эта толщина обусловливается диффузионным фактором:

$$A^2 = Kx,$$

где h — текущая толщина образующегося слоя; K коэффициент диффузии, зависящий от температуры. Толщина слоя интерметаллидов была найдена путем интегрирования:

$$H \quad \int_0^t K(T(x))xdx.$$

Таким образом, были определены толщины слоя интерметаллидов при различных расстояниях волокна от подложки (рис. 3). Из рисунка видно, что толщина интерметаллидного слоя для алюминиевой и титановой матриц составляет соответственно 0,23... 0,38 и 0,15... 0,3 мкм, что отвечает пластическому состоянию этого слоя. Несмотря на то, что волокно, расположенное на расстоянии 8 мм от подложки, подвергалось воздействию наиболее высоких температур, толщина прослойки интерметаллидов оказалась минимальной из-за наименьшего времени взаимодействия.

Выводы

1. Разработанная математическая модель позволяет рассчитывать температурные режимы формирования композиционного материала методом электронно-лучевого диспергирования и определять толщину прослоек, образующихся при взаимодействии матрицы с волокном.

2. Определено, что главным технологическим параметром, который влияет на толщину интерметаллидного слоя, является скорость нанесения материала матрицы.

3. Путем расчетов установлено, что методом электронно-лучевого диспергирования можно получать композиционные материалы с титановой и алюминиевой матрицами, армированными стальными волокнами, без хрупких прослоек па границе матрицы с волокном.

1. *Казаков Н. Ф.* Диффузионная сварка материалов. Изд. 2-е, перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
2. *Способ* электронно-лучевого литья из диспергированного расплава / А. Л. Тихоновский, П. А. Пап, Д. А. Козлитин и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. - 1993. - № 3. - С. 35-39.
^ *ук Г. В., Козлитин Д. А., Пап П. А.* Моделирование тепловых процессов быстрого затвердевания при литье диспергированных расплавов //' Там же. — С. 44-49.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 31.01.2002

оттом- з
3-я Международная научно-техническая конференция
"Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов"
9-13 сентября, 2002 г.
г. Харьков, Украина

- Научно-технический семинар "Материаловедение жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов"
- Научно-практический симпозиум "Функциональные покрытия для повышения качества поверхностей изделий машиностроения"
- Научно-практический семинар "Термическая и химико-термическая обработка инструментальных сталей методами вакуумных технологий"
- Школа молодых ученых и специалистов по технологиям термической и химико-термической обработки

Организаторы:
- Министерство образования и науки Украины
- Национальная Академия наук Украины
- Ассоциация металловедов и термистов Украины
- Национальная металлургическая академия Украины
- Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт"
- Запорожский национальный технический университет
- Донецкий государственный технический университет
- Харьковский Дом науки и техники
- Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры
- Национальный технический университет "Харьковский политехнический институт"

Украина, 61108, Харьков, а/я 10363
E-mail: vacuum org@kipt.kharkov.ua
v.shulayev@kipr.kharkov.ua
Тел.: (0572) 35 64 32; 35 25 45; 35 63 23 Тел./факс 35 35 29

УДК 669.187.526.002.2

ПРОИЗВОДСТВО ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ СЛИТКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ЕМКОСТЬЮ

А. Н. Калинюк, О. Н. Козловец, С. В. Ахонин

Представлены результаты исследований структуры и механических свойств поковок и труб, изготовленных из титановых слитков, полученных электронно-лучевой плавкой. Установлено, что степень укова титановых слитков при производстве поковок и прутков должна быть не менее шести. Предложена технология изготовления горячепрессованных труб непосредственно из титановой литой заготовки диаметром 200 мм и показано высокое качество получаемых изделий.

Results are presented of investigation of the structure and mechanical properties of forgings and pipes made of titanium ingots, produced by electron beam melting. It is found that the degree of the titanium ingot forging reduction in fabrication of forgings and rods should be not less than six. Technology of fabrication of hot-pressed pipes directly of a cast titanium billet of 200 mm diameter is proposed and a high quality of the produced items is demonstrated.

Ключевые слова: титановые сплавы; электронно-лучевая плавка; труба; деформация

Одной из перспективных технологий производства высококачественных слитков из титана и его сплавов является электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ), которая позволяет снизить себестоимость титановых изделий за счет использования дешевых исходных шихтовых материалов в виде титанового лома и титановой губки марок ТГ-120 и ТГ-130 [1]. С целью изучения качества титановых слитков, полученных методом ЭЛПЕ, были изготовлены полуфабрикаты в виде прутков и труб и проведены комплексные исследования.

Слитки диаметром 300 мм из сплава ВТ1-0 (ГОСТ 19807-91) с оплавленной боковой поверхностью [2] подвергали горячей деформации на гидропрессе, а затем на открытом ковочном молоте с последующей механической обработкой окисленной поверхности поковки. Полученные поковки использовали в качестве трубных заготовок для последующего изготовления труб.

Макроструктура слитков плотная и достаточно однородная по их длине. Она состоит из кристаллов средним размером ~20 мм, по форме близких к равноосным (рис. 1). Участки столбчатой структуры отсутствуют.

Структура металла, формируемая в процессе горячей деформации, оказывает существенное влияние на механические свойства изделий. Основными факторами, влияющими на макроструктуру поковки, являются исходная структура слитка, температура, степень и скорость его деформации. Исследовали влияние степени укова титановых слитков, полученных методом ЭЛПЕ, на размер зерна в поковке, диаметр которой варьировали от 110 до 155 мм. Степень укова определяли как отношение площади поперечного сечения исходного слитка к площади поперечного сечения конечной поковки. Для поковки диаметром 140 мм степень укова составляла 3,75, а поковок диаметрами 130 и 110 мм — 4,25 и 5,75 соответственно.

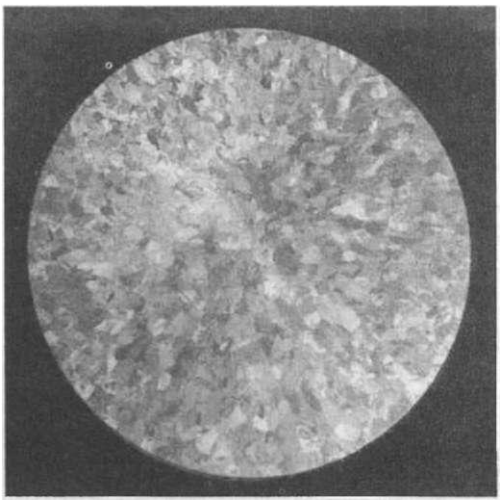


Рис. 1. Макростр5'ктура титанового слитка сплава ВТ1-0

S А. Н. КАЛИНЮК, О. Н. КОЗЛОВЕЦ, С. В. АХОНИН, 2002



Рис. 2. Макроструктура кованой заготовки из титанового сплава ВТ1-0

Рис. 3. Микроструктура (Х100) кованой заготовки из тшанового сплава ВТ1-0

Оптимальное сочетание механических свойств титановых поковок обеспечивается мелко- и среднезериистой пластинчатой структурой, которая положительно влияет на прочность, пластичность, длительную прочность и предел выносливости [3|.

Макроструктура кованой заготовки диаметром 140 мм при степени укова 3,75 равноосная, крупнозернистая. При диаметре заготовки 130 мм с увеличением степени укова до 4,25 наблюдается некоторая структурная неоднородность — наряду с крупными зернами присутствуют участки с мелкозернистой структурой. Такие изменения в характере макроструктуры связаны с недостаточной степенью деформации исходного металла, а также с ее неравномерностью.

При дальнейшем увеличении степени укова до 5,75 макроструктура поковки диаметром 110 мм становится хорошо проработанной, однородной и мелкозернистой (рис. 2). Микроструктура такой поковки характеризуется сочетанием пластинчатой а-фазы и мелких ос-зерен (рис. 3).

Следовательно, для получения гарантированно однородной и мелкозернистой структуры титановой поковки, изготовленной из слитка элсктронно-лучевой плавки, необходимо обеспечить не менее чем шестикратную степень ее укова.

Механические свойства кованых заготовок определяли при комнатной температуре (табл. 1). Образцы для испытания прочности и пластичности металла отбирали от поковок, изготовленных из головной, средней и донной частей слитка.

В дальнейшем после механической обработки поверхности кованых заготовок на токарном станке методом горячей прокатки [4J были получены трубы диаметром 140 мм с толщиной стенки 25 мм и диаметром 127 мм с толщиной стенки 14 мм. Макроструктура горячекатаных труб (рис. 4) соответствует баллам $4^{A}5$ по 10-баллыгой шкале макроструктур [5].

Определение механических свойств металла различных партий горячекатаных титановых труб показало, что их прочностные и пластические характеристики полностью соответствуют требованиям ГОСТ 21945-76 (табл. 2).

С целью снижения себестоимости труб и повышения выхода годного металла путем исключения операции ковки и последующей механической обдирки поковки было предложено непосредственно из литой заготовки диаметром 200 мм изго-

Таблица 1. Механические свойства кованых заготовок из титанового сплава ВТ1-0

Номер слитка	Место отбора проб	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость, Дж/м
269-121	Верх	530	480	25,0	54,0	10,2
	Середина	470	420	28,0	62,0	9,4
	Низ	510	445	28,0	57,0	13,3
277-121	Верх	485	415	22,5	50,0	6,5
	Середина	475	410	23,0	66,0	19,9
	Низ	540	470	19,5	44,0	14,0
413-121	Верх	470	420	24,0	62,0	20,2
	Середина	530	480	20,0	62,0	14,7
	Низ	480	420	24,5	59,0	17,8

Таблица 2. Механические свойства горячекатаных труб диаметром 140 мм с толпщной стенки 25 мм из титанового сплава ВТ1-0

Номер пакета	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение,	Ошосшельное сужение,
95	440	340	32,0	56,0
В 95-2	450	360	29,0	53,5
§100	485	410	21,5	50,0
100-2	470	350	23,0	52,0
1 108	475	380	26,0	54,0
108-2	480	390	26,0	56,0
НО	465	85	27,0	54,0
110-2	480	385	27,0	52,0
ГОСТ 21945-76	343... 580	> 245	> 20	> 42

Таблица 3. Механические свойства горячепрессованньгх труб диаметром 89 мм с толдиной стенки 11 мм из титанового сплава ВТ1-0

Номер пакета	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение,	Относительное сужение,	Ударная вязкость, Дж/м
		Исходное состояние			
ı	450	400	32,0	64,0	22,6
	450	400	33,0	64,0	23,3
	470	405	32,0	64,0	22,3
Ш И г	470	410	32,0	64,0	21,9
		После термической обработки			
	450	385	32,0	73,0	25,1
Км	445	390	34,0	75,0	23,5
р-1	455	405	26,0	70,0	21,9
	475	410	31,0	69,0	23,2

тавливать трубы методом горячего прессования. Этим методом из слитков сплава ВТ1-0 были изготов¬лены трубы диаметром 89 мм с толдиной стенки 11 мм. Макроструктура горячепрессованных труб соответ¬ствует баллу 3 по 10-балльной шкале макроструктур рис. 5), она более однородная и мелкозернистая, чем горячекатаных труб, полученных из кованой заго¬товки. Это можно объяснить более высокой степенью

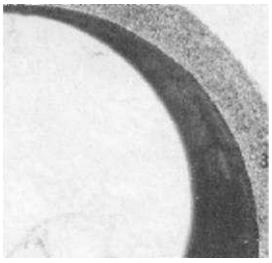


Рис. 4. Макроструктура горячекатаной трубы заготовки



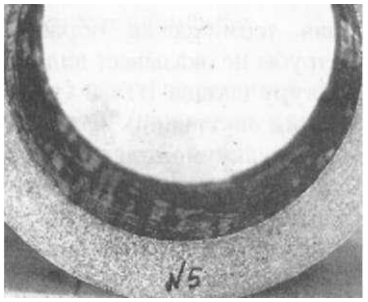


Рис. 5. Макроструктура горячепрессованной трубы диаметром 89 мм с толдиной стенки 11 мм из литой заготовки

деформации и се однородностью при прессовании по сравнению с прокаткой или ковкой.

Микроструктура горячепрессованных труб до и после термической обработки состоит из зерен прев¬ращенной (3-фазы, имеющих пластинчатое строение в результате фазовой перекристаллизации (рис. 6). Скорость охлаждения трубы достаточно велика, поэтому альфироваиный слой па поверхности трубы не образуется (рис. 7).

Так как механические свойства титановых ос-сплавов с низким содержанием примесных эле¬ментов (особенно азота и кислорода) мало зависят от их структуры [6,7], прочностные и пластические характеристики металла имеют высокие значения

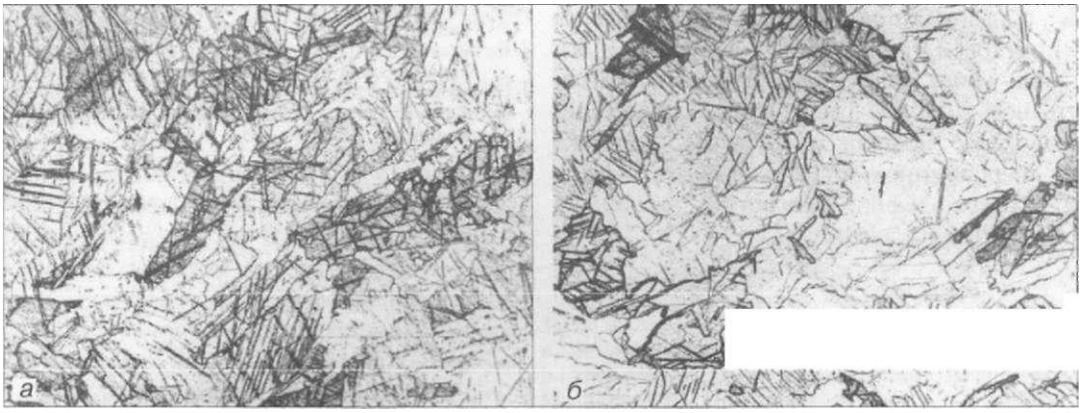


Рис. 6. Микроструктура (XI00) горячепрессованной трубы диаметром 89 мм с толщиной стенки 11 мм из титанового сплава ВТ1-0: *а* — после прессования; *б* — после термической обработки

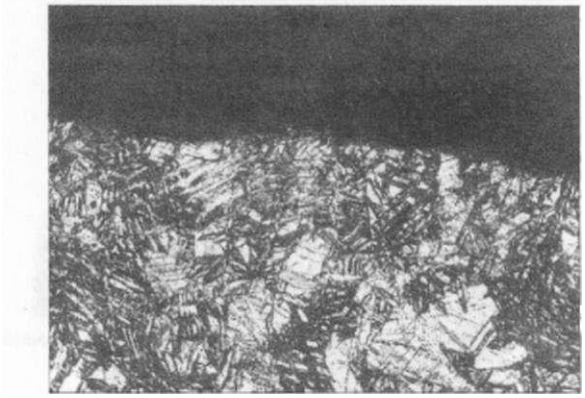


Рис. 7. Микроструктура (XI00) приповерхностного слоя горячепрессованной трубы диаметром 89 мм с толщиной стенки 11 мм

как в исходном состоянии после горячего прессования, так и после стандартной термической обработки — отжига при 770 °С в проходной печи (табл. 3).

Стандартная термическая обработка горячепрессованной трубы не оказывает видимого влияния на микроструктуру сплава ВТ1-0 (рис. 6), однако вследствие снятия внутренних напряжений и удаления водорода в вакууме при проведении отжига несколько повышаются значения пластических и вязкостных характеристик (табл. 3).

Таким образом, полученные методом горячего прессования трубы имеют однородную мелкозернистую структуру с высоким уровнем прочностных и пластических характеристик.

С целью опытно-промышленной проверки возможности использования при производстве труб из титана и его сплавов литой заготовки была изготовлена партия холоднокатаных труб диаметром 16 мм с толщиной стенки 0,5 мм из титанового сплава ПТ-7М. При этом в качестве исходной заготовки для передела холодной прокатки использовали трубу диаметром НО мм и толщиной стенки 11 мм, полученную методом горячего прессования непосредственно из слитка ЭЛПЕ диаметром 200 мм.

Анализ результатов испытаний механических свойств изготовленных труб показал, что они полностью соответствуют требованиям ГОСТ 22897-86 для труб из титанового сплава ПТ-7М (табл. 4).

Таким образом, проведенные исследования качества прутков и труб из слитков титана и его сплавов, полученных методом ЭЛПЕ, позволили установить необходимую степень их деформации при производстве поковок и прутков, а также показали перспективность технологии изготовления холоднодеформированных труб из прессованной трубной заготовки.

Таблица 4. Механические свойства холоднокатаных труб диаметром 16 мм с толщиной стенки 0,5 мм из титанового сплава ПТ-7М

Номер пакета	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
176	580	270	32,0
177	656	310	29,0
182	590	340	26,0
183	640	360	31,0
191	610	345	28,0
ГОСТ 22897-86	470...666	> 272	> 20

Выводы

1. Механические свойства поковок, прутков и труб, изготовленных из титановых слитков, полученных электронно-лучевой плавкой, соответствуют требованиям отечественных и зарубежных стандартов. При этом установлено, что относительное удлинение прессованных и холоднодеформированных труб из сплавов ВТ1-0 и ПТ-7М составляет в среднем 30 %, что обеспечивает повышение запаса пластичности в 1,5 раза при сохранении прочностных свойств на уровне требований ГОСТа.

2. Необходимая степень укова титановых слитков, полученных электронно-лучевой плавкой, при производстве из них поковок и прутков должна быть не менее шести.

3. Впервые в отечественной практике предложена технология изготовления горячепрессованных труб непосредственно из литой заготовки диаметром 200 мм и показано высокое качество получаемых изделий.

1. *Развитие* технологии электронно-лучевой плавки титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, В. Н. Замков и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — *№ 2.* — С. 34-40.
2. *Калинюк А. П., Дереча А. Я., ТригубН. П.* Поверхностная обработка титановых сплавов электронным лучом / / Там же. - 1995. — № 1. — С. 26-30.
3. *Полуфабрикаты* из титановых сплавов / В. К. Александров, Н. Ф. Аношкин, Г. А. Бочвар и др. — М.: Металлургия, 1979. - 512 с.
4. *Smirnov V.* G. Titanium tubes from the Urals // Tube Int. - 1998. - 17, N 87. - P. 401-402.
5. *Структура* и коррозия металлов и сплавов: Атлас. Справ, изд. / И. Я. Сокол, Е. А. Ульянин, Э. Г. Фельдгандлер и др. — М.: Металлургия, 1989. — 400 с.
6. *Колачев Б. А., Ливанов В. А., Буханова А. А.* Механические свойства титана и его сплавов. — М.: Металлургия, 1974. — 544 с.
7. *Макквиллэн А. Д., Макквиллэн М. К.* Титан. — М.: Металлургия, 1958. — 458 с.

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

Поступила 28.01.2002

•'ДК 669.187.526:621.9.048.6

ВИБРАЦИЯ РАСПЛАВА ЭЛЕКТРОННЫМ ЛУЧОМ ПРИ ЭЛП

В. Н. Федоров, В. А. Щекин-Кротов, А. М. Касумов

Описан метод возбуждения вибрации расплава титана электронным лучом. Показано, что вибрация вызывает выравнивание боковой поверхности слитка и повышает однородность распределения слаболетучих примесей.

The method of vibration's excitement by means of electron beam in melted titanium is described. It is shown, that vibration is rised a quality of ingot's surface and homogeneity of nonvolatile admixture's distribution.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; расшиве: вибрация; титан;распределение примесей; поверхвюаяь слитка

Известно, что вибрация существенно влияет на : ". мпрование слитка из расплава, приводя к повы¬шению скорости кристаллизации, однородности структуры и химического состава слитка [11. Одна¬ко введение звуковой волны через кристаллизатор зли слиток требует значительного усложнения кон¬струкции плавильной установки и финансовых за-цнт. С точки зрения решения этих проблем большие перспективы имеет электронно-лучевой переплав (ЭЛП), при котором для вибрации расп¬лава, осуществляемой электронным лучом, требу¬ется только изменение траектории сканирования ... В настоящей работе представлены результаты влияния вибрации, возбуждаемой в расплаве элек¬тронным лучом методом концентрации его энергии, на химический состав слитка.

Вибрация создавалась при ЭЛП титана ВТ 1-0 *ш* кристаллизаторе диаметром 65,5 см. Тспловло-«_ .; ществ.тялось электронными пушками / и иностью 200 и 120 кВт соответственно (рис. 1). обычном режиме электронные лучи пушек ..лфовали по семи концентрическим окружнос¬тям, перекрывающим всю площадь кристаллизато¬ра. Полный цикл развертки от наименьшей окруж¬ности к наибольшей и обратно занимал 0,6 с. Время пребывания лучей в области окружностей малого диаметра составляло 0,2 с.

Вибрация расплава возникала при стягивании окружностей луча пушки *2* к центру кристаллиза¬тора, в круг диаметром 10 см. Как показывает рас¬чет» проведенный с учетом потерь на излучение, • сварение и нагрев, увеличение при этом плотности мощности облучения приводит к росту температуры поверхности жидкого металла до 2450 °С, повы-якяню скорости испарения титана в 50 раз и соз-данию давления отдачи реактивной струи металла до 10 мм рт.ст. при сохранении низкого давления (2Т0~ мм рт.ст.) на остальных участках. Перепад давлений па соседних участках жидкой ванны в кристаллизаторе приводит к перепаду уровней ме¬талла па 0,6 мм. При нахождении луча на малых окружностях давление на площадь круга в течение 0,2 с уменьшается и уровни металла стремятся вы-равняться, создавая но инерции в центре кристаллизатора куполообразную пучность. Часто¬та появления пучности составляет 0,6 с , то есть равна частоте облучения круга диаметром 10 см в центре кристаллизатора. Амплитуда пучности при непрерывной работе пушки *2* зависит от мощ¬ности ее луча и может достигать очень больших значений. Максимальная амплитуда, наблюдаемая на практике, составляла около 5 см, после чего

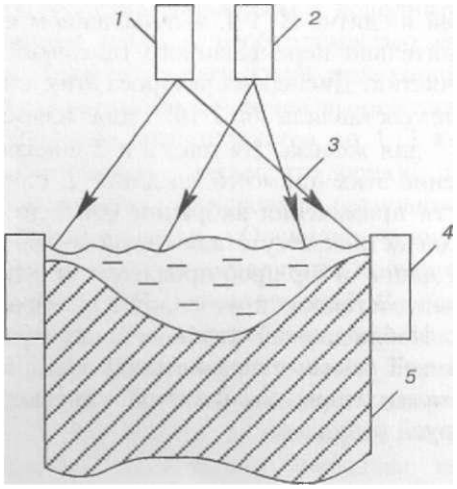


Рис. 1. Схема возбуждения вибрации жидкой ванны в кристаллизаторе: *1,2* — пушки мощностью 200 и 120 кВт соответственно; *3* — электронные лучи пушек; *4* — кристаллизатор; 5 — слиток титана

ei Н ФЕДОРОВ. В. А. ЩЕКИН-КРОТОВ. А. М. КАСУМОВ, 2002

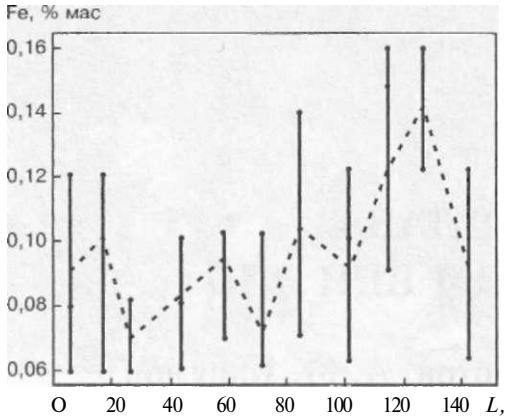


Рис. 2. Распределение концентрации железа по длине слитка в областях применения (0...85 см) и отсутствия (85... 160 см) вибрации. Пунктиром указана средняя концентрация железа

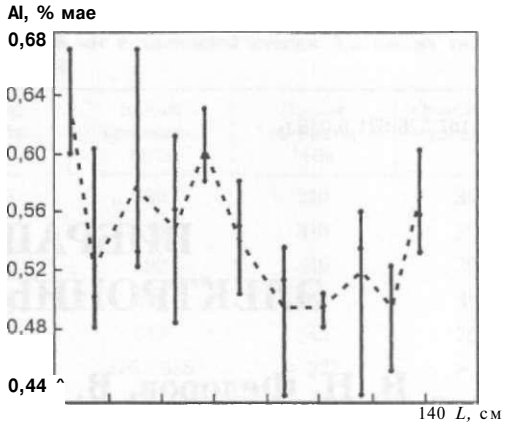


Рис. 3. Распределение концентрации алюминия по длине слитка в областях применения (0...85 см) и отсутствия (85... 160 см) вибрации. Пунктиром указана средняя концентрация алюминия

начиналось выплескивание жидкого металла из кристаллизатора.

Периодическое возникновение пучности в центре кристаллизатора приводило к появлению концентрических бегущих волн, распространяющихся от центра к его периферии. Частички жидкости в данных волнах совершали вертикальные и радиальные колебания одновременно с медленным вращением всей жидкой ванны по часовой стрелке.

Оптимальную амплитуду волны для вибрации расплава выбирали равной 0,5 см, поскольку при более интенсивных колебаниях происходило оголение и подстываниє края слитка вблизи стенок кристаллизатора и образование неслитин на его боковой поверхности. Небольшая амплитуда волн в 0,5 см, наоборот, вызывала заметное выравнивание боковой поверхности, исчезновение волнистости, свойственной процессу с периодическим вытягиванием слитка и, соответственно, рост выхода годного металла.

Влияние вибрационного воздействия на химический состав расплава определяли для легколетучих (алюминий) и слаболетучих (железо) примесей в слитке ВТ1-0, выплавленном из лома, предварительно перемешанного галтовкой в процессе очистки. Дисперсия разброса этих элементов в шихте составляла $63{,}7\text{-}10^{-4}$ для алюминия и $28{,}3\text{Т}0^{-4}$ для железа. На рис. 2 и 3 показано распределение этих примесей по длине L слитка как в области применения вибрации (от 0 до 85 см), так и в области ее отсутствия (от 85 до 160 см). На каждой длине отбор проб производили в трех точках, равно отстоящих друг от друга на образующей слитка. Наблюдаемый разброс концентраций по образующей связан с асимметрией жидкой ванны в кристаллизаторе, вызываемой сливающейся в него струей расплава.

Как видно из рис. 2, применение вибрации приводит к снижению разброса значений концентрации лселеза как по длине слитка, так и по образующей.

Среднее значение дисперсии разброса концентрации железа без вибрации составляет 10,0-Ю , а с ее применением — 5,8-Ю" , то есть дисперсия уменьшается в 1,7 раза или на 42 %. Введение вибрации приводит и к уменьшению средней концентрации железа от 0,11 до 0,08 % мае, то есть в 1,4 раза или на 27 %. Поскольку уменьшение разброса концентрации железа опережает уменьшение ее среднего значения, ясно, что имеет место повышение гомогенности слитка по железу.

Из рис. 3 видно, что для алюминия описанный выше метод вибрации, наоборот, приводит к увеличению разброса значений его концентрации. После начала вибрации дисперсия разброса концентрации алюминия возрастает от $20{,}4\text{-}10^{-4}$ до $32{,}6\text{-}10^{-4}$, а средняя концентрация оказывается выше (0,57 % мае), чем до начала перемешивания (0,51 % мае). Данное явление мол<ет быть связано с уменьшением площади испарения алюминия при уменьшении площади сканирования луча пушки *2*.

Таким образом, описанный выше метод вибрационного воздействия улучшает качество боковой поверхности слитка, способствует гомогенизации слаболетучих и некоторому увеличению разброса легколетучих примесей. Поэтому данный метод вибрации может успешно применяться при переплаве низкосортной губки, практически лишенной алюминия, а для сплавов титана требует доработки.

1. *Ефимов В. А., Эльдарханов А. С.* Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов. — М.: Машиностроение, 1998. — 360 с.

АОЗТ «ФИКО», Киев

Поступила 25.12.2002



569.187.58.001.2

П Л А З М Е Н Н А Я Т Е Х Н О Л О Г И Я П Е Р Е П Л А В А М Е Т А Л Л И Ч Е С К И Х Р А Д И О А К Т И В Н Ы Х О Т Х О Д О В

Л. М. Лобанов, М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов,
О. С. Забарило, Г. А. Мельник, А. А. Ждановский,
М. С. Приходько, А. В. Гнатушенко

Предложена технология утилизации металлических радиоактивных отходов (МРО) методом плазменно-дуговой гарнисажной плавки (ПДГП) в водоохлаждаемом тигле. Представлены схема печи для ПДГП и технологическая схема мини-завода для переработки металлических радиоактивных отходов. Приведены технико-экономические показатели плазменной технологии и оборудования для переплава МРО.

Technology of utilization of metal radioactive waste (MRW) using the method of plasma-arc skull melting (PASM) Tn a water-cooled crucible is offered. Sketch of PASM furnace and flow chart of mini-plant for processing metal radioactive .vaste are presented. Technical-economical characteristics of plasma technology and equipment for MRW remelting are given.

Жлючевые слова: металлические радиоактивные шшижш: плазменно-дуговая гарнисажная плавка; радио-•рынды: утилизация; полый электрод; технико-эко-шттческие показатели

В настоящее время в Украине весьма актуальной : : роблема переработки и захоронения мс-;гческих радиоактивных отходов, образовавнхея как в результате аварии на Чернобыльской в ходе ликвидации ее последствий, так и ~ж_____вых заменах агрегатов на действующих Проведенный нами анализ решений этой . !ы. предложенных зарубежными фирмами _Tipelkamp», Германия; «ЭкометС», Россия и показал, что основной идеей их проектов, в частности SURF, является уменьшение объема и радиоактивности металлических отходов путем их нереплава в индукционных или дуговых стале-оавнльных печах с керамической футеровкой. хы подлежат захоронен и ю в виде слитков или •ранул, используемых в качестве наполнителя же-•я •« »ЧТ иных контейнеров, предназначенных для хранения МРО. При этом радиоактивность отходов •пижается дезактивацией поверхности последних, а также удалением радионуклидов из металла в •танк при его переплаве.

Анализ описанного выше проекта, реали¬зованного в Германии и России, показал, что способ дезактивации поверхности отходов (дробеструйная зачистка) и переплав отходов в керамических печах имеют ряд недостатков. Так, при дробеструйной зачистке не удастся удалить радиоактивные эле¬менты, находящиеся в трещинах, кавернах и т. п. Основным способом разделки отходов является порезка их пилами и ножницами. Как удаление радиоактивных элементов с поверхности отходов, так и их разделка сопряжены с дополнительным образованием пыли и необходимостью ее улав¬ливания. Стойкость футеровки индукционных и дуговых сталеплавильных печей не превышает 8-10 плавок (иногда она снижается до 1-2 плавок). Замена футеровки — весьма трудоемкий процесс, а использованная футеровка радиоактивна и подлежит захоронению. Очевидно, именно наз¬ванные выше недостатки являются причиной того, что проект SURF, разработанный Центральным предприятием по переработке радиоактивных отходов Государственного комитета Украины по использованию ядерной энергии совместно с фирмой «Siempelkamp», до сих пор не реализован.

Указанных недостатков переплава металли¬ческих радиоактивных отходов можно избежать при использовании способа плазменно-дуговой гарнисажной плавки в водоохлаждаемом тигле.

ЖАНОВ. М- Л. ЖАДКЕВИЧ. В. А. ШАПОВАЛОВ. О. С. ЗАБАРИЛО, Г. А. МЕЛЬНИК,
[АНОВСКНП. М. С. ПРИХОДЬКО. А. В. ГНАТУШЕНКО. 2002

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины накопил богатый опыт разработки и промышленного применения в Украине, России и др. странах плазменных технологий и оборудования для плавки и рафинирования металлов, сталей и сплавов. в водоохлаждасмых кристаллизаторах и гарписажных тиглях. В качестве рафинирующих агентов в этих процессах используются активированные в плазме газы и шлаки, что обеспечивает глубокую очистку металла от газов, неметаллических включений и радионуклидов. При этом отпадает необходимость применения дорогостоящих огнеупорных материалов.

Основными носителями радиоактивности в металле, подвергшемся облучению, являются радионуклиды: CS137, Srgo, Fe57, Cogo [11- Согласно другим данным [2], кроме указанных элементов в металле, работавшем непосредственно в зоне атомного реактора, возможны примеси U235, U238, РИ24Ъ Am244, Cs134, Zn65, Sr90 и др.

Перед захоронением радиоактивные примеси необходимо перевести в монолитную стабильную форму. Перспективной для этой цели является высокотемпературная переработка металлических отходов в плавильных печах. Особенно эффективен такой процесс при использовании в качестве источника теплоты низкотемпературной плазмы, генерируемой плазменно-дуговыми нагревателями. Московским МПО «Радон», работающим в этом направлении более 30 лет, были проведены эксперименты по изучению эффективности удаления из металла радиоактивных примесей путем высокотемпературной плавки и обработки его шлаками, которые являются основным компонентом, поглощающим эти примеси. Важно то, что с отходящими газами при плавке удаляется не более 2 % радионуклидов. Основная их масса переходит в шлак и футеровку печи. Распределение радионуклидов между основными стабильными продуктами плазменной переработки — шлаком и металлом — неравномерное: Cs^{137}, Sr^{90}, $U^{2}3g$, PU241, Аш244, U235 переходят в рафинировочные шлаки, а Fe57, Cogo остаются в металле. Коэффициент распределения радионуклидов между шлаком и металлом составляет: 10 -10 для CS137; 10 -10 для Sl-90; $КГ^{2}$- Ю"^{3} для Fc57; $\backslash 0^{2}$ для Co60 [1]; 10^{3} -10^{6} для Csi^{37}, Ce^{134}, Ce^{136}, Sr^{90}, U235, $U^{23}8$, PU241 [2].

Механизм удаления радиоактивных примесей металла или сплава в шлаки состоит в переводе радионуклидов, имеющих высокое сродство к кислороду, в их оксиды, которые поглощаются шлаковыми композициями с высокой ассимилирующей способностью к образованным оксидам. Применение плазменно-дуговой гарнисажной плавки позволяет использовать различные шлаковые композиции для рафинирования металла, что обеспечивает эффективное удаление из него таких радионуклидов, как $Cs^{13}7$, Sr^{90}, U235, $U^{23}8$, $Pu^{2}4i$, $Am^{2}44$, Csi^{34}, $Zr^{6}5$, Sr^{90}, Cs^{137}, и ^{2}з8идр. [1,2]. Что же касается изотопов железа и кобальта, сродство к кислороду которых значительно ниже, чем перечисленных выше изотопов, то ожидать удаления их из металла вряд ли можно.

Использование дуги в качестве источника теплоты известно давно. Дуговой нагрев с успехом применяется в сварке, резке металлов, наиболее распространенных в промышленности, и др. Однако нагрев шихты, металлического и шлакового расплавов свободно горящими дугами не гарантирует оптимальных условий протекания металлургических реакций восстановления оксидов металлов и рафинирования сталей и сплавов газами и шлаками. В частности, эти источники теплоты не обеспечивают требуемой температуры и равномерности нагрева шихты, металлического и шлакового расплавов, КПД их невысокий.

Решение проблемы видится в переводе дугового разряда с графитированными электродами в плазменный.

Низкотемпературная плазма как источник теплоты и среда для осуществления химических реакций характеризуется высокой эффективностью преобразования электрической энергии в тепловую, повышенными стабильностью и удельной мощностью плазменного разряда, широким температурным диапазоном и легкостью контроля теплового режима зоны окислительных и восстановительных реакций, плавления металла и шлака, удаления из металла газов и неметаллических включений. К сожалению, дуговые генераторы классической конструкции с водоохлаждаемыми узлами и вольфрамовыми электродами, используемые в плазменных печах в качестве источников теплоты, не нашли широкого применения в промышленных печах средней и большой емкости. Это можно объяснить сравнительно небольшой мощностью плазмотронов, возможным появлением воды в зоне плавки в случае прожога сопла или выхода из строя другого водоохлаждаемого узла, дороговизной материалов, из которых изготавливаются плазмотроны, особенно меди, вольфрама и т. п.

Поэтому в предлагаемом способе ПДГП для генерирования плазмы в межэлектродпом пространстве используется тепловая энергия дуг, горящих между графитированными электродами и шлакометаллическим расплавом. Оптимальные условия генерирования плазмы создаются благодаря применению полого электрода, через отверстие которого в приэлектродпую область и столб дуги подается плазмообразующий газ. Исследования научных организаций и ученых зарубежных стран (США, ФРГ, Японии и др.) показали [3-51, что наличие в электроде полости способствует переходу дугового разряда в плазменный, приэлектродная область которого

равномерно рассредоточена по рабочей по¬ верхности. При этом снижается плотность тока на этой поверхности и, в конечном счете, удельная эрозия электрода. Подаваемый в такую дугу газ нагревается и частично ионизируется, превращаясь в плазму, поток которой направляется к воверхности нагреваемой шихты, металлического в шлакового расплавов. В результате их нагрев вроисходит не только за счет бомбардировки заряженными и возбужденными частицами, но и благодаря передаче расплавам и шихте тепловой энергии нагретых до высокой температуры газов вутем излучения и конвекции, что приводит к повышению эффективности нагрева металла и

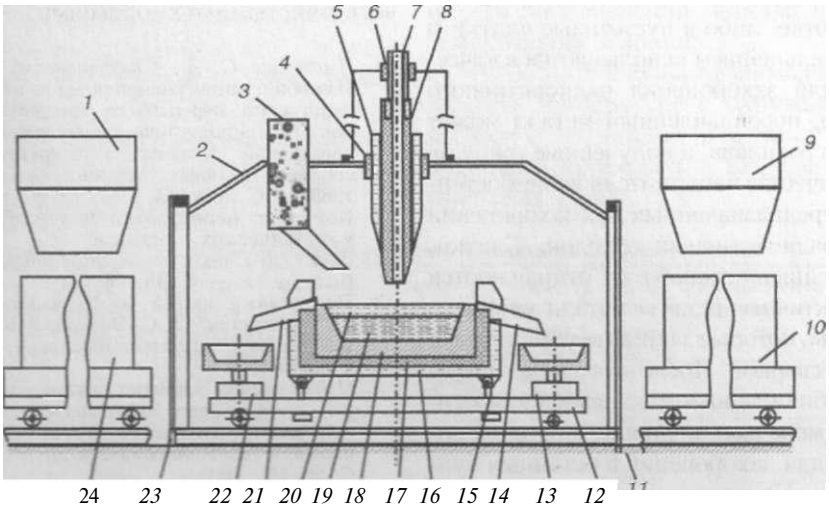
... а также увеличению скорости плавки и экономии электроэнергии. Оптимальные соот-вошенпя диаметров электрода и отверстия, мощности, силы тока дуги и расхода плазмо-образующего газа определены и приведены в работах, выполненных ранее ИЭС им. Е. О. Па-тона совместно с заводами ближнего зарубежья, а также иностранными фирмами [2-41. Через отверстие электрода в зону плавки могут подаваться мелкие и пылевидные шихтовые материалы, вжлакообразующис компоненты. Эффективность и скорость их нагрева в этом случае очень высоки, что способствует повышению производительности вронесса. В качестве плазмообразующего газа могут использоваться аргон, азот, воздух или смеси эпх газов. Принципиальная схема печи для ПДГП вредставлена на рис.1.

Данные экспериментов, проведенных в ИЭС вм. Е. О. Патона, и литературных источников по¬ казывают, что применение плазменного нагрева обеспечивает: снижение удельного расхода элек-зроэнергии на 10... 17 %; снижение удельного расхода графитированных электродов на 3...4 кг/т; уменьшение общего времени плавки па 25...30 %; увеличение производительности плавки на 5... 13 %.

Технико-экономические показатели плазмен¬ ного переплава металлических радиоактивных от¬ ходов следующие:

Способ плавки	Плазменно-дуговая гарнисажная
Мощность, кВт	<3000... 6000
Суммарная сила тока, кА	20... 80
Напряжение дуги, В	40... 120
Род тока	Постоянный, переменный
Диаметр ванны жидкого металла, м	1100... 2000
Масса ванны жидкого металла, т	1,3... 2,0
Давление газов в плавильном пространстве, Па	1,33-10 ...1,1-10
Тип насоса для откачки газов из камеры	Водокольцевой
Скорость плавки, т/ч	1,9... 2,7
Плазмообразующий газ	Аргон, азот, воздух
Расход плазмообразующего газа, нм /ч	0... 15
Производительность печи, т/сутки	35... 50
Удельный расход электроэнергии, кВт-ч/т	<1700
Стоимость переработки металла, грн/т (при стоимости электро¬ энергии 19 коп./кВт-ч)	600... 700
Расход воды на оборотное охлаждение печи, м' /ч	<300... 600
Годовая производительность печи, т (при трехсменной работе 6000 ч в год)	11000... 16000
Площадь, занимаемая печью и вспомогательным оборудованием, м^2	300... 350
Система шлака	CaO-MgO--AhOs-SiOa
Кратность шлака	0,1... 0,25

Следует подчеркнуть, что при всех перечислен¬ ных выше преимуществах стоимость переработки отходов будет ниже, чем по проекту SURF.



Ни [illegible] герметичная камера: *3* — бункер подачи шлакообразующих компонентов; *4, 6* — изоляторы; 5 — I кессон: 7 — водоохлаждаемый электрододержатель-токоподвод; *8* — графитированный полый электрод; [illegible] с гарнвсажным тиглем и изложницами в положении разгрузки-загрузки; *11, 23* — двери камеры; *12* — тележка [illegible] дмги- /з _ и»гжщца металлического слитка: *14* — сливной носок для слива металла; *15* — механизм наклона *16* — волоохлажзаемыи гарнисажный тигель: *17* — теплозащитный слой; *18* — металлический гарнисаж; *19* — металл: *20* — расплавленный шлак: *21* — сливной носок для слива шлака; *22* — изложница шлака

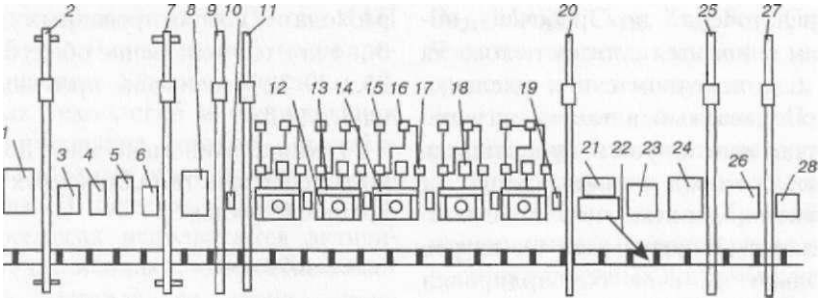


Рис. 2. Технологическая схема мини-завода для переработки МРО: / — склад радиоактивный отходов; *2, 7* — краны козловые; *3* — бассейн дезактивации отходов; *4, 5* — устройства для разделки (измельчения) и магнитной сепарации отходов соответственно; *6* — пресс подготовки мерных шихтовых заготовок; *8* — склад мерных шихтовых заготовок; *9, 11, 20, 25, 27* — мостовые краны; *10, 19* — эстакады загрузки шихты; *12* — плазменно-дуговая гарнисажная печь; *13* — силовые источники питания; *14* — водокольцевой насос; *15* — фильтры; *16* — водяной бассейн; *17* — система водяного охлаждения; *18* — система газоснабжения; *21* — площадка складирования шлака, металлических слитков, слитков-контейнеров, дозиметрического контроля и сортировки; *22* — линия отправки слитков на дальнейший металлургический передел; *23* — участок упаковки радиоактивных шлаков в слитки-контейнеры; *24* — участок монтажа и заварки днищ; *26* — участок иммобилизации слитков-контейнеров в стекловаренной электрошлаковой печи; *28* — склад слитков-контейнеров

По нашему мнению, переработку отходов и иод-готовку к их захоронению с экономической точки зрения выгодно вести по замкнутому циклу в ком¬плексе мини-завода. При этом следует учесть, что радиоактивность части подвергшегося переплаву металла может быть выше предельно допустимой. Технологический цикл такого мини-завода предс¬тавляется следующим (рис. 2). МРО по железной дороге доставляются па завод и складируются на открытой площадке. Часть из них подается на де¬зактивацию и разделку (измельчение). Измельчен¬ные отходы подвергаются магнитной сепарации и прессованию в мерные шихтовые заготовки, кото¬рые складируются на промелсуточиом складе. Из этого склада мерные шихтовые заготовки поступа¬ют па эстакады, с которых происходит загрузка шихты в гарнисажныс тигли плазменно-дуговой печи. Экономически целесообразно иметь на плавильном участке не менее пяти таких печей. После расплавления металла и шлака производится их цен¬тробежная разливка: шлака в мерные куски, металла — либо в слитки, подлежащие последующей метал¬лургической обработке, либо в пустотелые слитки и днища, которые в дальнейшем используются в качес¬тве контейнеров для захоронения радиоактивного шлака. Кроме того, переплавленный металл может гранулироваться из расплава, а полученные гранулы использоваться в качестве наполнителя железобетон¬ных контейнеров, предназначенных для захоронения различного вида радиоактивных отходов. Слитки, подлежащие дальнейшей переработке, отправляются на склад, а радиоактивные шлак и металл упаковы¬ваются в контейнеры, которые закрываются днищами и герметизируются сваркой. После этого контейнеры подвергаются иммобилизации в стекловаренной печи, складируются и по мере накопления по железной до¬роге отправляются для захоронения в бетонных бун¬керах могильников. На всех стадиях переработки МРО (сортировки, дезактивации, разделки, скла¬дирования слитков, металлических контейнеров, крышек, дроби и др.) предусматривается дози¬метрический контроль металла, отливок и шлака.

Для разделки металлических отходов могут использоваться созданные в ИЭС им. Е. О. Патона и широко внедренные в промышленность высоко¬производительные технологии плазменной резки и взрыва под водой, электрогидравлической резки и уплотнения разрезаемых узлов и конструкций. Эти методы исключают пылеобразоваиие в процессе разделки отходов и загрязнение окружающей среды.

Дезактивацию загрязненных поверхностей ме¬таллических изделий предполагается производит!) методом электрохимической очистки, разра¬ботанным Институтом общей и неорганической химии им. В. И. Вернадского НАН Украины. Этот метод обеспечивает эффективную очистку по¬верхностей от различного рода загрязнений, далее при наличии трещин, раковин, каверн и др.

В заключение можно сделать вывод, что не вы¬зывает сомнения необходимость создания комплек¬са по переработке МРО, оснащенного современ¬ными энерго- и ресурсосберегающими, экологи¬чески чистыми технологиями.

1. *Дмитриев С. А., Стефановский С. В., Князев И, А.* Иммобилизация радионуклидов в шлаки при высокотем¬пературной переработке твердых радиоактивных отхо¬дов // Теплотехнические вопросы применения низкотем¬пературной плазмы в металлургии. Межвузовский сборник научных трудов. — Магнитогорск: ГМИ, 1989. - С. 139-144.
2. Комплекс переработки и утилизации радиоактивных металлических отходов // Черная металлургия. Бюл. науч.-техн. и эконом, информации. — 2001. — Вып. № И. - С. 45-50.
3. *Плазменный* нагрев в ферросплавном производстве / Г. А. Мельник, О. С. Забарило, К. И. Лежава и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. - № 2. - С. 45-57.
4. *Исследование* основных технико-экономических показате¬лей производства марганцевых сплавов с применением плазменного нагрева / К. И. Лежава, В. В. Аслани-кашвили, В. Т. Ахобадзе и др. // Там же. - № 4. - С. 38-44.
5. *Oliver J. F., Stefanik S. M., Kemeny F. L.* Plasma heating for ladle triatment furnaces //Iron and Steelmaker. — 1989. - July. - P. 17-22.

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

Поступила 22.04.2002

IV -569.187.58.001.5

П Л А З М Е Н Н О - Д У Г О В А Я Г А Р Н И С А Ж Н А Я П Л А В К А I I Л И Т Ь Е Т У Г О П Л А В К И Х М Е Т А Л Л О В И С П Л А В О В

В. Р. Бурнашев, М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов

Разработана технология плазменно-дуговой гарнисажной плавки и литья тугоплавких металлов. Определены ""[A],«чирята става. Даны технические рекомендации по переработке хрома, молибдена, вольфрама и ниобия.

Technology of plasma-arc skull melting and casting of refractory metals was developed. Coefficients of discharge are defined. Technical recommendations on processing chromium, molybdenum, tungsten and niobium are given.

Ключевые слова: плазменно-дуговая гарнисажная хром: вольфрам; молибден; ниобий; качество;

Всех тря на технологические трудности получения изде .тий из тугоплавких металлов и сплавов на их основе они находят все большее применение в совр ремен ю й технике. Имеются сообщения об использовани н вольфрама, молибдена, хрома при изготовдеталей для ракетных двигателей, ядерной ки. вакуумных приборов и т.д. При этом натенденция применения плавленого металла. Практически все тугоплавкие металлы в прон нх получения проходят стадию дисперсных част 1—3]. Размеры этих частиц могут изменять- в пределах от миллиметра и долей миллиметра Сборош I водородного восстановления вольфрама, молибде •на и др.) до десятков миллиметров (чешуйки хрома электролитического восстановления). Для дальнейшего получения плотного металла ; ные частицы подвергают прессованию иканию, а также вакуумно-дуговому и элект- чевому переплаву. Последующая обработыпинства тугоплавких металлов резанием вызывает большие затруднения и значительпотери дорогих металлов.

В настоящее время хром, молибден, ниобий, вольфрам и их сплавы осваиваются в качестве литейных материалов. Во многих случаях литье из тугоплавких металлов наиболее рациональный спо¬соб формообразования сложных фасонных дета¬лей, а заготовки, залитые непосредственно из тигля вакуумной печи и имеющие мелкозернистую струк¬туру, являются наилучшими полуфабрикатами для изделий, получаемых ковкой, выдавливанием или прокаткой [4].

Решение проблемы литья тугоплавких металлов связано с использованием принципиально нового оборудования, повой техники плавки и заливки, не применявшихся ранее в литейном производстве. Это обусловлено специфическими свойствами ту¬гоплавких металлов, а именно:

высокой температурой плавления, что требует применения концентрированных источников нагре¬ва для расплавления металла и доведения его до температуры заливки;

очень интенсивным взаимодействием при повы¬шенной температуре с окружающей атмосферой, в связи с чем плавку и заливку этих металлов не¬обходимо проводить в вакууме или в атмосфере инертных газов;

Некоторые, физические и технологические свойства тугоплавких , металлов

	Температур плавления,	Теплота плавления, кДж/мол	Температура кипения (сублимации), С	Теплота кипения (сублимации), кДж/моль	ГТлпность, МО* кг/м	Кзффъ ГДЕЯг титлового расши-рения, НО[6]	тприрост температуры плавления в зависимости от давления, 10 °С/МПа	Теплота кристалли-зации, кДж/кг	ЖипкотекуЕсть по спирали, м	Усадка линейная (свободная),	Коэффи-циент усадки, " ыо
W	3420	35,1	5880	770	19,35	4,59	7,2	184,184	0,10	2,2	0,65
Mo	2620	36	4700	582	10,22	4,98	0,96	209,3	0,12...0,26	2,0	0,76
Kb	2469	22	4800	667	8,57	7,07	16,2	289,216	0,28... 0,36	2,4	0,97
	1877	16,3	2672	338	7,2	8,4	15,9	-	0,35... 0,40	3,4	1,79
	1608	15,1	3287	410	4,5	8,35	15,4	376,74	0,475... 0,505	1,2	0,72

g В. Р. БУРНАШЕВ, М. Л. ЖАДКЕВИЧ, В. А. ШАПОВАЛОВ, 2002

Таблица 2. Технологические параметры плазменно-дуговой гарнисажной плавки тугоплавких металлов

Металл	Технологические параметры			Гетметрические параметры скомпакшрованньк заготовок	
	Состав газа	Суммарный ток, А	Напряжение, Б	Длина, мм	Диаметр, мм
Mo	50% He + 50% Ат	2000	60	80... 100	55
Nb	50% He + 50% Ат	2000	60	100... 120	55
W + 5 % №	50% He + 50% Аг	2000	60	100... 150	55
W	50% He + 50% Аг	2000	60	50	55
Сг	100% Аг	1600	50	150	70

химической активностью по отношению к материалу формы, что требует применения для изготовления форм особо устойчивых чистых материалов.

В последние годы привлекает к себе внимание плазменный нагрев, который открывает новые воз¬ можности применительно к гарнисажной плавке и литью тугоплавких металлов и их сплавов [4, 5J. Плазменный нагрев, сочетая в себе положительные стороны вакуумно-дугового и электронно-лучевого переплавов, имеет ряд неоспоримых преимуществ, а именно: возможность использования нейтраль¬ ной, окислительной или восстановительной атмос¬ феры, плавное регулирование мощности нагрева и давления в камере плазменной дуговой печи, что очень важно при переплаве отходов тугоплавких металлов, обладающих различными физическими и технологическими свойствами.

Анализ некоторых физических и техно¬ логических свойств тугоплавких металлов, приве¬ денных в табл. 1, позволяет сделать следующие вы¬ воды. Представленные металлы отличаются друг от друга по физическим и технологическим свойст¬ вам. Если вольфрам имеет самую высокую темпе-

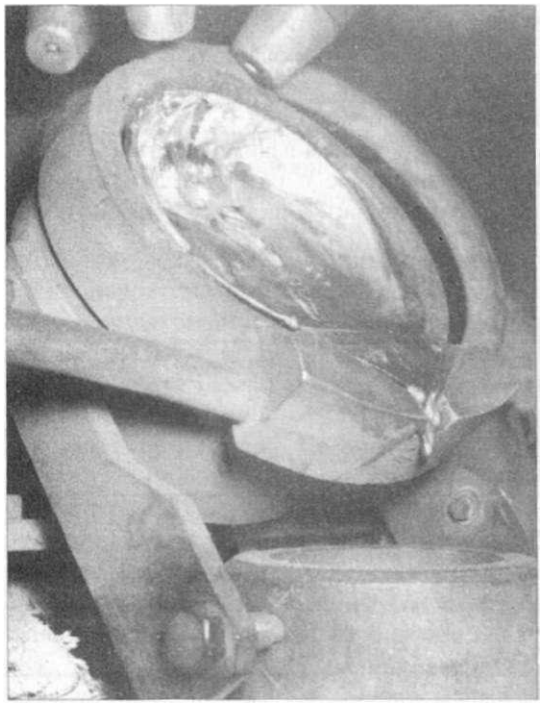


Рис. 1. Рабочий момент слива расплава в изложницу

ратуру плавления (3380 + 40 С). минимальный коэффициент линейного расширения, низкую жидкотекучесть и упругосСь пара, то хром плавится при температуре 1875 ±5 С. имеет максимальный коэффициент линейного расширения и очень высо¬ кую упругость пара. Молибден и ниобий находятся по своим свойствам посредине в ряду тугоплавких металлов. Титан имеет наиболее высокую жидкоте-кучесть и минимальный коэффициент усадки.

Прослеживается также явная зависимость тем¬ пературы плавления хрома, ниобия и титана от дав¬ ления в рабочем пространстве печи [6—10]. В про¬ мышленных условиях [7-9, 11, 12] плавка туго¬ плавких металлов производится в медных или графитовых охлаждаемых тиглях. Благодаря охлаждению тигля часть расплавляемого металла затвердевает на его внутренних стенках, образуя гарнисаж. Гарнисаж устраняет непосредственный контакт жидкого металла с материалом тигля, исключает их взаимодействие и загрязнение металла.

Известно также, что в основном плавку туго¬ плавких металлов проводят на постоянном токе, хотя имеются сообщения о плавке вольфрама [1. 3] на переменном токе обратной полярности. При горении электрической дуге постоянного тока примерно 70... 85 % выделяемого тепла кон¬ центрируется на аноде [4, 12] . Поэта причине в литейной плазменно-дуговой печи ванна жидкого металла является анодом, что обеспечивает повы¬ шение температуры расплава.

Все приведенные выше данные использовались при разработке режимов плавки и литья туго¬ плавких металлов в настоящей работе, в которой была опробована возможность •!•»•• шцон шия полуфабрикатов и отходов тугоплавких ягталлов и сплавов, а также получении фасонных изделий из них методом плазменно-дуговой гарнисажной плавки в медном водоохлаждаемом тигле.

Исслсдования проводили на установке УПГ-1л [13], оснащенной четырьмя плазмотронами ПДМ-7. конструкции ОКТБ ИЭС им. Е Панова НАН Украины по режимам, приведенным *t* .

Расстояние от среза сопла до исследуемого материала поддерживали равным *Ш* як. Экспери¬ менты начинали с того, что загружала ингхтт в мед³-ный водоохлаждаемый тигель емкостью 1ИО см . Затем вакуумировали печь, откачку рабочего про¬ странства производили вакуумным *итшп* ВН-2

до 1 -1 (Г э МПа. Затем камеру печи промывали аргоном. При достижении рабочего давления 1,1-Ю МПа проводили расплавление шихты. Использовали аргон газообразный чистый по ГОСТ 10157-79 и гелий. Расход плазмообразующего газа конт¬ ролировали по ротаметрам — общий по РС-5, на каждом плазмотроне по РС-3. В качестве объекта исследований использовали отходы ниобия (листо¬ вая обрезь, стружка), молибдена (стружка, отходы экранов, куски проволоки), вольфрама (обрезки проволоки, бой штабиков, порошок) и хрома (стружка, чешуйка, мелкие куски). После полного расплавления шихты осуществляли слив металла в изложницу (литейную форму) с помощью поворот¬ ного механизма, обеспечивающего поворот тигля вокруг его центральной оси на 75 ° (рис. 1). Время слива металла составило 5 с. При проведении этих экспериментов изучали влияние технологических параметров плавки на коэффициент слива жидкого металла:

$$/C \quad M$$

где M — масса металла, слитого из тигля, кг; M^{x} — масса металла, расплавленного в тигле, кг.

Результаты этих исследований приведены на рис. 2. Как видно, применение различных техно¬ логических мероприятий, таких как использование для плавки вольфрама, молибдена и его сплавов смеси плазмообразующего газа аргона и гелия в соотношении 50:50, увеличение мощности нагрева от 60 до 100 кВт, времени выдержки иод плазмой, суммарной силы тока до 2000 А приводит к значительному росту коэффициента слива туго¬ плавких металлов из-за их перегрева. А увеличение температуры расплава приводит к повышению жидкотекучести. Жидкотекучесть при заданной температуре определяли по длине технологической пробы в виде спирали, заполненной сплавом [14J. При недостаточной жидкотекучести расплавлен¬ ный металл заполняет форму частично, вследствие чего отливка получается с недоливом и идет в брак.

Отливки из вольфрама, молибдена и их сплавов более зависимы от влияния усадочных и фазовых напряжений, чем отливки из титана и ниобия, но наиболее подвержены влиянию напряжений и воз¬ можному поражению трещинами отливки из хрома. Учитывая данные о линейной (свободной) усадке и коэффициенте усадки (табл. 1), необходимо изго¬ тавливать формы для получения отливок из туго-

Таблица 3. Содержание примесей внедрения (% мае) в исследуемых металлах

Металл	C	Si	O	N	Al
Mo	0,012	0,04	0,06	0,04	0,63
W	0,01	0,05	0,03	0,02	-
Cr	0,09	0,11	0,15	0,12	0,25
Nb	0,009	0,024	0,01	0,008	-
W + Ni	0,01	0,07	0,04	0,03	-

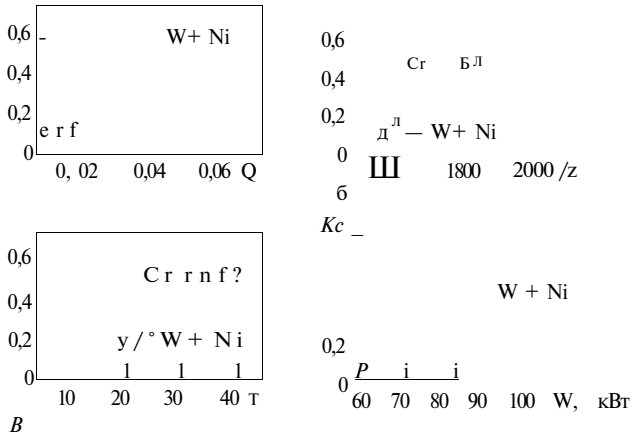


Рис. 2. Зависимость коэффициента слива тугоплавких металлов от технологических параметров плазменно-дуговой гарнисажной плавки: *а* — расхода гелия; *б* — суммарного тока; *в* — времени выдержки под плазмой; z — общей прилагаемой мощности

плавких металлов с припуском для молибдена, вольфрама, ниобия 3,5... 4 мм на сторону, а хрома — 5 мм на сторону. Полученные данные подтвержда¬ ются исследованиями, проведенными в работах [5, 11]. В результате были получены следующие заготовки: хрома максимальн3ой массой 2,8 кг при плотности образца 7,28 г/см , трубные заготовки вольфрам3-никель массой 2,1 кг при плотности 16,5 г/см (рис. 3) и вольфра3ма массой 1 кг при плотности образца 19,22 г/см . Плотность образ¬ цов определяли гидростатическим методом [15].

С целью изучения качества металла из получен¬ ных отливок были отобраны образцы для метал¬ лографических исследований и определения содер¬ жания примесей внедрения (табл. 3).

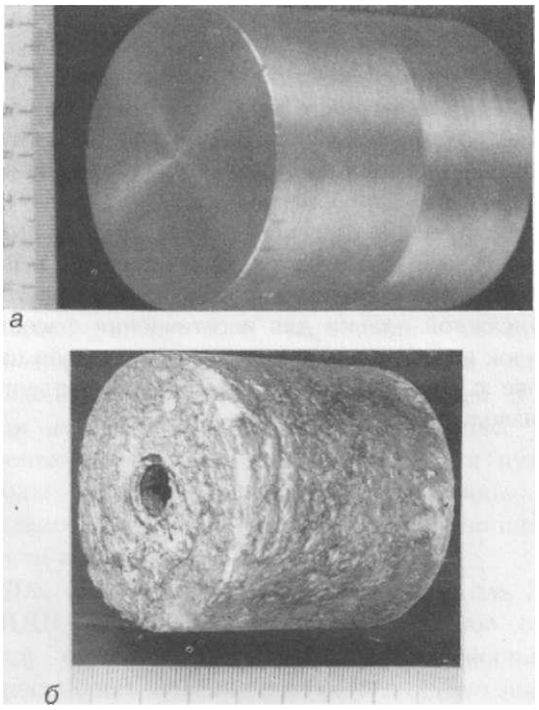


Рис. 3. Отливки хрома (й) и бинарного сплава вольфрам-никель (б), полученные методом плазменно-дуговой гарни-сажной плавки

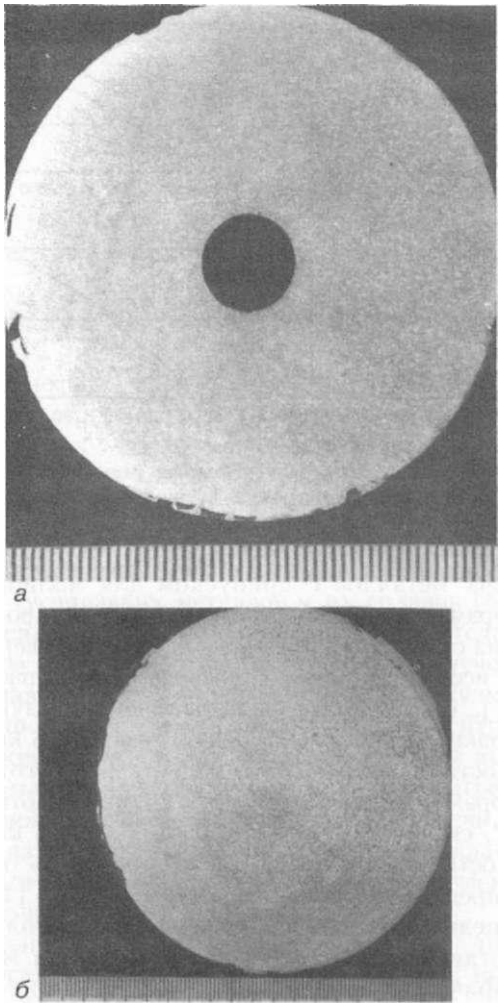


Рис. 4. Поперечные темплеты отливок вольфрама *(а)* и хрома *(б)*

Учитывая то, что заготовки были выплавлены из отходов производства тугоплавких металлов, результаты можно считать удовлетворительными.

Проведенные металлографические исследо¬вания показали (рис. *А а, б),* что структура полу¬ченных по оптимальным режимам отливок плотная, трещины и несплошности отсутствуют, каких-либо дефектов литья не обнаружено.

В заключение следует сказать, что результаты исследований позволяют сделать вывод о перс¬пективности использования плазменно-дуговой гарнисажной плавки для изготовления фасонных отливок из тугоплавких металлов и сплавов на их основе с привлечением отходов промышленного производства.

Выводы

I. Отработана технология получения фасонных отливок из молибдена, вольфрама, ниобия, хрома и сплава вольфрам-пиксль методом плазменно-дуговой гарнисажной плавки.

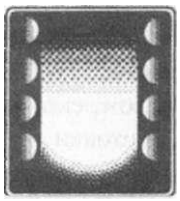
2. Установлено, что повышение зяергетнческих показателей процесса переплава привозит к повы¬шению коэффициента слива металлг

3. Для получения качественной ионерхностн не¬обходимо давать положительные притеки для литейных форм с последующей обдиркой отлнвок из вольфрама, молибдена и ниобия 3...4 мм на сто¬рону, хрома — 5 мм па ст- ;

1. *Зеликман А. Н.* Металлурги» рг™ металлов. — М.: Металлургия, 1980. - 328 с.
2. *КлячкоЛ. И., ЛевтоновИ. П.. Уяшмежх*А.* Л/. Новое в технологии вольфрама и мо-тэйзЛь. М: Метал¬лургия, 1979. - 184 с.
3. *Савицкий Е. М, БурхановГ. С.* № в о в е и спла-вы. - М.: Наука, 1980. - 255 с
4. *Неустроев А. А., Ходорковаат* Г I Вакуумные гарнисажные печи. — М.: Металлувш. 1967- — 272 с.
5. *Плазменно-дуговые* технологам *шют^^жш.* крупных профилированных монокристаллов *ш* фвеоных отливок из тугоплавких металлов и их «-и-итш [Д Шапова-лов, В. Р. Бурнашев, М. Л. Жаэвавч. R В_ Якуша ,// Сварка, металлургия и р"/"-"» »— »— В XXI век: Сб. тр. VI Междунар. натч—ттаж. и—|и|м шиш — Кутаиси, 2001. - 211 с.
6. *Физические* величины: Огравочнвк А. П. Баб1гчев, Н. А. Бабушкина, А. М. Браоппвккшш в д»_: Под ред. И. С. Григорьева, Е. 3. Мі м іі** — М.: Энерго-атомиздат, 1991. — 1232 с.
7. *Cannon J. F. //* Phys. and CT» Brf. DOOL - 1974. - 3, N 3. - P. 781-824.
8. *Vereshchagin L. F., Fateeva S.* S. rfceh Temp. — High Press. - 1977. - 9. N 6
9. *Свойства* неорганических соедввгввг Сжравочшгк / А. И. Ефимов и др. - Л.: *Xiz-z:-*
10. *Самсонов П. В., Витапраш Ш. М.* Тугоплавкие соединения: Справочник. 2-е вн. — М Мета.: . -. 1976.
11. *Гуляев Б. Б., Магницкий О. Н-. Люаюашш .1. А.* Литье из тугоплавких металлов. — М.-JL: Маиишостроение, 1964. - 292 с.
12. *Уилкинсон У.* Получение i_ mil і *шш* • і к в и ш Пер. с англ.; Под ред. Я. М. Стерлвва. — М_: Атомиздат, 1975. - 344 с.
13. *Грановский В. К.* Исследование сжзгю:-:пгз:Лзеских про¬цессов и разработка техвовввв влвяввно-дутовой гарнисажной плавки высокоазогапш ш л я и сплавов: Автореф. дис... канд. техн. наук. — Юв I9B2. — 25 с.
14. *Филин Ю. А., Исаев А. С.* і эзвых судо-строительных сплавов. — Л— - - *1* 7-::с. 1968. - 200 с.
15. *Справочник* по практическому металлсвезэтгс В. Л. Пи-люшенко, С. Е. Винокур, С. Б. Ков&ввожвс и др. — Киев.: Техтка, 1984. — 135 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патова НАН Ухраяны. Киев

DtM-ti—ш 11.04.2002



УДК 669.187.58:620.192.47

О ВЫВЕДЕНИИ УСАДОЧНОЙ РАКОВИНЫ В СЛИТКАХ ПРИ ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКЕ В СЕКЦИОННОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

И. В. Шейко

Проанализированы возможности переплавных процессов с формированием слитка в охлаждаемом кристаллизаторе. Показано, что переплавные процессы, не имеющие жесткой связи между подводимой мощностью и скоростью плавки (ЭЛП и ПДП), позволяют достаточно гибко управлять кристаллизацией металла, в том числе и на завершающем этапе плавки. Это обеспечивает получение слитков, лишенных такого дефекта, как усадочная раковина. Индукционная плавка в секционном кристаллизаторе (ИПСК) также характеризуется отсутствием жесткой связи между скоростью плавки и подводимой мощностью. На основании анализа результатов выполненных исследований описан механизм трансформации параметров металлической ванны при выведении усадочной раковины на завершающем этапе выплавки слитка методом ИПСК.

Feasibilities of remelting processes with an ingot formation in a water-cooled mould are analyzed. It is shown that the remelting processes having no rigid relation between the power supplied and speed of melting (EBM and PAM) can provide flexible control of solidification of metal, including that at the final stage of melting. This guarantees producing ingots without such defect as a shrinkage cavity. The induction melting in a sectional mould (IMSM) is also characterized by the absence of a rigid relation between the melting speed and the power supplied. Mechanism of changing parameters of metal pool in removal of the shrinkage cavity and at the final stage of ingot melting using IMSM method is described on the basis of analysis of results of the carried out investigations.

Ключевые слова: индуктор; электромагнитное поле; охлаждаемый кристаллизатор;металлическая ванна расплав; слиток

Важнейшей характеристикой любого переплавного процесса, в котором формирование слитка происходит путем его последовательного наплавления в охлаждаемом кристаллизаторе (вакуумно-дуговой, электрошлаковый, электронно-лучевой и плазменно-дуговой переплавы), является возможность выведения усадочной раковины на завершающей стадии выплавки слитка.

При таких переплавных процессах, как вакуумно-дуговой (ВДП) и электрошлаковый (ЭШП), выведение усадочной раковины в слитке задача достаточно сложная. Это обусловлено тем, что для данных переплавов характерна жесткая связь между подводимой мощностью и массовой скоростью плавления расходуемого электрода [1 3]. Правда, в последние годы эта задача была успешно решена для ЭШП благодаря применению так называемого токопроводящего кристаллизатора [4, 5].

Электронно-лучевой (ЭЛП) и плазменно-дуговой (ПДП) переплавы не имеют жесткой связи между подводимой мощностью и скоростью плавления расходуемой заготовки, поскольку ее оплавление осуществляется при помощи автономных источников нагрева — электронных пушек и дуговых плазмотронов [6-8]. Поэтому при выплавке слитков в агрегатах электронно-лучевого и плазменно-дугового переплавов выведение усадочной раковины на завершающей стадии плавки не вызывает каких-либо трудностей. В этой связи целесообразно рассмотреть наиболее приемлемые для практического применения пути и методы выведения усадочной раковины при выплавке слитков в установках индукционной плавки в секционном кристаллизаторе.

Для процесса ИПСК так же, как и для ЭЛП и ПДП, характерно отсутствие жесткой связи между подводимой к индуктору мощностью и скоростью наплавления слитка [9-11]. Это значит, что последняя определяется не столько подводимой к индуктору мощностью, сколько, главным об-

© И. В. ШЕЙКО, 2002

разом, скоростью подачи шихты или расходуемой заготовки в зону плавления.

Исходя из опыта, накопленного в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в области индукционной плавки в секционном кристаллизаторе, наиболее оптимальные методы выведения усадочной раковины на завершающем этапе выплавки слитка можно разделить на три основные группы:

выведение усадочной раковины путем плавного понижения мощности, подводимой к индуктору;

выведение усадочной раковины при неизменной мощности на индукторе путем вывода металличес¬кой ванны из зоны индуктора;

комбинированный метод, включающий пони¬жение мощности, подводимой к индуктору, одно¬временно с выводом металлической ванны из зоны индуктора.

Каждый из указанных методов сопровождается значительной трансформацией основных параметров металлической ванны (высота отжатой части ванны, объем отжатой части и всей ванны, коэф¬фициент заполнения кристаллизатора, температура металла и др.), что в конечном итоге и позволяет устранить или, в крайнем случае, свести к мини¬муму усадочную раковину в головной части слитка.

На рис. 1 приведена схема, которая иллю¬стрирует трансформацию геометрических парамет¬ров металлической ванны на завершающем этапе

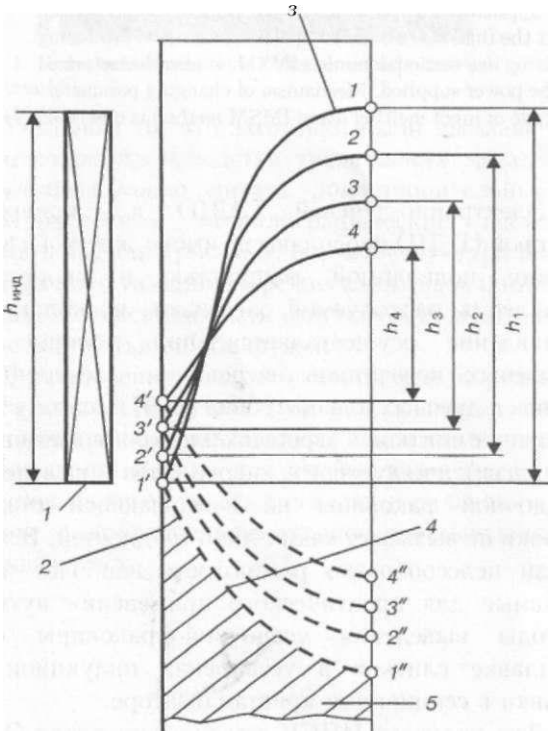


Рис. 1. Схема трансформации геометрических параметров металлической ванны при выведении усадочной раковины в слитке путем понижения мощности на индукторе: / — индуктор; *2* — стенка кристаллизатора; *3* — границы отжатой части металлической ванны; *4* — фронт кристаллизации слитка; 5 — слиток

выплавки слитка методом ИПСК в режиме выве¬дения усадочной раковины. Рассмотрим отдельно механизм изменения геометрических параметров металлической ванны при различных вариантах вы¬ведения усадочной раковины.

Любой вариант выведения усадочной раковины при ИПСК начинают после того, как прекращается подача шихты или расходуемой заготовки в зону плавления, т. е. прекращается 11лавлеяие металла и поступление его в ванну. При этом границы отжа¬той части металлической ванны вначале остаются неизменными, фактически соответствукхт стабиль¬ному режиму плавки и проходят но кривой /-/'. Высота отжатой части ванны »: вримерно равна высоте индуктора. Верхняя Гранина слитка про¬ходит через точку /', а фронт крнсталлизании слитка ограничен кривой *i—f*.

При выведении усадочной рвиним» і путем понижения мощности на и*:_;;. сторс- происходит изменение (уменьшение) напряженности электро¬магнитного поля, создаваемого током, протека¬ющим в индукторе. Это приводит к снижению элек¬тродинамических сил, отжимавиннхметаллический расплав от стенки кристаллизатора. Следует отметить, что понижать мощность на .торе можно как плавно, так и дискретно (стуггеячато). что опреде¬ляется конкретными требованиями технологии.

При изменении мощности, пцаволнмой к индук¬тору, происходит изменение всех параметров ме¬таллической ванны. В условиях понижения мощ¬ности ее не хватает для удержании! отжатой части расплава на первоначальном уровне, его высота уменьшается и становится т.-.: _ < *h*\ • Таким образом, возникает новая ситуация равно¬весия между электромагнитными силами, сжима¬ющими металлический расплав, и металло-статическим давлением расплава у .. ; зевания отжа¬той части ванны (выпуклого мениска). При этом часть жидкого металла опускается вниз и заполняет кольцевое пространство у основания отжатой части ванны, в результате чего верхняя граница слитка у стенки кристаллизатора поднимаете* і эеме-щается из точки /' в точку *7*. Положение фронта кристаллизации тоже изменяется — он соответст¬венно смещается вверх и его Гранина нрян .:ит по

гетической ситуации, вызванной понижением мощ¬ности на индукторе, граница мегаллнмеской ванны будет проходить по линии *2—7—7'*.

При дальнейшем понижении мовнюстн на индукторе уровень отжатой части *а*- -*л* питает и граница металлической ванны проходит по¬следовательно по линиям *3-У—3Г* н -*- -

Если сравнить первоначальные параметры ме¬таллической ванны, граница которой проходит по линии /-/'—/", с ее конечными геометрическими параметрами становится очевидным, что в резуль¬тате понижения мощности, подводимой к то¬ру на завершающем этапе выл танки слитка, происходит ощутимое уменьшение высот ...той

части металлической ванны *(Ji\ > hi > h$ > h^),* объема металла в зоне индуктора и общего объема металлической ванны. Соответственно снижается коэффициент заполнения кристаллизатора в зоне индуктора, определяющий отношение объема отжатой части металлической ванны к объему кристаллизатора, ограниченного высотой индуктора |10J. При этом температура расплава уменьшается, поскольку увеличивается расстояние между стопкой кристаллизатора и границей отжатой части ванны, т. е. металлический расплав смещается в область с более низкой напряженностью электромагнитного поля.

Другой вариант выведения усадочной раковины в головной части слитка — перемещение металлической ванны вместе со слитком из зоны индуктора. Схема изменения геометрических параметров металлической ванны приведена на рис. 2.

Выведение усадочной раковины по этому методу осуществляется без изменения мощности па индукторе после прекращения подачи шихты или расходуемой заготовки в зону плавления. Первоначальная граница металлической ванны проходит по линии /'-/-/", т. е. она соответствует конфигурации ванны, которая установилась в течение плавки. При этом нижняя граница индуктора проходит через точку *а*. Этой точке па верхней границе слитка у стенки кристаллизатора соответствует точка /. Граница отжатой части металлической ванны проходит по линии /•-/, а фронт кристаллизации — по линии /-/", т. е. первоначальная граница металлической ванны проходит по линии /'-/-/".

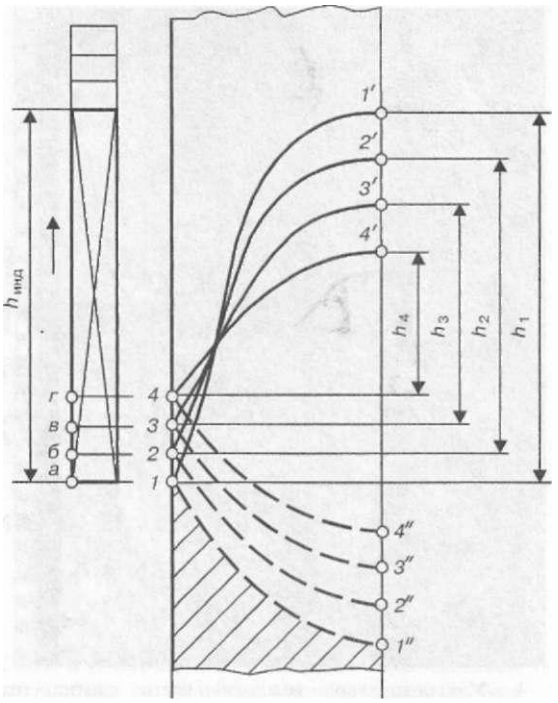


Рис. 2. Схема трансформации геометрических параметров металлической ванны при выведении усадочной раковины в слитке путем перемещения металлической ванны из зоны индуктора

Далее индуктор перемещают относительно слитка вверх (при иаплавлении слитка в глуходонный кристаллизатор) или слиток опускают вниз относительно индуктора (вариант вытягивания слитка). Перемещение может осуществляться как непрерывно, так и дискретно, при этом скорость

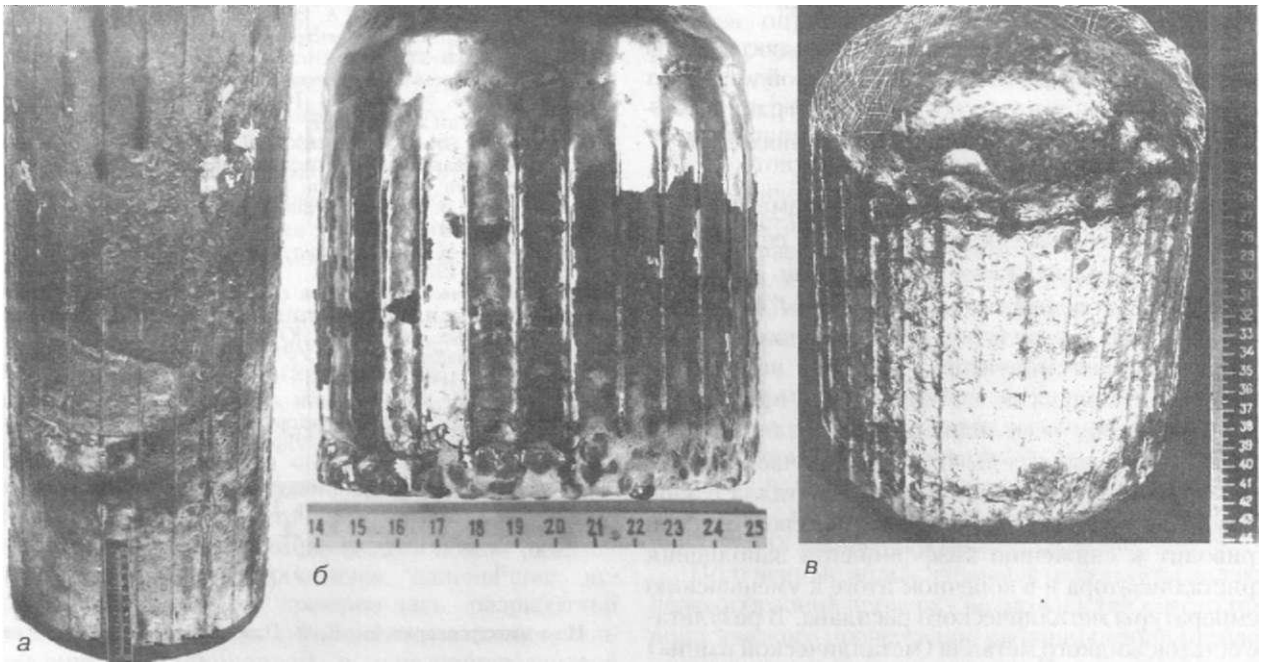


Рис. 3. Головная часть титановых слитков ИПСК на завершающем этапе их выплавки: *а* — без выведения усадочной раковины; *б* и *в* — в режиме выведения усадочной раковины; б — слиток диаметром 68 мм; *в* — слиток диаметром 200 мм

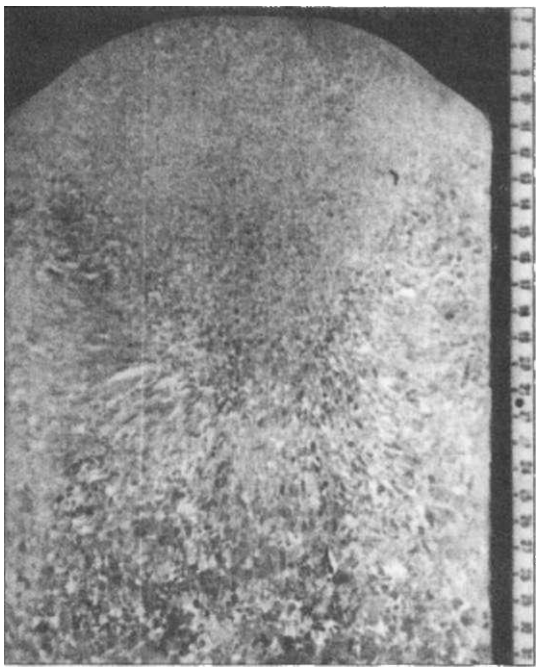


Рис. 4. Макроструктура головной части слитка титана диаметром 200 мм

перемещения может быть любой и определяется конкретной технологией плавки.

Через какой-то промежуток времени нижняя граница индуктора окажется в точке *б*. При этом нижняя граница слитка переместится из точки / в точку *2* и кольцевое пространство у стенки кристаллизатора между этими точками заполнится жидким металлом, который поступает из отжатой части металлической ванны. Металл у стенки кристаллизатора между точками / и *2* закристал¬лизуется. В результате высота отжатой части ванны уменьшится на величину, равную расстоянию между точками /' и *2',* т. с. $h\backslash > h^2$. Новая граница отжатой части ванны пройдет' по линии *2—2,* а фронт кристаллизации по линии *2-2".*

При дальнейшем перемещении индуктора его нижняя граница последовательно пройдет через точки виг, которым соответствует граница ме¬таллической ванны, проходящая по линиям *3'—3-3"* и *4-4-4".*

Сравнивая первоначальные параметры ме¬таллической вапны (линия /'—/—/") с ее последу¬ющими геометрическими параметрами *(2-2-2", 3—3—3")* и конечными (линия *4'-4~4"),* можно отметить, что в результате вывода металлической ванны из зоны индуктора, так же, как и при понижении мощности на индукторе, происходит трансформация всех параметров металлической ванны. Уменьшаются высота отжатой части ванны *(h\ > I12 > I13 >* /24), объем жидкого металла в зоне индуктора и общий объем ванны, что в свою очередь приводит к снижению коэффициента заполнения кристаллизатора и в конечном итоге к уменьшению температуры металлического расплава. В результа¬те остаток жидкого металла (металлической ванны) В головной части слитка кристаллизуется, сохраняя куполообразную форму (рис. 3). При этом усадоч¬ная раковина в слитке не образуется (рис -

Сравнивая энергетические показатели ра. г-ренных методов выведения усадочной раковины, можно отметить, что завершающий этап плавки с понижением мощности на и -...кгоре — процесс более предпочтительный с энергетической точки зрения в сравнении с выводом металлической ванны из зоны индуктора, поскольку он требует меньших затрат электроэнергии.

Третий, комбинированный вариант выведения усадочной раковины предполагает одновременное понижение электрической мощности на индукторе и вывод металлической ванны из зоны индуктора. Этот технологический вариант сопрсвождается ана¬логичным изменением геометрических параметров металлической ванны, но технически более сложный.

Таким образом, процесс выведения усадочной раковины в головной части слитка на завершающем этапе И П С К сопровождается значительным изме¬нением геометрических параметров н теплового режима металлической ванны — уменьшаются объем отжатой части ванны н общий ее объем, снижаются коэффициент заполнения кристаллиза¬тора и температура жидкого металла. Все это соз¬дает благоприятные условия, не дотекающие обра¬зования усадочной раковины в головной части вы¬плавляемого слитка.

Наиболее предпочтительным вариантом являет¬ся выведение усадочной раковины путем пони¬жения мощности на индукторе на завершающем этапе плавки.

1. *Вакуумная* металлургия /Поя L Самарина. — М.: Металлургиздат, 1962. — 273 с
2. *Латаш Ю. В., Медовар Б. И.* Ъ.-. — >: *:2iz:* пере-плав. — М.: Металлургиздат. 19. •
3. *КлюевМ. М., Каблуковский А. Ф У-~П———гжяя* элект-рошлакового переплава. — М.: М'.-i.. -;• — 256 с.
4. *Электрошлаковая* наплавка *-AZSZZZZ.* &:-:> • ;;. • : метал-лом / Б. И. Медовар, А. В. Черйес \~ 7 *'.iz;ti3* др. // Пробл. спец. I II I U- II 111 щи— — 1995. — № 1. - С. 6-11.
5. *Электрошлаковые* процессы fe *z-xr.-.z* т?:::о-дов / Б. И. Медовар, А. К. Пыктлеяпх Л. Б. Медовар и др. // Там же. - 1997. - >* ± - С. 12-16.
6. *Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л.. КщШтшов Ю. А.* Элект¬ронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и спла¬вов. — Киев: Наук, думка, 1973. — 240с
7. *Лакомский В. И.* Пгазменно-х.сп-кй *Ziz,4—.i2* - Киев: Техника, 1974. - 239 с.
8. *Клюев М. М.* Плазменно-дуговой ш |н и i *m* — М_: Ме¬таллургия, 1980. — 197 с.
9. *Индукционный* переплав в секционном кристаллизаторе, возможности и перспективы по:::т- пла-ва титановых отходов / Ю. В. Латай. И. В. Шейко, В. Н. Вернадский и др. // Проба, сищ. электрометал¬лургии. - 1986. - № 2. - С. 64-70.
10. *Некоторые* особенности им ц • №• • • • ! плавки в секционном кристаллизаторе. Ч. : _ Ч *z* Шейко. Г. А. Высоцкий, Ю. В. Латаш. Ю. Д. Яворский . Там же. - 1989. - № 4. - С. 99-104.
11. *Некоторые* особенности индукционной в секцион¬ном кристаллизаторе. Часть 2 / И. В. Шеяшо. Г. А. Вы¬соцкий, Ю. В. Латаш, Ю. Д. Яворский: Там же. — 1990. — № 1. — С. 93-98.

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

Поступила 07.02.2002

УДК 669.018.44/.45:621.745.558:621.365.5

СОВМЕЩЕННАЯ ИНДУКЦИОННАЯ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ПЛАВКА ЛИТЕЙНЫХ ОТХОДОВ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ЖС3ДК И ЖС26-ВИ

Ю. Ф. Аникин, Ю. Г. Добкина, В. В. Клочихин, С. В. Ладохин, П. Д. Жеманюк

Исследован метод плавки отходов жаропрочных сплавов ЖСЗДК и ЖС26-ВИ с использованием совмещенного индукционного и электронно-лучевого нагрева. Плавки осуществлялись на установке, смонтированной на базе вакуумно-индукционной печи, которая была дополнительно оснащена электронно-лучевой пушкой. Основные преимущества новой технологии заключаются в повышении качества металла и достаточно низком удельном расходе электроэнергии.

Method of melting rejections of heat-resistant alloys ZhS3DK and ZhS26-VI using a combined induction and electron beam heating was investigated. Melting was performed in the unit assembled on the base of vacuum-induction furnace which was furnished additionally with an electron beam gun. The ma'or advantages of the new technology consist of improving metal quality and a low enough specific consumption of electric energy.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы; отходы; вакуумная индукционная плавка;электронно-лучевой нагревоб химический состав; структура; механические свойства; длительная прочность

В настоящее время основным способом производ¬ства литых изделий ответственного назначения из жаропрочных сплавов (например, лопатки и другие детали ГТД) является вакуумная индукционная плавка (ВИП). Однако с точки зрения эф¬фективности рафинирования и повышения качест¬ва сплавов технологические возможности ВИП представляются исчерпанными. В то же время для газотурбостроения Украины весьма актуальной является проблема глубокого рафинирования отхо¬дов жаропрочных сплавов с целью максимально возможного возвращения металла в производство, поскольку в данное время эти сплавы закупаются за рубежом.

Эффективное рафинирование отходов жаро¬прочных сплавов можно осуществлять способом электронно-лучевой гарнисажной плавки с электромагнитным перемешиванием расплава [1]. Однако экспериментальная проверка показала, что этот способ связан с высокими удельными расходами электроэнергии, неприемлемыми для промышленных предприятий, изготавливающих литые изделия из жаропрочных сплавов.

Поэтому были проведены дальнейшие ис¬следования, которые завершились разработкой нового способа, получившего название сов¬мещенной индукционной и электронно-лучевой плавки (ВИП + ЭЛП) [2, 3|. В этом случае ственно плавка шихты и перегрев расплава проводятся в керамическом тигле путем ин¬дукционного нагрева, а рафинирование и тер¬мовременная обработка — путем дополнительного электронно-лучевого обогрева расплава на заключительном этапе процесса. Временные параметры плавки и мощность электронно-лучевого нагрева определяются решаемыми задачами по рафинированию сплавов.

Эффективность нового способа была проверена при рафинировании отходов жаропрочных коррозионно-стойких сплавов, использующихся для изготовления лопаток стационарных (судовых и энергетических) газотурбинных двигателей [3, 4J. Было установлено, что совмещенная плавка обеспечивает рафинирование сплавов от примесей и неметаллических включений. В сравнении с ВИП металл совмещенной плавки характеризуется более мелкозернистым строением и более чистыми границами зерен. Благодаря оптимизации морфологии упрочняющих структурных элементов (у'-фазы, карбидов типа МС, МгзСб) повышается высокотемпературная пластичность сплавов и долговременная прочность при со¬хранении на достаточном уровне других ме¬ханических характеристик.

Полученные положительные результаты делают целесообразной проверку возможностей нового тех¬нологического процесса при рафинировании отходов других жаропрочных сплавов. В настоящей статье

© Ю. Ф. АНИКИН, Ю. Г. ДОБКИНА, В. В. КЛОЧИХИН, С. В. ЛАДОХИН, П. Д. ЖЕМАНЮК, 2002

представлены результаты плавки и рафинирования литейных отходов некоторых сплавов, применяющихся для производства лопаток авиационных ГТД.

Опытные плавки проводили на установке, представляющей собой стандартную вакуумную индукционную печь типа УППФ-3М, которая оснащена дополнительным источником электронно-лучевого нагрева [2]. Основные технические характеристики агрегата следующие:

Объем плавильной камеры, м	2,4
Объем камеры формы, м"	1,2
Максимальная мощность индукционного нагрева, кВт	250
Частота индукционного нагрева, Гц	2400
Тип электронно-лучевой пушки	Аксиальная
Максимальная мощность индукционного нагрева, кВт	150
Разгоняющее напряжение пушки, кВ	30
Температура нагрева формы, С	900... 1000
Рабочее давление в плавильной камере, Па	0,13

В качестве плавильной емкости в экспериментах использовали керамический тигель для индукционной плавки. С целью защиты керамики от возможного воздействия электронного луча на тигель устанавливали водоохлаждаемое металлическое кольцо.

Объектами исследований были выбраны сплавы ЖС3ДК и ЖС26-ВИ, паспортные (стандартные) составы которых приведены в табл. 1. Во всех случаях шихта представляла собой кондиционные литейные отходы этих сплавов в виде литников и прибылей отливок. Перед завалкой в печь указанные отходы подвергали механической очистке. Масса завалки в опытах составляла 8,0... 8,5 кг, максимальная мощность индукционного нагрева — 40 кВт. Мощность электронно-лучевого нагрева во всех плавках поддерживали на уровне не более 50 % мощности индукционного нагрева, причем при включении электронно-лучевого нагрева мощность индукционного соответственно снижали. Таким образом, удельный расход электроэнергии не превышал этот показатель для ВИП. Продолжительность электронно-лучевого нагрева рассчитывали из условия четырехкратной высокотемпературной обработки расплава за счет его пребывания в зоне фокального пятна па зеркале ванны 151. Для указанной массы металла она составляла около 10 мин.

Провели две серии экспериментов. В первой серии отходы сплавов переплавляли способом совмещенной плавки (ВИП + ЭЛП) и получали стандартные пальчиковые образцы диаметром 12 мм методом равноосной кристаллизации. Исследование механических свойств металла показало, что при комнатной температуре они превышают аналогичные свойства металла серийных плавок ВИП, однако по длительной прочности не отвечают требованиям ТУ. Было установлено, что снижение: значений длительной прочности произошло из-за практически полного отсутствия карбидов по границам зерен и заметного измельчения зерна. Таким образом, высокая рафинирующая способность новой технологии в данном случае является негативным фактором.

Поэтому во второй серии экспериментов была предусмотрена двухстадийная ггроцедура получения образцов. На первой стадии отходы переплавляли способом плавки (ВИП+ЭЛП) с целью рафинирования металла и получали стандартные мерные шихтовые заготовки диаметром 90 мм. Всего было проведено по две плавки каждого сплава. Режимы плавок были аналогичными режимам первой серии экспериментов.

На второй стадии их этих шихтовых заготовок по технологиям, принятым на ОАО <Мотор Сич», отливали образцы для изучения свойств. Из сплава ЖС3ДК образцы (диаметр 12 мм, длина 60 мм) получали методом равноосной кристаллизации при ВИП, а образцы из сплава ЖС26-В111 диаметр 15 мм, длина 165 мм) — как равноосной, так и высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК).

Полученные указанными методами образцы использовали для изучения химического состава, макро- и микроструктуры, механических свойств при комнатной температуре, длительной прочности, строения изломов образцов (после испытаний на растяжение).

Одним из недостатков электронно-лучевой плавки является избирательное испарение элементов, что может привести к ептстонениюхимического состава выплавляемых сплавов от требуемого. В жаропрочных сплавах на основе никеля к таким легкоиспаряющимся элементам относится прежде всего хром. В табл. 1 приведены химические составы сплавов ЖС3ДК и ЖС26-ВИ в шихтовых заготовках диаметром 90 мм, полученных совмещенной плавкой (ВИП + ЭЛП ». i m_- . бразцах диаметром 12 мм, полученных методом равноосной кристаллизации из шихтовых за: т •• ^оплавленных по схеме (ВИП + ЭЛП)—»В1Ш. и в образцах диаметром 15 мм, полученных но методу высокоскоростной направленной кристаллизации из шихтовых заготовок, переплавленных по схеме (ВИП + ЭЛП)-^{A} ВНК. Для сравнения в таблице представлены также контрольные результаты серийных плавок сплавов и требуемые стандартами значения содержания отдельных элементов.

Анализ полученных данных свидетельствует, что составы образцов сплавов всех способов плавки соответствуют установленным требованиям. Совмещенная плавка обеспечивА-.: : .: : *г.* звание сплавов от свинца, кислорода и азота. В заготовках диаметром 90 мм имеет место повышенное содержание газов в верхних частях.

Наблюдается также тенденция снижения содержания фосфора: в сплаве ЖС3Д: - D05 % в серийном металле до 0,003 % в опытных образцах, в сплаве ЖС26-ВИ соответственно с 0.004 до 0.003 %. Содержание серы в сплавах разных способов плавки сохраняется на уровне 0.004 Si. Требования



Таблица 1. Химический состав сплавов ЖС3ДК и ЖС26-ВИ

Сплав	Способ плавки	Содержанке, % мае.						
		C	Cr	Co	Ti	AI	Mb	w
ЖС3ДК	ВИП + ЭЛП	0,10	12,19	9,39	2,87	4,78	4,27	4,46
	(верх слитка)	0,10	11,02	9,12	2,63	4,41	4,30	4,46
	ВИП + ЭЛП	0,10	11,89	9,33	2,83	4,67	4,21	4,53
	(низ слитка)	0,11	11,35	9,20	2,67	4,34	4,38	4,61
	(ВИП + ЭЛНГВИП	0,09	11,75	9,12	2,88	4,47	4,27	4,07
	Серийная	0,09	12,06	9,27	3,04	4,47	4,28	4,08
	Технические условия	0,06...0,11	11,0...12,5	8,0... 10,0	2,5...3,2	4,0...4,8	3,8...4,5	3,8...4,5
ЖС26-ВИ	ВИП + ЭЛП	0,14	4,83	9,12	0,93	5,62	0,96	11,32
	(верх слитка)	0,10	4,72	8,71	0,89	5,62	0,91	11,38
	ВИП + ЭЛП	0,10	4,83	8,91	0,93	5,75	0,96	11,69
	(низ слитка)	0,15	5,04	9,12	0,89	5,57	0,87	11,38
	(ВИП + ЭЛКГВИП	0,17	4,95	8,91	0,93	5,62	1,0	12,02
	(ВИП + ЭЛП)->ВНК	0,18	4,57	9,33	0,89	5,69	0,93	12,02
	Серийная	0,16	4,86	9,12	0,98	5,81	1,16	11,64
	Технические условия	0,12...0,18	4,3...5,6	8,0... 10,0	0,8... 12	5,5...6,2	0,8... 1,4	10,9... 12,5

Продолжение табл. 1

Сплав	Способ плавки	Содержание, %мае.								
		Nb	Fe	B	Мп	Si	Pb*		O*	N*
ЖС3ДК	ВИП + ЭЛП	-	< 2,0	0,02	< 0,4	< 0,4	8,0	5,0	-	-
	(верх слитка)	-	< 2,0	0,02	< 0,4	< 0,4	-	-	24,8	36,6
	ВИП + ЭЛП	-	< 2,0	0,02	< 0,4	< 0,4	-	-		-
	(низ слитка)	-	< 2,0	0,02	< 0,4	< 0,4	-	-	19,5	37,5
	(ВИП + ЭЛП)->ВИП	-	< 2,0	0,02	< 0,4	< 0,4	< 10,0	< 5,0	14,4	34,6
	Серийная	-	0,27	0,016	0,06	0,12	10,0	5,0	19,3	47,9
	Технические условия	~	< 2,0	< 0,02	< 0,4	< 0,4	-	-	-	-
ЖС26-ВИ	ВИП + ЭЛП	1,55	0,19	< 0,015	< 0,3	0,25	4,0	5,0	-	-
	(верх слитка)	1,48	,31	< 0,015	< 0,3	0,25	-	-	15,3	4,0
	ВИП + ЭЛП	1,51	0,20	< 0,015	< 0,3	0,25	-	-	-	-
	(низ слитка)	1,48	0,33	< 0,015	< 0,3	0,25	4,0	5,0	11,3	3,7
	(ВИП + ЭЛП)->ВИП	1,44	0,12	< 0,015	< 0,3	< 0,3	3,5	5,0	11,5	4,1
	(ВИП + ЭЛП)^{A}ВНК	1,48	0,06	< 0,015	< 0,3	< 0,3	4,0	5,0	12,8	3,1
	Серийная	1,55	0,52	< 0,015	< 0,3	< 0,3	10,0	5,0	12,8	9,5
	Технические условия	1,4... 1,8	< 1,0	< 0,015	< 0,3	< 0,3	< 10,0	< 5,0	-	-

Содержание элементов приведено в 10

ТУ на содержание серы и фосфора в обоих сплавах составляют < 0,01 %.

Макроструктуру выявляли методом химического травления образцов в реактиве, состоящем из 80 % HC1 и 20 % H2O. На рис. 1 и 2 представлены макроструктуры исследуемых сплавов в заготовках диаметром 90 мм, полученных способом совмещенной плавки (ВИП+ЭЛП), и диаметром 20 мм, полученных по схеме (ВИП + ЭЛП)-»ВИП. Для сплава ЖС3ДК характерна более мелкозернистая структура, причем величина зерна в заготовках диаметром 90 мм (в зоне равноосных кристаллов) и 20 мм примерно одинакова, тогда как в сплаве ЖС26-ВИ после ВИП наблюдается увеличение размера макрозерна.

Микроструктура сплавов показана на рис. 3~8. В сплавах наблюдаются следующие структурные составляющие: у-твердый раствор (матрица), упрочняющая интерметаллидная /-фаза, карбиды типа МС и МгзСб и карбонитриды. В сплаве ЖС26-ВИ, кроме перечисленных фаз, выделяется также эвтектика Y"Y (рис. 3, *б).*

Карбиды в заготовках сплава ЖС3ДК, полученных совмещенной плавкой (ВИП + ЭЛП), имеют преимущественно глобулярную форму и достаточно равномерно распределены в объеме

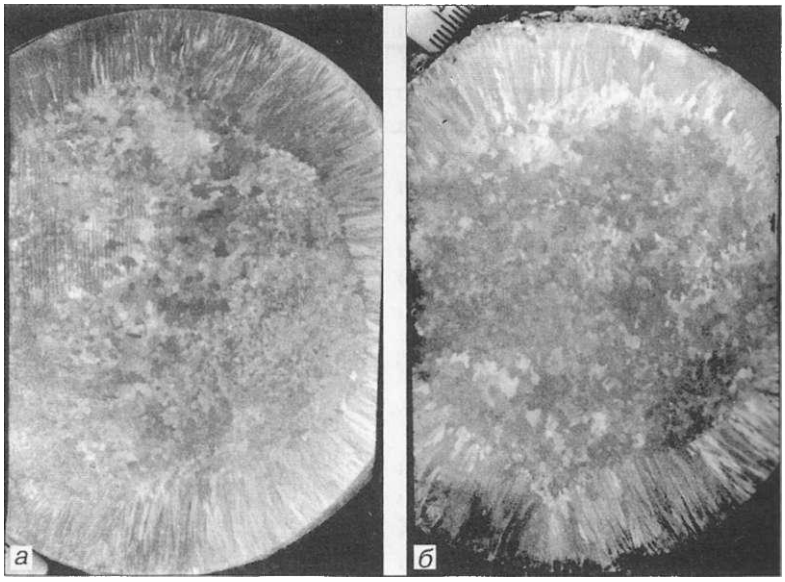


Рис. 1. Макроструктура сплавов ЖСЗДК *(а)* и ЖС26-ВИ (б) в заготовках диаметром 90 мм, полученных по схеме ВПП - ЭЛП

металла (рис. 4, *а).* В заготовках сплаваЖС26-ВИ, выплавленных по аналогичной схеме, наблюдается выделение карбидов шрифтовой морфологии в виде каркаса в междендритном пространстве (рис. 4,6).

Последующая вакуумно-ипдукционпая плавка способствует выделению карбидов как в междендритных пространствах, так и по границам зерен (рис. 5). Характерно, что размер карбидов в образцах из сплава ЖС26-ВИ диаметром 15 мм, полученных методом ВНК, значительно больше, чем в образцах с равноосной структурой.

Термическая обработка сплавов по стандартным режимам (сплав ЖСЗДК — выдержка при 1210 "С в течение 4 ч, охлаждение на воздухе; сплав ЖС26-ВИ — выдержка при 1265 °С в течение 1,5 ч, охлаждение на воздухе) способствует получению более однородной структуры (рис. 6). Вероятно, это объясняется выравниванием химического состава между осями и межоспыми участками дендритов.

Размеры и морфологию основной упрочняющей /-фазы исследовали с использованием растрового микроскопа JSM T-300 при увеличении 15000. Установлено, что во всех случаях /-фаза имеет кубовидную форму и состоит из четырех частиц. В образцах сплава ЖСЗДК диаметром 90 мм, полученных совмещенной плавкой (ВПП — ЭЛП), частицы /-фазы примерно в 1,5 раза крупнее, чем в образцах диаметром 12 мм, полученных по схеме (ВИП + ЭЛП)->ВИП (рнс. 7). Такого увеличения не наблюдается в образцах сплава ЖС26-ВГ1, полученных аналогичным образом (рис. 8). В образцах сплава ЖС26-ВИ, полученных по схеме (ВИП+ЭЛП)—>ВНК, размер частиц интерметаллидной фазы увеличивается приблизительно в 1,8 раза (рис. 8, *в).*

Механические свойства сплавов изучали при комнатной температуре, а длительную прочность — при принятых стандартных режимах испытаний. При этом сплав ЖС26-ВИ испытывали как в литом состоянии, так и после термической обработки, а сплав ЖСЗДК — только после термической обработки. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

Анализ приведенных в этой таблице данных показывает, что механические и жаропрочные свойства сплавов в шихтовых заготовках, полученных совмещенной плавкой, превышают как требования технических условий, так и средний уровень свойств металла серийных плавок.

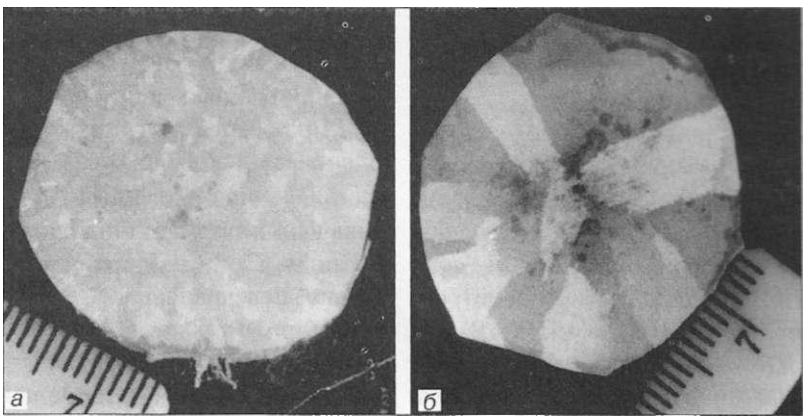


Рис. 2. Макроструктура сплавов ЖСЗДК *(а)* и ЖС26-ВИ *(б)* в заготовках диаметром 20 мм, полученных по схеме (ВИП + ЭЛГО^ВИП

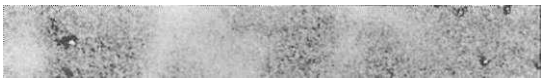


Рис. 3. Микроструктура сплавов ЖСЗДК (о) и ЖС26-ВИ *(б)* в литых заготовках диаме мм, полученных по схеме ВИП + ЭЛП (Х500)

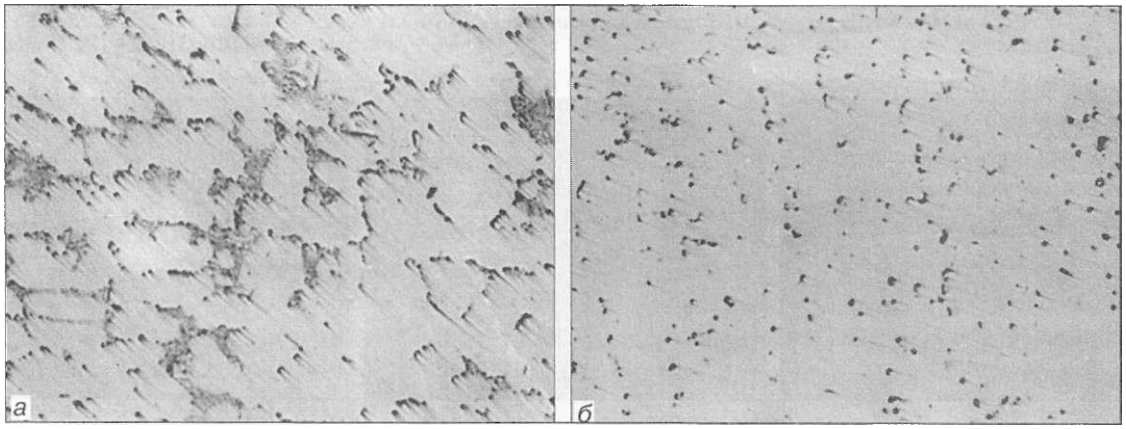


Рис. 4. Морфология и распределение карбидов в литых заготовках диаметром 90 мм сплавов ЖСЗДК (а) и ЖС26-ВИ (б), полученных по схеме ВИП + ЭЛП (Х200)

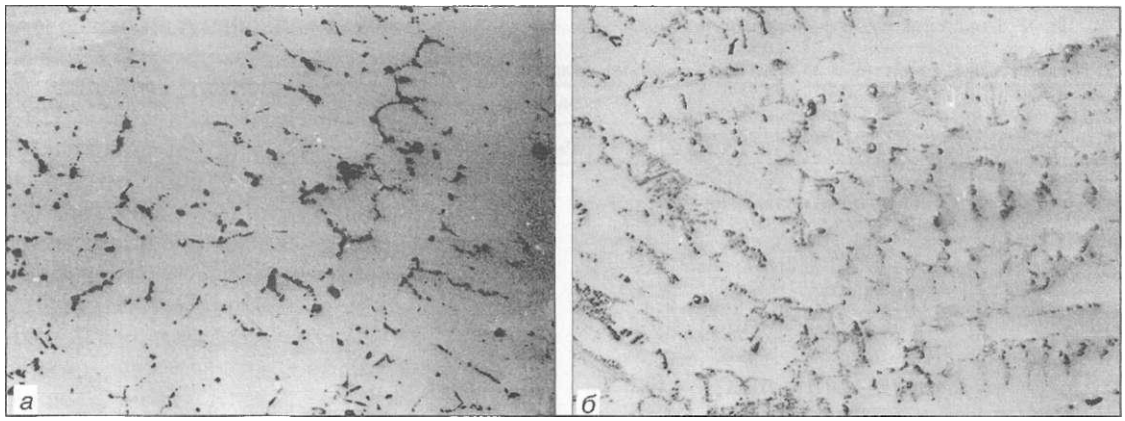


Рис. 5. Карбиды в сплавах ЖСЗДК *(а)* и ЖС26-ВИ *(б)* в образцах диаметром 12 мм, полученных по схеме (ВИП + ЭЛЮ^ВИП (Х200)

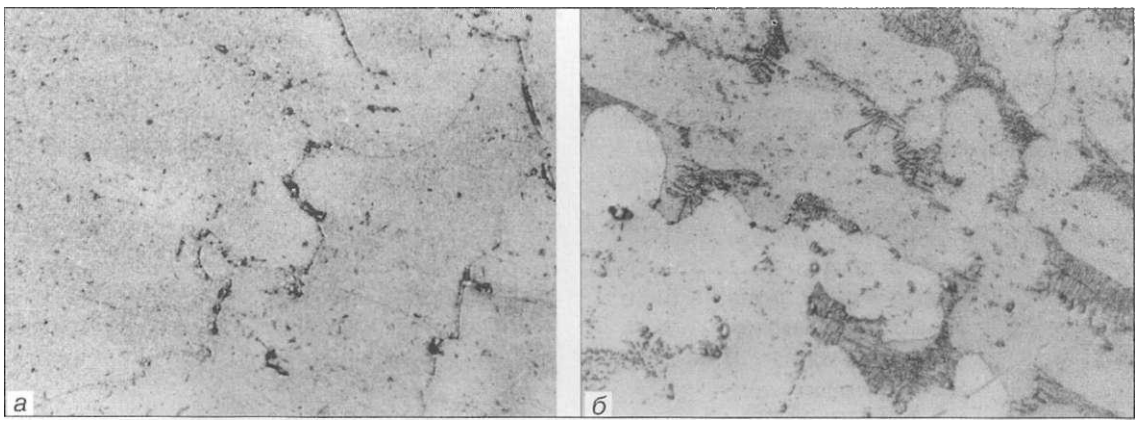


Рис. 6. Микроструктура сплавов ЖСЗДК *(а)* и ЖС26-ВИ (б) в образцах, полученных по схеме (ВИП + ЭЛП)—>ВИП, после термообработки (Х500)

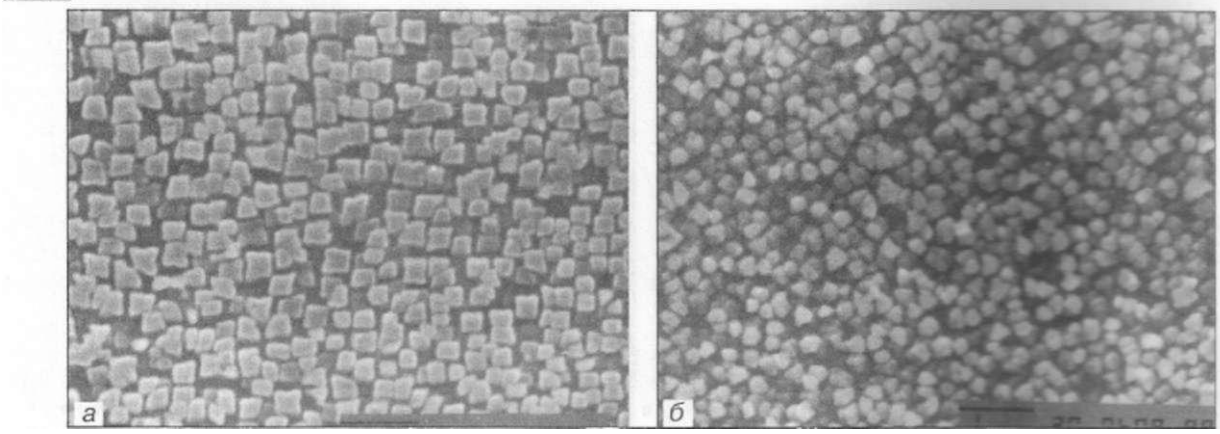


Рис.7. Интерметаллидная фаза в сплаве ЖСЗДК (Х1500): *а* — плавка по схеме ВИП + ЭЛП: *б* — по стене < ВИ П - ЭЛП)-»ВИП

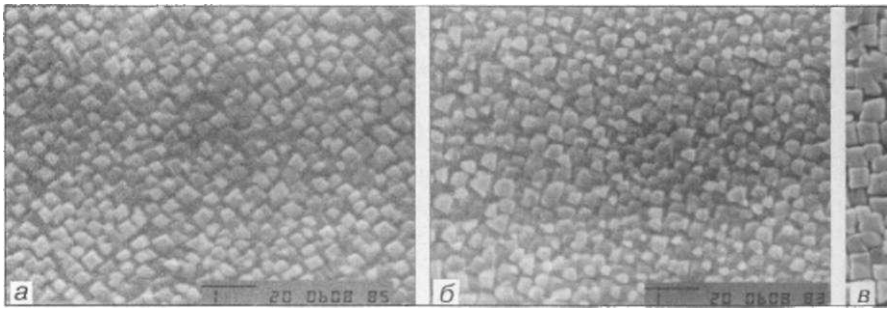


Рис. 8. Интерметаллидная фаза в сплаве ЖС26-ВИ (Х1500): *а* — плавка по схеме ВИП + ЭЛ1 (ВИП + ЭЛГО-НВИП; *в* - по схеме (ВИП + ЭЛП)А ВНК

Таблица 2. Механические свойства и длительная прочность сплавов ЖСЗДК и ЖС26-ВИ

Сплав	Способ плавки	Механические сюйства						
		о., МПа	о0 2, МПа	8, %	V, %			Т, Ч
ЖСЗДК (после термической обработки)	(ВИП + ЭЛП)-»ВИП	. 1067	886	11,2	11,3		343	330,0
		1043	907	9,2	11,6	вя	343	345,5
	Серийная	990	842	7,4	9,5	850	343	316,2
	Технические условия	> 930	-	> 7,0	-	850		>50,0
ЖС26-ВИ (литой)	(ВИП + ЭЛЩ-нЗИП	9.56	803	9,2	12,4			65,0
		-	-	-	-	975	225	49,8
	(ВИП + ЭЛП)->ВНК	1025	-	4,4	-	975	25о	50,5
	(поликристаллическая структура)	984	-	6,0	-	975	2S5	59,5
	(ВИП + ЭЛП)-»ВНК	984	-	4,0	-	975	255	42,5
	(монокристаллическая структура)	1014		4,0		975	25о	49,5
	Серийная	897	-	6,9	-	975	*п*	64,5
	Технические условия	> 830	-	> 3,0	-	975	-	>40,0
ЖС26-ВИ (после термической обработки)	(ВИП + ЭЛП)'-»ВИП	977	801	8,8	12,1	975		49,5
		899	800	9,4	7,8	975	225	61,0
	(ВИП + ЭЛП)->ВНК	996	876	6,4	8,9	975	>55	76.5
	(поликристаллическая структура)	1013	871	6,4	7,8	975	255	82,5
	(ВИП + ЭЛП)->ВНК	1094	886	6,2	8,2	975	255	82,8
	(монокристаллическая структура)	1028	884	8,0	11,6	975	255	86,8
	Серийная	882	-	11,7	-	975	255	65,2
	Технические условия	>830	-	> 6,0	-	975	255	>40,0

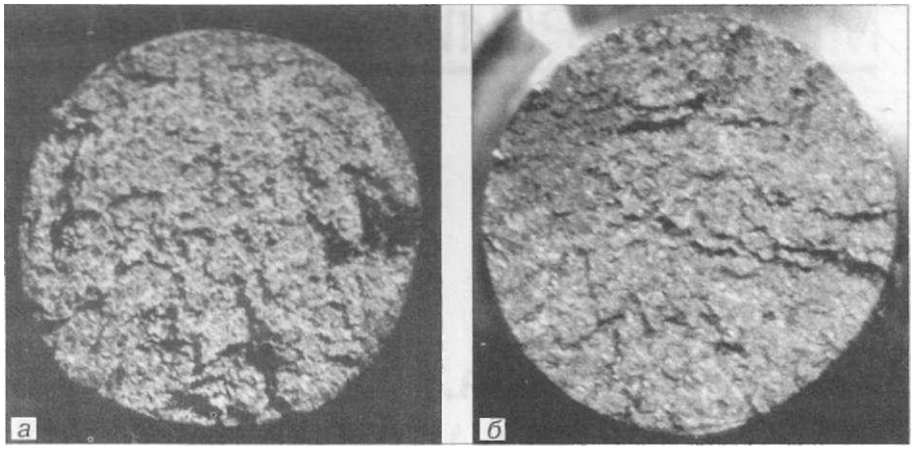


Рис. 9. Структура изломов образцов сплава ЖС26-ВИ, полученных методом ВНК при серийной плавке (а) и по схеме (ВИП + ЭЛП)->ВНК (б)

Образцы сплавов после испытаний на растя¬жение при комнатной температуре и на длительную прочность были подвергнуты фрактографическим исследованиям с целью установить особенности раз¬рушения материала. Сравнение характера разру¬шения опытных образцов и образцов серийных пла¬вок свидетельствует, что во всех случаях он идентичен. В качестве примера на рис. 9 представ¬лены изломы образцов сплава ЖС26-ВИ, получен¬ных в серийной плавке с направленной кристал¬лизацией и по схеме (ВИП + Э ЛП)-»ВНК.

Выводы

1. Совмещенная индукционная и электронно-луче¬вая плавка обеспечивает эффективное рафини¬рование литейных отходов сплавов ЖСЗДК и ЛСС26-ВИ от вредных примесей и газов, что поз¬воляет отливать из них качественные мерные шихтовые заготовки для последующих переплавов.

2. Механические свойства и длительная проч¬ность сплавов, полученных совмещенной плавкой, отвечают требованиям технических условий и пре¬вышают средний уровень аналогичных свойств ме¬талла серийного производства.

3. Технология совмещенной индукционной и электронно-лучевой плавки может быть рекомендо¬вана для рафинирования кондиционных литейных отходов сплавов ЖСЗДК и ЖС26-ВИ с последу¬ющим получением из них лопаток авиационных ГТД принятыми методами их производства.

4. Целесообразно продолжить исследования по рафинированию с применением новой технологии переплава кондиционных литейных отходов других жаропрочных сплавов, в первую очередь ЖС32, а также сплавов, содержащих рений и тантал.

5. Целесообразно исследовать возможность рафинирования при совмещенной индукционной и электронно-лучевой плавке некондиционных отхо¬дов жаропрочных сплавов с целью возвращения их в производство.

1. *Ладохин* С. *В., Шмигидин В. Г.* Применение электронно¬лучевой плавки в литейном производстве // Металл и литье Украины. — 1995. — № 4. — С. 16-21.
2. *Установка* для совмещенной индукционной и электронно-лучевой плавки металлов и сплавов / Ю. Ф. Аникин, А. Д. Жежера. С. В. Ладохин, Т. В. Лапшук // Там же. - 1998. - № 5-6. - С. 8-10.
3. *Аникин Ю. Ф., Ладохин С. В., Яковлев В. Т.* Техно¬логические параметры выплавки сложнолегйрованных никелевых сплавов в электронно-лучевых литейных уста¬новках // Процессы литья. — 1998. — № 3-4. — С. 23-26.
4. *Вплив* вакуумних переплавив на структуры перетворення та властивоетт жаромщного сплаву ЧС70-В1 / Ю. П. Ашкш, І. І. Максюта, Ю. Г. Добкша, М. О. Вербило // Металознавство та обробка металйз. - 2001. - № 3. - С. 64-68.
5. *Ладохин С. В., Корнюшин Ю. В.* Электронно-лучевая гарнисажная плавка металлов и сплавов. — Киев: Наук, думка, 1988. - 144 с.

Физико-технологический институт металлов и сплавов
НАН Украины, Киев
ОАО «Мотор Сич», Запорожье

УДК 669.187.526:621.187.1

СУБЛИМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ НАГРЕВЕ В УСЛОВИЯХ АВТОВАКУУМА

Г. К. Харченко, Ю. В. Фальченко, Т. Г. Таранова, О. А. Новомлинец, Е. В. Половецкий

Исследованы процессы сублимации металлов в условиях автовакуума. Установлено, что в замкнутых герметичных объемах при нагреве происходит сублимация меди с образованием конденсата на поверхностях образцов молибдена, хрома, ниобия и стали Х18Н10Т. Показано, что конденсат меди на хроме, полученныгй при температуре нагрева 950 °С и выдержке 20 мин, состоит из сферических частиц диаметром не более 2 мкм. С увеличением времени нагрева толщина конденсата меди возрастает.

Processes of sublimation of metals under conditions of autovacuum are investigated. It was establ the copper sublimation with the formation of condensate on the surfaces of samples of molybdenum, rhromi- a and steel Kh 18N1 OT occurs in closed sealed volumes during heating. It is shown that the copper condensate o i produced at heating temperature 950 °C and 20 min soaking consists of spherical particles of diameter of With increase in time of heating the copper condensate thickness is increased.

Ключевые слова: герметичный объем;автовакуум состав сублимация; медь

На основе изучения явлений, протекающих внутри герметизированного пакета при его высокотемпературном нагреве, разработана новая технология производства толстолистового биметалла путем прокатки герметичных пакетов [1]. Установлено, что в герметичных микро- и макрообъемах, первоначально заполненных воздухом, при нагреве создастся разрежение вследствие поглощения металлами газов, находящихся в объеме (автовакуумировапие). В работах [1, 21 проанализированы процессы, обусловливающие автовакуумирование. Дальнейшие исследования позволили выявить эффект сублимации никеля и осаждения его па поверхности сталей (Ст3 и Х18Н10Т) в условиях автовакуумирования герметичного пакета при его нагреве в печи до 1150 °С в течение одного часа [3]. В этой работе рассматривался только сам факт осаждения никеля па сталь, при этом отмечалось, что внешний вид такой поверхности аналогичен виду поверхности стали, покрытой никелем гальваническим способом. Авторы утверждали, что толщина слоя никеля больше на поверхности нержавеющей стали, однако толщины покрытий и их вид не приведены.

В работе [4] рассмотрена сублимация легирующих элементов с поверхностей нагрева сталей 09Г2С и Х22Н6М. Установлено, что химический состав поверхностей этих сталей, находящихся в замкнутом пространстве на расстоянии 0.5 мм друг от друга, изменяется. Нагрев образцов осуществляли проходящим током до температуры 1100 "С в течение 20 с. Для определения химического состава стали на поверхности образца использовали растровый электронный микроскоп.

Опыт, накопленный авторами настоящей статьи при разработке технологии сварки давлением с нагревом разнородных металлов, свидетельствует о том, что сублимация протекает на стадии предварительного нагрева. Актуатьность изучения процесса сублимации в условиях автовакуумирования обусловлена тем. что при сварке давлением металлов и неметаттических материалов наиболее часто используются пластичные промежуточные прослойки из меди или атюмнния [4, 5]. Однако до настоящего времени при выборе материала и вида таких прослоек исходили из показателей пластичности прослойки (фольга, покрытие, порошок и т. п.). необходимой ее толщины (барьерные свойства, контактное упрочнение), а также учитывали температурно-времепные условия образования и роста интерметаллидов в зоне контактов. Авторы полагают, что изучение особенностей процесса сублимации позволит найти новые подходы к разработке технологии соединения металлов в твердой фазе.

© Г. К. ХАРЧЕНКО, Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО, Т. Г. ТАРАНОВА, О. А. НОВОМЛИНЕЦ, Е. В. liO.iO.4- .

Сублимация металлов в yi

композиции		7-	Сублимация
1	Си-Mo. Nb. Сг. Х18Н10ГГ	950	Меди
2	Си-Ст3	950	Нет суб-тимашш
3	АЬМо, ХЬ. Сг. Х18Н10Т, Си	600	То же

Примечание. Использовали медь марки Ml н алюмпяин марки АД1.

Цель настоящей работы изучение суб-лимации меди и алюминия в условиях автовакуума. Эксперименты проводили на установке для сварки давлением в вакууме, в которой образцы, состоящие из отдельных пластин, нагревали с помощью кольцевой электронно-лучевой пушки. Схема ци¬линдрического образца с внутренним диаметром отверстия 10 мм, моделирующего герметичный объем, показана на рис. 1.

Исследуемые поверхности пластин предвари¬тельно полировали и обезжиривали ацетоном. Герметизация замкнутого объема достигалась в результате схватывания контактирующих по¬верхностей при незначительном усилии сжатия образца как в процессе сборки, так и в период нагрева. Для всех исследуемых пар разнородных металлов была принята температура нагрева 0,9 $Г^{пл}$ менее тугоплавкого металла. Время выдержки при этой температуре составляло 20 мин.

После охлаждения образца пластины отделяли друг от друга и исследовали состав и структуру внутренних поверхностей на растровом элек¬тронном микроскопе JSM-840 фирмы JEOL (Япония). На аналитических весах пластины взвешивали до и после нагрева и оценивали прирост

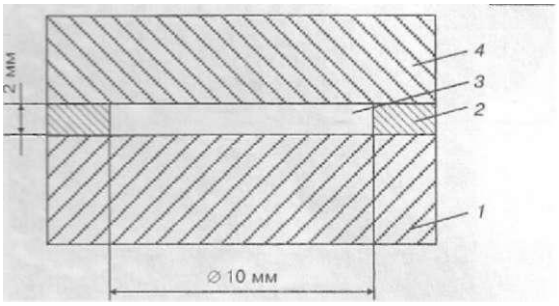


Рис. 1. Образец для исследования процесса сублимации: / — медная или алюминиевая пластина; *2* — кольцо из меди или алюминия; *3* — герметичный объем; *4* — пластины из хрома, молибдена, ниобия, сталей Х18Н10Т, Ст3

массы за счет конденсата. Результаты экспе¬риментов представлены в таблице.

В композиции №3 (А1~Ме) сублимация алюминия не происходит, так как согласно работам [7—9, 11] плотная оксидная пленка на алюминии блокирует испарение. В композиции №1 проис¬ходит сублимация меди. Можно предположить, что в условиях эксперимента поверхность меди освобождается от оксидов значительно быстрее, чем поверхности других металлов, что соответствует данным работ [8-10]. Отсутствие сублимации в паре Си-Ст3, вероятно, связано с недостаточной глубиной вакуума в герметичном объеме. Нашими экспериментами подтверждается вывод работы [3] о том, что при нагреве герметичного объема с внутренней поверхностью из нержавеющей или черной стали процесс сублимации происходит более интенсивно при использовании нержавеющей стали.

Расчет толщины покрытия по изменению массы образцов показал, что она составляет не более 2 мкм. Толщина покрытия, определенная па растровом электронном микроскопе, составляет примерно 1,5 мкм.

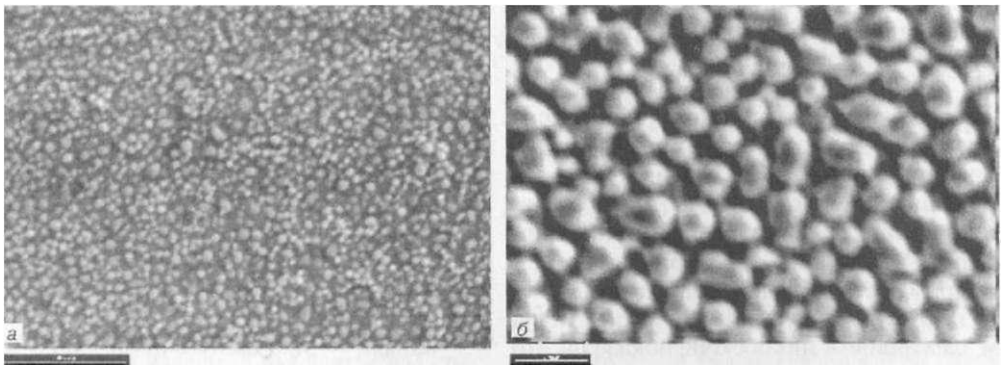


Рис. 2. Топография поверхности конденсатов меди на хроме (я, Х 3000) и молибдене (б, Х 3500; *в,* Х 800), полученных в условиях автовакуумирования после нагрева 20 мин





Рис. 3. Топография поверхности конденсата меди на хроме после нагрева 60 мин (X 1500)



Рис. 4. Конденсат меди на хроме (излом) после нагрева 60 мин (X 1500)

Покрытия на металлах, полученные сублимацией при нагреве в условиях автовакуума, существенно отличаются по структуре от вакуумных покрытий, полученных ионным методом. В первом случае преобладает столбчатая структура со сквозными порами, а во втором — мелкозернистая структура без пор 17, 121.

На рис. 2 представлены характерные топографии поверхности конденсатов, полученных в условиях автовакуумировапия. Во всех отмеченных в таблице композициях конденсат (покрытие) состоит из частиц сферической формы диаметром от 0,3 до 2 мкм.

При увеличении времени отжига от 20 до 60 мин толщина конденсата меди на хроме возрастает от 0,3... 0,7 мкм до 3 мкм и одновременно наблюдается агрегация, т. е. сращивание отдельных сферических частиц. На рис. 3 и 4 представлен вид конденсата меди после нагрева в течение 60 мин.

На основании работ [8-10| рассмотрим вероятную модель формирования конденсата в условиях автовакуума. Если атмосфера замкнутого объема перед откачкой или дегазацией — это воздух (и основном азот и кислород), то после любых режимов откачки и дегазации атмосфера замкнутого объема состоит в основном из оксидов углерода и водорода [8, 9]. Если в герметичном объеме существует определенная газовая среда, то испарившиеся с поверхности атомы металла в результате столкновений с молекулами газов и друг с другом могут образовать микрокапельки |10]. В дальнейшем температура этих капелек, скорость конденсации, давление остаточных газов, состояние поверхностей, особенности взаимодействия контактирующих металлов обусловливают шарообразную форму частиц конденсата. Отмстим, что исследования поверхности сублимируемого металла па растровом электронном микроскопе показали, что ее вид соответствует виду поверхности после вакуумного теплового травления.

Выполненные исследования свидетельствуют о том, что в процессе предварительного нагрева и образования физического контакта при сварке в твердой фазе могут создаваться условия, которые приводят к сублимации в стыке одного из металлов. Полученный конденсат имеет пористый характер и состоит из сферических частиц меди диаметром до 2 мкм. В работах [12, 13] отмечается, что использование в качестве промежуточного слоя порошка никеля позволяет проводить диффузионную сварку при температуре па 200 °С ниже, чем без такой прослойки. При этом коэффициенты диффузии в зоне контакта возрастают на несколько порядков.

На основании результатов проведенных исследований можно предположить, что сублимация металлов при нагреве, предшествующем осадке при соединении металлов в твердой фазе, обусловливает получение промежуточных прослоек в стыке ультрадиснерсных конденсатов. Согласно работам [12, 13] наличие таких прослоек ускоряет диффузионные процессы и повышает качество сварных соединений.

Таким образом, установлено, что в условиях автовакуумировапия в замкнутых герметичных объемах при нагреве происходит субл»гмапия меди с образованием конденсата на поверхностях образцов молибдена, хрома, ниобия и стали Х18Н10Т. Конденсат меди, который образуется на подтожке при температуре 950 °С и времени выдержки 20 мин. состоит из сферических частиц диаметром не более 2 мкм.

1. *Многослойная* сталь в сварн1з: :•:::-::-. тон, Б. И. Медовар, А1 С Цыюгленко и др. — Киев: Наук, думка, 1984. - 28 288 с.
2. *Самоочистка* от оксидов стыкуемых поверхностей при сварке в твердой фазе с нагревом < Лшивше^кнй обзор) / ^.Кучук-Яценко, Г. К. Харчешао. Ю. В. Фалшенко, , Гтзигоренко // Автомат, сварка. — 1998. — \? 2. —
3. О *сублимации* никеля в замкнутом пространстве при нагреве / Е. В. Ткаченко, Б. П. Медовар. Г. А. Бойко, А. И. Кре^нделаза Пробл^спея, эоекпюметаллур-
4. *Никитин А С.* Сублимация химгт элементов с пошрхностей нагрева в№словиях авловакуума Сва-
5. *Диффузионная* сварка материалов: Г т а ш и' Под ред. Н. Ф."Казакова. — М.: Магшшостроенжг. 1961. - 271 с.
6. *Металлургия* и технология сварки ттеовлавквх металлов и сплаиой на их основе / С. М. Гуревнч. М. М. Нероденко, Г. К. Харченко и др. — Киев: Наук, думка. 1982. — 304 с.
7. *Вовси А. И., Кашпур Н. С, Рашевшт О. Т.* Изучение процесса сублимации магния = вакмуме: - Рига: АВОТС, 1983. - С. И Н Н
8. *Черепнин Н. В.* Сорбционные «• • •» в вакуумной технике. — М.: Советское радио, 1973. — 383 с.
9. *Черепнин Н. В.* Вакуумные свойства материалов для электронных приборов. — М.: Советское радио. 1966. — 350 с.
10. *Ашкенази Л. А.* Вакуум для науки и техники. — М.: Наука, 1987. - 128 с"
11. *Бронфин М. Б., Жуховицкий А. А.. Мярштев В. А.* К вопросу о влиянии окисных плевок на кинетику субли-Вацш^// СФизбика 2тве<рдого тела. — 1965. — Т. 7.
12. *Люшинский А. Г.* Критерии выбора ~о«ежуточных слоев при диффузионной сварке *z i-Z :: Iz.* • ;;алов // Свароч. пр-во. — 2001. — № 5. — С. 40—43.
13. *Массоперенос* при сварке давлением с применением ультрадисперсного порошка никеля А В. Люшинский, В. Ф. Мазанко, М. Н. Белякова. С. П. Ворона / Там же. - 1999.' - № 6. - С. 1(R4

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

Постяпиа 13.02.2002