

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
академик **Б. Е. Патон**

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона
д.т.н. **Г. М. Григоренко** (зам. гл. ред.),
д.т.н. **С. В. Ахонин**, **Д. М. Дяченко** (отв. секр.),
д.т.н. **И. В. Кривциун**, д.т.н. **Л. Б. Медовар**,
д.т.н. **Б. А. Мовчан**, д.т.н. **А. С. Письменный**,
д.т.н. **А. И. Устинов**, д.т.н. **В. А. Шаповалов**

Ученые университетов Украины
д.т.н. **В. С. Волошин**, ПГТУ, Мариуполь
д.т.н. **М. И. Гасик**, НМетАУ, Днепр
д.т.н. **О. М. Ивасишин**, Ин-т металлофизики, Киев
д.т.н. **П. И. Лобода**,
НТУУ «КПИ им. И. Сикорского», Киев
д.т.н. **А. В. Овчинников**, ЗНТУ, Запорожье

Зарубежные ученые
д.т.н. **К. В. Григорович**
МИСиС, Москва, РФ
д.х.н. **М. Зиниград**
Ун-т Ариэля, Израиль
д.т.н. **А. А. Ильин**
МАТИ-РГТУ, Москва, РФ
д.ф.-м.н. **Г. Младенов**
Ин-т электроники, София, Болгария
д.т.н. **А. Митчелл**
Ун-т Британской Колумбии, Канада
д.т.н. **Г. Ф. Тавадзе**
Ин-т металлург. и материаловед.
им. Ф. Тавадзе, Тбилиси, Грузия
д.т.н. **Цоуха Джанг**
Северо-Восточный ун-т, Шеньян, Китай

Учредители
Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
Международная Ассоциация «Сварка» (издатель)

Адрес редакции журнала
«Современная электрометаллургия»
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Украина, 03680, г. Киев-150,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 200 82 77, 200 54 84
Тел.: (38044) 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Редакторы
К. Г. Григоренко, **Т. В. Юштина**
Электронная верстка
Л. Н. Герасименко, **Т. Ю. Снегирева**

Свидетельство о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002
ISSN 2415-8445

Рекомендовано к печати
Ученым советом ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Костецкий Ю. В. Концепция
микрозаводов для выпуска продукции премиум качества
электрошлаковым переплавом 3

Протокивилон И. В., Порохонько В. Б. Физическое моделирование
капельного переноса электродного металла при ЭШП с наложением
импульсных магнитных полей 9

**Биктагиров Ф. К., Мищенко Д. Д., Шаповалов В. А.,
Гнатушенко А. В., Игнатов А. П., Веретильник А. В.** Физические
свойства плавленного и агломерированного флюсов АНФ-6-1 15

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

**Ахонин С. В., Северин А. Ю., Белоус В. Ю., Березос В. А.,
Пикулин А. Н., Ерохин А. Г.** Структура и свойства титанового сплава
BT19, полученного способом электронно-лучевой плавки, после
термомеханической обработки 19

Демченков С. А., Шишкин А. Е. Влияние старения реакционных
многослойных Al/Ni фольг на скорость распространения фронта
реакции СВС 25

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Костин В. А., Григоренко Г. М. Особенности формирования структуры
3D изделия из стали S460M в аддитивной металлургической
технологии 33

Балицкий А. И., Иваскевич Л. М. Металлургические методы
повышения водородной хрупкости и трещиностойкости жаростойкого
никелевого сплава 43

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Григоренко С. Г., Григоренко Г. М., Задорожнюк О. М.
Интерметаллиды титана. Особенности, свойства, применение
(Обзор) 51

ИНФОРМАЦИЯ

IX Международная конференция молодых ученых «Сварка
и родственные технологии. WRTYS-2017» 59

РАЗРАБОТКИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА

Исследование закономерностей формирования способом электронно-
лучевого осаждения слоистых материалов функционального
назначения 61

Создание нового высокопрочного титанового сплава и разработка
оптимальных способов сварки 62

Исследование структурных превращений в сварных соединениях
высокопрочных сталей и разработка математической модели 63

Памяти А. К. Цыкуленко 64

ЗМІСТ

CONTENTS

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Костецький Ю. В.
Концепція мікрозаводів для випуску продукції преміум
якості електрошлаковим переплавом 3

Протоковілов І. В., Порохонько В. Б. Фізичне моделювання
крапельного переносу електродного металу при ЕШП з
накладенням імпульсних магнітних полів 9

*Біктагіров Ф. К., Мищенко Д. Д., Шаповалов В. О.,
Гнатушенко О. В., Ігнатів А. П., Веретільник О. В.*
Фізичні властивості плавненого та агломерованого флюсів
АНФ-6-1 15

Medovar L.B., Stovpchenko A.P., Kostetsky Yu.V. Conception
of microplants for producing premium quality products by
using electros slag remelting 3

Protokovilov I.V., Porokhonko V.B. Physical modeling of
electrode metal drop transfer in ESM with superposition of
pulsed magnetic fields 9

*Biktagirov F.K., Mishchenko D.D., Shapovalov V.A.,
Gnatushenko A.V., Ignatov A.P., Veretilnik A.V.* Physical
properties of fused and agglomerated fluxes ANF-6-1 15

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

ELECTRON BEAM PROCESSES

*Ахонін С. В., Северин А. Ю., Белоус В. Ю., Березос В. О.,
Пікулін О. Н., Ерохін О. Г.* Структура та властивості
титанового сплаву VT19, отриманого способом
електронно-променевої плавки, після термомеханічної
обробки 19

Демченков С. О., Шишкін А. Є. Вплив старіння
реакційних багатощарових Al/Ni фольг на швидкість
поширення фронту реакції СВС 25

*Akhonin S.V., Severin A.Yu., Belous V.Yu., Berezos V.A.,
Pikulin A.N., Erokhin A.G.* Structure and properties of
titanium alloy VT19, produced by the electron beam
melting, after thermomechanical treatment 19

Demchenkov S.A., Shishkin A.F. Effect of ageing of reaction
multilayer Al/Ni foils on rate of SHS. reaction front
spreading 25

ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ МЕТАЛУРГІЇ

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Костін В. А., Григоренко Г. М. Особливості формування
структури 3D виробів зі сталі S460M в адитивній
металургійній технології 33

Балицький О. І., Іваськевич Л. М. Металургійні методи
підвищення водневої тривкості та тріщиностійкості
жароміцного нікелевого сплаву 43

Kostin V.A., Grigorenko G.M. Peculiarities of formation
of 3D structure of S460M steel product in additive
metallurgical technology 33

Balitsky A.I., Ivaskevich L.M. Metallurgical methods of
improving hydrogen brittleness and crack resistance of heat-
resistant nickel alloy 43

НОВІ МАТЕРІАЛИ

NEW MATERIALS

Григоренко С. Г., Григоренко Г. М., Задорожнюк О. М.
Інтерметаліди титану. Особливості, властивості,
застосування (Огляд) 51

Grigorenko S.G., Grigorenko G.M., Zadorozhnyuk O.M.
Intermetallics of titanium. Peculiar features, properties,
application (Review) 51

ІНФОРМАЦІЯ

INFORMATION

IX Міжнародна конференція молодих вчених
«Зварювання та споріднені технології. WRTYS-2017» ... 59

IX International Conference of young scientists «Welding
and related technologies. WRTYS-2017» 59

РОЗРОБКИ ІЕЗ ім. Є. О. ПАТОНА

DEVELOPMENTS OF THE
E.O. PATON ELECTRIC WELDING INSTITUTE

Дослідження закономірностей формування способом
електронно-променевого осадження шаруватих матеріалів
функціонального значення 61

Створювання нового високоміцного титанового сплаву і
розробка оптимальних способів зварювання 62

Дослідження структурних перетворень у зварних
з'єднаннях високоміцних сталей та розробка
математичної моделі 63

Пам'яті А. К. Цикуленко 64

Investigation of regularities of formation of functional-
purpose laminar materials by electron beam deposition
method 61

Development of new high-strength titanium alloys and
optimum methods of welding 62

Investigation of structural transformations in welded joints
of high-strength steels and design of mathematical model ... 63

In memory of A.K. Tsykulenko 64

Адреса редакції журналу
«Сучасна електрометалургія»

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України
Україна, 03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 200 82 77, 200 54 84; тел.: 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com
Свідоцтво про державну реєстрацію KB 6185 от 31.05.2002
ISSN 2415-8445

Editorial Address

of Journal «Electrometallurgy Today»
The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU
11, Kazimir Malevich Str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel./Fax: (38044) 200 82 77, 200 54 84; Tel.: 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com
State Registration Certificate KV 6185 of 31.05.2002
ISSN 2415-8445

КОНЦЕПЦИЯ МИКРОЗАВОДОВ ДЛЯ ВЫПУСКА ПРОДУКЦИИ ПРЕМИУМ КАЧЕСТВА ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ

Л. Б. Медовар¹, А. П. Стовпченко^{1,2}, Ю. В. Костецкий¹

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Инжиниринговая компания «Элмет-Рол».
03150, г. Киев-150, А. я. 259. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

Предложен перспективный способ создания микрометаллургических заводов на основе электрошлакового процесса для производства высококачественной металлопродукции ответственного назначения переплавом отработанных изделий из высоколегированных сталей, сплавов и/или цветных металлов. Показаны преимущества использования печи электрошлакового переплава в качестве основного агрегата микрозавода для производства продукции премиум качества. Рассмотрены принципы комплектации микрозаводов на основе современных электрошлаковых установок, размещение которых требует минимума производственных площадей и капитальных вложений, а их эксплуатация обеспечивает высокие стандарты защиты окружающей среды и условий труда за счет автоматизации производственных процессов. Библиогр. 18, ил. 2.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; электрошлаковое литье; мини завод; микрозавод; высоколегированная сталь

Введение. Сегодня общепринято говорить о четвертой промышленной революции. В этой связи появилось и новое понимание роли и места таких традиционных отраслей промышленности как черная металлургия. Для Украины развитие черной металлургии особенно важно, поскольку в силу общеизвестных факторов черная металлургия может или превратиться в непосильное бремя для страны с широчайшим спектром проблем, включая экологические и социальные, или сыграть роль локомотива современной экономики.

Можно смело предположить, что для нашей страны наиболее благоприятным сценарием развития черной металлургии должна быть коренная модернизация устаревших предприятий наряду с выведением неэффективных мощностей. Однако с учетом особой роли черной металлургии Украины в экономике государства и сложившейся архаичной структуры металлургического производства следует искать рациональные пути ее изменения. Технические аспекты такого рода перерождения целой отрасли во многом будут определяться структурой потребления ее продукции, а в ряде случаев и самими потребителями.

Тенденции структурной перестройки металлургии. Естественно возникает вопрос: каким должно быть действительно современное металлургическое предприятие и выпуск какой продукции необходим? Ответить на этот вопрос кратко

невозможно, поскольку следует рассматривать различные аспекты этой многоплановой задачи. Однако некоторые ответы вполне очевидны. Создаваемое производство обязательно должно быть:

экологичным, с полным комплексом природоохранных технологий, чтобы современное общество воспринимало металлургию позитивно;

ресурсосберегающим и малоотходным, а в идеале — безотходным;

энергоэффективным за счет рационального потребления электроэнергии, воды, газа и других энергоносителей;

высокотехнологичным, с высокой степенью автоматизации, культурой производства высококачественной и современной продукции (высокопрочных сталей и сплавов для различных потребителей).

Последние десятилетия одним из основных направлений создания новых металлургических производств было и остается строительство мини-заводов для удовлетворения региональных потребностей в металле. Эффективность работы мини-завода в большой мере определяется минимальными затратами на доставку шихтовых материалов и перевозку готовой продукции, узкой специализацией сортамента преимущественно строительного назначения (сортовой прокат, арматура, катанка). Такое предприятие занимает небольшую площадь, использует современные высокоинтенсивные процессы, чаще всего ДСП, работающую на металлоломе с дуванием газа и кислорода, печь

ковш, МНЛЗ или литейно-прокатный модуль, что обеспечивает быструю окупаемость инвестиций [1–3]. Эффективность минизаводов подтверждена опытом их многолетней эксплуатации в развитых и развивающихся странах. На постсоветском пространстве особенно показателен факт успешного функционирования Белорусского и Молдавского минизаводов, построенных еще в рамках плановой экономики. Опыт Украины по минизаводам не столь очевиден. В частности, опыт минизавода ИСТИЛ, выделившегося внутри интегрированного завода полного цикла, оказался не слишком удачным. Дело в том, что традиционный для минизаводов сортамент — катанка и арматура, режест, широко представлен на мировом рынке и в Украине производится мощными интегрированными заводами, имеющими достаточно широкую сырьевую базу. Именно поэтому мы полагаем, что одним из перспективных путей совершенствования металлургии Украины может стать создание производств высококачественной легированной стали с годовым объемом производства менее 50000 т. Такие заводы малой производительности получили название микрометаллургических. Тенденция дальнейшего уменьшения годового объема производства с 0,5...1,0 (характерного для минизаводов) до 0,3 и даже 0,05 млн. т в год наметилась в мире в самые последние годы. В большинстве случаев инициатива создания таких предприятий принадлежит компаниям, в производственном цикле которых регулярно образуется собственный лом в довольно больших объемах (горнодобывающая, металлообрабатывающая, нефтехимическая и химическая отрасли). Микрометаллургические заводы для выпуска продукции премиум качества появились, по нашей информации, в Иране, США, Исландии и их количество постоянно растет.

Речь идет о выпуске продукции конечного назначения, полностью используемой в собственном цикле или пользующейся высоким спросом на рынке. В определенном смысле можно сравнивать такие микрозаводы с металлургическим производством, например, в тяжелом машиностроении. Естественно, что металлургический передел на таких предприятиях предусматривает рециклинг отработанных деталей в аналогичные новые металлоизделия с минимальными затратами, чтобы получать продукт с высокой добавочной стоимостью. Именно этот основной принцип положен в изложенную ниже концепцию создания микрозаводов на основе современных установок электрошлакового переплава (ЭШП) для производства продукции премиум качества.

Стратегия создания микрозаводов на основе технологий ЭШП. Электрошлаковый переплав сегодня — это самый распространенный процесс специальной электрометаллургии для производства высокотехнологичной продукции.

Высокое качество продукции ЭШП и электрошлакового литья (ЭШЛ) доказано еще нашими предшественниками [4–6]. Хорошо известно, что большинство заготовок для наиболее ответственных изделий атомного, нефтехимического и других видов тяжелого машиностроения выпускается именно на печах ЭШП. Самая большая печь ЭШП, построенная в Китае, может выпускать слитки массой до 450 т и диаметром до 3500 мм. На большинстве передовых предприятий тяжелого машиностроения эксплуатируются печи, позволяющие выпускать слитки массой 150...250 т. Во всем мире также успешно работают машиностроительные предприятия, где с помощью печей ЭШП меньшей мощности производят слитки, заготовки и/или электрошлаковое литье. Масса одного слитка (плавки) на таких печах составляет чаще всего 1...5 т. Производимые слитки или заготовки подвергают деформации ковкой для получения разнообразных деталей.

Прекрасно работает созданная в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАНУ (ИЭС) технология производства полого слитка, которая позволяет получать различные толстостенные трубы и оболочки, применяемые в литом виде (толщина стенок от 40 до 500 мм, диаметр от 100 до 1600 мм, длина до 9 м) [7–13]. Таким способом могут быть изготовлены бурильные трубы, фланцы, различные диски и полые оболочки, а в комплексе с кольцераскатной машиной можно получать уникальные изделия из сложнелегированных сталей высочайшего качества.

Благодаря относительно невысокой производительности процесса электрошлаковый металл имеет высокую плотность и однородность (практически отсутствуют усадочные и сегрегационные дефекты). Механические свойства изделий из литого металла ЭШП находятся на том же уровне, что и свойства катаного металла аналогичного состава и сечений, а по ударной вязкости даже превосходят таковые. Высокий уровень механических свойств металла ЭШП и особенно металла полых слитков ЭШП, позволяет применять их в литом виде без дополнительной деформации [13–16], что существенно уменьшает затраты на изготовление и, естественно, обеспечивает их конкурентоспособность.

Достоинством традиционного электрошлакового процесса является то, что можно непосред-

ственно переплавлять отработанные детали простой формы с изготовлением таких же новых, что обеспечивает удобство и экономичность процесса. Современные технологии 3D моделирования формы и прототипирования позволяют обеспечить при электрошлаковой выплавке и отливке минимальные припуски, приближая их показатели к технологиям аддитивного производства. Применение же технологии приплавления позволяет получать изделия сложной формы с соединением в жидком состоянии, формируя единую деталь. Такая технология много лет эксплуатируется для производства коленчатых валов.

Предлагаемая нами идея микроразводов на основе технологии ЭШП основывается на следующих постулатах (рис. 1):

основная задача ЭШП сегодня — получение плотной заготовки высокого качества и заданного химического состава, а не рафинирование от примесей;

печи ЭШП совмещают плавление и разливку, что позволяет производить готовую или максимально близкую к готовой продукцию в одном агрегате;

размещение современной печи ЭШП со сменой электродов требует меньше площади и высоты в сравнении с любым другим видом процесса переплава и разливки;

применение лома в качестве электрода экономит энергоресурсы и позволяет превращать вышедшие из строя изделия в новые (ЭШЛ или ЭШП) с минимальными изменениями химического состава;

печи ЭШП могут комплектоваться дополнительным оборудованием для производства литья или труб, что позволяет производить на одном агрегате разные виды продукции;

процесс имеет относительно невысокую производительность, однако обеспечивает выход годного более 95 %, являясь чрезвычайно малоотходным производством, что очень важно в современных условиях;

современные системы управления печью ЭШП позволяют вести процесс в автоматическом режиме с 24-часовой «он-лайн» поддержкой от производителя оборудования или поставщика технологии, что снижает требования к начальной квалификации персонала.

В зависимости от номенклатуры планируемой к выпуску продукции, электрошлаковая печь оснащается кристаллизаторами нужного размера, а также литейными формами из чугуна и стали (кокили), тиглями из керамики (полностью или частично), графита, а также вращающимися ко-

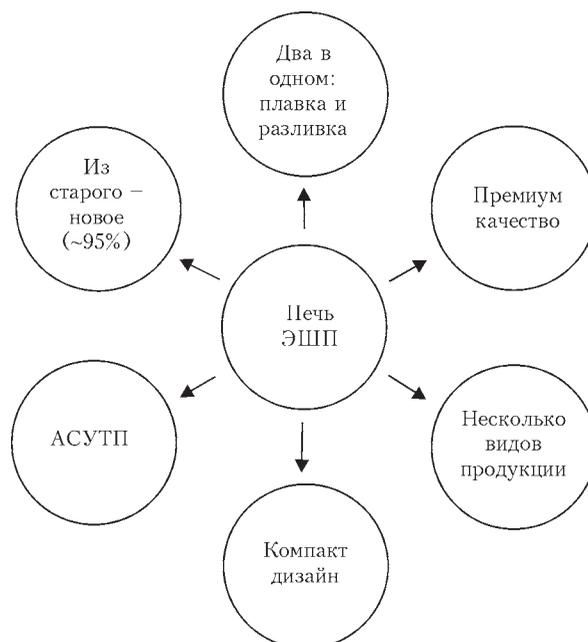


Рис. 1. Преимущества печи ЭШП в основе микроразвода

килями для машины центробежного литья, что гарантирует гибкость реагирования на изменение потребностей рынка.

Концепция микроразвода на основе печи ЭШП.

Все указанные преимущества позволяют нам рекомендовать комплекс из нескольких печей ЭШП в качестве основных агрегатов микроразвода по выпуску изделий премиум качества в объеме 3...25 тыс. т в год (рис. 2). Продукцией такого завода могут быть как слитки и заготовки под деформацию, так и литые трубы и другие виды литья, причем выбор продукции должен определяться внутренними потребностями металлпотребляющего предприятия или наличествующим для переплава высоколегированным ломом и, естественно, спросом в регионе.

Опыт показывает, что микроразвод на основе технологии ЭШП будет максимально эффективным если его ориентировать на:



Рис. 2. Концепция микроразвода на основе печи ЭШП

переработку местного или собственного лома легированных и высоколегированных сталей, сплавов или цветных металлов (кусковой и дисперсный), что исключает затраты на перевозку;

применение современных средств моделирования формы и технологического процесса для минимизации обработки после выплавки;

производство высокотехнологичной продукции различной формы и назначения в литом виде или после минимальной деформации с применением одного агрегата;

модульную компоновку печи с возможностью расширения ее сортамента за счет установки дополнительных приспособлений и агрегатов, увеличения грузоподъемности;

высокую степень автоматизации производства, обеспечивающую высокие стандарты условий труда для небольшого персонала;

быстрый ввод в эксплуатацию за счет компактного дизайна и минимального количества оборудования;

соблюдение экологических требований.

Конструкция современных печей ЭШП предусматривает смену электродов по ходу плавки и защиту плавильного пространства, гарантируя высокое качество и конкурентную цену получаемых заготовок и изделий. Система управления печью делает возможным выполнение всех функций в автоматическом режиме, что гарантирует стабильное и воспроизводимое качество выпускаемой продукции, минимизирует расход электроэнергии.

В пользу предлагаемого подхода добавим и то, что сегодня во всем мире существенно возросло применение ЭШП и особенно в заготовительном производстве в машиностроении. Причем наиболее весомым аргументом в пользу применения именно электрошлаковых печей и технологий стали высокое качество продукции за счет реализуемых возможностей управления затвердеванием и обеспечиваемого при этом значительно более высокого выхода годного в сравнении с традиционными металлургическими производствами.

Перспективный вариант реализации эффективного микрозавода на основе технологии ЭШП. Уже много лет на предприятиях тепловой и атомной энергетики применяют задвижки ЭШЛ, а не кованные. В последние годы сертифицированы и литые трубы электрошлаковой выплавки для энергетики [17], получаемые вытяжкой полого слитка. Технология электрошлаковой выплавки полых слитков разработана в ИЭС и усовершенствована авторами настоящей статьи путем применения двух эффективных технических решений: разра-

ботки технологии и оборудования плавки полых слитков со сменой электродов по ходу процесса; прямой переработки жидкого металла, заливаемого из индукционной печи-миксера [18].

Оба варианта существенно уменьшают габариты печи и обеспечивают экономичность производства новых изделий из отработанных. Высокий уровень свойств (прочность, вязкость) металла, в т. ч. при отрицательных температурах, обеспечиваются не путем деформации, а термообработкой. При применении электрошлаковых технологий (ЭШТ) после удаления тонкого слоя гарнисажа труба имеет гладкую поверхность снаружи и внутри, которая механически обрабатывается в размер.

По нашему мнению строительство микрозаводов может быть целесообразно вблизи газо- или нефтепромыслов в составе ремонтно-механического комплекса горно-обогатительных комбинатов, где происходит регулярная замена отработанного инструмента и буровых труб.

Замена катаных или сварных труб литыми выгодна, поскольку исключает целый ряд энергозатратных операций, что делает перспективным применение ЭШТ для производства литых труб и оболочек самого различного назначения.

С экономической точки зрения организация микрозавода ЭШП выглядит весьма привлекательным инвестиционным проектом. Стоимость микрозавода ЭШП в базовой комплектации с двумя печами ЭШП 3-х или 5-ти т для выплавки сплошных слитков и полых заготовок со средствами термической обработки составит от пяти до десяти миллионов долларов США в зависимости от комплектации. Капитальные затраты на порядок ниже, чем для минизаводов, поскольку при небольшой производительности не нужны традиционные станы (прокатные, пильгер или трубосварочные). В то же время микрозавод может быть укомплектован машинами ротационнойковки, планетарным или кольцеракатным станом, которые занимают минимальные площади, но значительно расширяют сортамент продукции.

В качестве еще одного перспективного примера рассмотрим переработку инструмента. Для добычи полезных ископаемых на горно-обогатительных комбинатах используют большое число быстроизнашиваемых инструментов, изготовленных из легированных дорогостоящих сталей. Металлургический микрозавод ЭШП по переработке отработанных долот, шарошек в новый инструмент непосредственно вблизи места их потребления будет весьма экономичным и эффективным решением. Такой комплекс может включать оборудование для разборки и резки отработанных

инструментов, сварки их в электрод или выплавку последнего в малой индукционной и печи ЭШП, производящих профиль максимально приближенный к заданному. Такому микрозаводу помимо плавильного агрегата необходимы средства термической обработки, а для производства некоторых деталей — небольшой ковочный пресс, что позволит с минимальными затратами производить собственный инструмент из отработанного.

Небольшие габариты микрозаводов ЭШП позволяют размещение их в уже существующих промышленных зданиях, что снижает объем инвестируемых средств и сокращает срок окупаемости.

Для повышения гибкости микрозавода он может быть укомплектован (сразу или по мере развития производства) различными приспособлениями, например тиглем для производства различных видов ЭШЛ (здесь может быть самый широкий сортамент) или машиной центробежной отливки, если есть потребность в данном виде продукции.

Существенным является то, что такой микрозавод нуждается в минимальном составе обслуживающего персонала (до 15 человек) и является практически безотходным предприятием по переработке вторичных ресурсов, что соответствует всем современным тенденциям развития промышленности.

Выводы

1. Применение печи ЭШП в качестве базового агрегата микрозавода позволяет выпускать высокотехнологическую продукцию премиум качества из аналогичных отработанных металлоизделий.

2. Предлагаемые принципы комплектации технологических процессов могут минимизировать необходимую для организации микрозавода площадь и обеспечить высокие стандарты защиты окружающей среды и условий труда за счет максимальной автоматизации производства.

Список литературы

1. *The white book of steel*, World Steel Association (2012) ISBN 978-2-930069-67-8, <https://www.worldsteel.org>.
2. Ginzburg V. (2009) *Flat-Rolled Steel Processes: Advanced Technologies*.
3. D'Costa A. (2013) *The Global Restructuring of the Steel Industry: Innovations, Institutions and Industrial Change*, Routledge.
4. Патон Б. Е., Медовар Б. И. (ред.) (1981) *Электрошлаковый металл*. Киев, Наукова думка.
5. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Бойко Г. А. (1980) *Электрошлаковое литье*. Киев, Наукова думка.
6. Медовар Б. И., Цыгуленко А. К., Дяченко Д. М. (1990) *Качество электрошлакового металла*. Киев, Наукова думка.
7. Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Головачев А. Н., Федоровский Б. Б. (2013) ЭШП и современные подходы к управлению затвердеванием крупного кузнечного слитка. *Современная электрометаллургия*, **3**, 12–18.

8. Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Федоровский Б. Б. (2013) Новое в технологии ЭШП крупных полых слитков. *Электрометаллургия*, **1**, 24–30.
9. Medovar L., Stovpchenko A. (2012) ESR of the Heavy Hollow Ingots. *Proc. of 1st International Conference on Casting, Rolling and forging, June 3–7, 2012, Aachen*.
10. Федоровский Б. Б., Тимашов Г. А., Бондаренко Л. И., Левчук М. Т. (1986) ЭШЛ длинных заготовок с получением одновременно нескольких отверстий малого диаметра. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **3**, 38–39.
11. Medovar L. B., Jiang Zh., Stovpchenko A. P. (2008) Continuous Casting of Hollow Tubular Billets. *The 4th International Congress on the Science and Technology of Steelmaking ICS 2008, Gifu, Japan, 6–8, October 2008*, pp. 117–120.
12. Медовар Л. Б., Дудка Г. А., Стовпченко А. П. и др. (2014) Опыт и перспективы традиционного ЭШП для производства длинномерных полых слитков-труб. *Современная электрометаллургия*, **4**, 3–9.
13. Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Дудка Г. А. и др. (2014) Состояние и перспективы применения электрошлаковых технологий для производства длинномерных полых слитков. *Электрометаллургия*, **1**, 8, 11–20.
14. Петров А. К., Фурман Ю. С., Никитин Б. М. и др. (1973) Исследование качества литого и деформированного металла из полых слитков ЭШП. *Специальная электрометаллургия*, **20**, 18–24.
15. Коваль А. Е., Лямцев К. К., Конрад Ю. Г. (1982) О свойствах и работоспособности штамповых сталей электрошлакового переплава. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **16**, 23–26.
16. (2010) *TU1301-039-00212179*: Трубы бесшовные из углеродистых и легированных сталей, изготовленные методом ЭШП, для трубопроводов ТЭС и АЭС. Москва, ЦНИИТМАШ.
17. Paton B. E., Medovar L. B., Saenko V. Ya. et al. (2007) New technological process of producing super-large steel ingots by ESC LM method. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 3–7.
18. Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Саенко В. Я. и др. (2010) Концепция универсальной печи ЭШП для производства крупных слитков. *Электрометаллургия*, **11**, 12–18.

References

1. (2012) *The white book of steel: World Steel Association*. ISBN 978-2-930069-67-8, <https://www.worldsteel.org>.
2. Ginzburg, V. (2009) *Flat-rolled steel processes: Advanced Technologies*.
3. D'Costa, A. (2013) *The global restructuring of the steel industry: Innovations, institutions and industrial change*, Routledge.
4. (1981) *Electroslag metal*. Ed. by B.E. Paton, B.I. Medovar. Kiev: Naukova Dumka [in Russian].
5. Paton, B.E., Medovar, B.I., Bojko, G.A. (1980) *Electroslag casting*. Kiev: Naukova Dumka [in Russian].
6. Medovar, B.I., Tsykulenko, A.K., Dyachenko, D.M. (1990) *Quality of electroslag metal*. Kiev: Naukova Dumka [in Russian].
7. Medovar, L.B., Stovpchenko, A.P., Golovachev, A.N. et al. (2013) ESR and modern approaches to control of solidification of large forge ingot. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **3**, 12–18 [in Russian].
8. Medovar, L.B., Stovpchenko, A.P., Fedorovsky, B.B. (2013) New in ESR technology of heavy hollow ingots. *Elektrometallurgiya*, **1**, 24–30 [in Russian].
9. Medovar L., Stovpchenko A.P. (2012) ESR of the heavy hollow ingots. In: *Proc. of 1st Int. Conf. on Casting, Rolling and Forging* (June 3–7, 2012, Aachen).

10. Fedorovsky, B.B., Timashov, G.A., Bondarenko, L.I. et al. (1986) ESC of long billets with simultaneous producing of several holes of small diameter. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **3**, 38–39 [in Russian].
11. Medovar, L. B., Jiang, Zh., Stovpchenko, A. P. (2008) Continuous casting of hollow tubular billets. In: *Proc. of 4th Int. Congress on the Science and Technology of Steelmaking ICS 2008* (Gifu, Japan, 6–8, October 2008), 117–120.
12. Medovar, L.B., Dudka, G.A., Stovpchenko, A.P. et al. (2014) Experience and prospects of traditional ESR for production of long hollow ingots-pipes. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **4**, 3–9 [in Russian].
13. Medovar, L.B., Stovpchenko, A.P., Dudka, G.A. et al. (2014) State and prospects of application of electroslag technologies for production of long hollow ingots. *Elektrometallurgiya*, **1**(8), 11–20 [in Russian].
14. Petrov, A.K., Furman, Yu.S., Nikitin, B.M. et al. (1973) Study of quality of cast and wrought metal from hollow ESR ingots. *Spets. Elektrometallurgiya*, **20**, 18–24 [in Russian].
15. Koval, A.E., Lyamtsev, K.K., Konrad, Yu.G. (1982) On properties and serviceability of die steels of electroslag remelting. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **16**, 23–26 [in Russian].
16. (2010) *TU 1301-039-00212179*: Seamless pipes from carbon and alloy steels produced by ESR method for pipelines of TPP and NPP. Moscow: TsNIITMASH [in Russian].
17. Paton, B.E., Medovar, L.B., Saenko, V.Ya. et al. (2007) New technological process of producing super-large steel ingots by ESC LM method. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 3–7.
18. Medovar, L.B., Stovpchenko, A.P., Saenko, V.Ya. (2010) Concept of universal ESR furnace for production of large ingots. *Elektrometallurgiya*, **11**, 12–18 [in Russian].

**КОНЦЕПЦІЯ МІКРОЗАВОДІВ ДЛЯ ВИПУСКУ ПРОДУКЦІЇ
ПРЕМІУМ ЯКОСТІ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ ПЕРЕПЛАВОМ**

Л. Б. Медовар¹, А. П. Стовпченко^{1,2}, Ю. В. Костецький¹

¹Інститут електрозварювання ім. С. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інжинирінгова компанія «Елмет-Рол».

03150, м. Київ-150, А. с. 259. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

Запропоновано перспективний спосіб створення мікрометалургійних заводів на основі електрошлакового процесу для виробництва високоякісної металопродукції відповідального призначення переплавом відпрацьованих виробів з високолегованих сталей, сплавів і/або кольорових металів. Показано переваги використання печі електрошлакового переплаву в якості основного агрегату мікрозаводів для виробництва продукту преміум якості. Розглянуто принципи комплектації мікрозаводів на основі сучасних електрошлакових установок, розміщення яких вимагає мінімуму виробничих площ і капітальних вкладень, а їх експлуатація забезпечує високі стандарти захисту навколишнього середовища і умов праці за рахунок автоматизації виробничих процесів. Бібліогр. 18, іл. 2.

Ключові слова: електрошлаковий переплав; електрошлакове лиття; мінізавод; мікрозавод; високолегована сталь

**CONCEPTION OF MICROPLANTS FOR PRODUCING PREMIUM QUALITY PRODUCTS
BY USING ELECTROSLAG REMELTING**

L.B. Medovar¹, A.P. Stovpchenko^{1,2}, Yu.V. Kostetsky¹

¹E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Engineering Company «Elmet-Roll».

A.s. 259, 03150, Kiev-150, Ukraine. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

A challenging method of creation of micrometallurgical plants on the base of electroslag remelting process for producing critical high-quality metal products by remelting of waste products of high-alloyed steels, alloys and /or non-ferrous metals is offered. Advantages of applying the electroslag remelting furnace as a main unit of a microplant for producing the premium quality products are shown. Considered are the principles of completing the microplants with advanced installations, the arrangement of which requires the minimum production areas and capital investments and guarantees the high standards of environment protection and labor conditions in service by the automation of production processes. Ref. 18, Figures 2.

Key words: electroslag remelting; electroslag casting; miniplant; microplant; high-alloyed steel

Поступила 25.07.2017

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАПЕЛЬНОГО ПЕРЕНОСА ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА ПРИ ЭШП С НАЛОЖЕНИЕМ ИМПУЛЬСНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

И. В. Протокивиллов, В. Б. Порохонько

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
02680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Путем физического моделирования исследованы особенности процесса капельного переноса электродного металла при электрошлаковом переплаве с наложением на рабочую зону импульсного продольного магнитного поля. Исследования проводили на оптически прозрачной холодной модели, заполненной электролитом на основе $ZnCl_2$, имитирующим расплав шлака, в котором плавился расходный электрод из сплава Вуда. Установлено, что под действием импульсного продольного магнитного поля в ванне формируются горизонтальные вращения, скорость которых зависит от рода и величины тока в электролите, индукции магнитного поля и продолжительности импульсов его действия. Показано, что вращение ванны вокруг своей оси вызывает деформацию ее свободной поверхности. При использовании импульсного магнитного поля деформация поверхности ванны носит периодический характер, создавая тем самым вибрации в жидкой среде. Показано, что наложение импульсного продольного магнитного поля способствует уменьшению размеров капель электродного металла, увеличению пути и времени их нахождения в ванне и рассредоточению мест падения на зеркало жидкого металла. При этом модуляция тока плавки в момент действия импульсов магнитного поля усиливает электромагнитное воздействие на гидродинамику ванны и капельный перенос металла. Библиогр. 5, табл. 1, ил. 7.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; физическое моделирование; магнитное поле; расходный электрод; капельный перенос; гидродинамика

В работах [1, 2] приведены результаты исследований в области разработки физической модели плавления расходного электрода при электрошлаковом переплаве (ЭШП) в условиях воздействия внешним магнитным полем. Изучено влияние продольного магнитного поля на плавление и каплеобразование электродного металла. Показано, что внешнее магнитное поле изменяет структуру гидродинамических течений модельной жидкости, что, в свою очередь, влияет на особенности плавления электрода, формирование и отрыв электродных капель и траектории их движения в шлаковой ванне. Установлено, что наложение продольного магнитного поля приводит к увеличению частоты отрыва капель электродного металла, уменьшению их массы при повышении скорости плавления электрода [1]. Также показано, что эффективность электромагнитного воздействия на гидродинамику ванны и капельный перенос металла значительно выше при использовании постоянного тока плавки [2].

Данная работа является продолжением исследований по физическому моделированию процесса ЭШП расходного электрода в условиях

внешних электромагнитных воздействий. Ее цель заключается в изучении влияния импульсного продольного магнитного поля на капельный перенос электродного металла.

Эксперименты проводили с использованием физической модели, описанной в работе [1]. Модель основана на плавлении расходного электрода из сплава Вуда, погруженного в оптически прозрачный раствор хлористого цинка ($ZnCl_2$). Нагрев и плавление электродного металла происходит за счет Джоулева тепла, выделяющегося в растворе $ZnCl_2$ при прохождении в нем электрического тока, то есть аналогично ЭШП.

Внешнее магнитное поле создавали с помощью усовершенствованной электромагнитной системы, состоящей из двух соленоидов и позволяющей генерировать в рабочей зоне продольное поле индукцией до 0,4 Тл. Для исследования особенностей плавления расходного электрода и капельного переноса металла использовали метод видеонаблюдения с частотой записи 240 кадров в секунду и метод осциллографирования.

Режимы проведения экспериментов приведены в табл. 1. Исследовали влияние на капельный перенос импульсного продольного магнитного поля индукцией 0,32...0,35 Тл с продолжительностью

Таблица 1. Режимы проведения экспериментов

Схема проведения эксперимента	Параметры магнитного поля			Напряжение на ванне, В	Скорость подачи электрода, мм/с	$I_{эл}$, А
	t_n , с	$t_{п}$, с	B , Тл			
Без магнитного поля	—	—	—	10	0,05	12
С импульсным магнитным полем	0,5...1,5	2	0,35	8...10	0,05...0,07	12
	2,0...2,5	4	0,32	10	0,05...0,07	12
	3	3	0,32	10	0,05...0,07	12
С импульсным магнитным полем и модуляцией тока	2	4...6	0,35	10/10	0,07...0,10	12 (12)*
	2	6...10	0,35	10/25	0,08...0,10	12 (25)*

*В скобках приведены величины постоянного тока во время импульса магнитного поля.

импульсов (t_n) и пауз ($t_{п}$) его действия 0,5...3,0 и 2...4 с соответственно.

Также проводили эксперименты с импульсным воздействием магнитного поля и амплитудно-фазовой модуляцией тока, пропускаемого через электрод $I_{эл}$ (ток плавки). Схема проведения данных экспериментов заключалась в периодическом выпрямлении и увеличении тока плавки во время действия импульсов магнитного поля (рис. 1). Идея состояла в усилении электромагнитного воздействия на рабочую жидкость за счет выпрямления и повышения тока плавки и увеличения за счет этого действующей на жидкость электромагнитной силы \vec{f}_e , которая определяется векторным произведением плотности тока \vec{j} на индукцию внешнего магнитного поля \vec{B} : $\vec{f}_e = \vec{j} \times \vec{B}$.

Проведенные эксперименты показали, что механизм воздействия импульсного магнитного поля на каплеобразование и перенос металла в целом аналогичен воздействию постоянного магнитного поля. Он заключается в создании под действием магнитного поля горизонтальных вращений электролита, которые, в свою очередь, влияют на особенности формирования капель на оплавленной поверхности электрода и траектории их движения в ванне. Кроме того, импульсный режим воздействия магнитным полем создает дополнительные вибрации ванны, возникающие в моменты включения и выключения магнитного поля, что также

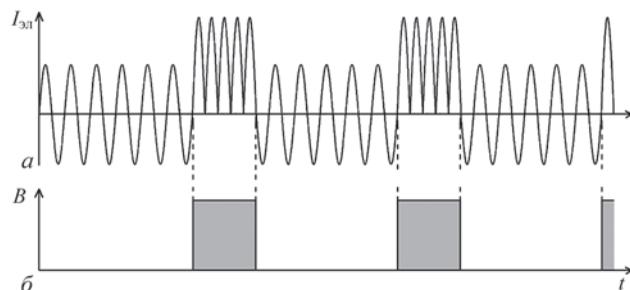


Рис. 1. Циклограммы изменения тока плавки (а) и индукции (б) внешнего магнитного поля

влияет на формирование и отрыв капель электродного металла.

На рис. 2 приведена зависимость скорости горизонтального вращения модельной жидкости от продолжительности импульса магнитного поля. Видно, что при увеличении длительности импульса до 1,5...2,5 с скорость вращения ванны линейно возрастает, а далее стабилизируется на уровне около 100 мм/с. Это говорит о том, что для эффективного воздействия на перемешивание ванны продолжительность импульса магнитного поля должна превышать определенное минимальное значение, при котором успеют сформироваться устойчивые потоки жидкости. В нашем случае это достигается при продолжительности импульса магнитного поля более 1,5 с.

Анализ структуры гидродинамических течений в ванне показал, что угловая скорость создаваемого под действием магнитного поля горизонтального вращения электролита неравномерна по радиусу ванны. Максимальная скорость наблюдается в областях, прилегающих к расходуемому электроду, где плотность электрического тока максимальна, а минимальная — у стенок емкости (рис. 3).

Необходимо отметить, что при выпрямлении и увеличении тока плавки во время импульсов магнитного поля интенсивность вращательного дви-

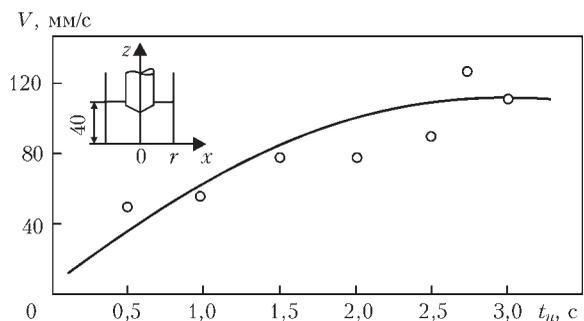


Рис. 2. Зависимость скорости вращения электролита от продолжительности импульса магнитного поля: $B = 0,32$ Тл, $I_{эл} = 12$ А, $x = 0,5r$, $z = 25$ мм

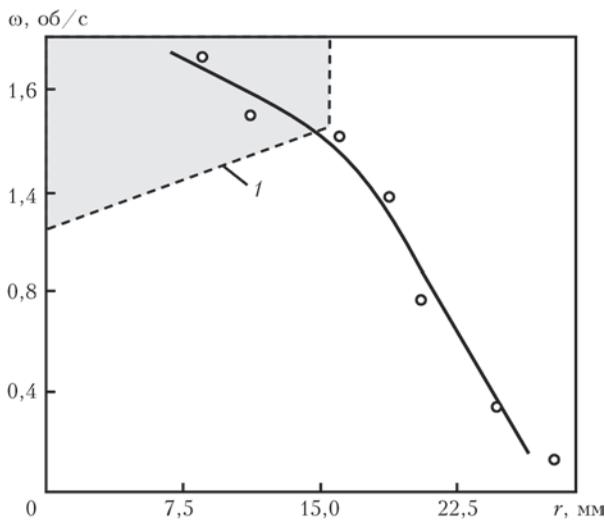


Рис. 3. Зависимость угловой скорости вращения электролита от расстояния до оси ванны для $B = 0,32$ Тл, $I_{эл} = 12$ А, $t_{и} = 3$ с: I — контур расходимого электрода

жения в ванне значительно выше. В этом случае максимальная скорость потоков модельной жидкости достигала 420 мм/с, что примерно в 3,5 раза выше, чем при переменном токе плавки.

Также установлено, что вращение ванны вокруг своей оси за счет возникающих при этом центробежных сил, вызывает деформацию ее свободной поверхности (рис. 4). Уровень жидкости по оси ванны понижается, а у стенок емкости повышается. В экспериментах с модуляцией тока плавки максимальная величина деформации свободной поверхности достигала 11 мм. При этом импульсный режим действия магнитного поля приводил к периодическому характеру деформации поверхности ванны, что создавало дополнительные вибрации в жидкой среде.

Следует отметить, что деформация свободной поверхности ванны также приводила к снижению глубины погружения электрода в модельную жидкость, повышению электросопротивления участка цепи расходимый электрод–металлическая ванна и, соответственно, снижению тока, пропускаемого через электрод. Таким образом, физическое

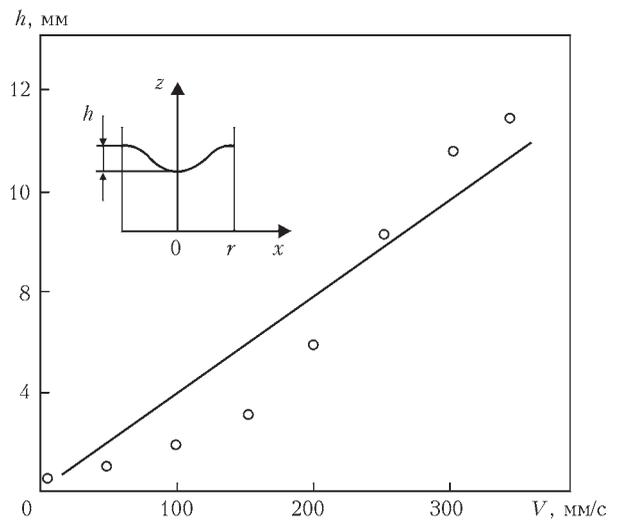


Рис. 4. Зависимость глубины деформации свободной поверхности электролита от максимальной скорости его вращения моделирование подтвердило гипотезу о том, что циклические колебания тока плавки под действием импульсного магнитного поля вызваны, прежде всего, деформацией свободной поверхности шлаковой ванны [3].

На рис. 5. приведены основные варианты капельного переноса металла при различных схемах проведения экспериментов.

При опытах без внешнего электромагнитного воздействия в большинстве случаев формирование и отрыв капель происходил у вершины конуса оплавления по оси электрода. В ванне основная капля и образовавшиеся при разрушении перемычки дополнительные малые капли двигались прямолинейно вниз по оси ванны (рис. 5, а). В 15 %-тах случаев капли формировались и отрывались на периферийных участках электрода (рис. 5, б), в 6 %-тах наблюдалось несколько очагов каплеобразования (рис. 5, в). Средняя частота отрыва капель составляла 0,6...0,64 Гц.

При наложении импульсного магнитного поля в 75 %-тах случаев формирование и отрыв капли также происходил по оси электрода (рис. 5, г). В остальных — капля в процессе формирования под

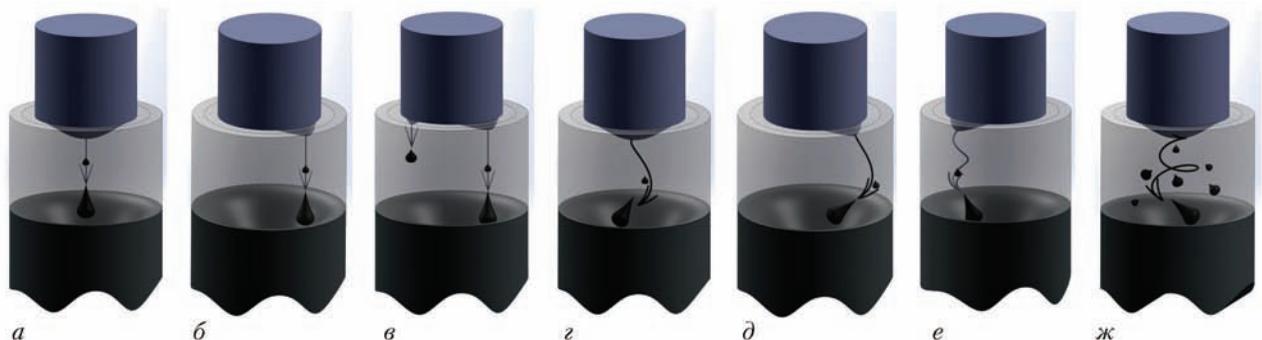


Рис. 5. Варианты капельного переноса металла при различных схемах электромагнитного воздействия (обозначения в тексте)

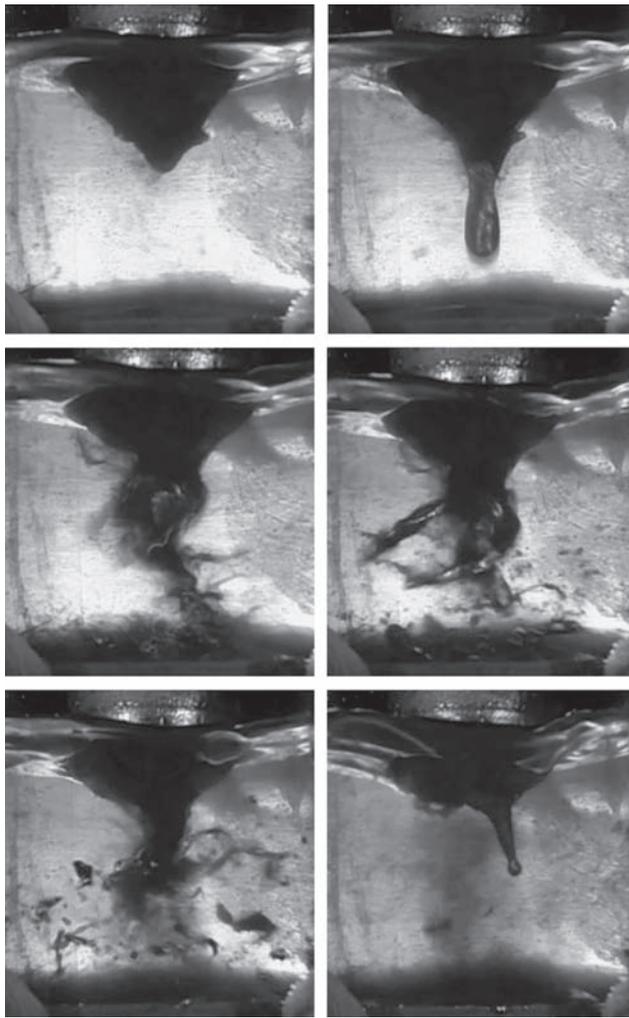


Рис. 6. Разрушение капли жидкого металла в эксперименте с импульсным магнитным полем и модуляцией тока плавки действием горизонтального вращения электролита смещалась от оси электрода или сразу формировалась на периферийных его участках (рис. 5, *д, е*). За счет этого отрыв капель происходил в различных местах на оплавленном торце электрода.

В ванне капли, увлекаемые горизонтальным вращением электролита, двигались преимущественно по спирали, радиус которой зависел от

ста отрыва капли и скорости вращения жидкости. Если момент отрыва капли совпадал с импульсом магнитного поля, то завихрения траектории движения капли были более сильными (рис. 5, *е*). При этом капли иногда выносились к стенке емкости. В среднем частота отрыва капель в экспериментах с наложением импульсного поля увеличилась на 3...5 % при соответствующем уменьшении их массы и размеров.

В экспериментах с амплитудно-фазовой модуляцией тока плавки эффект от воздействия импульсного магнитного поля на гидродинамические процессы в ванне и капельный перенос металла был значительно выше. При совпадении времени действия импульса магнитного поля с моментом формирования капли критического размера интенсивные течения жидкости приводили к разрушению капли с образованием большого количества капель меньшего размера. Под действием центробежных сил последние разбрасывались в объеме ванны и в ряде случаев выносились к ее стенкам (рис. 5, *ж, б*). В результате указанных эффектов капли металла имели меньший размер и проходили более длинный путь в ванне.

При ЭШП значительная часть тепла, поступающего в металлическую ванну, передается с каплями электродного металла. Поэтому от места их попадания на зеркало жидкого металла существенно зависит форма ванны и условия кристаллизации слитка [4].

На рис. 7 приведены графики распределения мест падения капель на зеркало жидкой металлической ванны при различных схемах проведения экспериментов. Видно, что в экспериментах без электромагнитного воздействия более 75 % капель поступает на зеркало ванны по оси электрода. При воздействии на ванну импульсным магнитным по-

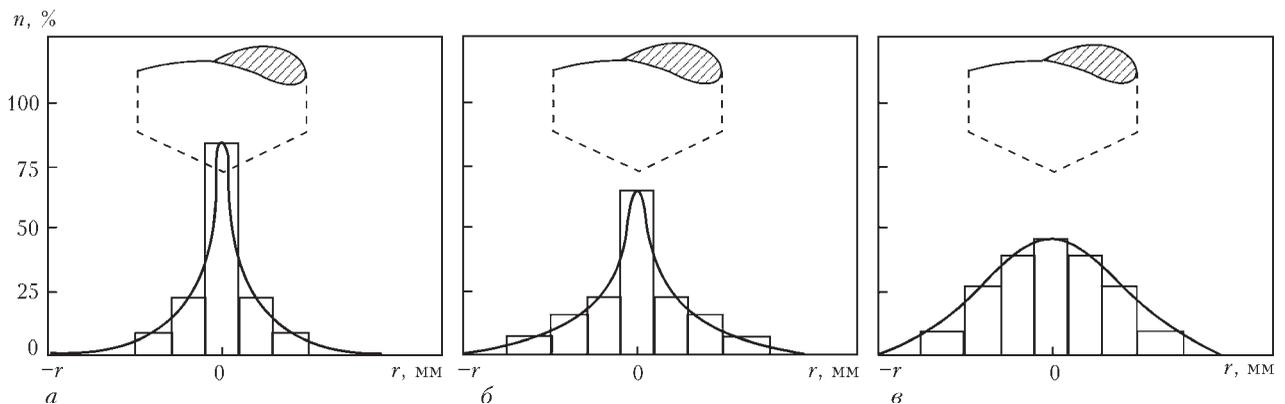


Рис. 7. Распределение мест падения капель на зеркало жидкой металлической ванны: *а* — без электромагнитного воздействия; *б* — с импульсным воздействием магнитным полем; *в* — с импульсным воздействием магнитным полем и модуляцией тока плавки

лем этот показатель снижается до 60 %, а при дополнительной модуляции тока плавки — до 45 % (рис. 7). То есть электромагнитное воздействие способствует рассредоточению мест падения капель на зеркало жидкого металла. Такой эффект в процессе ЭШП следует считать позитивным, так как по мере увеличения числа капель, попадающих в ванну ближе к стенкам кристаллизатора, фронт кристаллизации становится более плоским, что обеспечивает осевую направленность роста кристаллов [5].

Положительным следствием воздействия магнитного поля также является уменьшение размеров капель и увеличение пути и времени их нахождения в ванне, что в условиях ЭШП способствует более полному протеканию процессов химического взаимодействия шлак–металл и удалению из металла примесей и включений.

Следует отметить, что для более эффективного воздействия на капельный перенос металла целесообразно синхронизировать импульсы магнитного поля с моментами формирования капель критического размера. Этого можно достичь при помощи соответствующей аппаратуры, контролирующей изменение тока плавки и формирующей сигналы, управляющие работой электромагнитной системы, или выбирая частоту импульсов магнитного поля равную или кратную частоте отрыва капель электродного металла. В этом случае импульсы магнитного поля будут стимулировать отрыв капель и обеспечивать достижение описанных выше эффектов.

Выводы

1. Методом физического моделирования установлено, что под действием импульсного продольного магнитного поля в шлаковой ванне формируются горизонтальные вращения расплава, скорость которых зависит от рода и величины тока в электролите, индукции магнитного поля и продолжительности импульсов его действия. При этом максимальная угловая скорость вращения наблюдается в областях, прилегающих к расходному электроду, а минимальная — у стенок емкости.

2. Показано, что вращение ванны вокруг своей оси вызывает деформацию ее свободной поверхности. С увеличением скорости вращения глубина деформации растет и при скорости 300 мм/с достигает 11 мм. При использовании импульсного магнитного поля деформация поверхности ванны носит периодический характер, создавая дополнительные вибрации в жидкой среде.

3. Установлено, что наложение импульсного продольного магнитного поля способствует уменьшению размеров капель электродного металла, увеличению пути и времени их нахождения в ванне и рассредоточению мест падения на зеркало жидкого металла.

4. При модуляции тока плавки во время действия импульсов магнитного поля скорость вращательного движения модельной жидкости существенно увеличивается и может достигать 420 мм/с. Такие интенсивные потоки приводят к разрушению капель электродного металла с образованием большого количества капель меньшего размера, которые под действием центробежных сил разносятся в объеме ванны.

Список литературы

1. Протокивиллов И. В., Порохонько В. Б. (2015) Физическое моделирование процесса плавания расходного электрода при ЭШП в условиях внешнего электромагнитного воздействия. *Современная электрометаллургия*, **1**, 8–12.
2. Протокивиллов И. В., Порохонько В. Б. (2015) Фізичне моделювання процесу ЕШП в умовах дії зовнішніх електромагнітних полів. *Матеріали VIII міжнар. конф. молодих учених та спеціалістів «Зварювання та споріднені технології», 20–22 травня 2015 р., м. Київ*, 152.
3. Компан Я. Ю., Назарчук А. Т., Протокивиллов И. В. (2007) К вопросу интенсификации электромагнитного воздействия при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке титановых сплавов. *Современная электрометаллургия*, **4**, 3–7.
4. Медовар Б. И., Цыкуленко А. К., Шевцов В. Л. и др. (1986) *Металлургия электрошлакового процесса*. Патон Б. Е. (ред.), Киев, Наукова думка.
5. Пятагин Д. А. (2006) *Особенности плавания и кристаллизации металла при ЭШП на постоянном токе с вращением расходного электрода*: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Челябинск, ЮУрГУ, 21.

References

1. Protokovilov, I.V., Porokhonko, V.B. (2015) Physical modeling of process of consumable electrode melting in ESR under conditions of external electromagnetic effect. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **1**, 8–12 [in Russian].
2. Protokovilov, I.V., Porokhonko, V.B. (2015) Physical modeling of ESR process under conditions of action of external electromagnetic fields. In: *Proc. of 8th Int. Conf. of Junior Scientists and Specialists on Welding and Related Technologies (20–22 May 2015, Kiev, Ukraine)*, 152 [in Russian].
3. Kompan, Ya.Yu., Nazarchuk, A.T., Protokovilov, I.V. (2007) Towards the problem of intensification of electromagnetic action in magnetically-controlled electroslag melting of titanium alloys. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **4**, 3–7 [in Russian].
4. Medovar, B.I., Tsykulenko, A.K., Shevtsov, V.L. et al. (1986) *Metallurgy of electroslag process*. Ed. by B.E. Paton. Kiev: Naukova Dumka [in Russian].
5. Pyatygin, D.A. (2006) *Peculiarities of melting and solidification of metal in ESR at direct current with rotation of consumable electrode*: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Chelyabinsk: YuUrGU, 51 [in Russian].

ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ КРАПЕЛЬНОГО ПЕРЕНОСУ ЕЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛУ ПРИ ЕШП З НАКЛАДЕННЯМ ІМПУЛЬСНИХ МАГНІТНИХ ПОЛІВ

І. В. Протоковілов, В. Б. Порохонько

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Шляхом фізичного моделювання досліджено особливості процесу крапельного переносу електродного металу при електрошлаковому переплаві з накладенням на робочу зону імпульсного поздовжнього магнітного поля. Дослідження проводили на оптично прозорій холодній моделі, заповненої електролітом на основі $ZnCl_2$, що імітує розплав шлаку, в якому плавився витратний електрод зі сплаву Вуда. Встановлено, що під дією імпульсного поздовжнього магнітного поля у ванні формуються горизонтальні обертання, швидкість яких залежить від показників струму в електроліті, індукції магнітного поля і тривалості імпульсів його дії. Показано, що обертання ванни навколо своєї осі викликає деформацію її вільної поверхні. При використанні імпульсного магнітного поля деформація поверхні ванни носить періодичний характер, створюючи тим самим вібрації в рідкому середовищі. Показано, що накладення імпульсного поздовжнього магнітного поля сприяє зменшенню розмірів крапель електродного металу, збільшенню шляху і часу їх знаходження у ванні і розосередженню місць падіння на дзеркало рідкого металу. При цьому модуляція струму плавки в момент дії імпульсів магнітного поля посилює електромагнітний вплив на гідродинаміку ванни і крапельне перенесення металу. Бібліогр. 5, табл. 1, іл. 7.

Ключові слова: електрошлаковий переплав; фізичне моделювання; магнітне поле; витратний електрод; крапельний перенос; гідродинаміка

PHYSICAL MODELING OF ELECTRODE METAL DROP TRANSFER IN ESM WITH SUPERPOSITION OF PULSED MAGNETIC FIELDS

I.V. Protokovilov, V.B. Porokhonko

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.
11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Using the physical modeling the peculiarities of process of electrode metal drop transfer were investigated in electroslag remelting with a superposition of a pulsed longitudinal magnetic field on the working zone. The investigations were carried out on optically transparent cold model, filled with an electrolyte on $ZnCl_2$ base, simulating the slag melting, in which the consumable electrode of Wood alloy was melted. It was found, that under the action of a pulsed longitudinal magnetic field the horizontal rotations are formed in a pool, the speed of which depends on the kind and value of current in electrolyte, magnetic field induction and duration of pulses of its action. It is shown that the pool rotation around its axis causes the deformation of its free surface. By using the pulsed magnetic field the pool surface deformation has a periodic nature, thus creating the vibration in a liquid medium. It is shown that the superposition of a pulsed longitudinal magnetic field promotes the decrease in electrode metal drop sizes, increase in path and time of their stay in a pool and distribution of dropping places on the molten metal mirror. Moreover, the modulation of melting current at the moment of action of the magnetic field pulses intensifies the magnetic effect on hydrodynamics of the pool and metal drop transfer. Ref. 5, Table 1, Figures 7.

Key words: electroslag remelting; physical modeling; magnetic field; consumable electrode; drop transfer; hydrodynamics

Поступила 18.07.2017

XVI МЕЖДУНАРОДНЫЙ ПРОМЫШЛЕННЫЙ ФОРУМ – 2017
21-24 НОЯБРЯ



МЕТАЛЛО-
ОБРАБОТКА



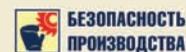
УКРСВАРКА



УКРЕПТОР
ТЕХ



УКРПРОМ
АВТОМАТИЗАЦІЯ



БЕЗОПАСНОСТЬ
ПРОИЗВОДСТВА



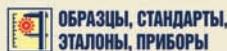
ГИДРАВЛИКА
ПНЕВМАТИКА



ПОДШИПНИКИ



УКРЛИФТЬЕ



ОБРАЗЦЫ, СТАНДАРТЫ,
ЭТАЛОНЫ, ПРИБОРЫ



ПОДЪЕМНО-ТРАНСПОРТНОЕ
СКЛАДСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ВЫСТАВОЧНЫЙ ЦЕНТР
Украина, Киев, Броварской пр-т, 15
[www://tech-expo.com.ua](http://www.tech-expo.com.ua)

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛАВЛЕНОГО И АГЛОМЕРИРОВАННОГО ФЛЮСОВ АНФ-6-1

**Ф. К. Биктагиров, Д. Д. Мищенко, В. А. Шаповалов,
А. В. Гнатушенко, А. П. Игнатов, А. В. Веретильник**

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Изучены физические свойства агломерированного флюса АНФ-6-1. Показано, что по химическому составу, температуре плавления, электропроводности и вязкости агломерированный флюс АНФ-6-1 идентичен плавленому той же марки. Соответственно практически одинаковы технико-экономические показатели ЭШП с использованием указанных флюсов. Библиогр. 8, табл. 3, ил. 2.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; агломерированный флюс АНФ-6-1; химический состав; свойства; качество металла

Широкое распространение в металлургии как способ получения высококачественной металлопродукции получил электрошлаковый переплав (ЭШП). Основой ЭШП и других электрошлаковых технологий является электрошлаковый процесс — выделение Джоулевого тепла в жидком шлаке при прохождении через него электрического тока. Это предопределяет ведущую роль шлака при ЭШП в первую очередь с точки зрения преобразования электрической энергии в тепловую. Эффективность такого преобразования во многом определяется электросопротивлением используемого шлака. Именно от этого физического свойства шлакового расплава зависят такие технологические параметры ЭШП, как подводимое к шлаковой ванне напряжение, межэлектродные промежутки, сила тока, скорость плавки и т. д. Среди других физических свойств, помимо электропроводности (величины, обратной электросопротивлению), которые влияют на металлургические и технологические показатели ЭШП, выделяют температуру плавления шлака и его вязкость [1].

Первоначально ЭШП осуществлялся с использованием шлаков, которые применялись для электрошлаковой сварки. Впоследствии были разработаны специальные шлаки для ЭШП с определенным набором свойств, зависящих от их состава. Среди них одним из наиболее распространенных является шлак на основе эвтектики 70 % CaF_2 –30 % Al_2O_3 . Этот шлак или флюс (по аналогии с термином «флюс», применяемым для сварочных шлаков) выпускается под наименованием (маркой) АНФ-6. Требования технических условий к химическому составу этого флюса и его модификаций приведены в табл. 1.

Для нужд сварки и ЭШП промышленностью освоено производство флюсов путем плавки в электропечах исходных компонентов с последующей сухой или мокрой грануляцией выпускаемого из печи расплава. В последнее время в сварочных процессах помимо плавленных, т. е. полученных предварительной плавкой, применяются так называемые агломерированные флюсы [2, 3]. Производство таких флюсов заключается в предварительном помоле исходных компонентов,

Т а б л и ц а 1. Химический состав флюсов типа АНФ-6 (ДСТУ 4025–2001)

Марка флюса	Содержание, мас. %									
	CaF_2	Al_2O_3	CaO	SiO_2	Cr_2O_3	C	Fe_2O_3	S	P	TiO_2
						не более				
АНФ-6	Основа	25...31	≤ 8	≤ 2,5	–	0,1	0,5	0,05	0,02	0,05
АНФ-6-1	»-»	25...31	≤ 8	≤ 2,5	–	0,05	0,5	0,05	0,02	0,05
АНФ-6-2	»-»	25...31	≤ 8	≤ 1,0	–	0,1	0,5	0,05	0,02	0,05
АНФ-6-3	»-»	25...31	≤ 8	≤ 1,0	–	0,05	0,5	0,05	0,02	0,05
АНФ-6-4	»-»	25...34	≤ 8	≤ 1,0	–	0,1	0,5	0,05	0,02	0,05
АНФ-6-5	»-»	25...37	≤ 8	2...7	0,3...0,9	0,1	0,5	0,05	0,02	–

Таблица 2. Химический состав флюсов АНФ 6-1, мас. %

Флюс	CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	C	Fe ₂ O ₃	S	P
Агломерированный	63,0	31,0	3,1	1,6	0,025...0,030	0,43	0,005	0,005
Плавленый	67,5	27,3	3,2	1,7	0,035	0,1	0,011	0,007

их смешении, грануляции, сушке и при необходимости обжиге. Среди преимуществ производства агломерированных флюсов по сравнению с плавлеными можно отметить существенное, в несколько раз, снижение энергетических затрат и принципиальная возможность в более широких пределах варьировать составом флюса, в том числе путем введения в него компонентов, которые интенсивно испаряются или окисляются при плавке.

В Украине на ЧАО «Запорожстеклофлюс» (ЗФС) создано оборудование для производства агломерированных сварочных флюсов [4]. Эти флюсы прошли испытания при сварке изделий ответственного назначения, в частности, при электродуговой сварке под флюсом газонепроницаемых труб. На основании успешного опыта использования агломерированных флюсов в сварочном производстве на этом заводе осваивается производство агломерированных флюсов, применяемых при ЭШП. В том числе была выпущена для испытания в реальных условиях ЭШП опытная партия флюса АНФ-6-1.

Учитывая важность влияния используемого шлака на технико-экономические показатели ЭШП и качество получаемого металла, в первую очередь возникла необходимость сопоставления свойств флюсов одной и той же марки различного способа производства. Поэтому целью настоящей работы было исследование и анализ наиболее важных физических свойств плавленого и агломерированного флюсов АНФ-6-1, таких как электропроводность, вязкость и температура плавления.

Для испытаний использовался стандартный плавленый флюс марки АНФ-6-1 производства Никопольского завода ферросплавов (НЗФ) и агломерированный обожженный флюс ЗФС той же марки, представляющий собой прочные гранулы размером от 2 до 5 мм.

Анализ химического состава свидетельствует, что оба материала соответствуют требованиям технических условий на флюс АНФ-6-1 (табл. 2).

Определение вязкости и электропроводности флюсов осуществлялось на специально разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона приборах [5, 6]. Применение в них оснастки из тугоплавких металлов, таких как молибден или вольфрам, позволяло проводить измерения свойств шлаковых расплавов при высоких температурах, характерных для сварочных и электрошлаковых процессов. Вязкость измерялась ротационным методом, а электропроводность с использованием трехэлектродной измерительной ячейки, позволяющей избавиться от влияния приэлектродных поляризации и сопротивления внешних электрических цепей и тем самым повысить точность измерений.

Температура плавления флюсов определялась методом растекающейся капли с контролем тем-

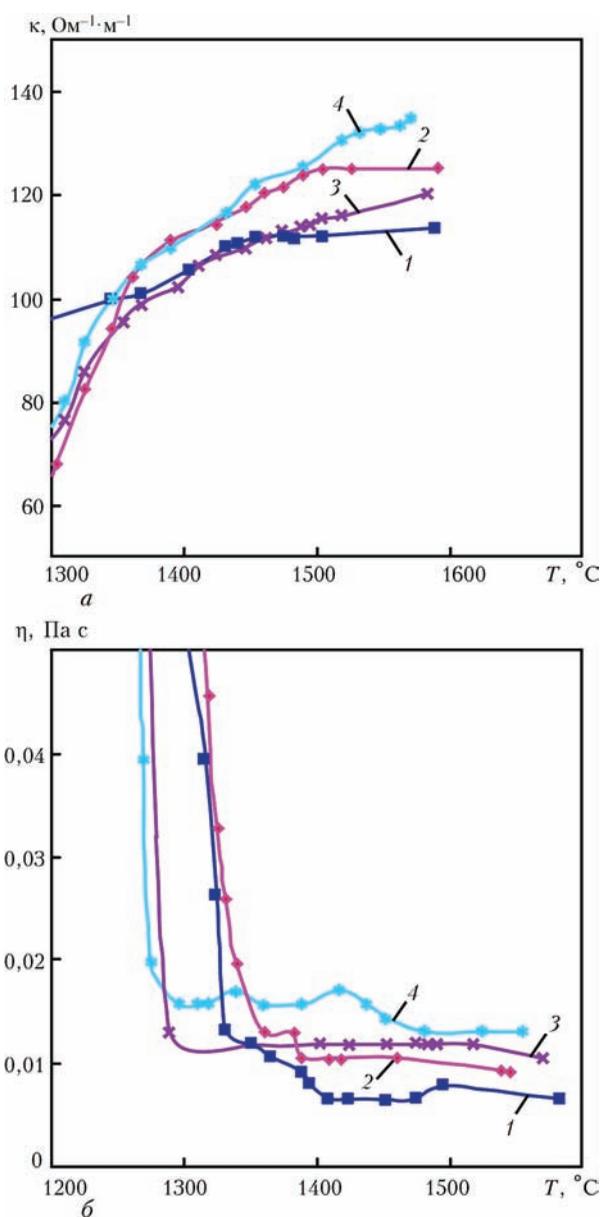


Рис. 1. Свойства флюсов: а — электропроводность; б — вязкость (1, 2 — исходный агломерированный и плавленый соответственно; 3, 4 — конечный агломерированный и плавленый соответственно)

Таблица 3. Показатели опытных плавов

Номер плавки	Используемый флюс	Параметры выплавленного слитка		Время плавки, мин	Производительность, кг/мин	Расход электроэнергии		Температура шлака, °С
		высота, мм	масса, кг			общий, кВт·ч	удельный, кВт·ч/кг	
1	Плавный	203	37,5	42	0,89	92	2,45	1650...1700
2	Агломерированный	198	36,3	40	0,90	88	2,41	1650...1700
3	-»-	260	47,9	54	0,89	108	2,25	1650...1710
4	-»-	220	40,5	46	0,88	91	2,25	1650...1710

пературы начала и конца плавления. Для обоих исследуемых флюсов температура полного расплавления, которую и принято считать за температуру плавления шлака, находится в пределах 1320...1340 °С и по этому показателю они идентичны друг другу.

Результаты измерения электропроводности приведены на рис. 1, а. Видно, что при температурах 1500...1600 °С электропроводность исследованных агломерированного и плавного флюсов находятся в пределах 110...130 Ом⁻¹·м⁻¹ (1,1...1,3 Ом⁻¹·см⁻¹). Такие значения электропроводности характерны и для серийного шлака АНФ-6 [7, 8]. В то же время согласно выполненным исследованиям электропроводность агломерированного флюса примерно на 10 % ниже, чем плавного. Связано это скорее всего с большим в нем содержанием оксида алюминия, способствующего повышению электросопротивления шлака, а также меньшим содержанием фторида кальция, который наоборот повышает электропроводность шлаков.

Здесь же приведены данные по электропроводности отработанных (конечных) шлаков. В данном случае отобранных из «шлаковой шапки» после ЭШП стали типа X18N10T. Электропроводность конечных шлаков выше, чем исходных, что является естественным результатом происходящего при ЭШП взаимодействия шлака с металлом и испарения фтористых соединений с уменьшением в них на 2...3 % концентрации фторида кальция по сравнению с исходным.

В то же время сохраняется тенденция более низких значений электропроводности при работе с агломерированным флюсом.

Данные оценки вязкости исходных флюсов и отработанных шлаков представлены на рис. 1, б. По этому показателю значения свойств всех исследованных материалов при температурах выше 1400 °С очень низкие (около 0,01 Па·с). Для сравнения примерно такой уровень вязкости имеет индустриальное масло. При этом изменение вязкости при переходе из твердого состояния в жидкое имеет круто падающую характеристику, что характерно для шлаков с высоким содержанием фторида кальция и низким содержанием оксида кремния.

Исходя из того, что температура плавления, электропроводность и вязкость исследованных агломерированного и плавного флюсов близки между собой, можно полагать, что и ЭШП с их использованием будет протекать идентично. Выполненные сравнительные плавки слитков диаметром 180 мм из стали 12X18N10T с использованием рассматриваемых флюсов подтвердили это. При стабильном ЭШП и одних и тех же электрических режимах плавки такие технико-экономические показатели, как температура шлаковой ванны, скорость плавки, расход электроэнергии были на одном уровне (табл. 3).

На отдельных плавках с агломерированным флюсом отмечался несколько меньший (на 2...8 %)



Рис. 2. Внешний вид слитков ЭШП с плавным (а) и агломерированным (б) флюсами

удельный расход электроэнергии, что связано с более низкой его электропроводностью.

Гарнисаж толщиной от 1 до 2 мм хорошо отделялся от слитков, а поверхность их была ровной без каких-либо видимых дефектов (рис. 2).

Таким образом, проведенные лабораторные исследования показали, что по основным физическим и технологическим свойствам агломерированный флюс АНФ-6-1 идентичен плавленому флюсу этой же марки и может быть рекомендован для промышленных испытаний.

Список литературы

1. Лагаш Ю. В., Медовар Б. И. (1970) *Электрошлаковый переплав*. Москва, Metallurgiya.
2. Потапов Н. Н. (1997) Состояние и перспективы развития флюсового производства в России. *Сварочное производство*, **9**, 34–36.
3. Походня И. К. (2003) *Сварочные материалы: состояние и тенденции развития. Там же*, **6**, 26–40.
4. Головки В. В., Галинич В. И., Гончаров И. А. и др. (2008) Агломерированные флюсы — новая продукция завода ОАО «Запорожстеклофлюс». *Автоматическая сварка*, **10**, 41–44.
5. Колиснык В. Н., Усиков С. В., Шоной С. А. *Устройство для измерения электропроводности расплавленного шлака*. А. с. СССР № 957081.
6. Колиснык В. Н., Шоной С. А., Сагинов Ч. А. (1979) *Ротационный вискозиметр*. А. с. СССР N 667867. М. Кл.² G 01 N 11/14. Бюл. № 22.

7. Клюев М. М., Каблукровский А. М. (1969) *Металлургия электрошлакового переплава*. Москва, Metallurgiya.
8. Ждановский А. А., Лагаш Ю. В., Горчинский О. А. и др. (1978) *Установка для измерения электропроводности расплавленных флюсов. Проблемы специальной электрометаллургии*. Киев, Наукова думка, сс. 113–115.

References

1. Latash, Yu.V., Medovar, B.I. (1970) *Electroslag remelting*. Moscow: Metallurgiya [in Russian].
2. Potapov, N.N. (1997) State and prospects of development of flux production in Russia. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 34–36 [in Russian].
3. Pokhodnya, I.K. (2003) Welding materials: State and tendencies of development. *Ibid.*, **6**, 26–40 [in Russian].
4. Golovko, V.V., Galinich, V.I., Goncharov, I.A. et al. (2008) Agglomerated fluxes — new products of OJSC «Zaporozhzhstekloflyus». *The Paton Welding J.*, **10**, 36–39.
5. Kolisnyk, V.N., Usikov, S.V., Shonoy, S.A. *Device for measurement of electric conductivity of melted slag*. USSR author’s cert. 957081 [in Russian].
6. Kolisnyk, V.N., Shonoy, S.A., Saginov, Ch.A. (1979) *Rotational viscosimeter*. USSR author’s cert. 667867. Int. Cl. G 01 N 11/14 [in Russian].
7. Klyuev, M.M., Kablukovsky, A.M. (1969) *Metallurgy of electroslag remelting*. Moscow: Metallurgiya [in Russian].
8. Zhdanovsky, A.A., Latash, Yu.V., Gorchinsky, O.A. et al. (1978) Unit for measurement of electric conductivity of melted fluxes. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*. Kiev: Naukova Dumka, 113–115 [in Russian].

ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛАВЛЕНОГО ТА АГЛОМЕРОВАНОГО ФЛЮСІВ АНФ-6-1

Ф. К. Біктагіров, Д. Д. Міщенко, В. О. Шаповалов, О. В. Гнатушенко, А. П. Ігнатів, О. В. Веретільник
 Інститут електросварювання ім. Є. О. Патона НАН України.
 03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Вивчені фізичні властивості агломерованого флюсу АНФ-6-1. Показано, що за хімічним складом, температурою плавлення, електропровідністю і в’язкістю агломерований флюс АНФ-6-1 ідентичний до плавленого цієї ж марки. Відповідно практично однакові техніко-економічні показники ЕШП із використанням наведених флюсів. Бібліогр. 8, табл. 3, іл. 2.

Ключові слова: електрошлаковий переплав; агломерований флюс АНФ-6-1; хімічний склад; властивості; якість металу

PHYSICAL PROPERTIES OF FUSED AND AGGLOMERATED FLUXES ANF-6-1

F.K. Biktagirov, D.D. Mishchenko, V.A. Shapovalov, A.V. Gnatushenko, A.P. Ignatov, A.V. Veretilnik
 E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.
 11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The physical properties of agglomerated flux ANF-6-1 were studied. It is shown that the agglomerated flux is identical to the fused flux of the same grade by the chemical composition, melting temperature, electric conductivity and viscosity. Accordingly, the technical and economical characteristics of ESR by using the mentioned fluxes are almost similar. Ref. 8, Tables 3, Figures 2.

Key words: electroslag remelting; agglomerated flux ANF-6-1; chemical composition; properties; metal quality

Поступила 20.07.2017

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT19, ПОЛУЧЕННОГО СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ, ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

С. В. Ахонин¹, А. Ю. Северин¹, В. Ю. Белоус¹, В. А. Березос¹,
А. Н. Пикулин¹, А. Г. Ерохин²

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины».

03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: titan.paton@gmail.com

Проведены работы по получению деформированных листовых полуфабрикатов из слитков электронно-лучевой плавки диаметром 110 мм высоколегированного псевдо- β титанового сплава VT19. После термомеханической обработки исследована микроструктура сплава. Определено, что структура титанового сплава VT19, полученного способом электронно-лучевой плавки, после прокатки состоит из равноосных полиэдрических первичных β -зерен, а внутривзеренная структура представлена дисперсной α -фазой. Установлено, что после проведенной термомеханической обработки лист имеет неоднородную по толщине структуру. Прокатанные листы сплава VT19 электронно-лучевой плавки после отжига при температуре 750 °С показывают значение предела прочности 958 МПа при относительном удлинении $\delta_s = 12\%$. Библиогр. 9, табл. 3, ил. 7.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; сплав; термомеханическая обработка; структура; фаза; зерно; свойства

Псевдо β -титановые сплавы (VT35, VT19, VT32 и др.) относятся к высоколегированным сплавам, в которых суммарное содержание легирующих элементов доходит до 25 % и более. К преимуществам этих сплавов относят высокую технологическую пластичность в закаленном состоянии, что позволяет осуществлять некоторые операции обработки давлением даже при комнатной температуре; глубину прокаливаемости; вязкость разрушения при значительных прочностных характеристиках; высокое сопротивление усталости [1–3]. В частности, сплав VT19 обладает хорошим комплексом механических и технологических свойств: в закаленном состоянии имеет удовлетворительную прочность и хорошую пластичность ($\sigma_B \approx 1000$ МПа, $\delta \approx 11\%$). Операция

старения вызывает сильное упрочнение материала — до 1550 МПа, при $\delta \approx 4..5\%$. Сплав VT19 обладает хорошей технологической пластичностью как при горячей, так и при холодной обработке давлением. Хорошо сваривается. По сравнению с другими β -сплавами имеет большую удельную прочность, меньшую плотность и стоимость (на 20...25 %) [4].

Достаточно важными элементами конструкций являются цилиндрические оболочки корпусов, двигателей и т.д., которые изготавливаются из листов различных титановых сплавов, в том числе и из сплава VT19. Листовые заготовки изгибают на специальных станах, а затем сваривают [3, 4]. В связи с этим изучение процессов деформационной обработки сплава VT19 для получения листовых

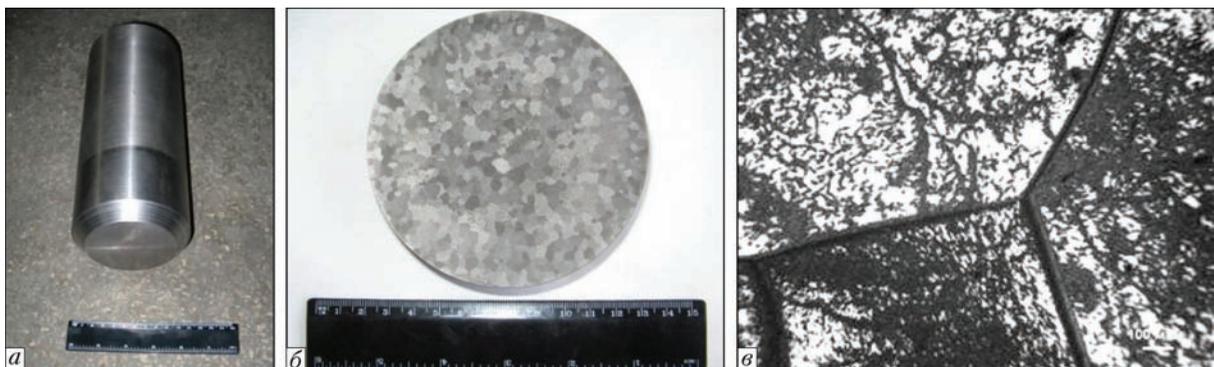


Рис. 1. Механически обработанный слиток-заготовка сплава VT19 (а), макроструктура (б) и микроструктура (в) литого металла ЭЛП сплава VT19

Таблица 1. Химический состав слитка ЭЛП сплава ВТ19, мас. %

Сплав	Al	V	Mo	Cr	Zr	O	N	Ti
Слиток ЭЛП	3,4	3,5	5,3	4,2	0,9	0,08	0,005	Основа
Требования	2,5...3,5	3,0...4,0	5,0...6,0	4,0...5,0	0,5...1,5	0,15	0,015	->-

Таблица 2. Технологический режим ТМО заготовок из сплава ВТ19

Операция	Время нагрева, мин	Температура нагрева, °С	Степень деформации, %
Нагрев под прокат	70	1150	0
Деформация заготовки (за один проход 2...3 мм)	30	1150	0...60
Разворот заготовки на 90°	20	1150	60
Докатка (деформация заготовки за один проход 1 мм)	15	750	90

полуфабрикатов, а затем и последующей их сварки является весьма важной задачей.

В качестве исходных заготовок использовали полученные способом электронно-лучевой плавки (ЭЛП) слитки диаметром 110 мм сплава ВТ19 (рис. 1) [5]. Химический состав полученных слитков приведен в табл. 1.

Литой металл слитка ЭЛП сплава ВТ19 состоит из равноосных полиэдрических зерен с коэффициентом формы зерна 1,5...3,0 и размерами 2...5 мкм. Границы зерен в различных участках слитка утолщенные, декорированы фазовыми выделениями (рис. 1, в).

Механически обработанные слитки подвергали термической деформационной обработке (ТДО) на реверсивном прокатном ДУО-стане Skoda 355/500. Нагрев заготовок осуществляли в электропечи сопротивления без применения защитной атмосферы и защитных покрытий.

При производстве деформированных полуфабрикатов из псевдо β-сплавов хорошие результа-

ты получали при прокатке заготовок, нагретых до температур β-области и при этом заключительные операции ТДО необходимо было заканчивать при температуре несколько ниже точки $T_{\text{мп}}$. Это позволяет при последующей операции закалки из (α + β)-области получить материал с повышенными характеристиками прочности, пластичности и вязкости разрушения [6, 7].

Термомеханическую обработку (ТМО) заготовок из сплава ВТ19 осуществляли по технологическому режиму, представленному в табл. 2.

Температуру окончания проката контролировали визуально и на начальном этапе она составляла не менее 850 °С.

После проведения операции прокатки проводили рихтовку предварительно нагретого деформированного полуфабриката на гидравлическом прессе с целью устранения прогибов. Остывание полученных заготовок проходило на воздухе до температуры окружающей среды.

В результате проведенной ТМО слитков ЭЛП сплава ВТ19 получены листы размерами 300×350 мм, толщиной 6 мм (рис. 2). На поверхности листовых полуфабрикатов не обнаружено трещин и расслоений, что позволяет говорить о хорошей технологической пластичности материала и металлургическом качестве исходных слитков-заготовок.

Для снятия остаточных напряжений листовые деформированные полуфабрикаты отжигали при температуре 750 °С в течение 1 ч.

Исследования деформированного металла сплава ВТ19, полученного из слитка ЭЛП, показали, что после прокатки при температурах, со-



Рис. 2. Процесс проката (а) и полученные листы размерами 350×300×6 мм (б) сплава ВТ19

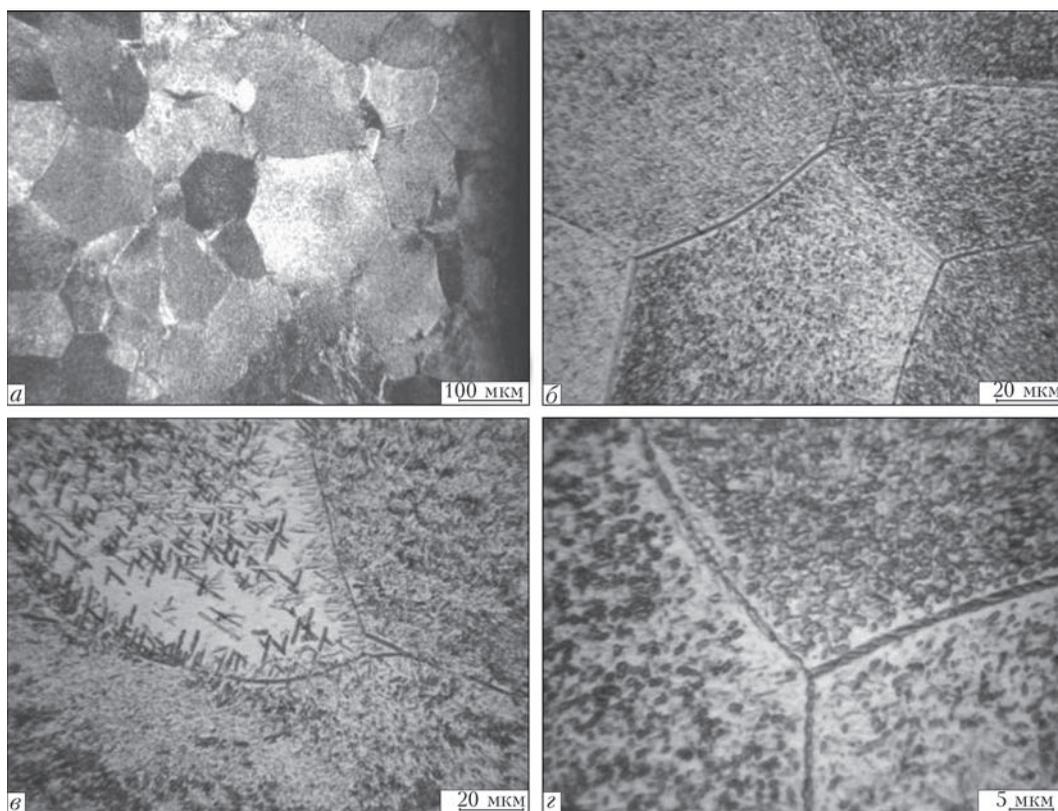


Рис. 3. Микроструктура приповерхностной зоны деформированного металла сплава ВТ19 ЭЛП: *a–z* — см. в тексте

ответствующих существованию β -области, структура состоит из равноосных полиэдрических первичных β -зерен размерами от 80 до 125 мкм. Установлено, что после проведенной термомеханической обработки образец имеет несколько неоднородную по толщине структуру. Так, приповерхностный слой металла толщиной 1,5...2,0 мм имеет полностью рекристаллизованную структуру. В равноосных полиэдрических зернах приповерхностной зоны наблюдаются равномерно распределенные по телу зерна дисперсные выделения α -фазы (рис. 3, *в, z*). Размеры α -частиц составляют 1...2 мкм и меньше. В некоторых зернах приповерхностной зоны деформированного металла встречаются участки с неравномерным распределением частиц α -фазы в зерне (рис. 3, *в*) с размерами пластинок до 10 мкм.

Исследования микроструктуры глубинной зоны толщиной 2,0...2,5 мм показали, что в структуре встречаются полосы рекристаллизованных зерен, вытянутые в направлении проката (рис. 4, *a*), а также единичные рекристаллизованные зерна на фоне нерекристаллизованной структуры (рис. 4, *б*).

В глубинной зоне встречаются как дисперсные, так и достаточно крупные пластинчатые частицы α -фазы (рис. 5, *a*). Кроме того, обнаружены обрывки границ деформированных зерен, вытянутые в направлении проката (рис. 5, *б*). В отдельных зернах как в приповерхностной, так и в глубинной зоне наблюдаются узоры из серий параллельных линий (рис. 5, *в, z*).

Проведенные исследования деформированного металла показывают, что в зерне преобладает дис-

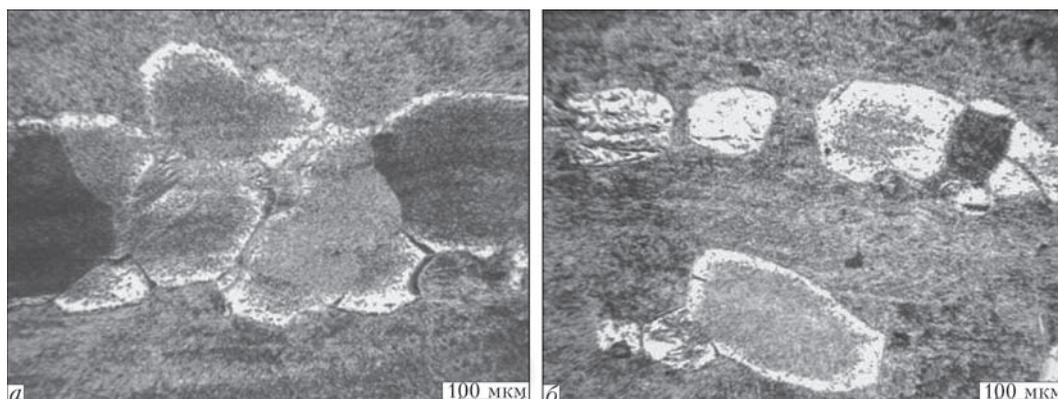


Рис. 4. Микроструктура глубинной зоны деформированного металла сплава ВТ19 ЭЛП: *a, б* — см. в тексте

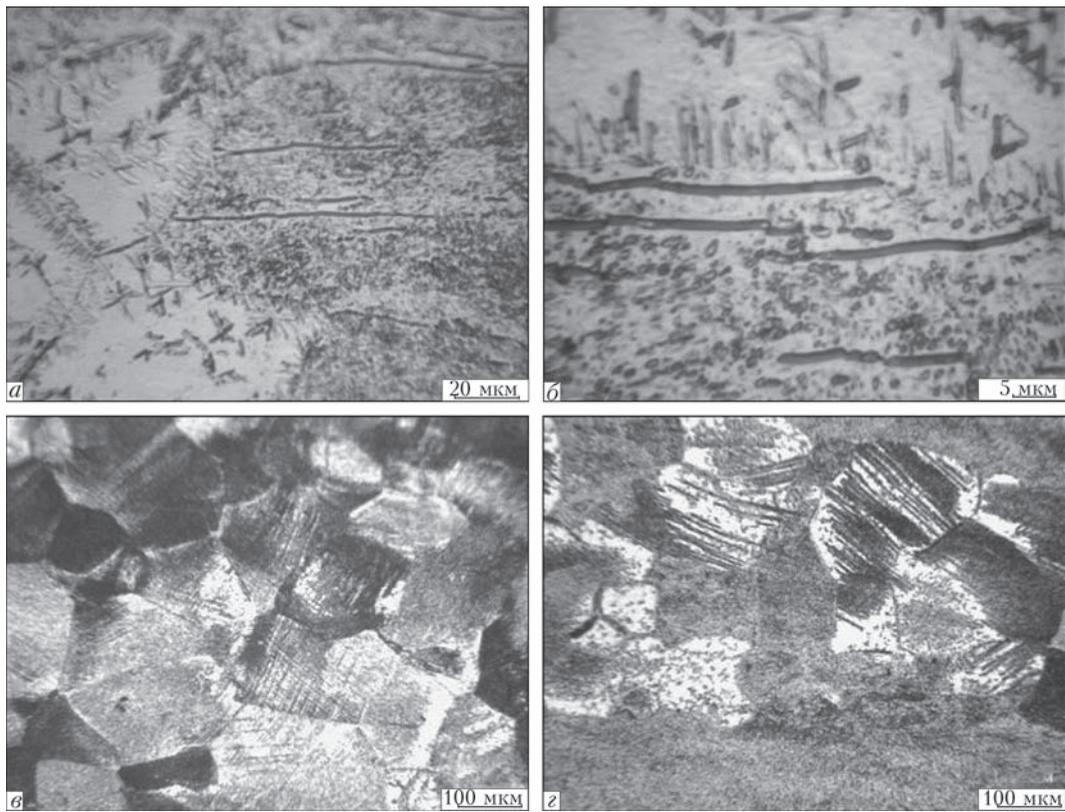


Рис. 5. Микроструктура деформированного металла сплава ВТ19 ЭЛП: а-г — см. в тексте

перная α -фаза. Однако в некоторых участках образцов наблюдаются небольшие скопления более крупной пластинчатой α -фазы: реже — в приповерхностной (рис. 6, а) — чаще в глубинной зоне (рис. 6, б). Существенных оторочек α -зерен на границах не наблюдается, что говорит о правильности выбора режима ТМО.

Исследования приповерхностной зоны показали, что, благодаря оптимизации времени пребывания прокатываемых заготовок в печи при промежуточных нагревах, минимизирована толщина поверхностного окисленного и альфирированного слоев. Как видно из рис. 7, максимальная толщина поверхностного слоя составляет приблизительно 20 мкм. Окисный слой достаточно плотный, в нем не наблюдаются трещины и сколы.

Основными показателями механических свойств, которые характеризуют титановые сплавы, являются: предел прочности (σ_b , МПа), предел текучести (σ_T , МПа), относительное удлинение (δ , %), относительное сужение (ψ , %) и ударная вязкость (KCV , Дж/см²) [8]. Механические свойства определяли при комнатной температуре на образцах, вырезанных из деформированного и отожженного металла. Некоторые механические свойства сплава ВТ19 после проведенных обработок приведены в табл. 3.

Несколько пониженные значения сопротивления разрыву и предела текучести, по-видимому, связаны с уменьшением размеров первичных β -зерен и существенным измельчением внутризеренной структуры, а также достаточно низким содер-

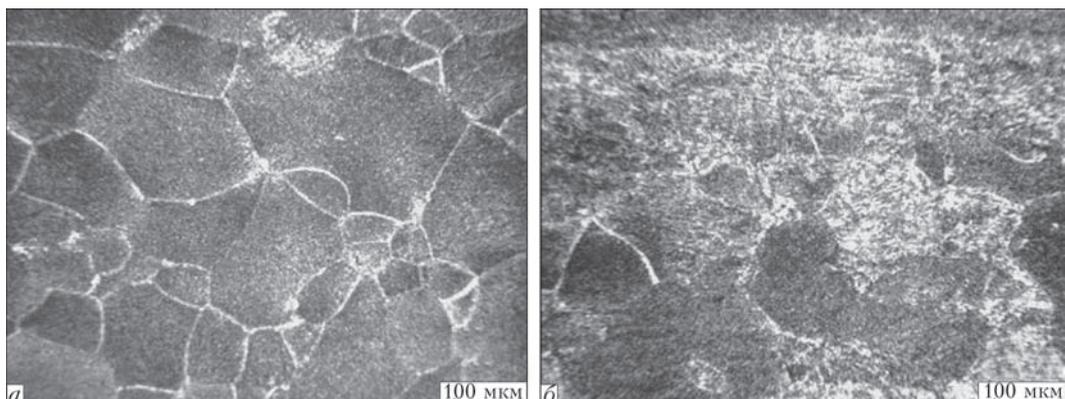


Рис. 6. Микроструктура деформированного металла сплава ВТ19 ЭЛП: а, б — см. в тексте

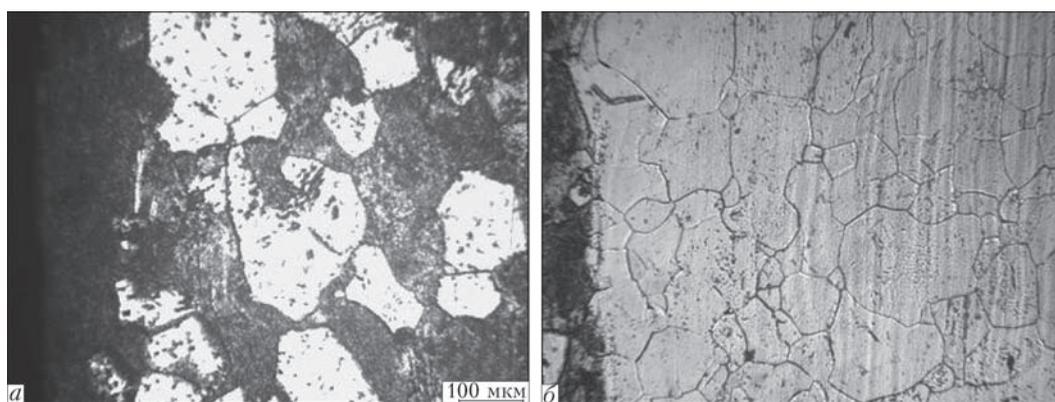


Рис. 7. Микрошлифы поверхностной (а) и приповерхностной зон (б) деформированного металла сплава ВТ19 ЭЛП

Т а б л и ц а 3. Механические свойства деформированного металла сплава ВТ19 ЭЛП в состоянии после отжига

Сплав	Вид термообработки	σ_v , МПа	σ_r , МПа	δ_s , %	ψ , %
ВТ19	Отжиг 750 °С, 1 ч	958	887	12	42
Требования [9]	Отжиг 750 °С	980...1029	–	11...14	55

жанием примесных газов в металле, полученном способом электронно-лучевой плавки.

Задачей данной работы было получение листов из слитков ЭЛП сплава ВТ19 для дальнейшего исследования новых процессов сварки, поэтому их последующую упрочняющую термообработку не проводили. Сплав ВТ19 упрочняется путем проведения операции закалки в воду и старения и после этого прочность материала может повышаться до 1550 МПа [7].

Выводы

1. Отработаны режимы горячей деформационной обработки псевдо β -титанового сплава ВТ19, полученного способом ЭЛП. Установлено, что на поверхности листовых полуфабрикатов нет трещин и расслоений, что говорит о хорошей технологической пластичности материала и металлургическом качестве исходных слитков-заготовок.

2. Установлено, что оптимизация по времени нахождения заготовок в печи позволила уменьшить окисленный поверхностный слой до 20 мкм. При этом в нем не наблюдаются трещины и сколы.

3. Определено, что структура псевдо β -титанового сплава ВТ19, полученного способом ЭЛП, после прокатки в основном состоит из равноосных полиэдрических первичных β -зерен размерами 80...125 мкм, а внутризеренная структура представлена дисперсной α -фазой размерами 1...2 мкм и меньше.

4. Показано, что после ТМО и последующего отжига образцы сплава ВТ19 имеют значение предела прочности 958 МПа при относительном удлинении $\delta_s = 12\%$.

Список литературы

1. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. (1994) *Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
2. Хорев А. И. (2014) Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития. *Технология машиностроения*, **11**, 5–10.
3. Колачев Б. А., Елисеев Ю. С., Братухин А. Г. и др. (2001) *Титановые сплавы в сварных конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике*. Москва, Издательство МАИ.
4. Хорев А. И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. *Технология машиностроения*, **6**, 2–5.
5. Ахонин С. В., Северин А. Ю., Березос В. А. и др. (2016) Особенности выплавки слитков титанового сплава ВТ19 в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **2**, 23–27.
6. Хорев А. И. (2012) Термическая, термомеханическая обработка и текстурное упрочнение свариваемых титановых сплавов. *Сварочное производство*, **10**, 11–20.
7. Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшкин И. С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Москва, ВИЛС–МАТИ.
8. *ГОСТ 1497–84: Металлы. Методы испытаний на растяжение*.
9. (1977) *Титановые сплавы. Легирование и термическая обработка титановых сплавов*. Москва, ВИАМ.

References

1. Glazunov, S.G., Moiseev, V.N. (1994) *Titanium alloys. Structural titanium alloys*. Moscow: Metallurgy [in Russian].
2. Khorev, A.I. (2014) Fundamental and applied works on structural titanium alloys and prospective trends of their development. *Tekhnologiya Mashinostroeniya*, **11**, 5–10 [in Russian].
3. Kolachev, B.A., Eliseev, Yu.S., Bratukhin, A.G. et al. (2001) *Titanium alloys in welded structures and production of aircraft engines and aerospace engineering*. Moscow: MAI [in Russian].
4. Khorev, A.I. (2012) Titanium superalloy VT19. *Tekhnologiya Mashinostroeniya*, **6**, 2–5 [in Russian].

5. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Berezov, V.A. et al. (2016) Peculiarities of melting of titanium alloy VT19 ingots in electron beam cold hearth installation. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **2**, 23–27 [in Russian].
6. Khorev, A.I. (2012) Thermal, thermomechanical treatment and texture hardening of welded titanium alloys. *Svarochn. Proizvodstvo*, **10**, 11–20 [in Russian].
7. Illiin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*. Moscow: VILS-MATI [in Russian].
8. *GOST 1497–84: Metals. Tensile test methods* [in Russian].
9. (1977) *Titanium alloys. Alloying and heat treatment of titanium alloys*. Moscow: VIAM [in Russian].

**СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19,
ОТРИМАНОГО СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ, ПІСЛЯ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ**
С. В. Ахонін¹, А. Ю. Северин¹, В. Ю. Белоус¹, В. О. Березов¹, О. Н. Пікулін¹, О. Г. Єрохін²

¹Інститут електрозварювання ім. С. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ДП «НПЦ «Титан» ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України.

03028, м. Київ, вул. Ракетна, 26. E-mail: titan.paton@gmail.com

Проведено роботи по отриманню деформованих листових напівфабрикатів із злитків ЕПП діаметром 110 мм високолегованого псевдо-β титанового сплаву VT19. Після термомеханічної обробки досліджена мікроструктура сплаву. Визначено, що структура титанового сплаву VT19, отриманого способом ЕПП, після прокатки складається з рівноосних поліедричних первинних β-зерен, а внутрізеренна структура представлена дисперсною α-фазою. Встановлено, що після проведеної термомеханічної обробки лист має неоднорідну по товщині структуру. Прокатані листи сплаву VT19 ЕПП після відпалу при температурі 750 °С показують значення межі міцності 958 МПа при відносному подовженні $\delta_s = 12\%$. Бібліогр. 9, табл. 3, іл. 7.

Ключові слова: електронно-променева плавка; сплав; термомеханічна обробка; структура; фаза; зерно; властивості

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF TITANIUM ALLOY VT19, PRODUCED BY THE ELECTRON BEAM MELTING,
AFTER THERMOMECHANICAL TREATMENT**

S.V. Akhonin¹, A.Yu. Severin¹, V.Yu. Belous¹, V.A. Berezov¹, A.N. Pikulin¹, A.G. Erokhin²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²SE «SPC» of the E.O.Paton Electric Welding Institute of NASU».

26 Raketnaya str., 03028, Kiev, Ukraine. E-mail: titan.paton@gmail.com

Works were carried out for producing deformed sheet semi-products from 110 mm diameter ingots of high-alloy pseudo β-titanium alloy VT19 of electron beam melting. After the thermomechanical treatment the alloy microstructure was examined. It was determined that the structure of titanium alloy VT19, produced by the electron beam melting method, consists after rolling of equiaxial polyhedral primary β-grains, and the intergranular structure is presented by a dispersed α-phase. It was found that the sheet after thermomechanical treatment has a heterogeneous structure in thickness. The rolled sheets of alloy VT19 of electron beam melting show the value of 958 MPa tensile strength at elongation $\delta_s = 12\%$ after annealing at 750 °C temperature. Ref. 9, Tables 3, Figures 7.

Key words: electron beam melting; alloy; thermomechanical treatment; structure; phase; grain; properties

Поступила 28.07.2017

Науково-практична конференція

«СУЧАСНІ ПРОБЛЕМИ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА»

22–23 листопада 2017 р.

Міжнародний виставковий центр, Київ

Тематика конференції

- розвиток прогресивних зварювальних процесів;
- нові зварювальні матеріали та обладнання;
- проблеми і тенденції автоматизації зварювальних та споріднених процесів;
- впровадження прогресивних технологій при виготовленні та ремонті металоконструкцій;
- стандартизація та сертифікація в зварювальному виробництві;
- підготовка кадрів та організація конкурсів професійної майстерності;
- проблеми екології;
- розвиток міжнародного співробітництва.

Тел./факс: (38044) 200-82-77; E-mail: maksimov@paton.kiev.ua

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ РЕАКЦИОННЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ Al/Ni ФОЛЬГ НА СКОРОСТЬ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ФРОНТА РЕАКЦИИ СВС

С. А. Демченков¹, А. Е. Шишкин²

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины.

03142, г. Киев, бульв. Академика Вернадского, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

В работе изучено влияние структурных изменений, возникающих в многослойных Al/Ni фольгах при их старении (при температуре 250 °С), на скорость распространения фронта реакции СВС. Показано, что скорость фронта СВС при старении фольги уменьшается, а ее зависимость от времени старения имеет немонотонный характер. Установлено, что существенную роль на интенсивность снижения скорости распространения фронта реакции СВС при старении многослойных фольг оказывают величина периода чередования слоев компонентов и структура прослоек, образующихся на границе между слоями Al и Ni. Библиогр. 19, ил. 6.

Ключевые слова: электронно-лучевое осаждение; реакционные многослойные фольги; Al–Ni; реакция СВС; фазовые превращения

Введение. Известно, что при локальном скоростном разогреве многослойных фольг из интерметаллидообразующих элементов в них можно инициировать реакцию самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), характеризующуюся высокими значениями скорости распространения фронта и удельного тепловыделения [1–3].

В связи с этим реакционные многослойные фольги рассматриваются как перспективные высокоэнергетические источники нагрева для применения в технологиях создания паяных соединений [4–8]. На сегодня реакционные многослойные фольги производятся в коммерческих целях и активно используются для соединения небольших и крупных компонентов. Например, корпорация Indium (США) производит многослойные реакционные фольги под торговой маркой NanoFoil [9]. Контролируя свойства фольги, выделяемая теплота может быть настроена так, чтобы обеспечивалось плавление слоев припоя, но при этом основная часть соединяемых компонентов оставалась холодной. Было показано, что компоненты, имеющие толщину в несколько миллиметров, при пайке испытывают повышение температуры всего на несколько градусов и не подвергаются существенному воздействию термических напряжений [9]. Тот факт, что при соединении с помощью реакционных многослойных фольг нагревание очень

локализовано, оказался полезным при соединении чувствительных к температуре микроэлектронных компонентов, например, соединение чипов с радиаторами [10].

Благодаря высокому удельному теплообразованию при протекании реакции СВС и большой скорости перемещения фронта, особенно перспективными являются фольги системы Al/Ni. Получение таких фольг с заданными характеристиками реакционной способности (скорости распространения фронта реакции и температуры на нем) является важным условием для их практического применения.

Известно, что исходное структурное состояние многослойных систем оказывает существенное влияние на характеристики реакции СВС. При этом в процессе приготовления многослойных фольг или под воздействием различного рода термических обработок на границе между слоями образуются диффузионные прослойки вследствие реакционного взаимодействия компонентов, что неизбежно будет сказываться на их реакционных свойствах. Одним из наиболее существенных факторов, оказывающих влияние на реакционную способность фольги, является толщина образующихся диффузионных прослоек [11].

Вместе с тем, несмотря на то, что изучению фазовых превращений в многослойных Al/Ni фольгах в процессе их термообработки посвящено большое количество работ [12–14], влияние структуры промежуточной прослойки на харак-

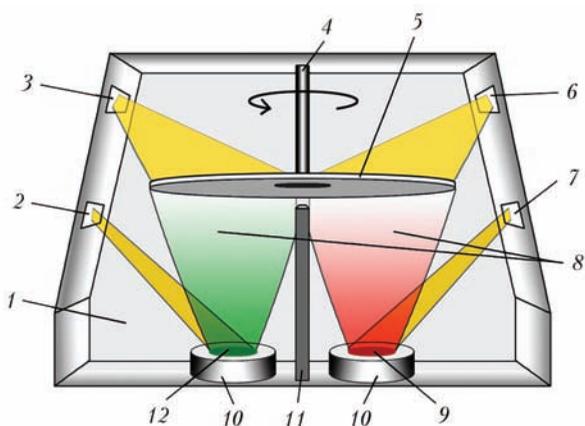


Рис. 1. Схема установки для послойного электронно-лучевого осаждения: 1 — рабочая камера; 2, 7 — электронно-лучевые пушки испарителей № 1 и 2 соответственно; 3, 6 — электронно-лучевые пушки нагревателей № 1 и 2 соответственно; 4 — держатель подложки; 5 — вращающаяся подложка; 8 — паровые потоки; 9, 12 — слитки алюминия и никеля соответственно; 10 — водоохлаждаемые тигли; 11 — непроницаемый экран

теристики процесса СВС остается практически неисследованным. Поскольку результаты таких исследований необходимы для оценки стабильности реакционной способности многослойных фольг, в работе было изучено влияние структурных изменений в многослойных фольгах Al/Ni в результате низкотемпературных отжига (далее старения) на структуру промежуточных прослоек и их влияние на реакционную способность многослойных фольг.

Методы получения и исследования. Многослойные фольги были получены электронно-лучевым способом, детально описанном в работе [15]. В схематическом виде процесс получения многослойных фольг путем послойного осаждения из двух источников представлен на рис. 1.

Слитки Al (99,95 %) и Ni (99,98 %) помещались в отдельные водоохлаждаемые тигли, расположенные в вакуумной камере, разделенной на две

части непроницаемым экраном. Паровые потоки осаждались на вращающуюся подложку из нержавеющей стали, на которую предварительно наносился слой NaCl, что позволяло легко отделить полученную фольгу от подложки. Давление в камере поддерживалось на уровне не более $5 \cdot 10^{-3}$ Па. Температура подложки в процессе осаждения составляла 150...170 °С и контролировалась с помощью двух термопар, вмонтированных в подложку. Скорость осаждения составляла порядка 20 нм/с. Контроль соотношения между плотностями паровых потоков и скоростью вращения подложки позволял получать фольги с различным соотношением толщин слоев Al и Ni. В работе исследовались многослойные фольги толщиной 30...35 мкм, периодом чередования слоев от 60 до 600 нм и усредненным химическим составом от $Al_{75}Ni_{25}$ до $Al_{25}Ni_{75}$ (ат. %).

Для характеристики изменений, происходящих в образцах фольг при нагревании, использовался метод дифференциального термического анализа (ДТА) на установке ВДТА-8, устройство которой описано в работе [16]. Скорость нагрева фольг составляла 50 град./мин.

Рентгеноструктурный анализ проводился в геометрии $\theta-2\theta$ на дифрактометре ДРОН-4-07 в CuK_{α} -излучении.

Микроструктура образцов исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа CamScan-4, оснащенного энергодисперсионным спектрометром Energy 200 для определения химического состава.

Скорость перемещения фронта СВС измеряли с помощью фотоэлектрической установки, принцип действия которой описан в работе [17].

Экспериментальные результаты и обсуждения. На рис. 2 представлены внешний вид одного из

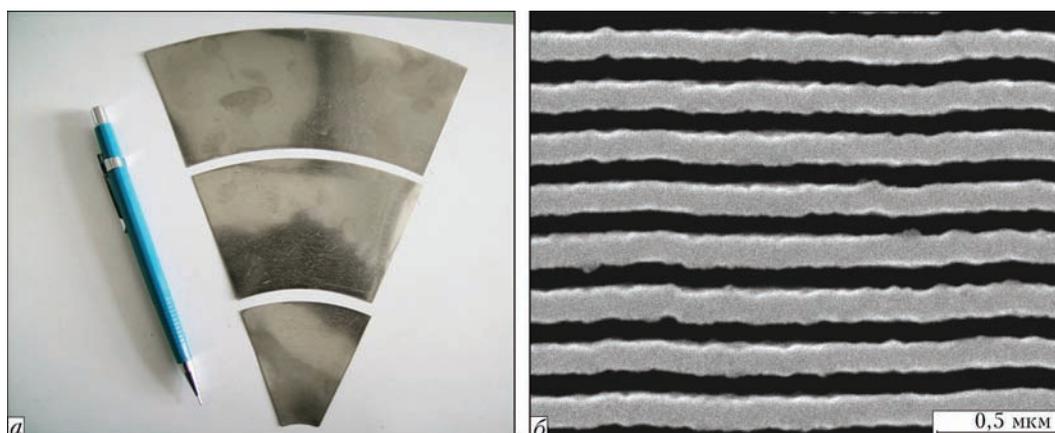


Рис. 2. Внешний вид одного из секторов многослойной Al/Ni фольги (а) и характерное электронно-микроскопическое изображение ее поперечного сечения (б)

секторов многослойной Al/Ni фольги (*a*) и характерное изображение микроструктуры ее поперечного сечения (*б*). Видно, что на поверхности фольги отсутствуют макродефекты, а поперечное сечение характеризуется четкой границей раздела чередующихся слоев Al и Ni.

Старение многослойных фольг с усредненным химическим составом $Al_{75}Ni_{25}$ и периодом чередования слоев (λ) 60, 160 и 520 нм осуществляли при температуре 250 °С в течение 5, 10, 30, 60 и 240 мин. Затем путем инициации в состаренных многослойных фольгах реакции СВС были проведены измерения скорости распространения фронта в зависимости от времени старения.

Из рис. 3 видно, что после кратковременного старения многослойных фольг происходит резкое снижение скорости распространения фронта. Обращает на себя внимание то, что уменьшение величины периода многослойной фольги сопровождается усилением этого эффекта. Так, в фольге Al/Ni с периодом чередования слоев 60 нм (рис. 3), характеризующейся в исходном состоянии наивысшей, среди данных трех фольг, скоростью перемещения фронта, после 10 мин отжига инициации реакции СВС не происходило вообще. В то же время многослойная фольга с периодом чередования слоев 520 нм, имеющая в исходном состоянии наименьшую скорость перемещения фронта, после некоторого снижения значений скорости демонстрирует устойчивое «горение» даже после отжига в течение 240 мин. Из полученных результатов следует, что многослойные фольги с большим периодом чередования слоев более устойчивы к воздействию повышенных температур при их изготовлении, эксплуатации и/или естественного старения.

Согласно феноменологическим моделям, описывающим взаимосвязь периода чередования слоев многослойных фольг и скорости распространения фронта реакции СВС, предполагается, что на границе раздела слоев имеется прослойка со структурой интерметаллида, которая образовалась в процессе приготовления, так называемая прореагировавшая прослойка. Согласно численным расчетам на скорость распространения фронта СВС реакции определяющее влияние оказывает толщина этой интерметаллидной прослойки [11]. Увеличение толщины интерметаллидной прослойки ведет к существенному снижению скорости распространения фронта вплоть до полного подавления СВС реакции. Однако при этом в ли-

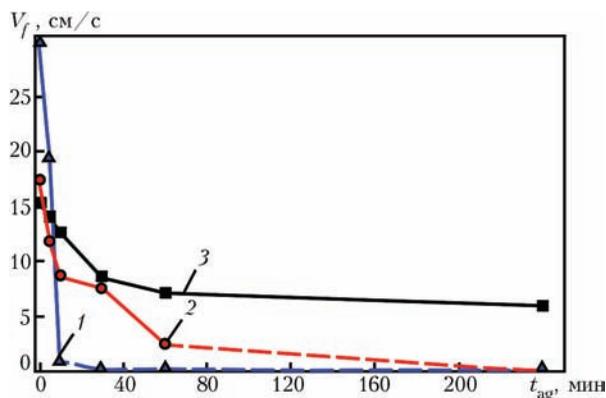


Рис. 3. Зависимость скорости распространения фронта реакции СВС (V_f) для многослойных фольг $Al_{75}Ni_{25}$ с разным периодом чередования слоев (λ) от времени старения (t_{ag}) при температуре 250 °С (штриховые линии обозначают прекращение инициации реакции СВС): 1 — $\lambda = 60$; 2 — 160; 3 — 520 нм

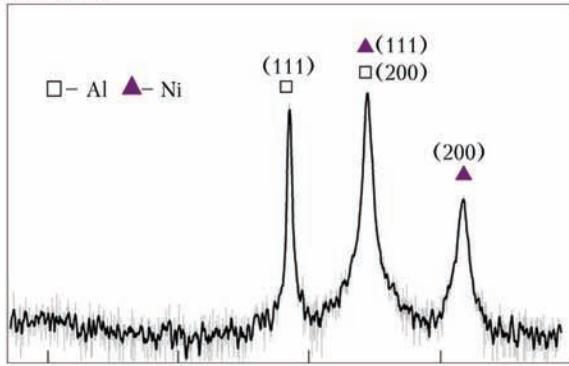
тературе отсутствуют сведения о роли структуры таких интерметаллидных прослоек на скорость распространения фронта реакции СВС.

С другой стороны, сопоставив результаты структурных исследований и измерения скорости распространения фронта реакции в многослойных фольгах в исходном состоянии и после старения (низкотемпературного отжига), можно оценить влияние структуры сформированных интерметаллидных прослоек на реакционные характеристики.

Согласно рентгеноструктурному анализу, в исходном состоянии полученные Al/Ni фольги с составом $Al_{75}Ni_{25}$ и периодом 400 нм не содержат дополнительных фаз (рис. 4, *a*). На термограммах ДТА, записанных при нагреве этих фольг, наблюдается два экзотермических пика (рис. 4, *б*).

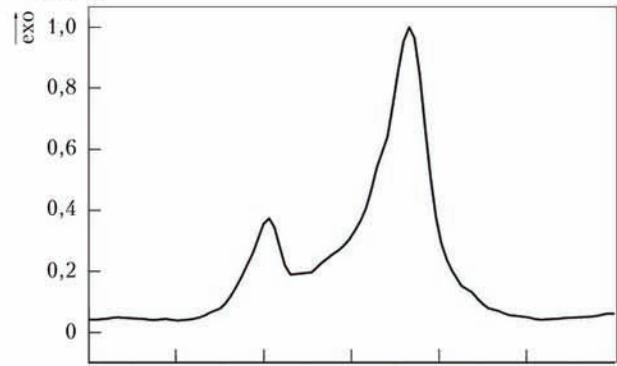
Известно, что количество экзотермических пиков зависит от химического состава многослойной фольги, а их появление на диаграмме ДТА связывается с выделением тепла при образовании определенной фазы в результате реакционного взаимодействия исходных компонентов. В случае многослойных фольг с составом $Al_{75}Ni_{25}$ второй экзотермический пик ($T_{max} \approx 325$ °С) связан с образованием равновесной для данного состава интерметаллидной фазы Al_3Ni . Появление первого экзотермического пика в области более низких температур ($T_{max} \approx 250$ °С) в одних работах [18] связывалось с латеральным ростом зародышей фазы Al_3Ni , тогда как в других — с образованием метастабильной фазы Al_9Ni_2 [12, 13]. Для выяснения причины появления дополнительного экзотермического пика на термограммах ДТА были проведены рентгеноструктурные исследования

log I, отн. ед.

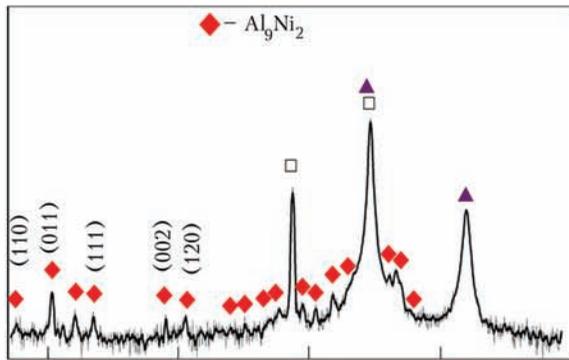


а

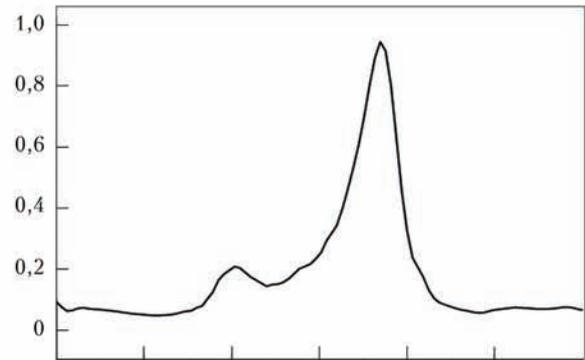
$\Delta T, ^\circ\text{C}$
exo



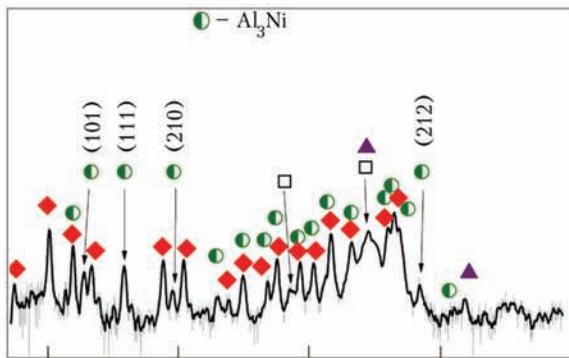
б



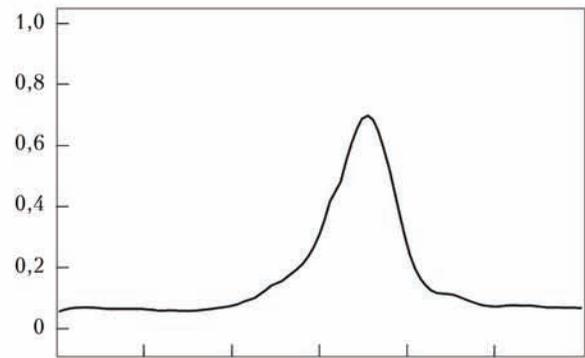
в



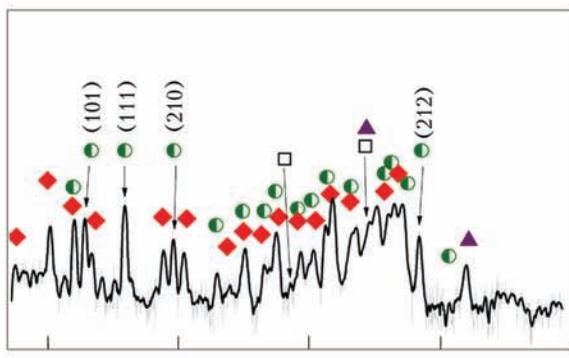
г



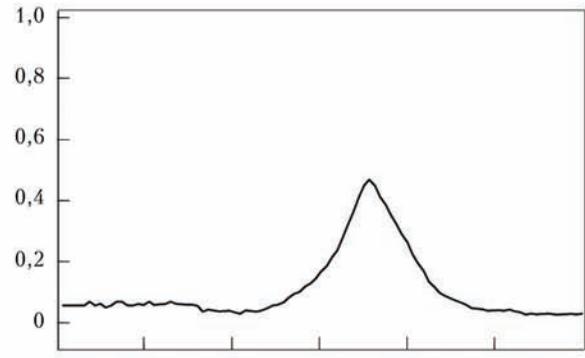
д



е



ж



з

Рис. 4. Дифрактограммы и термограммы ДТА многослойных Al/Ni фольг ($\text{Al}_{75}\text{Ni}_{25}$, $\lambda = 400$ нм) после осаждения (а, б) и отожженных при температуре 250 °C в течение 10 (в, г), 30 (д, е) и 60 мин (ж, з) соответственно (I — интенсивность)

многослойных фольг с усредненным химическим составом $\text{Al}_{75}\text{Ni}_{25}$ и периодом чередования слоев $\lambda = 400$ нм после изотермических отжигов при температуре 250 °C в течение 10, 30 и 60 мин.

На рис. 4, в приведена дифрактограмма Al/Ni фольги после отжига при температуре 250 °С в течение 10 мин. Видно, что кроме дифракционных пиков, соответствующих кристаллическим решеткам Al и Ni, присутствуют дополнительные малоинтенсивные дифракционные пики. Анализ углового положения этих пиков показал, что в многослойной фольге формируется метастабильная фаза Al_9Ni_2 . Идентификация фазы Al_9Ni_2 по ее дифракционной картине усложняется малой интенсивностью дифракционных пиков и их суперпозицией с большинством дифракционных пиков от фазы Al_3Ni . Однако наличие отдельно расположенных пиков, например, (110), (011), (111), (002) и (120) фазы Al_9Ni_2 , не совпадающих с пиками фазы Al_3Ni , позволяет утверждать, что в результате нагрева до температуры 250 °С в Al/Ni многослойной фольге происходит формирование именно фазы Al_9Ni_2 . Косвенно это подтверждается и тем, что с увеличением времени выдержки до 30 мин при температуре 250 °С, на дифрактограмме (рис. 4, д) кроме дифракционных пиков от исходных компонентов и фазы Al_9Ni_2 , появляются дополнительные, отдельно расположенные, дифракционные пики (101), (111), (210), (212) фазы Al_3Ni , свидетельствующие о ее формировании в фольге. При этом интенсивность дифракционных пиков фазы Al_9Ni_2 не уменьшается, что может свидетельствовать о том, что объемная доля фазы Al_9Ni_2 не уменьшается. Из этих данных следует, что фаза Al_3Ni образуется, скорее всего, непосредственно в результате диффузионного взаимодействия атомов Al и Ni, а не на основе фазы Al_9Ni_2 . Другими словами, фаза Al_9Ni_2 не является прекурсором фазы Al_3Ni .

Сопоставляя данные по фазовому составу (рис. 4, в) образца после отжига в течение 10 мин с термограммой ДТА от этого же образца (рис. 4, з) можно отметить, что формирование фазы Al_9Ni_2 сопровождается снижением интенсивности первого экзотермического пика. В то же время на

термограммах ДТА от образца, отожженного на протяжении 30 мин (рис. 4, е), экзотермический пик, соответствующий формированию фазы Al_9Ni_2 , отсутствует. Таким образом, появление на термограмме ДТА дополнительного экзотермического пика, с максимумом в районе температуры 250 °С, связано с образованием метастабильной фазы Al_9Ni_2 . Увеличение времени отжига многослойной фольги до 60 мин сопровождается ростом объемной доли фазы Al_3Ni , о чем свидетельствует увеличение интенсивности дифракционных пиков Al_9Ni_2 фазы. Это приводит к существенному уменьшению интенсивности пика тепловыделения на термограмме ДТА, обусловленного образованием фазы Al_3Ni (рис. 4, з), при последующем нагреве фольги.

На основании полученных данных можно сделать вывод, что формирование и рост фазы Al_9Ni_2 происходит в течение первых 30 мин отжига многослойной фольги при температуре 250 °С и при дальнейшем увеличении времени отжига образования дополнительных порций этой фазы (рост объемной доли) не происходит.

Таким образом, результаты структурных исследований показали, что участок резкого падения скорости фронта реакции СВС (см. рис. 3) коррелирует с формированием и ростом прослоек со структурой фазы Al_9Ni_2 . Изменение кинетики снижения скорости распространения фронта реакции при увеличении времени старения соответствует прекращению роста фазы Al_9Ni_2 и зарождению стабильной интерметаллидной фазы Al_3Ni .

Учитывая результаты по зависимости изменения скорости перемещения фронта реакции СВС от времени старения для фольг с разным периодом, предположили, что на объемную долю фазы Al_9Ni_2 основное влияние оказывает количество межфазных границ. Действительно, на рис. 5 видно, что с уменьшением периода фольги и, соответственно, увеличением количества границ раздела между слоями, интенсивность экзотермического

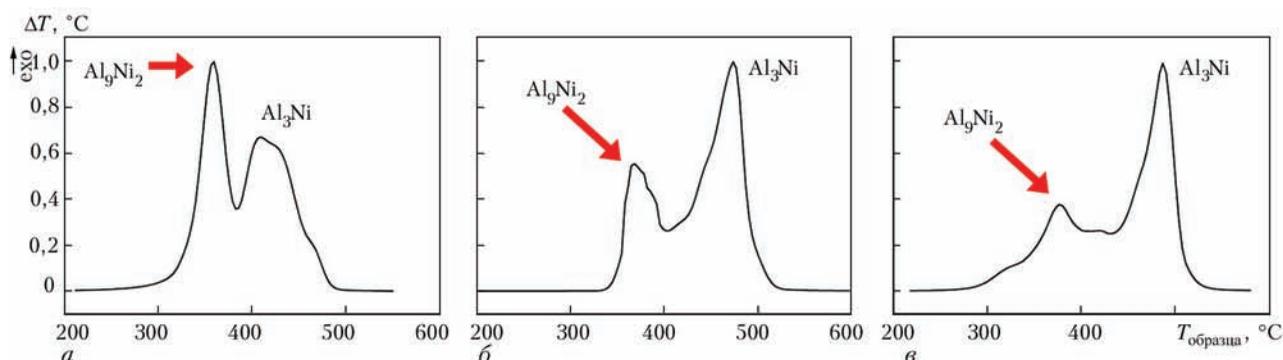


Рис. 5. Нормированные на максимум термограммы многослойных фольг Al/Ni ($Al_{75}Ni_{25}$) с периодом чередования слоев 120 (а), 200 (б) и 440 нм (в). Стрелкой указан экзотермический пик, соответствующий формированию фазы Al_9Ni_2

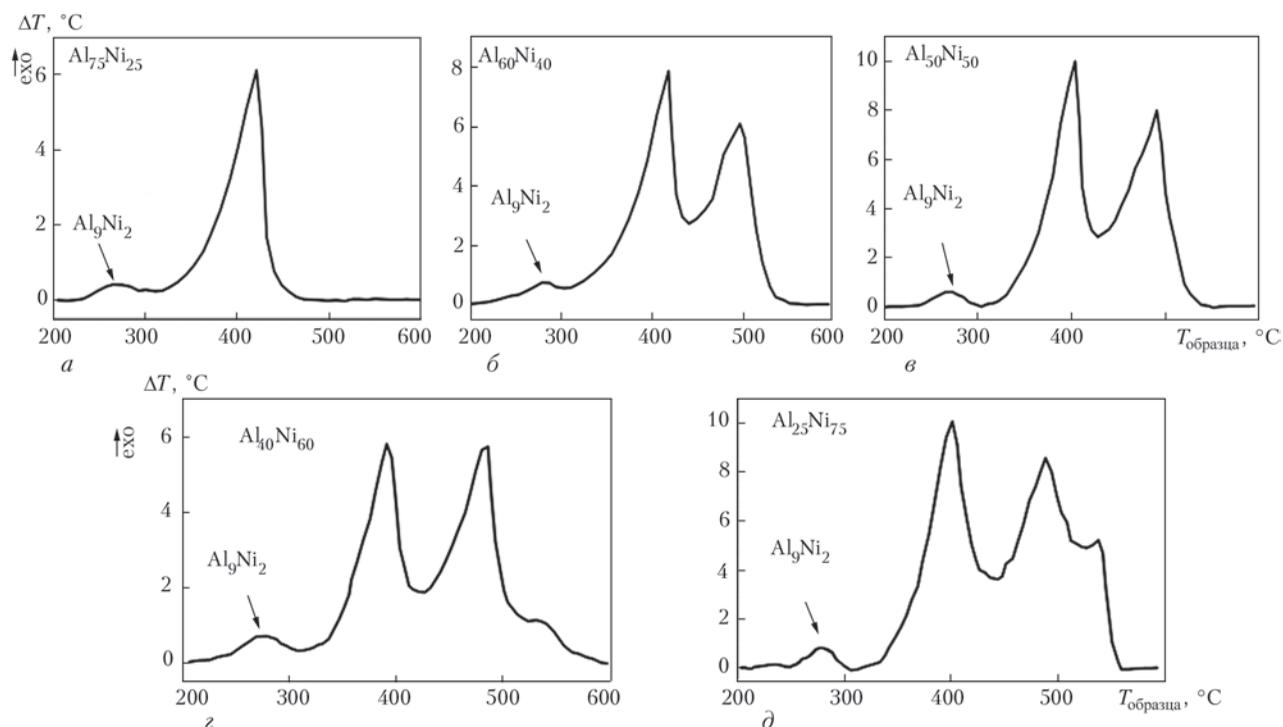


Рис. 6. Термограммы ДТА многослойных Al/Ni фольг с периодом чередования слоев компонентов $\lambda \approx 500$ нм с различным соотношением компонентов (ат. %): Al₇₅Ni₂₅ (а); Al₆₀Ni₄₀ (б); Al₅₀Ni₅₀ (в); Al₄₀Ni₆₀ (г); Al₂₅Ni₇₅ (д)

пика, соответствующего образованию фазы Al₉Ni₂ возрастает, что свидетельствует об увеличении теплового эффекта, величина которого зависит от объемной доли образующихся фаз. Следовательно, с уменьшением периода фольги количество фазы Al₉Ni₂ возрастает.

Кроме того, в подтверждение гипотезы об определяющей роли межфазных границ в формировании фазы Al₉Ni₂, предположили, что она будет формироваться независимо от соотношения компонентов в фольге. На рис. 6 приведены термограммы ДТА многослойных фольг Al/Ni ($\lambda \approx 500$ нм) с различным соотношением исходных компонентов. Видно, что с увеличением концентрации никеля в многослойных фольгах количество экзотермических пиков возрастает с двух, в случае соотношения элементов 3Al:1Ni, до четырех, при соотношении 1Al:3Ni. Однако во всех случаях наблюдается экзотермический пик с максимумом при температуре около 260...280 °C, соответствующий, как было показано ранее, образованию фазы Al₉Ni₂.

Таким образом, из полученных результатов следует, что при нагревании многослойных фольг Al/Ni независимо от соотношения исходных компонентов, первой в последовательности фазовых превращений формируется метастабильная фаза Al₉Ni₂, объемная доля которой существенно зависит от величины периода.

В работе [17] высказано предположение, что большая скорость роста промежуточной прослойки на начальном этапе старения может быть обусловлена увеличением диффузионной подвижности элементов за счет избыточных вакансий, которые накапливаются в фольге в процессе ее приготовления, что должно способствовать интенсивной диффузии никеля в алюминий. Таким образом, в результате аномально высокой скорости диффузии никеля в алюминий может образоваться прослойка пересыщенного твердого раствора никеля в алюминии. Ранее при исследовании структуры закалки расплавов системы Al–Ni было установлено наличие ориентационных соотношений между кристаллическими решетками алюминиевой матрицы и выделений фазы Al₉Ni₂ [19]. Учитывая это, было предположено, что формирование фазы Al₉Ni₂ при низких температурах может происходить по сдвиговому механизму. Такой механизм характеризуется относительно низкой термоактивацией процесса и не требует перемещения атомов на большие расстояния. Поэтому на первых этапах старения образование Al₉Ni₂ будет иметь преимущество перед формированием фазы Al₃Ni, для которой необходимо латентное время для формирования зародышей и более высокая концентрация никеля в твердом растворе алюминия. Поскольку насыщение кристаллической решетки алюминия атомами никеля ограничено

временем релаксации избыточных вакансий, можно предположить, что объем образующейся фазы Al_9Ni_2 (толщина прослойки) будет ограничена этим фактором. Кроме того, в случае реализации фазового превращения по сдвиговому механизму, образующиеся упругие напряжения вокруг прослоек также могут существенно подавлять ее рост. Этими обстоятельствами может быть объяснена смена пути превращения в многослойных фольгах с образования Al_9Ni_2 на образование фазы Al_3Ni .

Высокая эффективность влияния промежуточной прослойки со структурой фазы Al_9Ni_2 на скорость перемещения фронта СВС может быть обусловлена факторами, оказывающими влияние на диффузию никеля в алюминий, например, уменьшением коэффициента диффузии никеля в прослойке со структурой фазы Al_9Ni_2 . Подавление диффузии может происходить из-за ограниченного количества узлов, занятых атомами никеля, что существенно снижает вероятность их перемещения по кристаллической решетке фазы Al_9Ni_2 . Кроме того, наличие упругих полей, обусловленных сдвиговым механизмом перестройки кристаллической решетки алюминия в кристаллическую решетку фазы Al_9Ni_2 , также может привести к снижению коэффициента диффузии.

Выводы

При старении многослойных фольг Al/Ni, полученных способом электронно-лучевого осаждения, диффузионное взаимодействие элементов, независимо от их соотношения (в диапазоне от 3Al:1Ni до 1Al:3Ni) и периода модуляции (в диапазоне от 60 до 600 нм), на начальных этапах определяется образованием метастабильной фазы Al_9Ni_2 . Установлено, что формирование прослоек со структурой фазы Al_9Ni_2 приводит к резкому снижению скорости распространения фронта реакции СВС. Показано, что с уменьшением периода чередования слоев многослойных фольг существенно возрастает влияние сформированных прослоек со структурой фазы Al_9Ni_2 на скорость распространения фронта, вплоть до полного подавления реакции СВС. Многослойные фольги с большим периодом чередования слоев являются более устойчивыми к воздействию повышенных температур при их изготовлении, эксплуатации и/или естественного старения.

Список литературы

References

1. Floro, J. (1986) Propagation of explosive crystallization in thin Rh-Si multilayer films. *J. of Vacuum Sci. & Technology A — Vacuum Surfaces and Films*, **4**, 631–636.

2. Bordeaux, F., Yavari, A. (1990) Ultra rapid heating by spontaneous mixing reactions in metal-metal multilayer composites. *J. of Mater. Research*, **5**, 1656–1661.
3. Bordeaux, F., Yavari, A., Desre, P. (1987) Ultra-rapid heating by exothermic heat of mixing in metal-metal multilayer composites. *Revue de Physique Appliquee*, **22**, 707–711.
4. Weihs, T.P. (2014) Fabrication and characterization of reactive multilayer films and foils. In: *Metallic Films for Electronic, Optical and Magnetic Applications*, Woodhead Publish. Ltd., **5**, 160–243.
5. Braeuer, J., Besser, J., Wiemer, M., Gessner, T. (2011) Room-temperature reactive bonding by using nanoscale multilayer systems. In: *IEEE, Proc. of Transducers '11* (June 5–9, Beijing, China), 1332–1335.
6. Wiemer, M., Braeuer, J., Wuensch, D., Gessner, T. (2010) Reactive bonding and low temperature bonding of heterogeneous materials. *ECS Transact.*, **33**, 307–318.
7. Namazu, T., Inoue, S. (2010) Al/Ni self-propagating exothermic film for MEMS application. *Mater. Sci. Forum*, **638–642**, 2142–2147.
8. Boettge, B., Braeuer, J., Wiemer, M. (2010) Fabrication and characterization of reactive nanoscale multilayer systems for low temperature bonding in microsystem technology. *J. of Micromechanics and Microengineering*, **20**, 064018.
9. Duckham, A., Levin, J., Weihs, T. (2006) Soldering and brazing metals to ceramics at room temperature using a novel nanotechnology. *Advances in Sci. and Technol.*, **45**, 1578–1587.
10. Van Heerden, D., Rude, T.R., Newson, J. et al. (2004) A ten-fold reduction in interface thermal resistance for heat sink mounting. *J. of Microelectronics and Electronic Packaging*, **1(3)**, 187–193.
11. Zaporozhets, T.V., Gusak, A.M., Ustinov, A.I. (2010) SHS reactions in nanosized multilayers: Analytical model versus numerical one. *Int. J. of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, **19**, 4, 227–236.
12. Edelstein, S., Everett, R.K., Richardson, G.Y. et al. (1994) Intermetallic phase formation during annealing of Al/Ni multilayers. *J. Appl. Phys.*, **76(12)**, 7850–7859.
13. Blobaum, K.J., Van Heerden, D., Gavens, A.J., Weihs, T.P. (2003) Al/Ni formation reactions: characterization of the metastable Al_9Ni_2 phase and analysis of its formation. *Acta Materialia*, **51**, 3871–3884.
14. Noro, J., Ramos, A.S., Vieira, M.T. (2008) Intermetallic phase formation in nanometric Ni/Al multilayer thin films. *Intermetallics*, **16**, 1061–1065.
15. Ishchenko, A.Ya., Falchenko, Yu.V., Ustinov, A.I. (2007) Diffusion welding of finely-dispersed AMg5/27% Al_2O_3 composite with application of nanolayered Ni/Al foil. *The Paton Welding J.*, **7**, 2–5.
16. Shishkin, A.E., Shishkin, E.A., Ustinov, A.I. (2007) Thermal analysis of microlaminate fillers based on intermetallic-forming elements. *Ibid.*, **12**, 23–27.
17. Zaporozhets, T.V., Gusak, A.M., Korol', Ya.D., Ustinov, A.I. (2013) Inverse problem for SHS in multilayer nanofoils: Prediction of process parameters for single-stage SHS reaction. *Int. J. of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, **22(4)**, 222–231.
18. Ma, E., Thompson, C.V., Clevenger, L.A. (1991) Nucleation and growth during reactions in multilayer Al/Ni films: The early stage of Al_3Ni formation. *J. Appl. Phys.*, **69(4)**, 2211–2218.
19. Yamamoto, A., Tsubakino, H. (1997) Al_9Ni_2 precipitates formed in an Al–Ni dilute alloy. *Scripta Materialia*, **37(11)**, 1721–1725.

**ВПЛИВ СТАРІННЯ РЕАКЦІЙНИХ БАГАТОШАРОВИХ Al/Ni ФОЛЬГ
НА ШВИДКІСТЬ ПОШИРЕННЯ ФРОНТУ РЕАКЦІЇ СВС**

С. О. Демченков¹, А. Є. Шишкін²

¹Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України.

03142, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

В роботі досліджено вплив структурних змін, що виникають в багатошарових Al/Ni фольгах під час старіння (при температурі 250 °С), на швидкість поширення фронту реакції СВС. Показано, що швидкість поширення фронту реакції СВС внаслідок старіння знижується, а її залежність від часу старіння має немонотонний характер. Встановлено, що на інтенсивність зниження швидкості поширення фронту реакції СВС при старінні багатошарових фольг суттєво впливають величина періоду чергування шарів компонент та структура прошарків, що формуються на межі між шарами Al та Ni. Бібліогр. 19, іл. 6.

Ключові слова: *електронно-променеве осадження; реакційні багатошарові фольги; Al–Ni; реакція СВС; фазові перетворення*

**EFFECT OF AGEING OF REACTION MULTILAYER AL/NI FOILS
ON RATE OF SHS REACTION FRONT SPREADING**

S.A. Demchenkov¹, A.F. Shishkin²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²G.V. Kurdyumov Institute of Metal Physics, NASU.

36, Academician Vernadsky Blvd, 03142, Kiev. E-mail: metall@imp.kiev.ua

In the work the effect of structural changes, occurring in multilayer Al/Ni foils during their ageing (at temperature of 250 °C), on the rate of spreading of SHS reaction front is studied. It is shown that the rate of SHS front during the foil ageing is decreased, and its dependence on time of aging has a non-monotonous nature. It was found that the value of period of alternation of layers components and structure of interlayers, formed at the interface between the layers of Al and Ni, has a significant effect on intensity of reducing the rate of spreading the SHS reaction front in ageing of multilayer foils. Ref. 19, Figures 6.

Key words: *electron beam deposition; reaction multilayer foils; Al/Ni; SHS reaction; phase transformations*

Поступила 15.06.2017

Международная конференция

«Титан 2018: производство, обработка, применение»

11–12 июня 2018 г., Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

Тематика конференции

- прогрессивные технологии и оборудование для получения титана и сплавов на его основе;
- деформационная обработка титана;
- новые сплавы на основе титана и его интерметаллидных соединений;
- особенности структуры и термической обработки титановых сплавов;
- аддитивные и порошковые технологии в производстве изделий из титановых сплавов;
- прогрессивные технологии сварки и пайки изделий и конструкций из титановых сплавов;
- применение изделий и конструкций из титановых сплавов в авиадвигателестроении и других отраслях промышленности.

Организационный комитет конференции ТИТАН 2018

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11

Тел./факс: (38044) 200-82-77; E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.pwi-scientists.com/rus/titan_2018

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ 3D ИЗДЕЛИЯ ИЗ СТАЛИ S460M В АДДИТИВНОЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ

В. А. Костин, Г. М. Григоренко

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

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты моделирования температурных полей, кинетики нанесения слоев жидкого металла, параметров охлаждения и характера структурных превращений при формировании аддитивной конструкции из стали S460M. Для проведения компьютерного моделирования использовали расчетный пакет COMSOL Multiphysics. В работе учитывали: влияние температуры на физико-химические параметры стали; влияние тепла, вносимого расплавленной проволокой, а также кинетику структурных превращений. Для моделирования использовали значения режимов близкие к оптимальным для электродуговой сварки высокопрочных низколегированных сталей. Проведенные исследования показали, что учет влияния нагрева дугowym источником стали S460M приводит к заметному повышению температуры в области наплавляемого слоя (до 1800...2000 °C) и значительному расширению зоны термического влияния (до 20...25 мм). В предложенном технологическом режиме дугowego наплавления анализ полей изотерм не показал проплавления подложки при отсутствии нагрева дугowym источником и показал незначительное проплавление подложки до 0,1...0,2 мм при учете совместного нагрева дугowym источником и металлом расплавленной проволоки. Изучена кинетика структурных превращений в стали S460M при аддитивном процессе формирования слоев. Показано, что наибольшие скорости охлаждения (до 40...45 °C/c) формируются по краям наплавляемых слоев, что приводит к образованию на этих участках до 5 % мартенситной составляющей, которая повышает риск образования трещин и отслаивания наплавки. Разработанное программное обеспечение может быть использовано для математического моделирования металлургического аддитивного процесса формирования конструкций из сталей, титановых, алюминиевых и др. сплавов. Библиогр. 12, табл. 1, ил. 9.

Ключевые слова: аддитивное производство; моделирование; конструкционная сталь S460M; наплавление; структурные превращения; микроструктура

В настоящее время для производства ответственных элементов конструкций, деталей машин и механизмов специального назначения особую актуальность приобретают технологии послойного аддитивного формирования изделий, которые носят название «3D printing». Особенности этих технологий определяют практический интерес к их использованию в производстве специальных изделий в металлургии, точном машиностроении, аэрокосмической отрасли, медицине, военной промышленности [1–3].

Основным преимуществом таких технологий является быстрота и оперативность создания единичных изделий, низкая энергоемкость производства, высокий коэффициент использования материала, широкие возможности по созданию изделий сложной геометрической формы, возможность использования всего спектра современных конструкционных материалов — сталей, алюминиевых и титановых сплавов, интерметаллидов.

Возможность оперативного создания единичных деталей машин или механизмов в случае их разрушения или замены при проведении ре-

монтных работ делает технологии аддитивного производства особенно актуальными и востребованными.

Существует несколько подходов создания конструкций на основе аддитивного металлургического процесса. Эти подходы определяются типом расходных материалов и используемым источником нагрева.

Расходуемые материалы, которые используются в аддитивном процессе, подразделяются на металлические порошки [4], присадочную проволоку [5, 6], проволоку сплошного сечения и порошковую.

Методы, в которых используются в аддитивном процессе наплавления порошки, позволяют получать изделия с высокой точностью соблюдения геометрических размеров, хотя скорость этого процесса крайне низка. К недостаткам использования порошков следует отнести необходимость их защиты от окисления, а также невозможность получения некоторых типов порошков точного состава и размеров.

Методы, использующие в аддитивном процессе наплавления присадочные проволоки, облада-

ют более высокой производительностью, хотя при этом теряют точность изготовления изделия, которое приобретает характерную ребристость или «слоистость» наплавляемой поверхности.

Методы, использующие порошковые проволоки, объединяют в себе преимущества металлических порошков и проволок, позволяя ввести порошки в жидкую ванну и получить аддитивную наплавку любого химического состава.

В зависимости от типа использования источника концентрированной энергии аддитивные методы подразделяются на лазерные, электронно-лучевые, плазмодуговые и гибридные.

Электродуговые источники нагрева имеют наибольшую энергетическую эффективность по сравнению с лазерными и электронно-лучевыми технологиями. Электронно-лучевые отличаются повышенной точностью создания изделий, но требуют использования высокого вакуума. Лазерные источники нагрева наиболее популярны, хотя их энергетическая эффективность мала.

Тем не менее методы аддитивного наплавления изделий проволокой обладают рядом особенностей, а именно имеют высокие остаточные напряжения и деформации в изделиях, которые связаны с перегревом жидкого металла [7]. Высокие остаточные напряжения могут заметно снижать эксплуатационные характеристики изделий, а значительные остаточные деформации могут приводить к недопустимому изменению формы изделия. Перегрев жидкого металла приводит в возрастанию времени остывания наплавки, в результате чего развиваются диффузионные процессы, что приводит к росту зерна, формированию структурной и химической неоднородности изделия, снижению однородности его свойств.

Характер изменения температурных и термомеханических параметров аддитивного процесса близок с наплавочным процессам и технологиям, но при этом необходимо учитывать, что металлургические процессы и структурные изменения протекают в меньшем объеме металла.

В связи с тем, что процесс аддитивного наплавления представляет собой достаточно сложный комплекс взаимосвязанных физических явлений (тепло- и массоперенос, движение жидкого расплава, фазовые и структурные превращения, формирование полей механических напряжений и деформаций сложной пространственной геометрии), то для оптимизации соответствующих технологических параметров целесообразно использовать современные средства математического моделирования.

Цель данной работы заключалась в изучении особенностей и оптимизации параметров аддитивного процесса послойного формирования изделия из конструкционной низколегированной стали S460M на основе расчета температурных полей, напряжений и деформаций, формирующихся в процессе наплавления изделия.

Материал и методика исследований. Исходя из того, что технологии аддитивного производства позволяют оперативно и экономично проводить замену разрушенных деталей или механизмов высоконагруженной техники, для исследований выбрана высокопрочная конструкционная сталь марки S460M (класс прочности C440).

Плита из стали S460M, полученная термомеханической прокаткой, имеет мелкозернистую структуру, высокие механические и ударные свойства, хорошо сваривается. Данная сталь характеризуется высокой устойчивостью к хрупкому разрушению и высокой склонностью к холодной деформации. Сталь данной марки применяется в сварных конструкциях в судостроении, машиностроении, деталях конструкций ветроэнергетических установок.

Термомеханическая прокатка стали S460M в диапазоне температур 900...700 °С с контролируемым охлаждением формирует полосчатую феррито-перлитную структуру с твердостью 195 HV. Размер зерна соответствует баллу 10 по ГОСТ 5639–82. Загрязненность неметаллическими включениями, такими как силикаты, алюмосиликаты, сульфиды и окисульфиды соответствует баллу 1 по ГОСТ 1778–70. Химический состав стали S460M в состоянии поставки следующий, мас. %: 0,12 % C, 0,28 % Si, 1,59 % Mn, 0,04 % Ni, 0,05 % V, 0,04 % Nb, 0,01 % Mo, 0,005 % Ti, 0,03 % Al, до 0,009 % N, до 0,004 % S, до 0,009 % P.

Микроструктура стали S460M после различных режимов охлаждения представлена на рис. 1. Содержание феррита в исходном состоянии составляло 65 %, перлита 30 %, бейнита 5 %.

Микроструктура стали S460M вышеуказанного химического состава обеспечивает высокий уровень механических свойств: предел текучести $\sigma_T = 452...485$ МПа; предел прочности $\sigma_B = 581...604$ МПа; относительное удлинение $\delta_5 = 26...32$ %; относительное сужение $\psi = 58...73$ %. По этим показателям сталь S460M соответствует показателям стали класса прочности C440.

Для учета структурных превращений в процессе моделирования, которые происходят в стали S460M в процессе аддитивного наплавления, построена термокинетическая диаграмма пре-

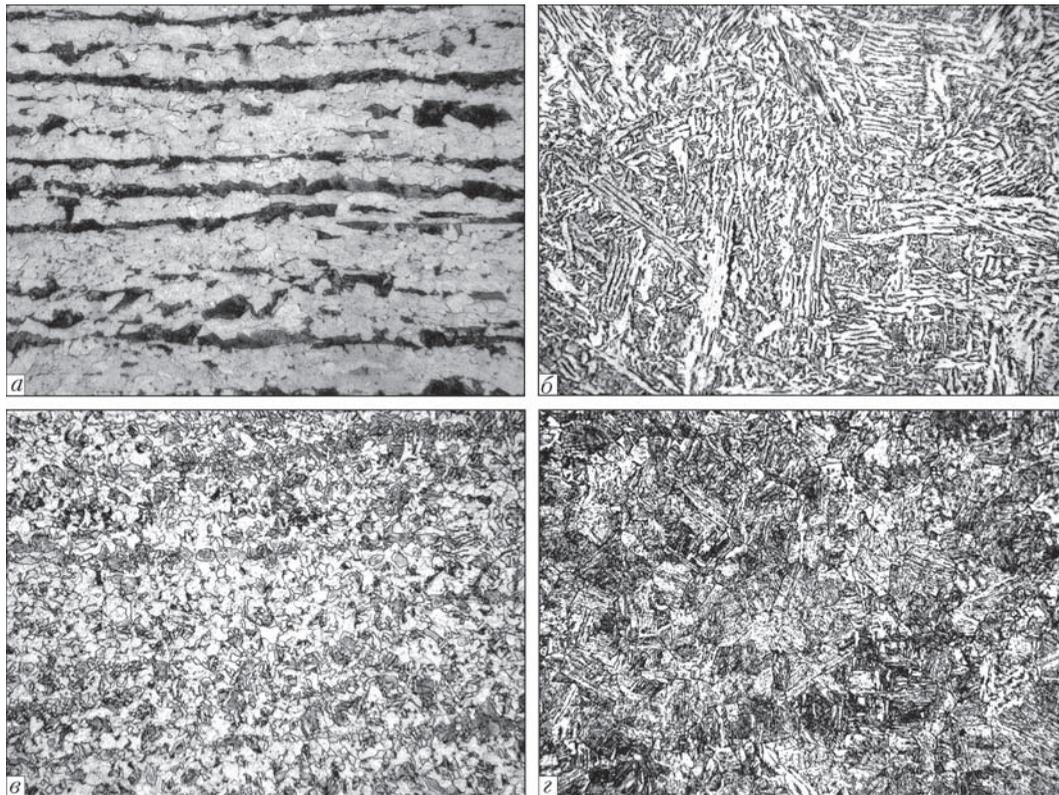


Рис. 1. Микроструктура образца стали S460M, охлажденного со скоростью: *a* — исходное состояние; *b* — 3; *в* — 10; *г* — 25 °C/с ($\times 200$)

вращения аустенита при непрерывном охлаждении (рис. 2). Иммитация термического цикла аддитивного наплавления проведена на установке Gleeble 3800 при различных скоростях охлаждения: 3, 5, 10, 15, 20, 50, 100 °C/с. Использование высоких скоростей охлаждения 50 и 100 °C/с обусловлено тем, что такие скорости охлаждения вполне достижимы в процессе аддитивного наплавления.

В работе учтено влияние разогрева поверхности подложки и наплаваемых слоев от источника нагрева. В качестве источника нагрева рассматривался плазменно-дуговой. Учитывалась возможность протекания структурных превращений в процессе аддитивного наплавления. Использовалась модель упруго-пластического материала для учета влияния пластической деформации на формирование наплавки. В представленной модели наплавление слоя задавалось перемещением торца проволоки по поверхности подложки с постоянной скоростью и температурой.

Теплофизические свойства подложки и материала наплавки задавались аналитически в виде степенной зависимости от температуры нагрева и приведены в таблице.

В процессе моделирования, чтобы учесть нагрев слоев, использованы значения режимов близкие к оптимальным для электродуговой сварки высокопрочных низколегированных сталей.

Технологические параметры формирования изделия из стали S460M плазменно-дуговым источником нагрева, использованные в расчетах, следующие:

Напряжение дуги (U_d), В	14...15
Ток сварки ($I_{св}$), А	65...70
Толщина пластины основания, мм	20
Толщина наплаваемого слоя, мм	1
Ширина наплавки, мм	4
Длина наплавки, мм	300
Скорость перемещения дуги (v_d), м/ч	30
Количество слоев	30

Физическая модель аддитивного процесса нанесения слоев строилась исходя из ряда допущений. Принималось, что наплавка состоит из слоев материала из стали S460M толщиной 1,0 мм, шириной 4,0 мм и длиной 300 мм. Количество

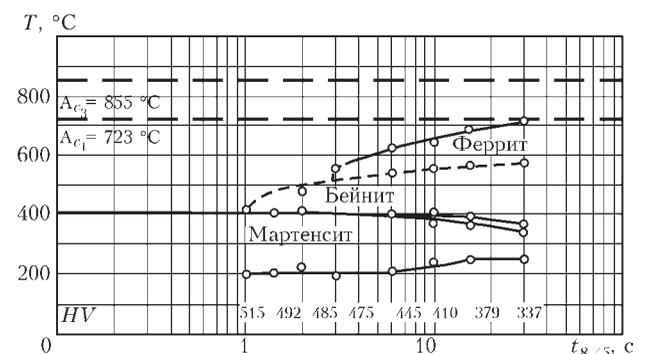


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали S460M

Термомеханические свойства стали S460M [8]		
Свойство	Диапазон температур, К	Значение
Темлоемкость, Дж/(кг·К)	293...848	$215,73+6,018T-0,018T^2+2,414E-5T^3-1,079E-8T^4$
Теплопроводность, Вт/(м·К)	293...1073 1073...1473	$56,387-0,0073T-1,989E-5T^2-82,996+0,167T-6,125136E-5T^2$
Плотность, кг/м ³	293...1065 1065...1253	$7919,3-0,125T-2,88651E-4T^3+1,132E-7T^38183,48-0,4654T$
Коэффициент термического расширения, 1/К	293...1065 1065...1253	$3,7E-6+2,931E-8T-2,8E-11T^2+9,79E-15T^3-1,044E-6+1,019E-8T$
Модуль Юнга, Па	273...1050 1050...1500	$2,1098E11+3,572844E7T-106319,6T^2,0242E11-6,773E7T$
Коэффициент Пуассона	273...1053 1053...1500	$0,27+7,030E-5T-3,857E-8T^2+1,247E-11T^30,316-1,2428E-6T+1,6615E-9T^2$
Модуль сдвига, Н/м ²	273...1050 1050...1500	$8,3016E10+91847,0T-38834,5T^27,694E10-2,5803E7T$
Начальный предел текучести, Па	293... 1050	$3,0708E8-209787,7T$

наплавляемых слоев определялось условием максимального приближения к стационарному температурному режиму наплавки слоев изделия. Исходя из результатов эксперимента принято, что в начальный момент времени наносимый материал стали S460M находится в твердожидком состоянии и имеет начальную температуру равную $T_n = 500$ °С между температурами ликвидуса $T_l = 1515$ °С и солидуса $T_s = 1465$ °С данной стали. Слои наносились на подложку из стали той же марки. Движение жидкой фазы при формировании слоев не учитывалось.

В расчетах принималась модель упруго-пластического материала. Напряжения и деформации в модели возникают в результате развития усадочных явлений, т. е. уменьшения объема материала при охлаждении.

Теплопередача в слоях осуществляется теплопроводностью, конвекцией и излучением в окружающую среду с температурой $T_{внеш}$.

Математическая модель нанесения аддитивных слоев может быть описана рядом уравнений.

Для численного анализа кинетики изменения температурных полей в изделии от времени использовалось трехмерное нестационарное уравнение теплопроводности:

$$\rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + u \nabla T \right) = \nabla [k(T) \nabla T], \quad (1)$$

где ρC_p — удельная теплоемкость; k — теплопроводность материала.

Граничные условия, необходимые для решения уравнения (1), определяются балансом подвода и стока тепла с поверхности наплавляемой детали. Так, в области контакта наплавляемого изделия с оснасткой отвод тепла описывается законом Ньютона, тогда как на свободных

поверхностях теплоотвод дополнительно осуществляется излучением, которое подчиняется закону Стефана–Больцмана.

В настоящей работе рассматривалась модель совместного конвективно-кондуктивного переноса энергии от одновременно действующих двух источников нагрева — дугового источника и расплавленной проволоки.

Граничные условия для решения уравнения теплопроводности (1) имеют следующий вид:

$$-k(T) \frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} h_1 (T - T_{внеш}), & \text{в области контакта с оснасткой} \\ h_2 (T - T_{внеш}) + \varepsilon \sigma_0 (T^4 - T_{внеш}^4) - q_{источ} - q_{пров}, & \text{на свободных поверхностях} \end{cases} \quad (2)$$

где n — нормаль к поверхности; $h_1 = 7$ (Вт/м²·К) — коэффициент теплоотдачи в оснастку; $h_2 = 20$ (Вт/м²·К) — коэффициент конвективной теплопередачи в воздух (естественная конвекция); $\varepsilon = 0,8$ — степень черноты материала; σ_0 — постоянная Стефана–Больцмана ($5,6704 \cdot 10^{-8}$ Дж·с⁻¹·м⁻²·К⁻⁴); $T_{внеш} = 293$ К — температура окружающей среды; $q_{источ}$ — плотность теплового потока, создаваемого дуговым источником нагрева; $q_{пров}$ — количество тепла, которое вводится расплавленной проволокой.

Плотность теплового потока от движущегося поверхностного дугового источника $q_{источ}(x, y, t)$ задавалось моделью эллипсоидного типа:

$$q_{источ}(x, y, t) = q_{max} \exp \left[-K_x (x - x_0 - v_d t)^2 - K_y (y - y_0)^2 \right], \quad (3)$$

где x, y — локальные координаты теплового источника; x_0, y_0 — начальные координаты источника; $q_{max} = \eta U_d I_{св}$ — мощность источника; η — коэффициент полезного действия источника (0,9...0,95);

U_d — напряжение на дуге; $I_{св}$ — ток дуги; K_x и K_y — коэффициенты сосредоточенности удельного теплового источника; v_d — скорость перемещения дугового источника вдоль оси X ; t — время.

Плотность теплового потока при расплавлении проволоки $q_{пров}(x, y, t)$ задавалась движением торца формирующегося слоя со скоростью v_d , имеющего постоянную температуру равную $T_{пров} = 1800$ К:

$$q_{пров}(x, y, t) = \rho C_p T_{пров} S v_d(x, y) t, \quad (4)$$

где x, y — локальные координаты торца проволоки; ρ — плотность; C_p — удельная теплоемкость; S — площадь сечения слоя; t — время.

В работе использовалась модель структурных превращений, предложенная Касаткиным–Зайфертом [9]. Традиционно полагают, что количество фаз, образующихся в процессе превращения, определяется произведением величины максимальной доли фазы $V_j^{max}(\Delta t_{8/5})$, образующейся в данной стали, и функции $f_j(T)$, зависящей от температуры начала образования конкретной фазы (феррита, бейнита, мартенсита).

Уравнение структурных превращений:

$$V_j(T) = V_j^{max}(\Delta t_{8/5}) f_j(T), \quad (5)$$

где $V_j(T)$ — доля образующихся фаз; $V_j^{max}(\Delta t_{8/5})$ — максимальная доля j -ой фазы (феррита, бейнита, мартенсита); $\Delta t_{8/5}$ — время охлаждения в интервале температур 800...500 °C; $f_j(T)$ — функция, зависящая от температуры.

Функция $f_j(T)$ определяется в интервале температур $T_{end}^j < T < T_{st}^j$ начала T_{st}^j и конца T_{end}^j образования j -ой фазы следующим выражением:

$$f_j(T) = \begin{cases} 0, & T > T_{st}^j \\ 1 - \exp\left(a \frac{T_{st}^j - T}{T_{st}^j - T_{end}^j}\right), & T_{end}^j < T < T_{st}^j \\ 1, & T < T_{end}^j \end{cases} \quad (6)$$

В работе принята модель расчета величины $V_j^{max}(\Delta t_{8/5})$, предложенная автором работы [10]:

$$\begin{aligned} V_m^{max} &= \frac{1}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_m^{50}}{\sqrt{2} \ln S_m} \right) \right], \\ V_{fp}^{max} &= \frac{1}{2} \left[1 + \operatorname{erf} \left(\frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_{fp}^{50}}{\sqrt{2} \ln S_{fp}} \right) \right], \\ V_b^{max} &= 1 - V_m^{max} - V_{fp}^{max}, \end{aligned} \quad (7)$$

где Δt_m^{50} — время образования в структуре 50 % мартенсита ($V_m^{max} = 0,5$); Δt_{fp}^{50} — время образования в структуре 50 % феррито-перлита ($V_{fp}^{max} = 0,5$); S_m, S_{fp} — параметры модели распада аустенита, которые определяются из диаграммы превращения.

Автор на основании использования методов регрессионного анализа показал [10], что макси-

мальная доля фаз V_f^{max} зависит преимущественно от химического состава наплавляемого материала:

$$\begin{aligned} \ln \Delta t_f^{50} &= 0,66 + 10,0C + 1,3Mn - 0,48Si + 1,3Cr + \\ &+ 1,5Mo + 1,2Ni - 1,4W + 3,5C \cdot Mo - 5,9C^2, \\ \ln \Delta t_{fp}^{50} &= 0,34 + 5,2C + 1,3Mn + 0,53Si + 0,33Cr + \\ &+ 2,9Mo + 0,36Ni + 1,5V + 1,0Cu - 6,0C \cdot V - \\ &- 5,1C^2 + 0,50Si^2, \\ \ln \Delta t_m^{50} &= -2,1 + 15,5C + 0,96Mn + 0,84Si + \\ &+ 0,66Cr + 0,74Mo + 0,55Ni + 0,30V + 4,0Al + \\ &+ 0,50W + 0,80Cu - 0,25Nb - 13,5C^2 - 0,55Si^2. \end{aligned} \quad (8)$$

На основании полученной экспериментальной термокинетической диаграммы распада аустенита стали S460M (рис. 2) данная модель была модифицирована с учетом влияния скорости охлаждения на максимальную долю фаз $V_j^{max}(W_{8/5})$. Расчетные значения влияния скорости охлаждения на максимальную долю феррита V_f^{max} , бейнита V_b^{max} , мартенсита V_m^{max} и перлита V_p^{max} при охлаждении стали S460M приведены на рис. 3. Начальная структура наплавляемого материала стали S460M состояла из феррита $V_f = 0,65$, перлита $V_p = 0,3$, бейнита $V_b = 0,05$.

Для проведения компьютерного моделирования использовали расчетный пакет COMSOL Multiphysics [11], который позволяет объединить задачи диффузии, тепло- и массопереноса, механики деформируемого твердого тела в одну взаимосвязанную задачу.

Решение дифференциальных уравнений проводилось методом конечных элементов (МКЭ), путем построения неоднородной адаптивной сетки и задания в каждой ячейке сетки интерполяционного многочлена Лагранжа второго порядка. Максимальный размер элементов сетки составлял 0,1 мм. Алгебраическую систему уравнений, полученную дискретизацией обыкновенных дифференциальных уравнений, вычисляли в решателе MUMPS (time dependent solver), составной части COMSOL Multiphysics. Так как геометрия наплав-

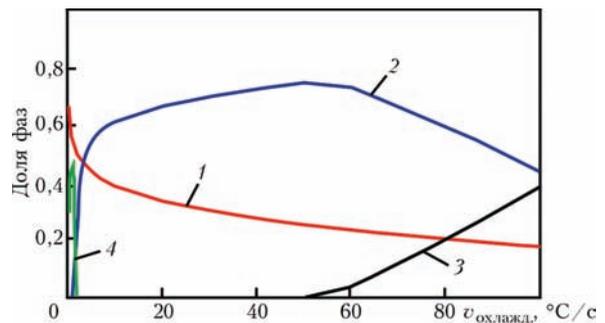


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения $W_{8/5}$ на образование структурных составляющих $V_j^{max}(W_{8/5})$ в стали S460M при охлаждении: 1 — феррит; 2 — бейнит; 3 — мартенсит; 4 — перлит

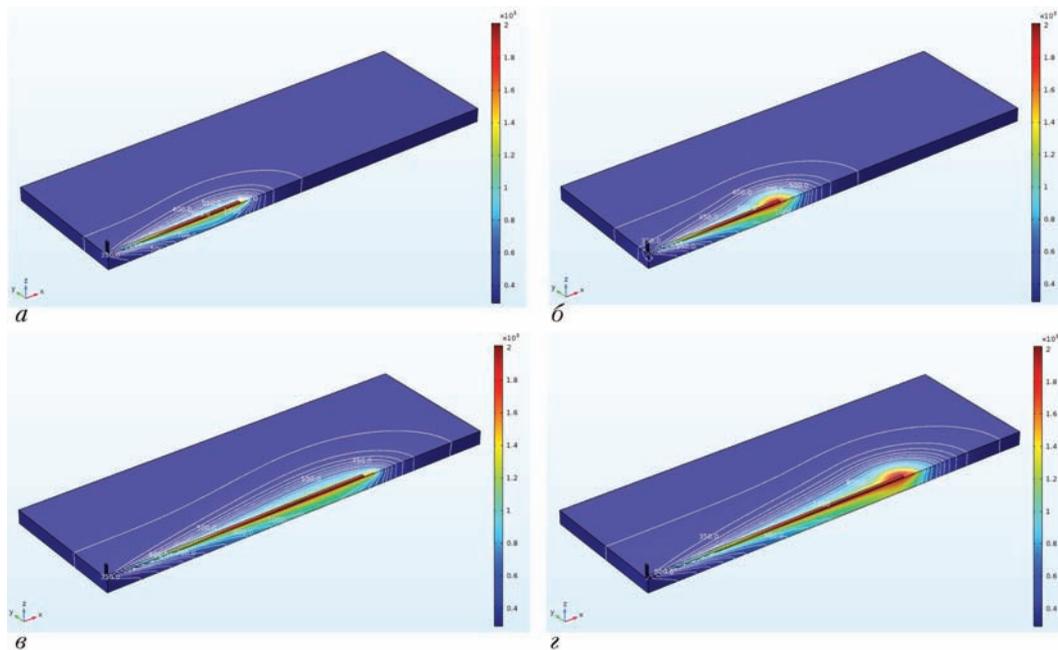


Рис. 4. Характер изменения температурных полей в 1-ом слое наплавки стали S460M за время 10 с (*а, б*) и 20 с (*в, г*) без учета влияния дуги (*а, в*) и с учетом совместного влияния дуги и проволоки (*б, г*)

ки имеет осесимметричный вид, то для сокращения ресурсов вычислительной техники расчет проводился на половине изделия.

Результаты моделирования. По результатам решения температурной задачи построено пространственное распределение поля температур в различные моменты времени от начала наплавания. Характер изменения температурных полей носит выраженный трехмерный характер, что не позволяет использовать для расчета двухмерную модель.

В работе проанализировано влияние источника нагрева — электрической дуги на изменение полей температур (рис. 4) в процессе аддитивного наплавания.

Анализ результатов расчета показал, что кинетика изменения температурных полей в процессе наплавания заметно отличается. Учет влияния

дугового нагрева приводит к заметному повышению температуры в области наплавляемого слоя (до 2000...2100 °С) и значительному расширению зоны термического влияния (до 20...25 мм) в области наплавляемой стенки изделия (рис. 5). В предложенном технологическом режиме электродугового наплавания анализ полей изотерм показывает отсутствие проплавления подложки при отсутствии нагрева от дугового источника (рис. 5, *а*) и незначительное подплавление подложки до 0,1...0,2 мм при учете совместного воздействия дуги и расплавленной проволоки (рис. 5, *б*).

На рис. 6 показаны термические циклы в центральном сечении образца по высоте наплавки. Из рисунка следует, что дополнительное использование источника дугового нагрева позволяет заметно уменьшить изменение температуры в процессе наплавания. Без влияния учета тепла от дугово-

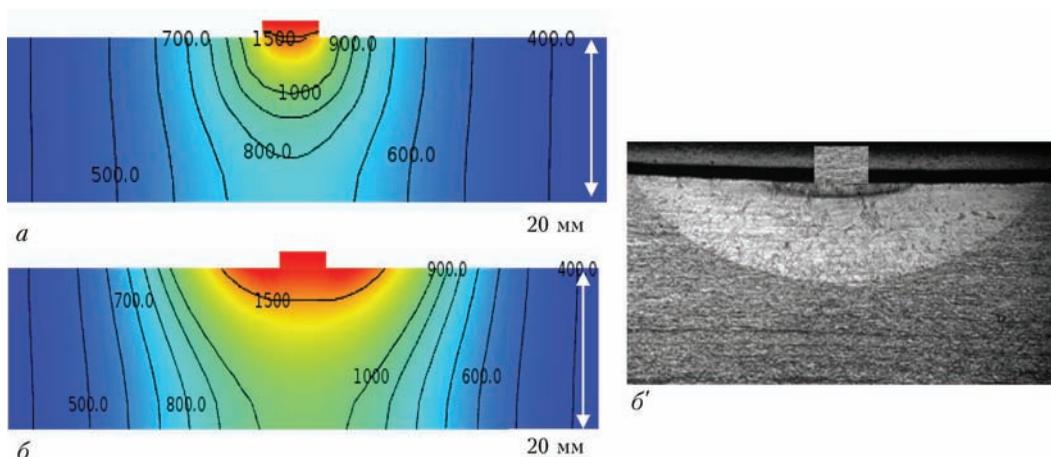


Рис. 5. Влияние характера источника нагрева на размер зоны термического влияния в поперечном сечении наплавки первого слоя: *а* — только проволока; *б* — проволока + дуговой источник (расчет); *б'* — результаты эксперимента

го источника температуры в наплавке достигают 500...800 °С [12], при учете нагрева от дугового источника снижение температуры в слоях при наплавлении заметно уменьшается и не превышает 100...150 °С. Это позволяет сформировать в наплавленных слоях более однородное структурное состояние и обеспечить гомогенность механических свойств.

Повышение мощности дугового нагрева выше 0,9...1,0 кВт может привести к расплавлению подложки и ранее наплавленных слоев. Наличие жидкой фазы в течение определенного периода времени наплавления вызывает развитие диффузионных процессов перераспределения элементов, растворение упрочняющих фаз и т. д., что приведет к снижению механических свойств формирующегося изделия.

Расчетные данные показывают, что при поступлении тепла двумя путями в виде расплавленной проволоки и электрической дуги ширина зоны термического влияния увеличивается в 1,5...2,0 раза по сравнению с процессом без использования дугового источника. Благодаря этому можно получать существенно больший размер наплавленного валика.

С увеличением количества наплаваемых слоев тепловой вклад от дугового источника заметно снижается. Это обусловлено заметным различием в толщине наплаваемой стенки (4 мм) и диаметра пятна (10 мм).

Одной из важных задач при последовательном наплавлении валиков является создание стационарного температурного режима наплавки каждого из слоев для обеспечения однородности свойств изделия по высоте. Анализ изменения температурных полей показал, что в наплаваемой стенке наблюдается постепенное возрастание максимальной температуры в направлении движения источника тепла. Наблюдается более низкая температура в начале процесса нанесения валика и более высокая — в конце каждого слоя (рис. 7).

Стационарный температурный режим достигается на 300...350-ой с наплавки, что соответствует нанесению 6...7-ми слоев. Максимальная температура в конце наплавки составляет 1800...2000 °С.

Создание однородного температурного поля по длине и толщине наплавки является важным условием обеспечения однородности структурного состояния наплавки и, как следствие, гомогенности ее механических свойств. Повышение максимальных температур в наплаваемых слоях на конце каждого слоя может быть в некоторой степени компенсировано снижением мощности дугового источника.

Результаты моделирования структурных превращений при аддитивном процессе наплавления стали S460M на подложку приведены на рис. 8.

Анализ распределения структурных составляющих в наплаваемых слоях показывает заметную неоднородность их распределения.

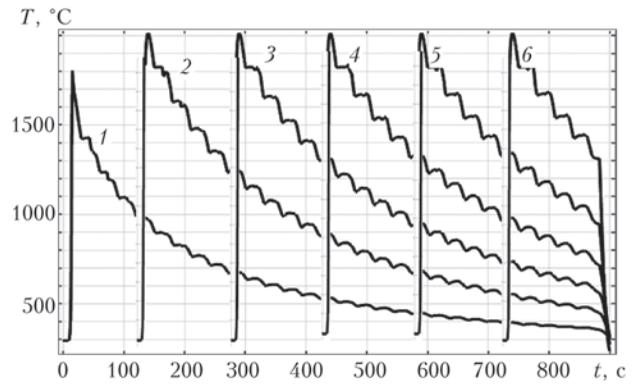


Рис. 6. Термические циклы для различных сечений по высоте наплавки z , мм: 1 — 0; 2 — 5; 3 — 10; 4 — 15; 5 — 20; 6 — 25

В заданном технологическом режиме наплавки скорость охлаждения металла в области наплавки составляет от 5...10 до 40...45 °С/с, что способствует образованию преимущественно феррито-бейнитной структуры (25 % феррита, 70 % бейнита, 5 % перлита, 1 % мартенсита).

Наибольшие скорости охлаждения 40...45 °С/с формируются на краях наплаваемых слоев, что приводит к образованию в этих участках заметного количества (до 5 %) мартенситной составляющей (рис. 8, з).

Образование в этих участках мартенсита повышает риск образования трещин и отрывов по границам наплаваемых слоев и подложки.

Характер изменения структурных составляющих во времени зависит от расположения рассматриваемого участка изделия (рис. 9).

В результате воздействия температурных полей от последующих наносимых слоев различные участки валика претерпевают повторный цикл нагрева/охлаждения. Повышение температуры участка наплавки выше температуры начала превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ (температура A_{c1}) вызывает образование в этих участках аустенита. Последующее обратное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении будет приводить к повышению доли феррита и снижению бейнита в структуре наплаваемых слоев. Многократный повторный нагрев/охлаждение может вызывать фазовый «наклеп», что быстро приведет

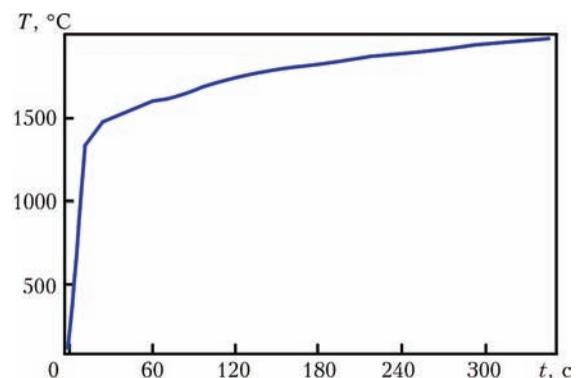


Рис. 7. Влияние времени наплавки на уровень максимальных температур в металле валика (общее время процесса 900 с)

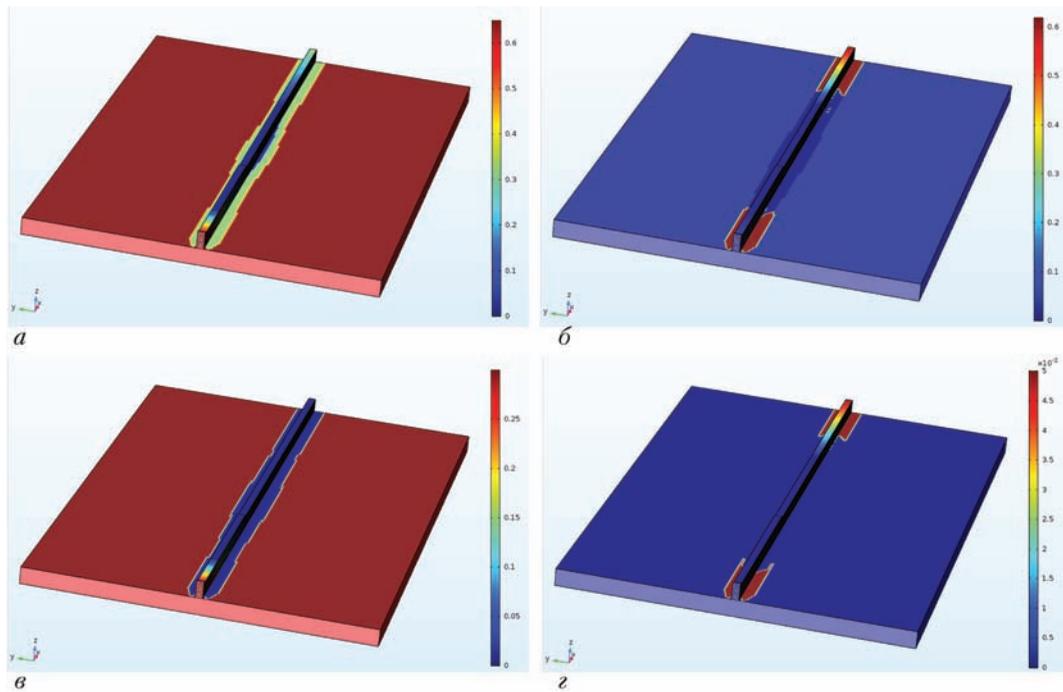


Рис. 8. Характер распределения феррита (а), бейнита (б), перлита (в) и мартенсита (г) в наплавляемых слоях стали S460M спустя 250 с

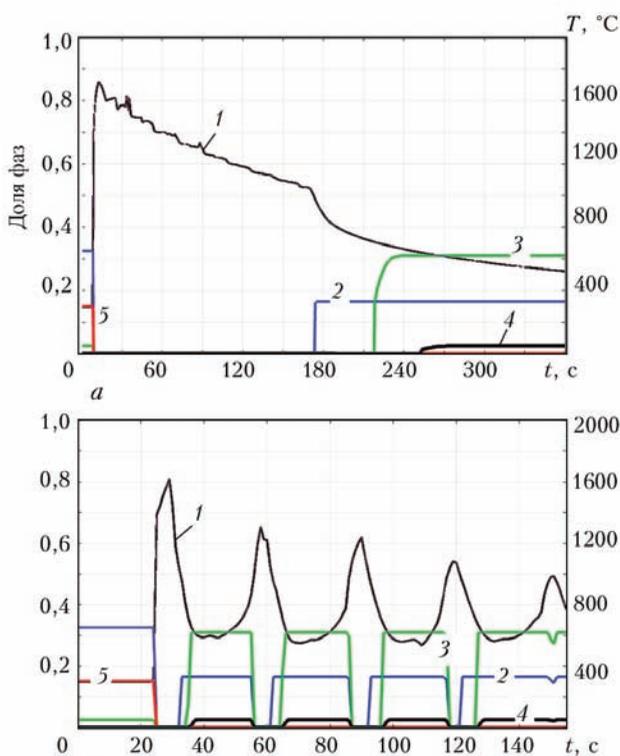


Рис. 9. Влияние термического цикла наплавки (1) на долю структурных составляющих: 2 — феррит; 3 — бейнит; 4 — мартенсит; 5 — перлит в участках наплавки по центру (а) и на краю (б)

к существенному снижению пластичности наплавки из стали S460M и вызвать ее разрушение.

Выводы

1. Получила дальнейшее развитие математическая модель процесса формирования аддитивной

наплавки, которая учитывает действие дугового источника нагрева на наплавляемые слои и изменение структурного состояния наплавляемых слоев в процессе охлаждения.

2. В предложенном технологическом режиме дуговой наплавки анализ полей изотерм не показал проплавления подложки при отсутствии нагрева дуговым источником и показал незначительное проплавление подложки до 0,1...0,2 мм при учете совместного нагрева дуговым источником и расплавленной проволокой.

3. Изучена кинетика структурных превращений в стали S460M при аддитивном процессе формирования слоев. Показано, что наибольшие скорости охлаждения имеют место по краям наплавляемого изделия (до 40...45 °C/с), что приводит к образованию в этих участках до 5 % мартенситной составляющей, которая повышает риск образования трещин и отслаивания наплавки.

4. Участки по краям наплавки претерпевают воздействие повторного цикла нагрева/охлаждения, что приводит к многократной перекристаллизации этих областей и образованию фазового «наклепа».

Список литературы

1. Жуков В. В., Григоренко Г. М., Шаповалов В. А. (2016) Аддитивное производство металлических изделий (Обзор). *Автоматическая сварка*, **5-6**, 148-153.
2. Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., Белоус В. Ю., Петриченко И. К. (2016) 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей. *Там же*, **5-6**, 141-144.
3. Коржик В. Н., Хаскин В. Ю., Гринюк А. А. и др. (2016) Трехмерная печать металлических объемных изделий

- сложной формы на основе сварочных плазменно-дуговых технологий (Обзор). *Там же*, **5–6**, 127–134.
4. Slotwinski J. A., Garboczi E. J., Stutzman P. E. et al. (2014) Characterization of metal powders used for additive manufacturing. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, **119**, 460–493. <http://dx.doi.org/10.6028/jres.119.018>
 5. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. (2015) Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **81(1)**, 465–481.
 6. Bandl E., Bayfeld B., Leyens C., Gault R. (2010) Additive manufacturing of Ti–6Al–4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. *Physics Procedia*, **5**, 595–606.
 7. Jandric Z., Labudovic M., Kovacevic R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **44(7–8)**, 785–796.
 8. <https://www.esi-group.com/software-solutions/virtual-manufacturing/welding-assembly-simulation>. SYSWELD material database
 9. Зайфарт П., Касаткин О. Г. (2002) Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей. *Сборник трудов междунар. конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»*. Киев, ИЭС. им. Е. О. Патона, 103–106.
 10. Касаткин О. Г. (1990) *Математическое моделирование зависимостей состав-свойства сварных соединений и создание расчетно-экспериментальной системы для оптимизации основных факторов сварки низколегированных конструкционных сталей*: Автореф. дис. ... доктора техн. наук.
 11. <https://www.comsol.com/>
 12. Григоренко Г. М., Костин В. А., Жуков В. В. (2017) Моделирование металлургического аддитивного процесса создания конструкций из стали 09Г2С. *Современная электрометаллургия*, **2**, 35–44.
- References**
1. Zhukov, V.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Additive manufacturing of metal products (Review). *The Paton Welding J.*, **5–6**, 137–142.
 2. Akhonin, S.V., Vrzhezhevsky, E.L., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K. (2016) Electron beam 3D-deposition of titanium parts. *Ibid.*, **5–6**, 130–133.
 3. Korzhik, V.N., Khaskin, V.Yu., Grinyuk, A.A. et al. (2016) 3D-printing of metallic volumetric parts of complex shape based on welding plasma-arc technologies (Review). *Ibid.*, **5–6**, 117–124.
 4. Slotwinski, J. A., Garboczi, E. J., Stutzman, P. E. et al. (2014) Characterization of metal powders used for additive manufacturing. *J. of Research of the National Institute of Standards and Technology*, **119**, 460–493. <http://dx.doi.org/10.6028/jres.119.018>
 5. Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D., Li, H. (2015) Wire-feed additive manufacturing of metal components: Technologies, developments and future interests. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **81(1)**, 465–481.
 6. Bandl, E., Bayfeld, B., Leyens, C., Gault, R. (2010) Additive manufacturing of Ti–6Al–4V using welding wire: Comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. *Physics Procedia*, **5**, 595–606.
 7. Jandric, Z., Labudovic, M., Kovacevic, R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition. *Int. J. of Machine Tools and Manufacture*, **44(7–8)**, 785–796.
 8. <https://www.esi-group.com/software-solutions/virtual-manufacturing/welding-assembly-simulation>. SYSWELD material database.
 9. Seyffarth, P., Kasatkin, O.G. (2002) Calculation models for evaluating mechanical properties of HAZ metal in welding low-alloyed steels. In: *Proc. of Int. Conf. on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes* (16–20 September, 2002, vil. Katsiveli, Crimea, Ukraine), 103–106 [in Russian].
 10. Kasatkin, O.G. (1990) *Mathematical modeling of dependencies of composition-welded joint properties and development of calculation and experimental system for optimization of main factors in welding of low-alloy structural steels*: Syn. of Thesis for Dr. Sci. Degree [in Russian].
 11. <https://www.comsol.com/>
 12. Grigorenko G.M., Kostin V.A., Zhukov V.V. (2017) Modeling of metallurgical additive process of manufacture of 09G2S steel structures. *Sovrem. Electrometall.*, **2**, 35–44 [in Russian].

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ 3D ВИРОБІВ ЗІ СТАЛІ S460M В АДИТИВНІЙ МЕТАЛУРГІЙНІЙ ТЕХНОЛОГІЇ

В. А. Костін, Г. М. Григоренко

Інститут електросварювання ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлені результати моделювання температурних полів, кінетики нанесення шарів рідкого металу, параметрів охолодження та характеру структурних перетворень при формуванні адитивної конструкції зі сталі S460M. Для проведення комп'ютерного моделювання використовували розрахунковий пакет COMSOL Multiphysics. В роботі враховували: вплив температури на фізико-хімічні параметри сталі; вплив тепла, внесеного розплавленим дротом, а також кінетику структурних перетворень. Для моделювання використовували значення режимів близьких до оптимальних для зварювання високоміцних низьколегованих сталей. Проведені дослідження показали, що врахування впливу нагріву дуговим джерелом сталі S460M призводить до помітного підвищення температури в області шару, що наплавляється (до 1800...2000 °C) і значного розширення розміру зони термічного впливу (до 20...25 мм). У запропонованому технологічному режимі дугового наплавлення аналіз полів ізотерм не показав проплавлення підкладки при відсутності нагріву дуговим джерелом та показав незначне проплавлення підкладки до 0,1...0,2 мм при врахуванні спільного нагріву дуговим джерелом і металом розплавленого дроту. Вивчено кінетику структурних перетворень в сталі S460M при адитивному процесі формування шарів. Показано, що найбільші швидкості охолодження (до 40...45 °C/с) формуються по краям шарів, що наплавляються та призводить до утворення на цих ділянках до 5 % мартенситної складової, яка підвищує ризик утворення

тріщин і відшаровування наплавлення. Розроблене програмне забезпечення може бути використане для математичного моделювання металургійного адитивного процесу формування конструкцій із сталей, титанових, алюмінієвих та інших сплавів. Бібліогр. 12, табл. 1, іл. 9.

Ключові слова: адитивне виробництво; моделювання; конструкційна сталь S460M; наплавлення; структурні перетворення; мікроструктура

**PECULIARITIES OF FORMATION OF 3D STRUCTURE
OF S460M STEEL PRODUCT IN ADDITIVE METALLURGICAL TECHNOLOGY**

V.A. Kostin, G.M. Grigorenko

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Presented are the results of modeling of temperature fields, kinetics of deposition of liquid metal layers, parameters of cooling and nature of structural transformations in formation of additive structure of steel S460M. To perform the computer modeling, the calculation package COMSOL was used. During the work the following effect: of temperature on physical-chemical parameters of steel in arc heating, heat, induced by molten wire, and kinetics of structural transformations, was taken into account. For modeling the values of conditions close to optimum for electric arc welding of high-strength low-alloy steels were used. The carried out investigations showed that the account for effect of heating of steel S460M by arc source leads to noticeable increase in temperature in the area of layer being deposited (up to 1800...2000 °C) and significant widening of heat-affected zone (up to 20...25 mm). In the offered technological condition of arc deposition the analysis of fields of isotherms did not show the penetration of substrate at the absence of heating by arc source and showed the negligible penetration of the substrate to 0.1...0.2 mm at the account of combined heating by arc source and metal of the molten wire. Kinetics of structural transformations in steel S460M in the additive process of formation of layers was studied. It is shown that the highest rates of cooling (up to 40...45 °C/s) are formed at the edges of layers being deposited, that leads to the formation of up to 5 % of martensite component at these regions, which increases the risk of formation of cracks and deposit delamination. The developed software can be used for mathematical modeling of metallurgical additive process of formation of structures of steels, titanium, aluminium and other alloys. Ref. 12, Table 1, Figures 9.

Key words: additive production; modeling; structural steel S460M; deposition; structural transformations; microstructure

Поступила 24.05.2017

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є. О. ПАТОНА НАНУ
МІЖНАРОДНА АСОЦІАЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ»



**Міжнародна конференція
ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ – СЬОГОДЕННЯ І МАЙБУТНЄ**

Присвячується 100-річчю
Національної академії наук України

5 – 6 грудня, 2018 р.
Україна, м. Київ

Голова:
академік НАН України Л. Лобанов

НАУКОВІ НАПРЯМКИ КОНФЕРЕНЦІЇ

- Технології, матеріали і обладнання для зварювання і споріднених процесів
- Міцність зварних конструкцій, теоретичні та експериментальні дослідження напружено-деформуючих станів та їх регулювання
- Вдосконалення зварних конструкцій, автоматизація їх розрахунку і проектування, оцінка і подовження ресурсу
- Нові конструкційні матеріали
- Неруйнівний контроль і технічна діагностика
- Інженерія поверхні
- Зварювання в медицині – технології, обладнання; наноматеріали і нанотехнології
- Проблеми екології зварювального виробництва
- Спеціальна електрометалургія
- Стандартизація, сертифікація продукції зварювального виробництва, підготовка і атестація спеціалістів

Відправлення тез доповідей для участі в роботі конференції – до 01.11.2017 р.

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича (Боженка), 11, м. Київ, 03680
тел.: (38044) 200-60-16; 200-47-57; факс: (38044) 528-04-86
E-mail: office@paton.kiev.ua
www.paton.kiev.ua | www.patonpublishinghouse.com

МЕТАЛУРГІЙНІ МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ВОДНЕВОЇ ТРИВКОСТІ ТА ТРИЩИНОСТІЙКОСТІ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

О. І. Балицький, Л. М. Іваськевич

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України.
79060, м. Львів, МСП, вул. Наукова, 5. E-mail: balitski@ipm.lviv.ua

В інтервалі температур 293...1073 К у вакуумі та водні під тиском 35 МПа досліджені механічні властивості сплаву ВЖЛ-14 (ХН62МТЮЛ) у литому і порошковому станах. Встановлено, що під дією водню найсуттєвіше погіршуються характеристики пластичності та в'язкості руйнування литого матеріалу, максимальне зниження відносного видовження якого у водні при 773 К складає 90 % значень у вакуумі. Мінімальна чутливість до водневого окрихчення має місце у порошкової модифікації сплаву через більш гомогенний розподіл деформативних властивостей. Бібліогр. 20, табл. 3, іл. 6.

Ключові слова: литі, деформівні та порошкові сплави; міцність; пластичність; малоциклова довговічність; в'язкість руйнування

Вступ. На сьогодні в світі тільки десять країн мають повний цикл створення газових турбін (ГТ) та газотурбінних двигунів (ГТД). Цей цикл включає наукові дослідження, проектування, серійне виробництво, ремонт, обслуговування і експлуатацію. Серед найрозвинутіших країн поряд з США, Японією, Німеччиною знаходиться Україна. Найбільшого поширення ГТ та установки на їх основі (ГТУ) набули в енергетиці та газотранспортній системі для приводу електрогенераторів (ЕГ) і газоперекачувальних агрегатів (ГПА) [1, 2].

Перспективним матеріалознавчим напрямком вдосконалення ГТД і ГТУ є застосування більш жароміцних матеріалів, зокрема, освоєння та впровадження монокристалічного лиття лопаток і порошкових матеріалів.

Жароміцні складнолеговані нікелеві сплави, з яких виготовляють важконавантажувані деталі ГТУ, повинні володіти високим опором пластичній деформації і руйнуванню в умовах впливу високих температур та агресивних середовищ. Саме тому найбільш широке застосування одержали складнолеговані жароміцні нікелеві сплави (сопла парових, водневих турбін, внутрішня поверхня камер згоряння, вихлопні системи, корпуси, лопатки турбодвигунів, елементи системи циліндр-втулка-поршень водневих двигунів і т. д.).

Використання кування для формування лопаток обмежується тим, що матеріал, розроблений спеціально для того, щоб протистояти високо-температурній деформації, важко оброблюваний і схильний до розтріскування. Тому необхідні жароміцні характеристики досягаються при ви-

користанні литих сплавів і застосуванні литва по виплавленим моделям [3–8], зокрема, з використанням нових перспективних матеріалів оболонкових форм [5].

Матриця литих нікелевих сплавів — γ -твердий розчин із ГЦК-граткою, як правило, крупнозерниста із явно вираженою ліквіацією. Вміст легуючих елементів у литих матеріалах суттєво збільшений, їх густина, розміри, форма і структурна стабільність є визначальними у забезпеченні роботоздатності. Сучасні жароміцні ливарні сплави легують мікродобавками рідкоземельних металів, які гальмують дифузійні процеси, що викликає підвищення їх службових характеристик [3–8]. Карбідна фаза у литих жароміцних нікелевих сплавах, головним чином, розміщена у міждендритних ділянках у формі «скелетоподібних» виділень, рідше — у вигляді окремих полігональних включень у тілі зерна або переривчастих виділень на границях зерен [3, 4, 7, 8].

В останній час в енергетичному машинобудуванні та нафтохімічній промисловості широко використовується обладнання, яке працює за підвищених тиску і температури водню та водневих газових сумішей [9–11]. Це викликано, по-перше, значним зменшенням екологічного забруднення і, по-друге, енергетичними перевагами водневого палива. Структуру і механічні властивості металевих матеріалів у водні та нейтральному середовищі вивчали багато науковців [3–17], причому у більшості випадків водневе окрихчення (ВО) більш виражене у високоміцних сплавах. Ступінь впливу водневого середовища визначається його фізико-хімічними параметрами і конструктив-

Таблиця 1. Хімічний склад досліджених сплавів, мас. %

Марка сплаву	C	Si	Cr	S	P	Mo	Nb	Ti	Al	Fe
Ni63Cr18Fe9Mo6Ti3 (ВЖЛ-14Л) (ХН62МТЮЛ) ливарний, ХСІ	0,067	0,07	18,75	0,002	0,011	5,2	–	2,88	1,43	8,75
Ni63Cr18Fe9Mo6Ti3 (ВЖЛ-14П) (ХН62МТЮП) порошковий, ХСІ	0,02	0,09	18,75	0,001	0,01	5,3	1,3	2,49	1,52	10,1
Ni63Cr18Fe9Mo6Ti3 ВЖЛ-14П (ХН62МТЮП) порошковий, ХСІІ	0,037	0,09	17,64	0,0014	0,003	5,2	1,6	1,83	1,62	8,6
Ni55Cr19Fe12Mo9Nb2 (ЕП-666ВД) (ХН55МБЮ) деформівний	0,047	0,23	19,04	0,003	0,010	8,99	1,73	–	1,49	12,0

ними особливостями технологічного обладнання. Наявність концентраторів, високий рівень залишкових напружень, малі швидкості прикладання навантаження сприяють реалізації водневого руйнування. При однаковому рівні міцності схильність до окрихчення залежить від хімічного складу і структури матеріалу (складу, кількості та розподілу карбідів, інтерметалідів і ступеня їх дисперсності).

Мета роботи — дослідити вплив металургійних і структурних факторів на водневе окрихчення жароміцного нікелевого сплаву за випробувань на короткочасний розтяг, статичну тріщиностійкість та малоциклову довговічність у робочому інтервалі температур важконавантажуваних деталей ГТУ.

Матеріали та експериментальні методики. Вивчали вплив водню на властивості ливарних, деформованих та порошкових модифікацій жароміцного нікелевого сплаву Ni63Cr18Fe9Mo6Ti3 (ХН62МТЮЛ) (ВЖЛ-14), властивості якого порівнювали із описаними раніше [12, 14–16] закономірностями ВО близького за хімічним складом деформівного сплаву Ni55Cr19Fe12Mo9Nb2 (ЕП-666ВД) (ХН55МБЮ). Хімічний склад, режими термічної обробки та механічні властивості матеріалів приведені у табл. 1–3.

Литий матеріал, отриманий методом литва по виплавлених моделях, піддавали термічній обробці (ТО) за двома різними режимами — ТОІ та ТОІІ (табл. 2), які відрізняються наявністю додат-

кового гомогенізаційного відпалу та режимами старіння. Відомо, що гомогенізаційний відпал в інтервалі температур 1300...1400 К, приводить до утворення дисперсних рівномірно розподілених частинок γ' -фази внаслідок вирівнювання хімічного складу. При цьому масивні полігональні карбіди помітно не змінюються, а карбіди евтектичного типу коагулюють, формуючи округлі виділення у міждендритних ділянках [3–8]. Порошкова модифікація, отримана методом гарячого газостатичного пресування в газостаті, додатково легована ніобієм і містить суттєво меншу кількість вуглецю, що дозволяє сформувати структуру без крупних виділень карбідів та карбонітридів.

У залежності від металургійних методів отримання, хімічного складу та режимів ТО сплав містить від 12 (лита модифікація, ТОІІ) до 20,1 мас. % (порошкова модифікація) γ' -фази (табл. 3).

Механічні властивості за короткочасного розтягу визначали на п'ятикратних циліндричних зразках із діаметром робочої частини 5 мм та зразках діаметром 7 мм із кільцевими надрізами глибиною 1 мм та радіусом у вершині 0,1 мм. Випробування на статичну тріщиностійкість проводили на прямокутних компактних зразках товщиною 20 мм позацентрованим розтягом із записом діаграми «навантаження–переміщення» ($P-V$). Швидкість переміщення активного захвату становила 1 мм/хв. Число циклів до руйнування за умов

Таблиця 2. Режими термічної обробки та розміри зерен досліджених сплавів

Номер п.п.	Марка сплаву	Режим термообробки	Розмір зерна, мкм
1	ВЖЛ-14Л (ХСІ)	Гартування 1423 К, 4 год., повітря, 1393 К, 2 год., повітря старіння 953 К, 10 год., повітря (ТОІ)	–
2	ВЖЛ-14Л (ХСІ)	Гартування 1423 К, 4 год., охолодження в печі до 673...723 К, нагрів до 1073 К, витримка 1 год., нагрів до 1423 К, витримка 4 год., повітря старіння 973 К, 15 год., після прогріву на повітрі старіння у вакуумі 0,65 МПа при 973 К, 6 год, повітря (ТОІІ)	–
4	ВЖЛ-14П (ХСІ)	Гартування 1433 К, 4 год., охолодження, витримка 3 год. при 1400 К, повітря старіння 973 К, 15 год., повітря (ТОІ)	110
5	ВЖЛ-14П (ХСІІ)	Гартування 1453 К, 4 год., повітря старіння 973 К, 15 год., повітря (ТОІІ)	90
6	ЕП-666ВД	Гартування 1253 К, 1 год., повітря старіння 1023 К, 15 год. + 923 К, 10 год., повітря	27

Таблиця 3. Властивості досліджених сплавів за кімнатної температури у повітрі (чисельник) та водні за тиску 30 МПа (знаменник)

Номер п.п.	γ' -фаза, мас. %	HRC	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_B^H , МПа	ψ^H , %	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}
1	14	35	740	570	5	15	870	7	48
			680	550	3	4	785	2	15
2	12	34	680	560	17	32	860	22	83
			620	520	6	21	785	11	28
4	19,8	39	1170	780	29	33	1280	8	118
			1130	760	22	22	1140	5	70
5	20,1	42	1240	840	13	16	1500	7	131
			930	700	4	10	970	2	51
6	9,6	32	1080	650	35	38	1530	20	116
			970	660	6	19	1000	8	68

жорсткого чистого віднульового згину визначали на шліфованих плоских зразках із розмірами робочої частини 3×6×20 мм за амплітуди та частоти навантаження 1,6 % і 0,5 Гц відповідно. Для оцінювання впливу зовнішньої водневої атмосфери та внутрішнього заздалегідь поглиненого водню частину зразків попередньо наводнювали за тиску водню 35 МПа, температури 623 К протягом 20 год, охолоджували до кімнатної температури і випробовували в інтервалі тисків 0...30 МПа. Вміст водню, визначений приладом LECO TCH 600 після руйнування зразків, становив 28 (порошкові модифікації) та 36 млн⁻¹ (литі модифікації). Чутливість матеріалів до дії водню β оцінювали за співвідношенням характеристик, отриманих у водні та нейтральному середовищі.

Результати та їх аналіз. Залежності механічних характеристик сплавів від тиску та вмісту водню. Вплив водню на властивості досліджених матеріалів проявляється у невеликому зниженні границі короточасної міцності і суттєвому падінні (погіршенні) пластичності, малоциклової довговічності та в'язкості руйнування (табл. 3, рис. 1–4). Графіки залежностей малоциклової довговічності (N), характеристик пластичності (δ і ψ) сплаву ВЖЛ-14П (табл. 2, 3, поз. 4) від тиску водню складаються із двох ділянок. У першій (за низького тиску) N , δ та ψ різко падає, у другій — негативна дія водню практично стабілізується. Аналогічні тискові залежності встановлені також для сплаву ВЖЛ-14 у литих модифікаціях. Характеристики пластичності і тріщиностійкості (K_{Ic}) та малоциклова довговічність зразків знижується в інтервалі тисків 0...15 МПа, а подальше зростання тиску водню і попереднє високотемпературне наводнення не викликають додаткового погіршення властивостей. Отже, за високих тисків водневого середовища попередньо поглинений за підвищених температур внутрішній водень не підсилює

окрихчення деформівних, литих і порошкових нікелевих жароміцних сплавів із інтерметалідним зміцненням. Тому аналіз впливу температури випробувань та структури сплавів на їх воднетривкість здійснювали за результатами випробувань зразків без попереднього наводнювання.

Додатковий відпал литого сплаву привів до деякого зменшення його міцнісних характеристик (σ_B і $\sigma_{0,2}$ гладких зразків, σ_B^H зразків із надрізом) і значного покращення пластичності (δ і ψ гладких зразків, ψ^H зразків із надрізом) у повітрі та водні за кімнатної температури (табл. 3). За більш жорстких умов випробувань — малоциклової втоми та статичної тріщиностійкості — ТОП забезпечує суттєве підвищення опору матеріалу зародженню та росту тріщини в обох середовищах (табл. 3, поз. 1, 2, рис. 2). На компактних зразках литого сплаву товщиною 20 мм після ТОІ виконуються умови плоско деформованого стану [18], тобто отримані значення в'язкості руйнування K_{Ic} .

Як правило, для визначення критичного коефіцієнта інтенсивності напружень матеріалів із

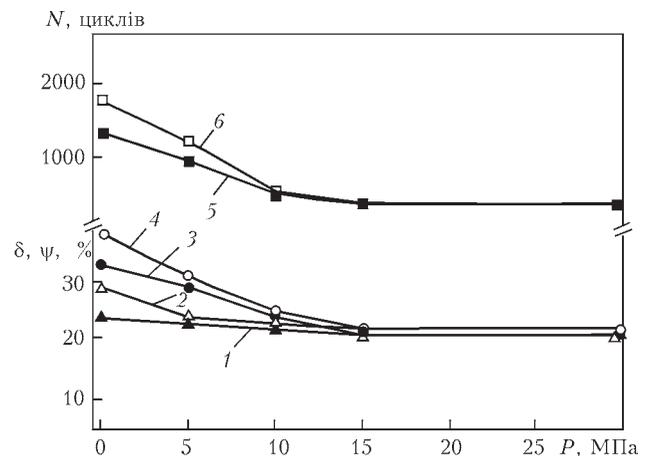


Рис. 1. Залежності відносного видовження δ (1, 2), поперечного звуження ψ (3, 4) і числа циклів N до руйнування (5, 6) зразків із сплаву ВЖЛ-14П (табл. 3, поз. 4) від тиску водню P при 293 К: 1, 3, 5 — наводнені зразки; 2, 4, 6 — ненаводнені зразки

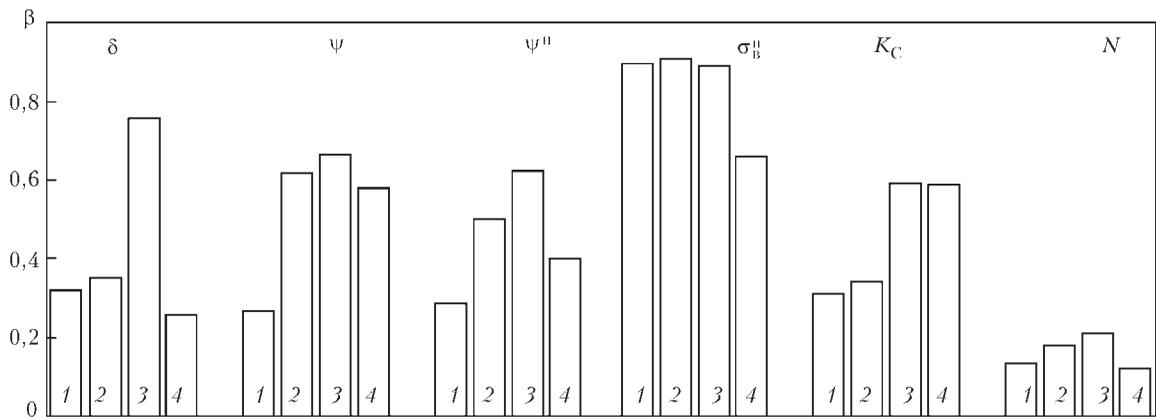


Рис. 2. Порівняльна оцінка чутливості сплавів ВЖЛ-14 у литому (ТОІ — 1, ТОП — 2) та порошковому (3) станах і деформівного сплаву ЕП-666ВД (4) за різних методик випробувань у водні за тиску 30 МПа при 293 К

границею текучості до 700 МПа необхідно використовувати зразки великих розмірів. Однак, у випадку вказаної литої модифікації сплаву ВЖЛ-14 через низьку пластичність вже за товщини зразка 20 мм виконуються умови лінійної механіки руйнування, при цьому спостерігається прямий злам без бокових утяжок і пластична деформація зосереджена поблизу поверхні тріщини [18].

Через менший розмір зерна і значно більшу кількість зміцнюючих інтерметалідних виділень твердість та міцність порошкового сплаву найвища серед досліджених матеріалів (табл. 3). Разом з тим дрібнодисперсна структура сплаву ВЖЛ-14П забезпечує високу пластичність, малоциклову довговічність та найвищу в'язкість руйнування у повітрі і водні (табл. 3). За всіма встановленими характеристиками порошкова модифікація сплаву за кімнатної температури найменш чутлива до ВО (рис. 2).

Вплив температури на границю міцності та відносне видовження у п'ятикратних циліндричних зразків за швидкості розтягу 1 мм/хв. із трьох модифікацій сплаву ВЖЛ-14 гелії та водні за тиску 30 МПа представлені на рис. 3, а сплаву ЕП-666 на рис. 4. Температурні залежності числа циклів до руйнування і коефіцієнта впливу водню на малоциклову довговічність деформівних сплавів приведені на рис. 4.

Сплав ВЖЛ-14 — складнолегований жароміцний матеріал, який зберігає стабільні міцнісні характеристики у широкому інтервалі температур, причому значення σ_b у гелії та водні відрізняються не більше, ніж на 10 % (рис. 3, а–в, криві 1, 2). Майже не змінюється в інтервалі 293...1073 К відносне видовження зразків із литих модифікацій сплаву у нейтральному середовищі (рис. 3, а, б, крива 3). Пластичність порошкової модифікації у гелії монотонно зменшується із ростом температури (рис. 3, в, крива 3), а для деформівного сплаву δ стабільне до температури 873 К, при

973 К виявлено провал пластичності, характерний для дисперсійно твердіючих сталей та сплавів в температурному діапазоні інтенсивних фазових перетворень, коли деформація локалізується на границях зерен через інтенсивний перерозподіл у приграничних областях нікелю, ніобію, титану та алюмінію, а при 1073 К відбувається розміщення та пластифікація матеріалу, обумовлені частковою коагуляцією зміцнюючих фаз і можливим розчиненням невеликої кількості дрібнодисперсних виділень [3, 4, 19] (рис. 4).

ВО всіх досліджених модифікацій проявляється, головним чином, у зниженні пластичності, про що свідчать криві температурних залежностей коефіцієнта впливу водню на відносне видовження зразків $\beta_\delta = \delta_H / \delta_{He}$ (рис. 5).

Аналіз кривих температурних залежностей механічних властивостей (рис. 3, 4) та ступеня окрихчення (рис. 5) показує декілька особливостей поведінки литих та порошкових матеріалів у порівнянні із деформівним сплавом ЕП-666ВД.

Із підвищенням температури вплив водню на всі модифікації сплаву ВЖЛ-14 підсилюється (рис. 5, криві 1–3). Раніше нами показано, що характер температурних залежностей ступені ВО визначається кількістю поглиненого водню і здатністю матеріалу до релаксації напружень [12, 14–16, 19]. Оскільки структура литих і порошкових жароміцних сплавів створюється такою, яка може протидіяти високотемпературному деформуванню [3–8], то релаксація напружень в них відбувається за вищих температур, ніж у деформівних сплавах. Тому активізація розчинення і дифузії водню із ростом температури викликає у литих і порошкових сплавах суттєвіше погіршення пластичності, яке зберігається до максимальної температури випробувань 1073 К. Максимальний вплив водню на обидві модифікації литого матеріалу виявлений за 773 К, а порошкового — в інтервалі температур 573...973 К (рис. 4, криві 1–3).

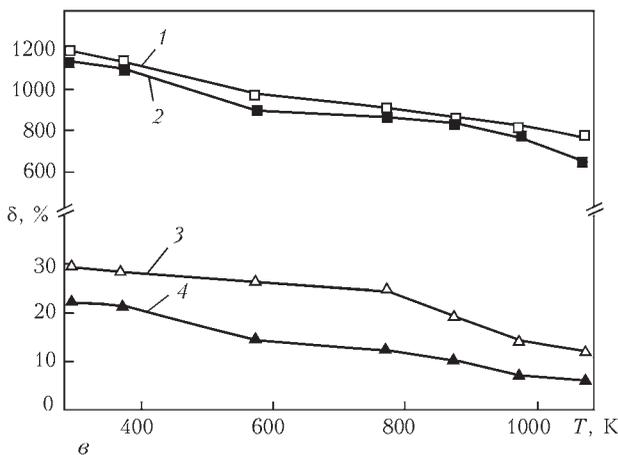
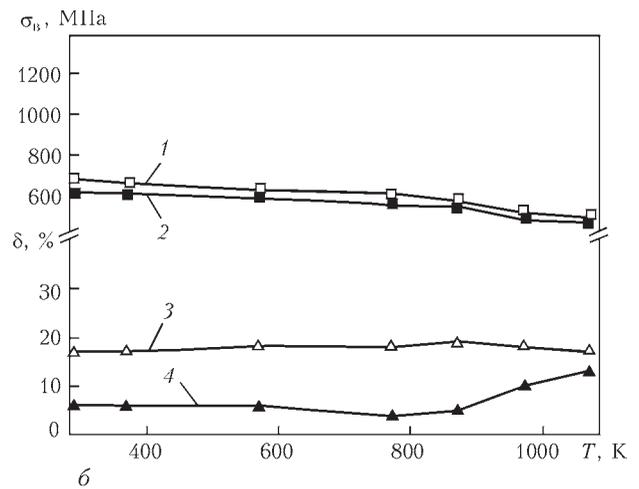
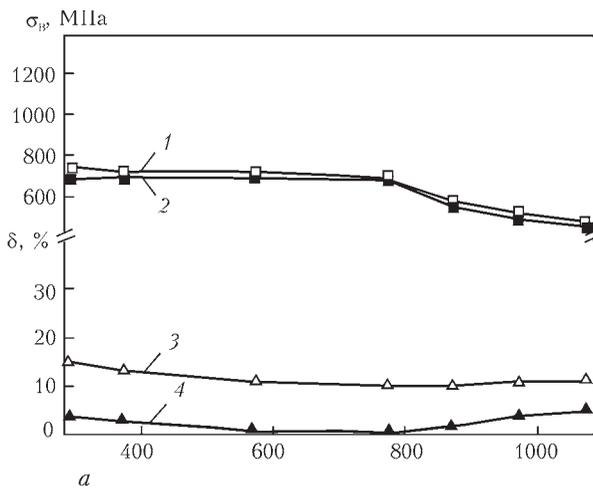


Рис. 3. Температурні залежності границі міцності σ_b (1, 2), відносного видовження δ (3, 4) циліндричних зразків із литого (а, б — табл. 3, поз. 1, 2) і порошкового (в — табл. 3, поз. 4) сплаву ВЖЛ-14 у гелії (1, 3) та водні (2, 4) за тиску 30 МПа

За температур від кімнатної до 573 К попри найвищу міцність найменш чутливий до ВО порошкова модифікація сплаву ВЖЛ-14 (рис. 4), що, очевидно, це обумовлено відомими особливостями мікроструктури порошкових матеріалів [4, 20]: величина зерна порошкового сплаву на порядок менша; границі зерен мають звивисту конфігурацію; на границях зерен практично відсутні грубі ліквацийні скупчення карбідів та карбонітридів, характерні для деформованих сплавів.

Таким чином, дрібнозерниста структура і сприятлива будова границь зерен забезпечують високу стійкість до ВО за кімнатної температури порошкової модифікації сплаву. Литі модифікації із особливо крупним зерном та сильно розвинуеною дендритною ліквациєю дуже чутливі до дії водню (рис. 5, криві 1, 2).

Разом з тим додатковий 4-хгодинний відпал литого сплаву за 1423 К дозволив суттєво підвищити

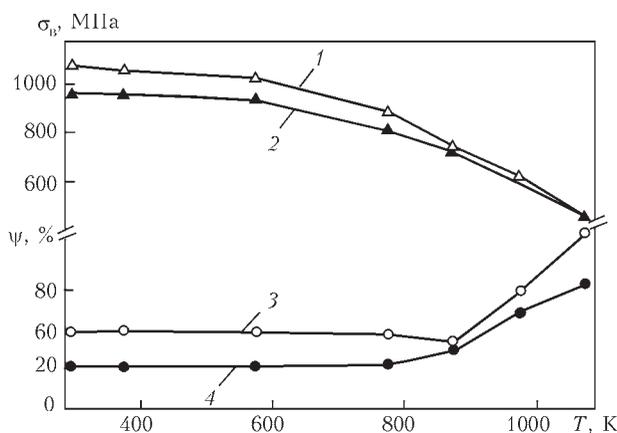


Рис. 4. Температурні залежності границі міцності σ_b (1, 2) і відносного поперечного звуження ψ (3, 4) зразків зі сплаву ВЖЛ-14 у гелії (1, 3) та водні (2, 4) за тиску 30 МПа

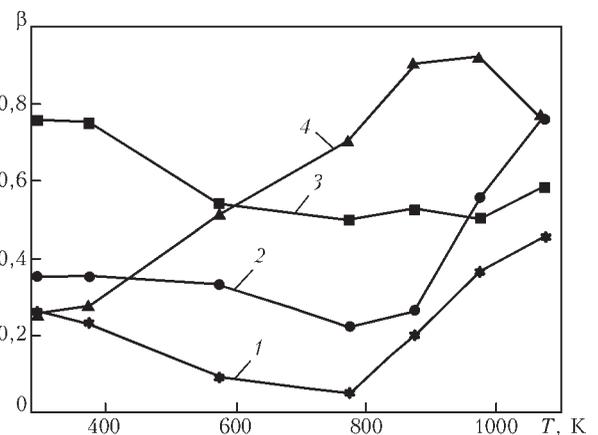


Рис. 5. Температурні залежності коефіцієнта впливу водню β на відносне видовження зразків зі сплаву литого (1, 2 — табл. 3, поз. 1, 2) і порошкового (3 — табл. 3, поз. 4) сплаву ВЖЛ-14 та деформівного сплаву ЕП-666ВД (4) за тиску водню 30 МПа

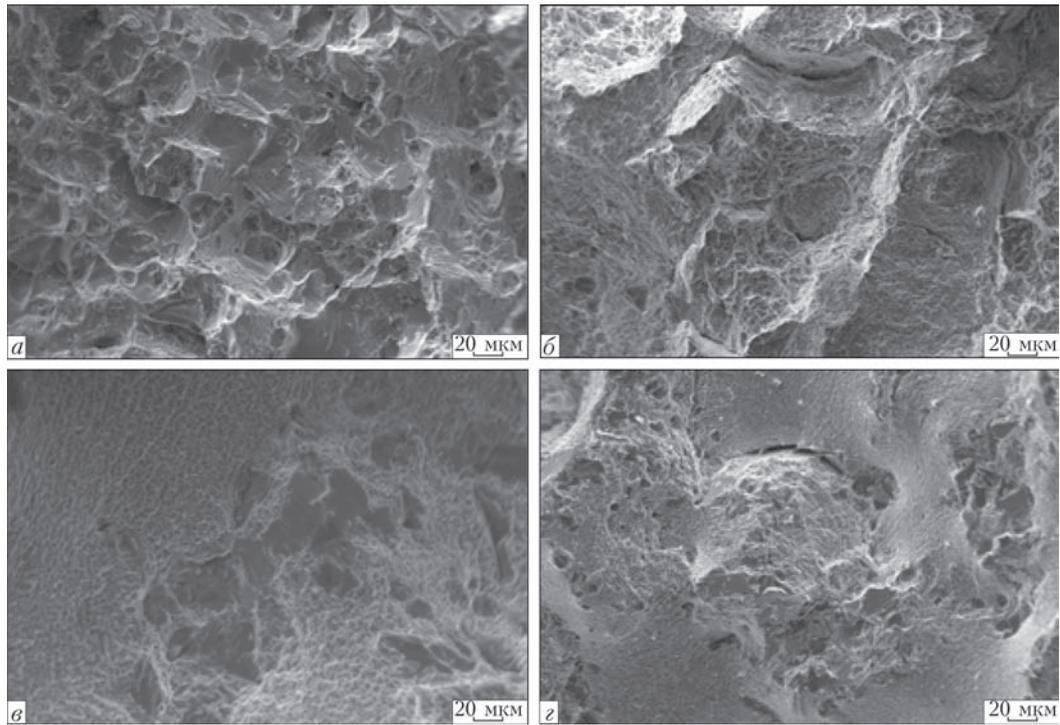


Рис. 6. Злами зразків із сплавів ВЖЛ-14П (а, б) та ВЖЛ-14Л (ТОЛ) (в, з), зруйнованих при 293 К у повітрі (а, в) та водні за тиску 30 МПа (б, з)

його пластичність і в'язкість руйнування незалежно від середовища випробувань (табл. 3, поз. 1, 2), а також зменшити вплив водню на відносне звуження гладких та надрізаних зразків і малоциклово довговічність (рис. 2, стовп. 1, 2). Відомо, що зі збільшенням часу гомогенізаційного відпалу литих матеріалів відбувається більш повне розчинення утворених при кристалізації скупчень частинок γ' -фази, в результаті чого зростає пластичність сплаву [3, 4]. У нашому випадку відносне видовження у повітрі за кімнатної температури виросло втричі (табл. 3) і суттєво підвищилась воднетривкість сплаву (рис. 5, криві 1, 2). Цей результат ще раз вказує на вирішальну роль морфології частинок зміцнюючих фаз у водневому окрихненні дисперсійно твердких сталей та сплавів.

У повітрі руйнування порошкового сплаву ВЖЛ-14П ямкове із яскраво вираженими гребенями відриву (рис. 6, а). Морфологія зламів у водні характеризується переважно в'язким міжзеренним руйнуванням із подрібненням ямок та вторинними мікротріщинами (рис. 6, б). Ямки — результат утворення мікропустот у металі, підданому інтенсивній пластичній деформації, що виникають внаслідок її локальної неоднорідності в окремих мікрооб'ємах біля включень, частинок другої фази, а у випадку порошкових матеріалів також біля мікропор [20]. Подрібнення ямок у водні свідчить про ініціювання нормального відриву як способу коалесценції мікропустот.

Литий сплав ВЖЛ-14 (ТОІ) як у повітрі, так і у водні руйнується відривом за невеликих значен-

нях відносного видовження зразків у повітрі (5 %) та водні (3 %), причому не виявлено яких-небудь структурних особливостей руйнування, обумовлених воднем за винятком появи окремих мікротріщин. Мікроструктура зламів свідчить про розвиток тріщини по міждендритних усадках з незначною пластичною деформацією (рис. 6, в, з).

Висновки

1. Виявлено особливості поведінки литих та порошкових матеріалів у порівнянні з деформівними сплавами. Внаслідок активізації розчинення і дифузії водню із підвищенням температури його вплив на всі модифікації сплаву ВЖЛ-14 посилюється, суттєве погіршення пластичності зберігається до максимальної температури випробувань — 1073 К. Водневе окрихнення обох модифікацій литого матеріалу максимальне за 773 К, а порошкового в інтервалі температур 573...973 К.

2. Водень змінює характер руйнування порошкового сплаву ВЖЛ-14П від в'язкого змішаного та міжзеренного ямкового із яскраво вираженими гребенями відриву до переважно міжзеренного із подрібненням ямок та вторинними мікротріщинами. Литий сплав ВЖЛ-14 (ТОІ) як у повітрі, так і у водні руйнується відривом за невеликих значеннях відносного видовження зразків у повітрі (5 %) та водні (3 %), причому не виявлено яких-небудь структурних особливостей руйнування, обумовлених воднем за винятком появи окремих мі-

кротріщин. Мікроструктура зламів свідчить про розвиток тріщини по міждендритних усадках з незначною пластичною деформацією.

3. Дрібнодисперсна структура порошкового сплаву ВЖЛ-14П забезпечує високу пластичність, малоциклову довговічність і найвищу в'язкість руйнування у повітрі та водні практично у всьому дослідженому інтервалі температур. Додатковий 4-хгодинний гомогенізуючий відпал (ТОП) дозволив суттєво підвищити воднетривкість литого сплаву ВЖЛ-14Л, який за 973 і 1073 К найменш чутливий до водневого окрихнення.

Список літератури

1. Халатов А. А., Ющенко К. А., Ісаков Б. В. (2013) Газотурбобудування в Україні: сучасний стан і перспективи розвитку. *Вісник НАН України*, **12**, 40–49.
2. Патон Б., Халатов А., Костенко Д. (2008) Концепція (проект) державної науково-технічної програми «Створення промислових газотурбінних двигунів нового покоління для газової промисловості та енергетики». *Там само*, **4**, 3–9.
3. Химушин Ф. Ф. (1978) *Жаропрочные стали и сплавы*. Москва, Metallurgiya.
4. Симс Ч., Хагель В. (2004) *Жаропрочные сплавы*. Москва, Metallurgiya.
5. Симаковский В. М., Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Аникин Ю. Ф. (2006) Разработка нового технологического процесса получения оболочковых керамических форм по удаляемым моделям. *Процессы литья*, **4**, 66–71.
6. Zhanga B., Luc X., Liua D., Tao C. (2012) Influence of recrystallization on high-temperature stress rupture property and fracture behavior of single crystal superalloy. *Materials Science and Engineering A*, **551**, 149–153.
7. Zhoua P. J., Yub J. J., Sunb X. F. (2012) Influence of Y on stress rupture property of a Ni-based superalloy. *Ibid.*, **551**, 236.
8. Bancalari Ed., Chan P., Diakunchak I. S. (2007). Advances Hydrogen Turbine Development. *Proc. of 24th Annual International Pittsburgh Coal Conference*. University of Pittsburgh, pp. 1–16.
9. Gray H. R. (1975) *Embrittlement of nickel-, cobalt-, and iron-base superalloys by exposure to hydrogen*. National Aeronautics and Space Administration, TND-7805, Washington, D. C.
10. Balitskii A. I., Panasyuk V. V. (2009) *Workability Assessment of Structural Steels of Power Plant Units in Hydrogen Environments: Strength of Materials (Springer + Business Media Inc.)*, **41**, **1**, 52–57.
11. Панасюк В. В., Дмитрах І. М. (2011) *Міцність конструкційних металів у водневовмісних середовищах. Фізико-механічний інститут (До 60-річчя з часу заснування)*. Львів, Сполом, 101–120.
12. Balitskii A. I., Ivaskevich L. M., Mochulskiy V. M. (2013) The Effect of Hydrogen on Mechanical Properties and Fracture Toughness of Ni-alloy. *13th International Conf. on Fracture, June 16–21, Beijing, China*, pp. 1–7.
13. Michler T., Naumann J., Balogh M. P. (2014) Hydrogen environment embrittlement of solution treated Fe–Cr–Ni superalloys. *Materials Science & Engineering A*, **607**, 71–80.
14. Balyts'kyi O. I., Mochylski V. M., Ivaskievich L. M. (2016) Evaluation of the influence of hydrogen on mechanical

characteristics of complexly alloyed nickel alloys. *Materials Science*, **51**, **4**, 538–547.

15. Balitskii A., Vytvytskyi V., Ivaskevich L., Elias J. (2012) The high- and low-cycle fatigue behaviour of Ni-containing steels and Ni-alloys in high pressure hydrogen. *International Journal of Fatigue*, **39**, 32–37.
16. Balitskii A., Ivaskevich L., Mochulskiy V. (2014) Influence of high pressure and high temperature hydrogen on fracture toughness of Ni-containing steels and alloys. *Archive of Mechanical Engineering*, **1**, LXI, 129–138.
17. Томпсон А. У., Бернштейн И. М. (1985) *Роль металлургических факторов в процессах разрушения с участием водовода. Достижения науки о коррозии и технологии защиты от нее. Коррозионное растрескивание*. Москва, Metallurgiya, 47–149.
18. Сроули Дж. Е. (1977) *Вязкость разрушения при плоской деформации. Разрушение*. Либовиц Г. (ред.). Москва, Машиностроение, **4**, 47–67.
19. Balitkii O. I., Ivaskevich L. M., Mochulskiy V. M. (2009) Temperature Dependences of Age-Hardening Austenitic Steels Mechanical Properties in Gaseous Hydrogen. *Proceedings on CD ROM of the 12th International Conference on Fracture, Ottawa, Canada, July 12–17, 2009*. Elboudjaini M. (ed.). Ottawa, NRC.
20. Анциферов В. Н., Акименко В. Б., Гревнов Л. М. (1991) *Порошковые легированные стали*. Москва, Metallurgiya.

References

1. Khalatov, A.A., Yushchenko, K.A., Isakov, B.V. et al. (2013) Gas turbine engineering in Ukraine: The current state and prospects of development. *Visn. Nats. Akad. Nauk Ukr.*, **12**, 40–49 [in Ukrainian].
2. Paton, B., Khalatov, A., Kostenko, D. et al. (2008) Concept (project) of the state research and development program on Development of Industrial Gas Turbine Engines of New Generation for Gas Industry and Power Engineering. *Ibid.*, **4**, 3–9 [in Ukrainian].
3. Khimushin, F.F. (1978) *High-temperature steels and alloys*. Moscow: Metallurgiya [in Russian].
4. Sims, Ch., Hagel, V. (2004) *High-temperature alloys*. Moscow: Metallurgiya [in Russian].
5. Simanovsky, V.M., Maksyuta, I.I., Kvasnitskaya, Yu.G. et al. (2006) Development of new technological process of production of shell ceramic molds on rejected models. *Protsessy Litya*, **4**, 66–71 [in Russian].
6. Zhanga, B., Luc, X., Liua, D., Tao, C. (2012) Influence of recrystallization on high-temperature stress rupture property and fracture behavior of single crystal superalloy. *Mater. Sci. & Engin. A*, **551**, 149–153.
7. Zhoua, P. J., Yub, J. J., Sunb, X. F. (2012) Influence of Y on stress rupture property of a Ni-based superalloy. *Ibid.*, **551**, 236.
8. Bancalari, Ed., Chan, P., Diakunchak, I. S. (2007) Advances hydrogen turbine development. In: *Proc. of 24th Annual Int. Pittsburgh Coal Conf., University of Pittsburgh*, 1–16.
9. Gray, H. R. (1975) *Embrittlement of nickel-, cobalt-, and iron-base superalloys by exposure to hydrogen*. National Aeronautics and Space Administration, TND-7805, Washington, D. C.
10. Balitskii, A. I., Panasyuk, V. V. (2009) *Workability assessment of structural steels of power plant units in hydrogen environments: Strength of materials*. Springer + Business Media Inc., **41**, **1**, 52–57.
11. Panasyuk, V.V., Dmitrakh, I.M. (2011) *Strength of structural metals in water-containing media. Physico-Mechanical Insti-*

- tute (60th anniversary of foundation). Lviv: Spolom, 101–120 [in Ukrainian].
12. Balitskii, A. I., Ivaskevich, L. M., Mochulskyi, V. M. (2013) The effect of hydrogen on mechanical properties and fracture toughness of Ni-alloy. In: *Proc. of 13th Int. Conf. on Fracture* (June 16–21, Beijing, China), 1–7.
 13. Michler, T., Naumann, J., Balogh, M.P. (2014) Hydrogen environment embrittlement of solution treated Fe–Cr–Ni superalloys. *Mater. Sci. & Engin. A*, **607**, 71–80.
 14. Balyts'kyi, O.I., Mochylski, V.M., Ivaskievich, L.M. (2016) Evaluation of the influence of hydrogen on mechanical characteristics of complexly alloyed nickel alloys. *Mater. Sci.*, **51(4)**, 538–547.
 15. Balitskii, A., Vytvytskyi, V., Ivaskevich, L., Elias, J. (2012) The high- and low-cycle fatigue behaviour of Ni-containing steels and Ni-alloys in high pressure hydrogen. *Int. J. of Fatigue*, **39**, 32–37.
 16. Balitskii, A., Ivaskevich, L., Mochulskyi, V. (2014) Influence of high pressure and high temperature hydrogen on fracture toughness of Ni-containing steels and alloys. *Archive of Mechanical Engineering*, **1**, LXI, 129–138.
 17. Tompson, A.U., Bernstejn, I.M. (1985) *Role of metallurgical factors of fracture processes with hydrogen involvement. Achievements of science on corrosion and technology of protection from it. Corrosion cracking*. Moscow: Metallurgiya, 47–149 [in Russian].
 18. Srouli, J.E. (1977) *Fracture toughness in plane deformation. Fracture*. Ed. by G. Libovits. Moscow: Mashinostroenie, **4**, 47–67 [in Russian].
 19. Balitskii, O. I., Ivaskevich, L. M., Mochulskyi, V. M. (2009) Temperature dependences of age-hardening austenitic steels mechanical properties in gaseous hydrogen. Ed. by M. Elboujdaini. In: *Proc. on CD ROM of the 12th Int. Conf. on Fracture* (Ottawa, Canada, July 12–17, 2009). Ottawa, NRC.
 20. Antsiferov, V.N., Akimenko, V.B., Grevnov, L.M. (1991) *Powdered alloyed steels*. Moscow: Metallurgiya [in Russian].

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ ВОДОРОДНОЙ СТОЙКОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

А. И. Балицкий, Л. Н. Иваськевич

Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины.
79060, г. Львов, ГСП, ул. Научная, 5. E-mail: balitski@ipm.lviv.ua

В интервале температур 293...1073 К в вакууме и водороде под давлением 35 МПа исследованы механические свойства сплава ВЖЛ-14 (ХН62МТЮЛ) в литом и порошковом состояниях. Установлено, что под действием водорода существенно ухудшаются характеристики пластичности и вязкости разрушения литого материала, максимальное снижение относительного удлинения которого в водороде при 773 К составляет 90 % значений в вакууме. Минимальная чувствительность к водородному охрупчиванию имеет место в порошковой модификации сплава из-за более однородного распределения деформативных свойств. Библиогр.. 20, табл. 3, ил. 6.

Ключевые слова: литые, деформируемые и порошковые сплавы; прочность; пластичность; малоцикловая долговечность; вязкость разрушения

METALLURGICAL METHODS OF IMPROVING HYDROGEN BRITTLENESS AND CRACK RESISTANCE OF HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY

A.I. Balitsky, L.M. Ivaskevich

H.V.Karpenko Physico-Mechanical Institute, NASU.
5, Naukova str., 79601, Lviv, Ukraine. E-mail: balitski@ipm.lviv.ua

Mechanical properties of alloy VZhL-14 (KhN62MTYuL) in cast and powdered state were investigated within the temperature interval of 293...1073 K in vacuum and hydrogen under 35 MPa pressure. It was found that under the hydrogen effect the characteristics of ductility and fracture toughness of cast material, maximum decrease of relative fatigue life of which in hydrogen at 773 K is 90 % of values in vacuum, are most deteriorated. Minimum susceptibility to hydrogen embrittlement is observed in powdered modification of alloy due to higher homogeneous distribution of deformation properties. Ref. 20, Tables 3, Figures 6.

Key words: cast, deformed and powdered alloys; strength; ductility; low-cycle life; fracture toughness

Надійшла 09.06.2017

ИНТЕРМЕТАЛЛИДЫ ТИТАНА. ОСОБЕННОСТИ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ (Обзор)

С. Г. Григоренко, Г. М. Григоренко, О. М. Задорожнюк

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

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены литературные данные о физических и механических свойствах наиболее значимых для практического применения интерметаллидов титана. Благодаря уникальным свойствам интерметаллиды титана находят применение в: медицине (производство стентов, эндопротезов, имплантатов), двигателестроении, энергогенерирующих и турбовентиляционных установках, газотурбинных системах, ракетной технике, самолетостроении, бронетехнике, химическом машиностроении, пищевой промышленности и автомобилестроении. Рассмотрены особенности таких интерметаллидов, как алюминиды, силициды, бориды и никелиды титана. Приведены сведения о перспективах их применения. Помимо выплавки деталей из интерметаллидов с помощью центробежного литья в последние годы все больше ученых склоняются к применению аддитивных технологий. Приведены основные методы и источники энергии для получения 3D изделий. Библиогр. 29, ил. 4.

Ключевые слова: интерметаллидные соединения; алюминиды титана; силициды титана; бориды титана; никелиды титана; свойства; аддитивное производство

В настоящее время повышение эффективности авиадвигателей и аналогичных силовых установок становится невозможным без использования принципиально новых конструкционных материалов. Современные жаропрочные сплавы, основанные на твердорастворном и дисперсионном упрочнении, уже не могут в полной мере удовлетворить требования, предъявляемые к изделиям авиакосмической техники ответственного назначения, а в частности, к лопаткам газотурбинных двигателей. Решить эту задачу можно путем использования сплавов на основе интерметаллидов, которые обладают высокой твердостью и коррозионной окислительной и жаростойкостью, а также имеют более высокую температуру плавления, чем исходные металлы, которые образуют интерметаллиды.

Благодаря уникальным свойствам интерметаллиды титана находят применение в: медицине (производство стентов, эндопротезов, имплантатов), двигателестроении, энергогенерирующих и турбовентиляционных установках, газотурбинных системах, ракетной технике, самолетостроении, бронетехнике, химическом машиностроении, пищевой промышленности и автомобилестроении.

Из интерметаллидных соединений титана наиболее широкое применение получили алюминиды, силициды, бориды и никелиды. Рассмотрим основные особенности этих соединений.

Никелиды титана. В системе фазовых равновесий титан–никель известны следующие соединения: Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$ (рис. 1) [1].

Соединение Ti_2Ni образуется по перитектической реакции и имеет область гомогенности. Соединение $TiNi$ кристаллизуется из расплава при температуре 1310 °С и имеет наибольшую область гомогенности при 1118 °С. Предполагается, что при температуре ниже 630 °С $TiNi$ эвтектоидно распадается на смесь двух фаз $Ti_2Ni + TiNi_3$. Соединение $TiNi_3$ плавится конгруэнтно при 1380 °С.

Из никелидов титана наиболее известен сплав нитинол (англ. nitinol от англ. nickel — никель, англ. titanium — титан, англ. Naval ordnance laboratory (NOL) — Лаборатория морской артиллерии США, где был разработан материал) — интерметаллидный сплав титана и никеля, обладающий высокой коррозионной и эрозионной стойкостью [2]. Процентное содержание титана — 50 ат. % (45 мас. %), никеля — 50 ат. % (55 мас. %), что соответствует формуле $TiNi$.

Главной особенностью данного сплава является то, что он обладает свойством памяти формы. Если деталь сложной формы подвергнуть нагреву до красного каления, то она запомнит эту форму. После остывания до комнатной температуры деталь можно деформировать, но при нагреве выше 40 °С она восстановит первоначальную форму. Такое поведение связано с тем, что при кристаллизации взаимное расположение атомов в решетке упорядочивается и это приводит к запоминанию формы.

Помимо теплового эффекта памяти формы сплав нитинол обладает механическим эффектом памяти формы. Эта деформация может быть в 20 раз больше, чем упругая деформация стали. Это вызвано фазовым переходом из высокотемпературной фазы

в низкотемпературную. Деформации, связанные с этими фазовыми превращениями, являются полностью обратимыми после снятия напряжения.

Из нитинола изготавливают тонкие ленты (0,12...0,50 мм) и проволоки малого диаметра для медицины (сверхупругие стенты, скобы, стоматологические инструменты и другие изделия). Нитинол применяют в народном хозяйстве (сверхупругие оправы очков, поддерживатели бра, зажимы электрических соединений) и, конечно же, в авиации (соединители трубопроводов на истребителе Grumman F-14) [3–5]. Интересным примером применения силовых характеристик Ti–Ni может служить его использование в приспособлении для раскола каменных пород. Генерация реактивных напряжений величиной в 500...600 МПа гарантирует безопасный раскол больших блоков гранита или мрамора [6].

Находят применение соединительные муфты КристоФит (StyoFit) и цилиндры Тинел (Tinell), выпускаемые фирмой «Advanced Metal» [2], которые предназначены для соединений трубопроводов гидросистем самолетов. Их перемещают и устанавливают при температуре жидкого азота –196 °С. После этого они нагреваются и сжимаются примерно на 8 % по диаметру, создавая герметичные бездефектные соединения.

Есть информация об экспериментальном искусственном сердце, в котором использовали нитиноловую проволоку толщиной 500 мкм с электропитанием [2].

Силициды титана. В техническом титане и конструктивных титановых сплавах, где требуется высокая ударная вязкость, кремний считается вредной примесью, так как, присутствуя даже в небольших количествах (сотые доли процента), резко снижает эту характеристику. Однако кремний является перспективным легирующим элементом, который может существенно повышать жаропрочность и жаростойкость титановых сплавов за счет

его ограниченной растворимости. Выделение упрочняющей фазы происходит при снижении растворимости кремния в матрице в соответствующих интервалах температур в виде первичных, вторичных и третичных силицидов (подобно тому, как в углеродистых сталях различают первичный, вторичный и третичный цементит) [7].

Растворимость кремния в α - и β -Ti меньше 0,3 мас. % при 800 °С, около 2 мас. % при 1000 °С и 3 мас. % при 1200 °С [7]. Известно существование следующих соединений в системе Ti–Si: Ti_3Si , Ti_5Si_3 , Ti_5Si_4 (ромбическая решетка), Ti_5Si_4 (гексагональная решетка), TiSi и $TiSi_2$ [8–12] (рис. 2).

Авторы работы [13] отмечают, что силицид Ti_3Si в многокомпонентных сплавах не наблюдался. В бинарном сплаве его стабильность сильно зависит от примесей кислорода и углерода и обычно он присутствует в структуре только после отжига при длительных выдержках [14]. Силицид Ti_5Si_3 наблюдается в большинстве простых и сложнелегированных сплавах данной системы. Он является наиболее тугоплавким ($T_{пл} = 2130$ °С), что позволяет использовать его в качестве жароупрочняющей фазы.

В эвтектических сплавах системы Ti–Zr–Al–Si при увеличении содержания циркония от 5 до 18 мас. % вместо фазы типа Ti_5Si_3 возникает фаза (Ti, Zr)₂(Si, Al), которая более дисперсна [8]. В композитах, упрочненных фазой такого типа, при испытаниях на растяжение при комнатной температуре удается получить относительное удлинение $\delta > 2$ %, в то время как эвтектические сплавы, упрочненные фазой Ti_5Si_3 , обладают в литом состоянии $\delta < 1$ %.

Кристаллическая структура силицида Ti_5Si_3 представляет собой сложный гексагон D_{8h} с параметрами решетки $a = 0,514$, $c = 0,744$ нм. Он обладает плотностью 4,32 г/см³, имеет коэффициент интенсивности напряжений $K_{IC} = 7$ МПа·м^{1/2}, предел прочности $\sigma_b = 11,3$ ГПа (при температуре 1000 °С), относительное удлинение $\delta \approx 1,5$ %, модули упругости $E = 156$, $G = 61$ ГПа и твердость по Викерсу $970 \pm 20 HV_1$ [15].

Силицид $TiSi_2$ имеет орторомбическую структуру C54 с параметрами решетки $a = 0,8267$, $b = 0,4800$, $c = 0,855$ нм и плотность 4,07 г/см³. Температура плавления составляет 1480 °С, модули упругости $E = 256$, $G = 103$ ГПа, прочность $\sigma_b = 8,7$ ГПа (при температуре 700 °С) и твердость по Викерсу $815 \pm 15 HV_1$ [15].

В литом состоянии титановые сплавы, упрочненные силицидами, имеют мелкозернистую доэвтектическую, эвтектическую или слегка заэвтектическую микроструктуры в зависимости от содержания кремния. Доэвтектический сплав состоит из первичных кристаллов α -Ti(Si) и окружающей их эвтектики [16].

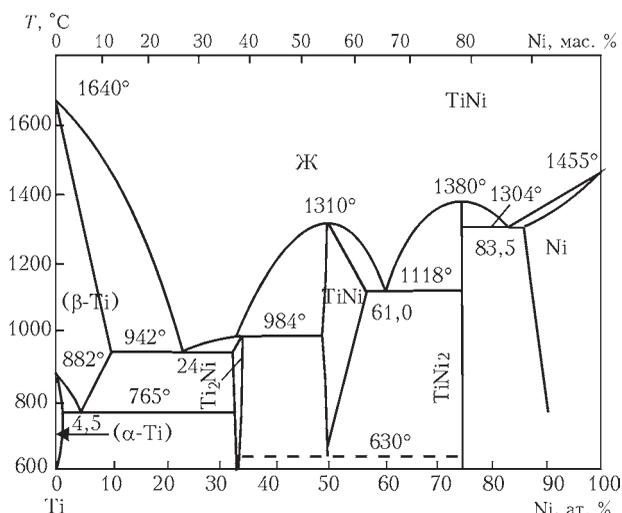


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Ti–Ni [1]

Микроструктура эвтектического сплава состоит из дисперсных частиц силицида Ti_5Si_3 прерывистой (дискретной) стержнеобразной формы внутри матрицы гексагональной плотноупакованной решетки твердого раствора кремния в α -Ti.

В литом состоянии доэвтектические сплавы имеют предел текучести не ниже 800 МПа, твердость по Бринеллю 350...400 НВ и достаточно высокое относительное удлинение и сопротивление развитию трещин (вязкость разрушения). При комнатной температуре и вплоть до 500 °С критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} более 23 МПа·м^{1/2}, а при 650 °С возрастает до 30 МПа·м^{1/2} (при том, что сам силицид Ti_5Si_3 обладает $K_{IC} = 7$ МПа·м^{1/2}). Предел текучести при 650 °С будет составлять $\sigma_{0,2} \geq 250$ МПа, а предел прочности при растяжении $\sigma_B > 450$ МПа.

Заэвтектические сплавы состоят из первичных кристаллов Ti_5Si_3 гексагональной формы внутри мелкозернистой эвтектической микроструктуры [16].

Эвтектический сплав имеет сопротивление развитию трещин $K_{IC} = 15...18$ МПа·м^{1/2}, а предел текучести при комнатной температуре превосходит 1080 МПа при относительном удлинении 3,5 %. У эвтектических сплавов при 800 °С и выше предел прочности падает до значения 250 МПа, а у доэвтектических — до 200 МПа [16].

Следует отметить, что исследование механических свойства сплавов системы Ti–Si показали, что введение кремния в концентрациях, превышающих предельную растворимость в α -титане, приводит к повышению прочности и снижению пластичности. По этой причине содержание кремния в промышленных жаропрочных сплавах находится в пределах его растворимости в α -титане — до 0,4 мас. %.

Силициды титана используют в качестве материалов для нагревателей, работающих в воздушной среде, благодаря их исключительной окислостойкости в интервале температур 1300...1700 °С. Также могут успешно применяться для защиты графита, ниобия и других материалов. Испытания силицидов титана толщиной 200 мкм показали, что на ниобии средняя их жаростойкость при 1450 °С составляет 70 ч, на графите — 800 ч. Весьма перспективно применение силицидов титана для покрытия сталей.

Силициды титана находят применение во многих отраслях промышленности как огнеупорные и химически стойкие материалы, а самолетостроении, атомной, ракетной и космической технике, главным образом, в качестве жаропрочных и жаростойких.

Бориды титана. Благодаря своим уникальным свойствам (тугоплавкость, твердость, электропроводность, а также хорошая коррозионная стойкость) керамика на основе диборида титана при-

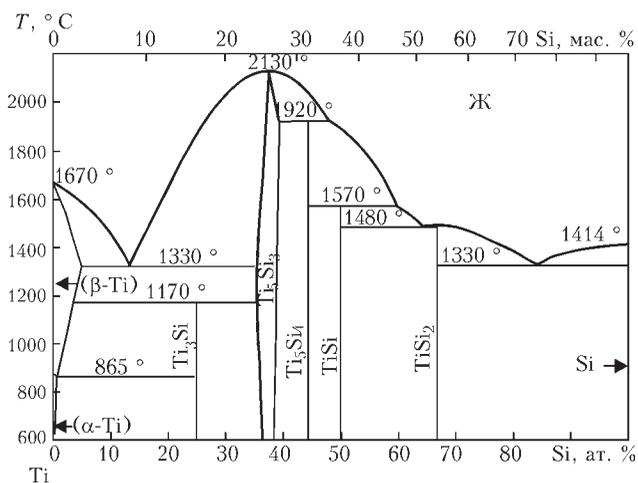


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Ti–Si [15]

меняется в качестве режущего и износостойкого материалов [17–19]. Титан при сильном нагревании взаимодействует с элементарным бором, образуя очень твердые сплавы. На рис. 3 представлена диаграмма состояния системы Ti–B [20].

При температуре 1540 ± 10 °С кристаллизуется эвтектика β -Ti + TiB. Соединение TiB_2 плавится конгруэнтно при 3225 ± 25 °С и имеет небольшую область гомогенности. Соединения Ti_3B_4 и TiB образуются по перитектическим реакциям при температурах 2200 и 2180 °С соответственно [20]. Интерметаллид TiB неустойчив. Область гомогенности фазы на основе моноборида очень узка. При 2060 °С происходит перитектоидное превращение этой фазы: $3TiB = Ti_2B + TiB_2$.

Диборид титана применяется для изготовления испарителей для расплавов металлов и футеровки электролизеров как компонент жаропрочных сплавов, инструментальных материалов, износостойких наплавочных покрытий.

Бориды титана применяют для изготовления индивидуальной броневого защиты в военной промышленности (бронежилеты), бронированных дверей в самолетостроении, броневого защиты

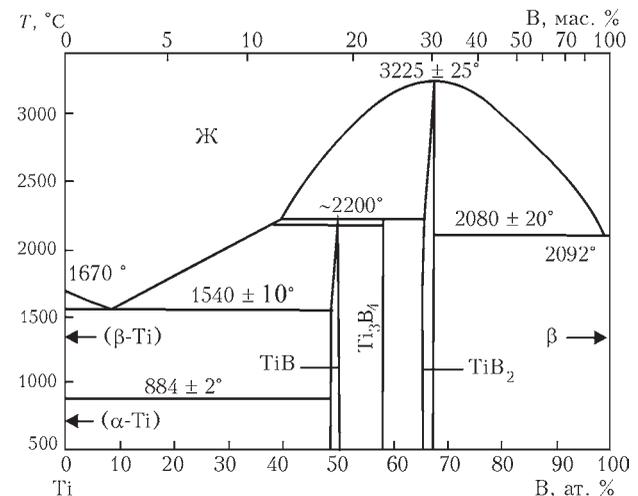


Рис. 3. Диаграмма состояния системы Ti–B [20]

двигателей и корпусов вертолетов и в автомобильной индустрии.

По данным производственной компании «Вириал» керамика на основе диборида титана TiB_2 имеет плотность 4,85...4,89 г/см³, модуль упругости $E = 470...500$ ГПа, прочность на изгиб 500...550 МПа и твердость $HV 20...24$ ГПа, что позволяет применять ее для защиты от баллистических поражений. Класс защиты — до 6а (по ГОСТ) [17–19].

Алюминиды титана. Высокая температура плавления, низкая плотность, высокие модули упругости, возрастание предела текучести (для TiAl) с повышением температуры, стойкость к окислению и возгоранию, высокое соотношение прочность/плотность, жаропрочность — все это создает благоприятные условия для применения этих материалов для авиакосмических двигателей нового поколения.

Система Ti–Al (рис. 4) характеризуется наличием основных соединений: Ti_3Al , TiAl и $TiAl_3$. Соединения TiAl и $TiAl_3$ образуются по перитектическим реакциям при температурах 1460 и 1340 °C соответственно, а Ti_3Al — по перитектоидной при 1255 °C. Соединение Ti_3Al имеет гексагональную плотноупакованную решетку, TiAl — упорядоченную тетрагонально-искаженную гранцентрированную, а $TiAl_3$ — объемцентрированную тетрагональную. С увеличением содержания алюминия в интерметаллидах наблюдается снижение твердости с одновременным повышением пластичности. Так, моноалюминид титана обладает значительной высокотемпературной прочностью и малой пластичностью при нормальной температуре. Это обусловлено тем, что в нем приблизительно 70 % металлической и 30 % ковалентной связи [21].

Механизм структурообразования очень зависит от состава исходной реакционной смеси. Исходная стадия структурообразования алюминидов титана — плавление алюминия и его дальнейшее

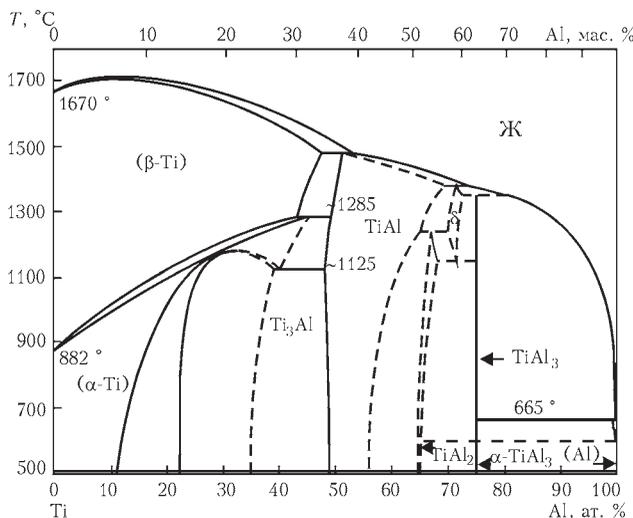


Рис. 4. Диаграмма состояния системы Ti–Al [24]

растекание по каналам капиллярно-пористой среды. Последующая диффузия атомов алюминия в решетку частиц титана приводит к зарождению в диффузионной зоне интерметаллидного соединения $TiAl_3$. При образовании интерметаллидов возникают внутренние сжимающие и внешние растягивающие напряжения, что может привести к разрушению данного интерметаллида. В системе, содержащей 39,6 мас. % Al, ранее образовавшийся слой ограничивает перемещение атомов алюминия в титановую матрицу. При этом происходит наращивание слоя $TiAl_3$, что приводит к обеднению алюминиевой массы и последующему зарождению моноалюминид титана. При распространении процесса вглубь титановой массы концентрация алюминия уменьшается, что становится причиной зарождения интерметаллида Ti_3Al . Заключительной стадией структурообразования является выравнивание состава интерметаллидных слоев благодаря перекристаллизации Ti_3Al в TiAl [21].

Область гомогенности алюминид титана Ti_3Al при комнатной температуре находится в пределах от 15 до 23 мас. % Al и сохраняет упорядоченную структуру до температуры 1090 °C [22]. Фаза α_2 (Ti_3Al) имеет гексагональную плотноупакованную решетку, близкую к решетке α -фазы, но отличается от нее упорядоченным расположением атомов титана и алюминия. Периоды решетки α_2 -фазы: $a_{\alpha_2} = 2a_{\alpha}$; $c_{\alpha_2} = c_{\alpha}$ ($a_{\alpha} = 0,577$ нм; $c_{\alpha} = 0,460$ нм; $c/a = 0,797$) [23]; плотность алюминид Ti_3Al равна 4,20 г/см³.

При комнатной температуре относительное удлинение алюминид Ti_3Al ничтожно мало ($\delta < 1$ %), что обусловлено особенностями его дислокационного строения и свойствами дислокаций [23].

Механические свойства интерметаллида Ti_3Al при комнатной температуре сильно зависят от чистоты по примесям, типа и параметров микроструктуры, величины и формы микрзерна. Поэтому механические свойства интерметаллида Ti_3Al изменяются в широких пределах [24]: $\sigma_b = 220...600$ МПа, $\delta = 0...0,5$ %. Модули упругости в меньшей степени зависят от указанных выше факторов: $E \approx 140$; $G \approx 52,5$ ГПа. Механические свойства алюминид Ti_3Al могут быть улучшены легированием. Наилучшие результаты дает легирование алюминид Ti_3Al ниобием, так что система Ti_3Al –Nb является основополагающей при разработке сплавов на его основе.

Алюминид γ (TiAl) обладает упорядоченной тетрагонально-искаженной гранцентрированной решеткой, в которой слои, упакованные атомами титана, чередуются со слоями, занятыми атомами алюминия. Периоды решетки γ -фазы: $a = 0,3984...0,3949$ нм; $c = 0,4065...0,4089$ нм; $c/a = 1,020...1,035$. Периоды решетки и соотношение c/a возрастают с увеличением содержания алюминия [25].

В зависимости от чистоты и микроструктуры механические свойства интерметаллида TiAl колеблются в довольно широких пределах и при комнатной температуре имеют значения: $\sigma_b = 350...580$ МПа, $\delta = 0,5...1,5$ % [26, 27]. Модули упругости алюминидов TiAl при 20 °C равны: $E = 175$, $G = 67$ ГПа.

Мелкозернистый интерметаллид TiAl проявляет определенную склонность к сверхпластичности, например при 800 °C и скорости деформации $8,3 \cdot 10^4$ с⁻¹ удлинение составляет 225 % [28].

Сплавы, упрочненные интерметаллидом TiAl, разделяют на две группы: однофазные γ -сплавы и двухфазные ($\gamma + \alpha_2$)-сплавы. Из двойных сплавов наилучшей пластичностью обладают сплавы, содержащие 35...37 мас. % Al [29].

Алюминиды титана могут широко применяться в транспортном машиностроении (двигатели- и автомобилестроение). В частности, для производства клапанов и рабочих колес агрегатов турбонадува в дизельных и поршневых двигателях, что обеспечивает высокую надежность и эксплуатационную стойкость конструкций.

Также алюминид γ (TiAl) может применяться в газо- и нефтеперерабатывающих установках химической промышленности и в атомном машиностроении, где требуются специфические характеристики — коррозионная стойкость и стойкость к разбуханию под действием излучения [29].

Перспективность использования материалов на основе алюминидов титана расширяется в связи с развитием работ по созданию нового поколения гиперзвуковых воздушно-космических летательных аппаратов, причем рассматривается применение их как в элементах обшивки, так и в конструкциях реактивных двигателей. Фольгу из алюминидов титана Ti₃Al используют для изготовления активно-охлаждаемых сотовых панелей обшивки, многослойных полых легких валов в ракетной технике и т. д. Предполагается применение алюминидов титана в монолитном виде для элементов корпусов компрессоров, турбин, лопаток, камер сгорания, диффузоров и сопел двигателей. Применение деталей из интерметаллидов титана в газотурбинном двигателе взамен применяемых материалов снизит общую массу двигателя и увеличит его тяговооруженность, т.е. отношение тяги к весу. Для повышения пластичности подобных сплавов необходимо ослабить ковалентную связь между Ti и Al путем легирования элементами с большим атомным радиусом или с большим числом валентных электронов. К таким элементам относятся цирконий, гафний, ниобий, молибден, ванадий.

Ниобий смещает линию α -перехода в сторону алюминия и уменьшает протяженность ($\alpha_2 + \gamma$)-области. При постоянном содержании алюминия это

приводит к увеличению доли $\alpha(\alpha_2)$ -фазы в ($\gamma + \alpha_2$)-сплавах и измельчению микроструктуры [25]. Такое же действие оказывает хром.

В самостоятельную группу выделяют сплавы на основе алюминидов Ti₂AlNb (орторомбическая фаза O). Эта фаза имеет довольно большую область гомогенности, которая при температурах ниже 1000 °C простирается от Ti–25Al–12,5Nb до Ti–25Al–30Nb. Фаза O обладает упорядоченной орторомбической структурой DO19, в которой некоторые узлы, занятые атомами титана в решетке алюминидов Ti₃Al, замещены атомами ниобия [25].

Также представляют интерес сплавы Ti–22Al–25Nb (1...3 %)[Mo, Zr, Si] (ат. %) с O + B2 + α_2 -микроструктурой. Орторомбическая фаза O обладает недостаточной вязкостью разрушения и малой пластичностью при комнатной температуре (~1 %). Легирование сплавов ниобием в достаточных количествах и молибденом приводит к O + B2 + α_2 -структуре, которая обеспечивает более высокую пластичность (более 10 %), что обусловлено ролью кубической B2-фазы. Цирконий повышает сопротивление ползучести без значительного влияния на пластичность и предел текучести. В процессе длительного старения при температурах 550...650 °C в B2-матрице образуются тонкие пластинчатые вторичные выделения O-фазы, которые повышают сопротивление ползучести и предел текучести, но значительно уменьшают пластичность при комнатной температуре. Оптимальное сочетание механических свойств сплавов такого типа обеспечивается рациональной многоступенчатой термической обработкой. Удельное сопротивление ползучести сплава Ti–22–25–(1–3) при 650 °C сопоставимо с этой характеристикой для жаропрочного никелевого сплава IN 718 [25].

Механические свойства, включая эксплуатационные, во многом определяются типом и параметрами структуры. Крупнозернистые (полностью или почти полностью) пластинчатые структуры обеспечивают сравнительно высокие вязкость разрушения и сопротивление ползучести, но малую пластичность и прочность, особенно при комнатной температуре [29]. Мелкозернистая равноосная почти однофазная γ -структура и дуплексная микроструктура с небольшим количеством пластинчатых колоний приводят к низкой вязкости разрушения и малому сопротивлению ползучести, но обеспечивают удовлетворительную пластичность и прочность на растяжение при комнатной температуре. Наилучшей считается мелкозернистая пластинчатая структура, которая обеспечивает наиболее высокий комплекс механических свойств. Эта структура должна иметь размер зер-

на 50...400 мкм, границы зерен зубчатого строения и соотношение α_2 - и γ -пластин на уровне 1:4 [29].

Если ранее для изготовления деталей из интерметаллидов использовали центробежное литье по выплавляемым моделям, то в последние годы все больше ученых по всему миру занимаются изучением возможности создания деталей из титановых сплавов с помощью аддитивных технологий. Аддитивное производство (АП) — это постройка объектов за счет добавления необходимого материала, а не удаления лишнего. Термин «аддитивное производство» подразумевает технологии по созданию объектов за счет нанесения последовательных слоев материала. Модели, изготовленные аддитивным методом, могут применяться на любом производственном этапе как для изготовления опытных образцов (быстрое прототипирование), так и готовых изделий (быстрое производство).

Одним из методов АП является выборочное спекание порошковых материалов. Слои модели вычерчиваются (спекаются) в тонком слое порошкообразного материала, после чего рабочая платформа опускается и наносится новый слой порошка. Процесс повторяется до получения цельной 3D модели. Неизрасходованный материал остается в рабочей камере и служит для поддержки нависающих слоев не требуя создания специальных опор. Другой вариант АП — использование присадочной проволоки в качестве образующего материала.

Существует три основных источника энергии для спекания расходуемого материала: лазер (выборочное и прямое лазерное спекание), дуговая плазма и электронный луч.

В настоящее время в различных отраслях промышленности находят широкое применение новые технологические процессы получения деталей из компактных и порошковых металлических материалов. Порошковые технологии являются основой для современных малоотходных технологий получения деталей, в том числе и аддитивных 3D технологий прямого лазерного спекания (плавления).

Методы лазерного аддитивного производства по особенностям процесса уплотнения материала можно разделить на селективное (Selective Laser Sintering (SLS)), не прямое (Indirect Metal Laser Sintering (IMLS)) и прямое лазерное спекание металлов (Direct Metal Laser Sintering (DMLS)) и селективное лазерное плавление (Selective Laser Melting (SLM)). В первом варианте уплотнение слоя порошка происходит за счет твердофазного спекания. Во втором — за счет пропитки связкой пористого каркаса, ранее сформированного лазерным излучением. В основе прямого лазерного спекания металлов лежит уплотнение по механизму жидкофазного спекания за счет

плавления легкоплавкого компонента в порошковой смеси. В последнем варианте уплотнение происходит в результате полного плавления и растекания расплава. Стоит отметить, что эта классификация не является универсальной, поскольку в одном типе процесса АП могут проявляться механизмы уплотнения, которые характерны для других. Например, при DMLS и SLM может наблюдаться твердофазное спекание, которое имеет место при SLS, тогда как при SLM может происходить жидкофазное спекание, которое более характерно для DMLS.

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является аналогичным способом аддитивного производства металлических деталей (например, из титановых сплавов), но с использованием электронных пучков вместо лазеров. ЭЛП основывается на плавке металлических порошков слой за слоем в вакуумной камере. В отличие от спекания при температурах ниже температуры плавления материала, детали, которые получены ЭЛП, отличаются монолитностью и, соответственно, высокой прочностью.

Поскольку титан химически активный металл, электронно-лучевые технологии представляются наиболее перспективными для разработки технологии металлической 3D наплавки деталей из сплавов на основе титана.

Большой интерес сегодня вызывает АП изделий из титановых сплавов с использованием электронно-лучевого источника плавления, где вместо порошка используется присадочная проволока. Для создания изделий из сложнолегированных титановых сплавов можно применять порошковую проволоку.

Создание современного авиационного двигателя — сложнейший комплексный процесс, базирующийся на новейших достижениях в области аэро- и термодинамики, материаловедения, электроники, информатики. Вместе с тем — это дорогостоящее мероприятие, осуществляемое в жесткой конкурентной борьбе на мировом рынке авиационной техники. Огромная наукоемкость авиационного двигателестроения подтверждается тем, что до начала XXI века полным циклом создания конкурентоспособных двигателей различного назначения обладали только США, Англия, Франция, Украина и Россия. Важные задачи, решаемые при проектировании двигателей новых поколений (снижение стоимости производства, увеличение срока эксплуатации деталей и узлов), требуют применения новых материалов и технологий их обработки. В настоящее время повышение эффективности авиадвигателей и аналогичных силовых установок становится невозможным без использования принципиально новых конструкционных материалов. К таким материалам и относятся α_2 -, γ - и $(\alpha_2 + \gamma)$ -сплавы на основе интерметаллидных фаз Ti_3Al и $TiAl$.

Все вышеперечисленное подтверждает перспективность создания деталей ответственного назначения, таких как лопатки газотурбинных двигателей, методом аддитивного производства из сплавов на основе интерметаллидов, в частности, алюминидов титана.

Список литературы

1. Лякишев Н. П. (ред.) (2001) *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Москва, Машиностроение, Т. 3.
2. <https://ru.wikipedia.org/wiki/Нитинол>
3. Duerig T. W., Melton K. N., Stockel D. (1990) *Engineering aspects of shape memory alloys*. London: Butterworth-Heinemann.
4. Otsuka K., Wayman C. M. (1998) *Shape memory materials*. Cambridge, Cambridge University Press.
5. Оцука К., Симидзу К., Судзуки Ю. (1990) *Сплавы с эффектом памяти формы*. Москва, Металлургия.
6. Carosio S., Pozzolini P., Van Hambeeck J. et al. (2003) Application of shape memory alloys to develop a massive actuator for rock splitting in. Pelton A. R., T. Duerig (Eds.). *Proceedings of SMST-2003, SMST Society*.
7. Фирстов С. А., Ткаченко С. В., Кузьменко Н. Н. (2009) Титановые «чугуны» и титановые «стали». *Металловедение и термическая обработка металлов*, **1**, 14–20.
8. Firstov S., Gornaya I., Gorpenco K. et al. (2006) Influence of zirconium on phase composition, structure, and mechanical properties of as-cast alloys of Ti–Al–Si system. *High Temperature Materials and Processes. Freund Publishing House LTD*, **25**, 1–2, 59–66.
9. Bulanova M. V., Bankovskiy O. I., Velikanova T. Ya. et al. (2000) Phase composition and mechanical properties of Ti–Si–Al–Zr in situ composites. *Zeitschrift fur Metallkunde*, **1**.
10. Bulanova M. V., Tretuachenko L., Meleshevich K., Firstov S. (2003) Influence of tin on the structure and properties of as-cast Ti-rich Ti–Si alloys. *J. of Alloys and Compounds*, **350**, 164–173.
11. Бродниковский Д. Н., Головаш А. В., Ткаченко С. В. и др. (2006) Влияние недеформируемых частиц силицида на характер деформации сплавов на основе титана при повышенных температурах. *Металлофизика и новейшие технологии*, **28**, 137–146.
12. Firstov S. A., Gornaya I. D., Gorpenko K. A. (2003) Niobium influence on the structure and properties of eutectic Ti–3Al–6Si–xNb alloys. *Mat. Sci. Forum*, **426–432**, 4591–4596.
13. Antonova N., Firstov S., Miracle D. B. (2003) Investigation of phase equilibrium in the Ti–Al–Si–Nb system at low Nb contents. *Acta materialia*, **51**, 3095–3107.
14. Ramos A. S., Nunes C. A., Coelho G. C. (2006) On the peritectoid Ti₃Si formation in Ti–Si alloys. *Materials characterization*, **56**, 107–111.
15. Frommeyer G. (2003) NATO Advanced Research Workshop. *Metallic Materials with high structural Efficiency «Structures and Properties of the Refractory Silicides Ti₃Si₃ and TiSi₂ and Ti–Si–(Al) Eutectic Alloys»*, Sept. 07–13, 2003, Kyiv, Ukraine.
16. Гнесин Г. Г., Скороход В. В. (ред.) (2008) Неорганическое материаловедение: энциклопедическое издание в двух томах. *Материалы и технологии*. Киев, Наукова думка.
17. Ronald G. Munro, J. Res. (2000) *Nat. Inst. Stand. Technol.*, **105**.
18. Basu B., Raju G. B., Suri A.K. (2006) *International Materials Reviews*, **51**.
19. Raju G. B., Basu B. (2009) *Key Engineering Materials*, **395**.
20. Лякишев Н. П. (ред.) (2000) *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Москва, Машиностроение.

21. Серета Б. П., Жеребцов А. А. (2008) *Исследование структурообразования алюминидов титана при их получении методом СВС*. http://www.nbu.gov.ua/old_jrn/natural/smm/SSH/2008_1/Statyi_tom1/15.pdf
22. Kim K. W., Clemens H. (Eds.) (2003) *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, USA.
23. Peters M., Leyens C. (Eds.) (2003) *Titanium and Titanium Alloys*. Wiley, VCH, Weinheim, Germany.
24. Колачев Б. А., Ильин А. А., Дроздов П. Д. (2001) О влиянии границ зерен на пластичность интерметаллидов. *Металлы*, **3**, 41–48.
25. Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшкин И. С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Москва, ВИЛС-МАТИ.
26. Boyer R., Welsch G., Collings E. W. (Eds.) (1994) *Material Properties Handbook. Titanium Alloys*. ASM International.
27. Имаев Р. М., Кайбышев О. А., Салищев Г. Ю. (1991) Механические свойства мелкозернистого интерметаллида TiAl. Хрупковязкий переход. *Физика металлов и металлография*, **3**, 179–187.
28. Имаев Р. М., Имаев В. М. (1992) Механическое поведение субмикросталлического интерметаллида TiAl при повышенных температурах. *Там же*, **2**, 125–129.
29. Titanium’2003: Science and Technology. *Proc. 10th World Conf. on Titanium, 13–18 July 2003, Hamburg, Germany*, **1–5**, pp. 3425.

References

1. (2001) *State diagrams of binary metal systems*. Ed. by N.P. Lyakishev. Moscow: Mashinostroenie, Vol. 3 [in Russian].
2. https://ru.wikipedia.org/wiki/Nickel_titanium
3. Duerig, T.W., Melton, K.N., Stockel, D. (1990) *Engineering aspects of shape memory alloys*. London: Butterworth-Heinemann.
4. Otsuka, K., Wayman, C.M. (1998) *Shape memory materials*. Cambridge, Cambridge University Press.
5. Otsuka, K., Shimizu, K., Suzuki, Yu. (1990) *Shape memory alloys*. Moscow: Metallurgiya.
6. Carosio, S., Pozzolini, P., Van Hambeeck, J. et al. (2003) Application of shape memory alloys to develop a massive actuator for rock splitting in. Eds. by A.R. Pelton, T. Duerig. In: *Proc. of SMST-2003, SMST Society*.
7. Firstov, S.A., Tkachenko, S.V., Kuz'menko, N.N. (2009) Titanium «irons» and titanium «steels». *Metal Sci. and Heat Treatment*, **1**, 12–18.
8. Firstov, S., Gornaya, I., Gorpenko, K. et al. (2006) Influence of zirconium on phase composition, structure, and mechanical properties of as-cast alloys of Ti–Al–Si system: *High Temperature Materials and Processes*. Freund Publish. House LTD, **25(1/2)**, 59–66.
9. Bulanova, M.V., Bankovskiy, O.I., Velikanova, T.Ya. et al. (2000) Phase composition and mechanical properties of Ti–Si–Al–Zr in situ composites. *Zeitschrift fuer Metallkunde*, **1**.
10. Bulanova, M.V., Tretuachenko, L., Meleshevich, K., Firstov, S. (2003) Influence of tin on the structure and properties of as-cast Ti-rich Ti–Si alloys. *J. of Alloys and Compounds*, **350**, 164–173.
11. Brodnikovsky, D.N., Golovash, A.V., Tkachenko, S.V. et al. (2006) Influence of unwrought silicide particles on nature of deformation of titanium-base alloys at elevated temperatures. *Physics of Metals and Advanced Technologies*, **28**, 137–146 [in Russian].
12. Firstov, S.A., Gornaya, I.D., Gorpenko, K.A. (2003) Niobium influence on the structure and properties of eutectic Ti–3Al–6Si–xNb alloys. *Mat. Sci. Forum*, **426–432**, 4591–4596.

13. Antonova, N., Firstov, S., Miracle, D.B. (2003) Investigation of phase equilibrium in the Ti–Al–Si–Nb system at low Nb contents. *Acta materialia*, **51**, 3095–3107.
14. Ramos, A.S., Nunes, C.A., Coelho, G.C. (2006) On the peritectoid Ti₃Si formation in Ti–Si alloys. *Materials Characterization*, **56**, 107–111.
15. Frommeyer, G. (2003): Structures and properties of the refractory silicides Ti₃Si₃ and TiSi₂ and Ti–Si–(Al) eutectic alloys. In: *NATO Advanced Research Workshop on Metallic Materials with High Structural Efficiency* (Sept. 0713, 2003, Kyiv, Ukraine).
16. (2008) *Inorganic materials science*. Eds. by G.G. Gnesin, V.V. Skorokhod. Encyclopedic edition in 2 vol.: Materials and technologies. Kiev: Naukova Dumka [in Russian].
17. Ronald, G., Munro, J. Res. (2000) *Nat. Inst. Stand. Technol.*, **105**.
18. Basu, B., Raju, G.B., Suri, A.K. (2006) *International Materials Reviews*, **51**.
19. Raju, G.B., Basu, B. (2009) *Key Engineering Materials*, 395.
20. (2000) *State diagrams of binary metal systems*. Ed. by N.P. Lyakishev. Moscow: Mashinostroenie [in Russian].
21. Sereda, B.P., Zherebtsov, A.A. (2008) *Examination of structure formation of titanium aluminides in their producing by SHS method*. http://www.nbu.gov.ua/old_jrn/natural/smm/SSh/2008_1/Statyi_tom1/15.pdf [in Russian].
22. (2003) *Gamma titanium aluminides*. Eds. by K.W Kim, H. Clemens. TMS, Warrendale, PA, USA.
23. (2003) *Titanium and titanium alloys*. Eds. by M. Peters, C. Leyens. Wiley, VCH, Weinheim, Germany.
24. Kolachev, B.A., Iliin, A.A., Drozdov, P.D. (2001) About influence of grain boundaries on plasticity of intermetallics. *Russian Metallurgy (Metally)*, **3**, 41–48 [in Russian].
25. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*. Moscow: VILS-MATI [in Russian].
26. (1994) *Material Properties Handbook. Titanium Alloys*. Eds. by R. Boyer, G. Welsch, E. Collings. ASM International.
27. Imaev, R.M., Kajbyshev, O.A., Salishchev, G.Yu. (1991) Mechanical properties of fine-grained intermetallic TiAl. Brittle-tough transition. *The Physics of Metals and Metallography*, **3**, 179–187 [in Russian].
28. Imaev, R.M., Imaev, V.M. (1992) Mechanical behavior of submicrocrystalline intermetallic TiAl at elevated temperatures. *Ibid.*, **2**, 125–129 [in Russian].
29. (2003) Titanium'2003: Science and Technology. In: *Proc. of 10th World Conf. on Titanium* (13–18 July 2003, Hamburg, Germany), 1–5, 3425.

ІНТЕРМЕТАЛІДИ ТИТАНУ. ОСОБЛИВОСТІ, ВЛАСТИВОСТІ, ЗАСТОСУВАННЯ (Огляд)

С. Г. Григоренко, Г. М. Григоренко, О. М. Задорожнюк

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Наведено літературні дані про фізичні та механічні властивості найбільш важливих для практичного застосування інтерметалідів титану. Завдяки унікальним властивостям інтерметаліди титану знаходять застосування в: медицині (виробництві стентів, ендопротезів, імплантатів), двигунобудуванні, енергогенеруючих та турбовентильційних установках, газотурбінних системах, ракетній техніці, літакобудуванні, бронетехніці, хімічному машинобудуванні, харчовій промисловості і автомобілебудуванні. Розглянуто особливості таких інтерметалідів, як алюмініди, силіциди, бориди і нікеліди титану. Наведені відомості про перспективи їх застосування. Крім виплавки деталей з інтерметалідів за допомогою відцентрового лиття в останні роки все більше вчених схиляються до застосування адитивних технологій. Наведено основні методи і джерела енергії для отримання 3D виробів. *Бібліогр.* 29, іл. 4.

Ключові слова: інтерметалідні сполуки; алюмініди титану; силіциди титану; бориди титану; нікеліди титану; властивості; адитивне виробництво

INTERMETALLICS OF TITANIUM. PECULIAR FEATURES, PROPERTIES, APPLICATION (REVIEW)

S.G. Grigorenko, G.M. Grigorenko, O.M. Zadorozhnyuk

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Literature data are given about physical and mechanical properties of the titanium intermetallics, which are most important for practical application. Due to unique properties the titanium intermetallics find the wide spreading in: medicine (manufacture of stents, (endo) prostheses, implants), engine manufacturing, power-generating and turbo-ventilation units, gas turbine systems, rocketry, aircraft industry, armored vehicles, chemical machine building, food industry and motor-car construction. Peculiar features of such intermetallics as aluminides, silicides, borides and nickelides of titanium are considered. Information is given about prospects of their application. Except the melting of parts of intermetallics by using a centrifugal casting, the scientists are mostly prone during recent years to applying the additive technologies. Main methods and power sources for producing 3D products are given. *Ref.* 29, *Figures* 4.

Key words: intermetallic compounds; titanium aluminides; titanium silicides; titanium borides; titanium nickelides; properties; additive production

Поступила 29.06.2017

IX МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ. WRTYS-2017»

23–26 мая 2017 г. состоялась IX Международная конференция молодых ученых «Сварка и родственные технологии. WRTYS-2017». Организатором конференции выступил Совет научной молодежи Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины при поддержке дирекции института и Национальной академии наук Украины. Впервые соорганизаторами конференции стал Международный институт сварки (МИС), Посольство Франции в Украине и Французский институт в Украине. По уже сложившейся традиции Представительство Польской академии наук в г. Киеве в лице директора проф. Г. Собчука также выступило соорганизатором конференции. Оргкомитет выражает огромную благодарность за партнерскую поддержку австрийской компании «INTECO», первому инновационному парку в Украине «Unit.city», частным компаниям «Elmet-roll», «Галант» и «Materials Lab».

Для участия в конференции подано 175 тезисов докладов. В работе конференции приняли участие около 160 молодых специалистов из 7-ми стран мира (Украины, Дании, Германии, Австрии, Франции, Польши, Сербии). Рабочий язык конференции — английский. С пленарными докладами выступили 40 участников. На сессии стендовых докладов представлено 38 работ. Опубликован сборник статей конференции (www.wrtys.com.ua/2017).

Открыл конференцию заместитель директора ИЭС академик НАНУ И. В. Кривцун. В своем вступительном слове он подчеркнул о необходимости проведения подобного рода мероприятий с целью обмена опытом и налаживания научных и дружественных отношений между молодыми учеными на международном уровне. И. В. Кривцун отметил, что уже на протяжении 18-ти лет конференция «Сварка и родственные технологии» пользуется популярностью среди молодых научных сотрудников и аспирантов в области сварки, металлургии и материаловедения и при этом количество участников постоянно растет. С приветственными словами выступили: атташе по вопросам научного и университетского сотрудничества Посольства Франции в Украине Сильвен Риголле, первый заместитель председателя Комитета науки и образования Верховной Рады Украины А. Спиваковский и технический и научный представитель Международного института сварки проф. Надеже Брун, которая представила интереснейшую презентацию о формате работы МИС. Все выступавшие пожелали участникам конференции плодотворной работы и научных достижений.

В рамках работы конференции были представлены доклады приглашенных лекторов-экспертов в

области сварки, металлургии и материаловедения. Так, вице-президент компании «INTECO» Матиас Кнабль сделал подробный доклад о технологиях плавки и литья для производства инструментальных сталей. Доцент сварочного факультета НГУУ «КПИ им. Игора Сикорского», к.т.н. Е. Чвертко представила интересный доклад о развитии современных технологий сварки на факультете и форме их подачи студентам. Разработки Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в области технической диагностики структурных элементов, используя лазерные интерферометрические методы, представил старший научный сотрудник института, докторант, к.т.н. В. Савицкий. Особый интерес вызвал доклад заведующего отделом ИЭС к.т.н. М. Юрженко по сварке пластмасс и анализу механизмов, которые влияют на образование сварных соединений пластика. На острие новых тенденций и с актуальной информацией в области сварки живых тканей выступили заведующий отделом ИЭС д.т.н. Г. Маринский и заслуженный врач Украины, практикующий хирург д.м.н. С. Подпратов. В рамках первого рабочего дня конференции были представлены доклады по существующей практике получения грантов и проектов для молодых ученых в программах французского правительства для научной мобильности, DAAD (Германия), Erasmus+ и HORIZON 2020 представителями данных программ в Украине.

Впервые в рамках работы конференции организована блиц-выставка сварочного оборудования. Заведующим отделом ИЭС к.т.н. Е. Шаповаловым продемонстрирована система технического зрения для роботизированного комплекса при сварке деталей с низкой повторяемостью сборочных операций. Заведующим отделом ИЭС к.т.н. М. Юрженко представлен инновационный сварочный комплекс для сварки трубопроводов из пластмасс, а также разработки в области аддитивных технологий. Кроме этого, представлены новейшие разработки «Опытного завода сварочного оборудования ИЭС им. Е. О. Патона».

Как уже отмечалось ранее, за четыре рабочих дня было заслушано 40 устных и представлено 38 стендовых докладов. В результате независимой оценки международной комиссии из председателей секций были определены лучшие устные доклады и один постерный. Среди них:

«Тонкослойные покрытия поверхности имплантов с использованием ультракоротких лазерных импульсов» (Стефани Рейчел, Исследовательский институт, Росток, Германия);



Посещение участниками конференции аэродрома в Гостомеле

«Исследование кристаллизации и течений жидкости в процессе GTA сварки с in-situ наблюдением» (А. Чиоу, Институт сварки, Ютц, Франция);

«Аддитивная 3D печать MAG CMT дуговой наплавкой» (М. Острич, Варшавский университет технологий, Польша);

«Соединение термопластов с использованием Ni/Al реакционной многослойной фольги» (Т. Закусило, НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев, Украина);

«Влияние послесварочной термообработки на микротвердость сварных соединений тяжелых плит в офшорных зонах и при строительстве кораблей» (Е. Голи-Оглу, NMLKDanSteel, Фредериксверк, Дания);

«Влияние расхода шлака в процессе ЭШП на состав металла и параметры процесса» (Л. Лисова, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев);

«Новые требования и возможности в разработке программного обеспечения для фундаменталь-

ного и автономного моделирования металлургических процессов» (М. Маер, «INTECO», Брукандер Мур, Австрия);

«Структура и свойства покрытий Al_2O_3 , напыленных на подложки из алюминия и титана» (Е. Титков, НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев, Украина).

Среди постерных отмечен доклад С. Красноруцкого «Использование электронно-лучевой сварки для производства компонентов международного экспериментального термоядерного реактора (ITER)» (Брауншвейгский технический университет, Германия).

При подведении итогов конференции к.т.н. С. Степанюк выделил главные направления конференции, а именно, прогрессивные технологии сварки и соединения материалов, наплавки, нанесения покрытий, обработки поверхностей, процессы и технологии в металлургии, аддитивные технологии производства.



Демонстрация сварочного робототехнического комплекса с системой технического зрения



Посещение первого инновационного парка в Украине «Unit city»

Следует отметить, что в рамках работы конференции для всех участников впервые организована техническая экскурсия на аэродром «Антонов» с демонстрацией лучших достижений украинского авиастроения, в том числе самолета «Мрія» и экскурсия в первый инновационный парк в Украине «Unit.city».

Необходимо отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам. Созданная рабочая обстановка способствовала развитию тематических дискуссий и установлению творческих контактов между научными сотрудниками в области сварки, металлургии и материаловедения.

А. А. Полишко

РАЗРАБОТКИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОСАЖДЕНИЯ СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Материалы со слоистой структурой, состоящие из последовательно чередующихся слоев с разным химическим составом и свойствами, находят широкое применение в качестве материалов функционального назначения. Традиционное получение таких материалов способами прокатки и спекания не обеспечивает возможность вариации толщины и химического состава слоев. С этой точки зрения перспективным является способ электронно-лучевого осаждения в вакууме. Так, возможность использования в электронно-лучевой установке нескольких электронно-лучевых пушек обеспечивает одновременное испарение веществ разного химического состава с последовательным осаждением их паровых фаз на подложку. Разработка технологических параметров получения слоистых структур на основе компонентов с разным химическим составом и структурой за один технологический цикл и установление корреляционных зависимостей между их структурными характеристиками и свойствами открывает возможность для создания технологических основ получения новых материалов функционального назначения.

Разработка технологических основ получения способом электронно-лучевого осаждения слоистых конденсатов разного структурного типа в виде фольг и покрытий и установление корреляционных соотношений между структурными характеристиками и свойствами материалов, обеспечивающих возможность их использования в качестве функциональных — задача, которую поставили перед собой сотрудники ИЭС.

На примере двухслойной структуры вакуумных конденсатов на основе двух материалов с различающимися физико-механическими характеристиками (инвара и меди) показана возможность получения

тонких биметаллических фольг для термочувствительных элементов, которые способны к знакопеременной деформации при изменении температуры в диапазоне от -100 до 500 °С. Циклическая стойкость характеристик биметаллической фольги обеспечивается высоким уровнем прочности и термомеханической стойкости за счет наноразмерной структуры слоев нанодвойниковой меди и инвара с нанофрагментированными зернами.

На основе двухслойной системы, состоящей из слоев Al и TiO_2 , способом электронно-лучевого осаждения получены термостабилизирующие покрытия, которые при определенном соотношении толщин слоев обеспечивают соотношение коэффициентов поглощения и эмиссии солнечной энергии в интервале значений $0,7...1,4$, что обеспечивает минимальное колебание температуры поверхности при изменении интенсивности солнечного излучения. Такие покрытия могут быть использованы для термической защиты металлических конструкций, работающих в условиях открытого космоса и подвергающихся неравномерному нагреву.

На примере многослойных металлических эвтектических систем, которые характеризуются термической нестабильностью, изучено влияние технологических параметров электронно-лучевого осаждения в вакууме на формирование их структурных характеристик, обеспечивающих функциональные свойства материалов. Показано, что в многослойной системе Al/Si присутствие алюминия обеспечивает низкотемпературную кристаллизацию аморфного кремния, что может быть использовано при изготовлении солнечных батарей с многослойной структурой.

Установлено, что структурная нестабильность многослойных фольг на основе эвтектических си-

стем при нагреве обусловлена значительной диффузионной подвижностью компонентов и реализуется фрагментацией слоев и генерацией вакансий, что приводит к формированию композиционной пористой структуры и обеспечивает низкотемпературную сверхпластическую деформацию фольги при термомеханическом воздействии. Полученные результаты позволили разработать технологические основы диффузионной сварки давлением труднодеформируемых материалов, таких как алюминий-матричные композиты, интерметаллиды титана и жаропрочные никелевые сплавы, с использованием многослойных фольг на основе

эвтектических систем в качестве промежуточной прослойки. Термическая нестабильность и низкотемпературная сверхпластичность многослойной фольги облегчают установление физического контакта свариваемых поверхностей и обеспечивают интенсивное протекание диффузионных процессов в области соединения, что позволяет снизить температуру, давление и продолжительность сварки. Это открывает новые возможности для разработки технологии изготовления деталей на основе жаропрочных и разнородных материалов без ухудшения их эксплуатационных характеристик.

СОЗДАНИЕ НОВОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА И РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ СПОСОБОВ СВАРКИ

Развитие авиационной и ракетной техники требует повышения эксплуатационных характеристик титановых сплавов. Максимальный весовой эффект обеспечивают титановые сплавы с высокой прочностью. Это связано с тем, что заметная экономия массы в результате применения титановых сплавов возможна только при вполне определенном уровне их прочности. Новые сложнoleгированные сплавы должны иметь более высокие механические характеристики при сохранении хорошей свариваемости.

Основываясь на результатах расчетов и проведенных экспериментов по определению механических характеристик, разработан новый высокопрочный ($\alpha + \beta$)-титановый сплав Т120 на основе 8-компонентной системы легирования Ti-Al-Mo-V-Nb-Cr-Fe-Zr, которая обеспечивает прочность на уровне не менее 1200 МПа в условиях приемлемого уровня пластических характеристик.

Проведены экспериментальные плавки по получению слитков диаметром 150 мм высокопрочного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава Т120 способом ЭЛП. Слитки характеризуются химической однородностью, отсутствием включений низкой (LDI) и высокой (HDI) плотности. Определены режимы термомеханической обработки слитков нового высокопрочного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава Т120, которые обеспечивают необходимый комплекс механических свойств полуфабрикатов и значение на уровне $\sigma_b = 1270$ МПа при $KCV = 14$ Дж/см².

Построена трехмерная математическая модель тепловых процессов в титане при сварке перемещаемым источником нагрева, основу которой составляет дифференциальное уравнение теплопроводности. Разработанная модель позволяет определить размеры и форму шва, а также размеры

и форму ЗТВ, в которых протекают полиморфные превращения при аргонодуговой сварке (АДС) титанового сплава Т120. Полученные поля температур позволили определить мгновенные скорости охлаждения при остывании сварного соединения.

Исследования механических свойств сварных соединений высокопрочного титанового сплава Т120, выполненных ЭЛС с последующей локальной термической обработкой, показали значения прочности $\sigma_b = 1258$ МПа и ударной вязкости металла шва $KCV = 7$ Дж/см².

Определены свойства соединений сплава Т120, выполненных АДС без подачи и с подачей присадочной проволоки. Высокие значения прочности ($\sigma_b = 1110$ МПа) при удовлетворительной ударной вязкости ($KCV = 24$ Дж/см²) соединений сплава Т120, выполненных АДС вольфрамовым электродом, обеспечиваются при использовании присадочной проволоки ВТ1-00св и режимах сварки, при которых содержание металла присадочной проволоки в металле шва составляет 10 % от основного металла, в сочетании с послесварочным отжигом. При содержании металла ВТ1-00св в количестве 20 % от основного металла шва уровень прочности ($\sigma_b = 1047$ МПа) снижается ниже 85 % от прочности основного металла, а ударная вязкость металла шва максимальная ($KCV = 27$ Дж/см²).

Экспериментально показано, что снижение погонной энергии при АДС вольфрамовым электродом по слою флюса АНТ25 титанового сплава Т120 с 1300 до 900 Дж/м обеспечивает повышение предела прочности сварных соединений с 1040 до 1150 МПа при неизменных показателях ударной вязкости и формирование в металле шва и ЗТВ более однородной структуры.

Исследовано влияние 2-х видов упрочняющей термообработки (закалки и регламентированного ступенчатого отжига) на свойства сварных соединений титанового сплава Т120, которые выполнены ЭЛС и АДС. Применение ступенчатого отжига при температурах 870, 800, 550, 380 °С для сварных соединений сплава Т120 обеспечивает в металле шва и ЗТВ структуру корзинчатого типа с большим разнообразием параметров структурных элементов, повышает предел прочности до 1300 МПа и значение ударной вязкости до 16...18 Дж/см².

Таким образом, проведенные исследования позволили разработать высокопрочный титановый сплав Т120, который хорошо сваривается АДС и ЭЛС, а также определить, что микроструктура сплава Т120 с размером пластин α -фазы толщиной 1,0...1,5 мкм и β -фазы в пределах 150...200 мкм обеспечивает наибольший показатель относительного удлинения ($\delta > 12\%$) как основного металла, так и сварного соединения.

На новый высокопрочный титановый сплав Т120 получен патент Украины.

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ ТА РОЗРОБКА МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ

Одним з пріоритетних завдань розвитку сучасного машинобудування, будівельної галузі, автомобільного, залізничного та спеціального транспортного машинобудування є підвищення техніко-економічних показників зварних металевих конструкцій на основі зниження їх металоемності, підвищення енергоефективності, збільшення їх надійності та довговічності.

Широке використання зварних конструкцій з високоміцних сталей з ферито-перлітною і бейнітно-мартенситною структурами дозволить ефективно вирішити багато завдань народного господарства. Однак успішне вирішення цих завдань можливе лише за умови всебічного вивчення процесів, які протікають в зварних з'єднаннях високоміцних сталей, з урахуванням детального аналізу кінетики структурно-фазових перетворень, розвитку структурної і хімічної неоднорідності, ролі зовнішніх факторів у формуванні зварного з'єднання.

В ході роботи розроблений і успішно використаний комплекс сучасних методик дослідження структурно-фазового складу і структури з залученням унікальних дослідних комплексів Gleeble 3800 і JAMP 9500F. Досліджено структуру та визначено механічні властивості зварних з'єднань високоміцних сталей в залежності від параметрів термомодеформаційного циклу зварювання, вивчено структурні перетворення, кінетику фазових перетворень, визначено вплив параметрів зварювання на зміни температур фазових перетворень, встановлено особливості протікання структурних перетворень в рейкових ферито-перлітних (КС2, 65Г, М76), конструкційних ферито-бейнітних (15ХСА-ТЮД, 10Г2ФБ, 06ГБД), в бейнітно-мартенситних спеціального призначення (броньової сталі 71 типу 30Х2Н2МФ), високоміцних конструкційних зарубіжних (S355J2, S460M, NA-XTRA®700, WELDOX 1300) сталях. Встановлено вплив тер-

момодеформаційного циклу зварювання на кінетику розпаду аустеніту і формування микроструктури в металі ЗТВ високоміцних сталей.

Вивчено вплив швидкості охолодження на формування структурно-фазового складу (фериту, бейніту і мартенситу), механічні властивості (міцність, пластичність, ударна в'язкість). Побудовані термокінетичні діаграми розпаду аустеніту при різних швидкостях охолодження, визначені температури початку утворення фаз, встановлені особливості формування структури і здатність зварних з'єднань високоміцних сталей до утворення холодних тріщин.

Проведена математична обробка результатів досліджень та отримані рівняння регресії для прогнозування температур початку феритного, бейнітного і мартенситного перетворень. На підставі отриманих результатів запропонована математична модель і реалізована програма прогнозування структурного складу металу ЗТВ і його схильності до утворення холодних тріщин з метою оптимізації структури, яка забезпечує високі показники міцності, пластичності і ударної в'язкості.

Встановлено, що параметри структури середньовуглецевої ферито-перлітної сталі КС2 по різному впливають на характеристики першої і другої ділянок кінетичної діаграми втомлювального руйнування. Це пов'язано зі зміною розмірів зони пластичної деформації навколо якої розвиваються втомлювальні тріщини, які мають мінімальні розміри при низьких значеннях максимального коефіцієнта інтенсивності напружень K_{\max} .

Показано, що холодні тріщини в однопрохідних зварних з'єднаннях сталі 65Г утворюються в ділянці перегріву металу ЗТВ. Для запобігання утворенню тріщин необхідно забезпечити температуру попереднього підігріву не нижче: $T_{\text{пп}} \geq 200$ °С при погонній енергії зварювання $Q_{\text{зв}} =$

$= 8,6 \text{ кДж/см}$; $T_{\text{пп}} \geq 150 \text{ }^\circ\text{C}$ при $Q_{\text{зв}} = 11,5 \text{ кДж/см}$;
 $T_{\text{пп}} \geq 100 \text{ }^\circ\text{C}$ при $Q_{\text{зв}} = 15,0 \text{ кДж/см}$.

Встановлено, що пластичні властивості сталі 65Г при статичному розтягуванні після 4-х годин витримки при $100 \text{ }^\circ\text{C}$ поліпшуються: δ на 11 %, ψ майже у 1,8 рази. При кімнатній температурі ударна в'язкість металу сталі 65Г після 2-х годин витримки при $100 \text{ }^\circ\text{C}$ зростає у три рази до 23 Дж/см^2 .

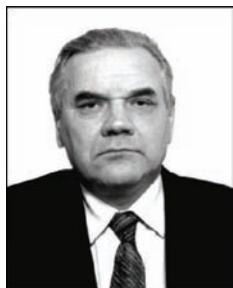
Підвищена опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ сталі М76 на рівні $\sigma_{\text{кр}} \geq 0,45\sigma_{0,2}$ забезпечується при температурі попереднього підігріву вище $200 \text{ }^\circ\text{C}$, коли швидкість охолодження металу

становить не більше $5...7 \text{ }^\circ\text{C/с}$ і при цьому в металі формується бейнітно-мартенситна структура.

Метал ЗТВ зварних з'єднань зі спеціальної сталі 71 з вмістом кремнію менше 0,05 % має більш високу стійкість до утворення холодних тріщин, ніж з'єднання кремнійвмісної сталі.

На підставі проведених досліджень були обрані оптимальні режими зварювання і температури попереднього підігріву, які гарантовано забезпечують зварним з'єднанням високоміцних сталей різного класу високий опір крихкому руйнуванню.

ПАМ'ЯТИ А. К. ЦЫКУЛЕНКО



На 79-м году ушел из жизни известный ученый в области специальной электрометаллургии доктор технических наук (1987), старший научный сотрудник отдела физико-металлургических проблем электрошлаковых технологий Анатолий Константинович Цыкуленко.

Вся трудовая и научная деятельность Анатолия Константиновича связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона, куда он поступил после окончания в 1961 г. Киевского политехнического института и прошел путь от инженера до заведующего отделом НИЦ ЭШТ, и где проработал более полвека.

С первых дней работы в ИЭС Анатолий Константинович занимался исследованием физико-химических процессов при сварке разнородных сталей. Уже на этом этапе он проявил присущие ему целеустремленность и изобретательность в решении научно-технических задач различной степени сложности.

С 1966 г. А. К. Цыкуленко трудился над решением задач, стоящих перед специальной электрометаллургией и прежде всего над разработкой теоретических основ электрошлаковых технологий,

созданием технологического оборудования для их осуществления и внедрения в производство, изучением физических и химических явлений, сопровождающих протекание ЭШП и созданием новых технологий на его базе. Исследовал всевозможные аспекты процесса — от выплавки до кристаллизации слитков.

Среди основных прикладных направлений, где получены выдающиеся практические результаты, выделяются разработки в области технологии изготовления танковой гомогенной и гетерогенной брони, а также суперсплавов для энергетического машиностроения, ставшие стержнем докторской диссертации.

А. К. Цыкуленко — автор более 300 научных трудов, в том числе семи монографий и более 100 изобретений.

Надежный, цельный человек, настоящий ученый, он следовал традициям Патоновской школы и всегда старался воплотить результаты исследований в заводских цехах. Его хорошо знали и уважали на машиностроительных и металлургических заводах страны — в Краматорске, Мариуполе, Запорожье, Донецке и др.

Друзья и коллеги высоко ценили не только широкую эрудицию и всесторонние знания, которыми А. К. Цыкуленко щедро делился, но и его исключительную порядочность.