

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. Кривцун**, д.т.н. **Л. Б. Медвар**,
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. Григоревич**
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. **Цохуа 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, 03150, г. Киев,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 200 82 77
Тел.: (38044) 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Редактор
Д. М. Дяченко
Электронная верстка
Л. Н. Герасименко, Т. Ю. Снегирева

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

<https://doi.org/10.15407/sem>

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

*Протоковиллов И.В., Порохонько В.Б., Биктагиров Ф.К.,
Качан Р.Ю., Гнатушенко А.В.* Физическое моделирование
кристаллизации слитков в изложнице в условиях
электрошлакового обогрева и подпитки 3

*Биктагиров Ф.К., Шаповалов В.А., Веретильник А.В.,
Игнатов А.П., Гнатушенко А.В.* ЭШП в неохлаждаемой
стальной форме 10

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

*Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А., Ковальчук Д.В.,
Тугай С.Б.* Лабораторная электронно-лучевая установка
УЭ-208М 15

ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ

Демчишин А.В., Демчишин А.А., Миченко В.А. Вакуумно-
дуговая установка для нанесения функциональных
покрытий 23

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Григоренко Г.М., Козин Р.В. Интенсивность протекания
физико-химических реакций в процессах специальной
электрометаллургии 29

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Ахонин С.В., Березос В.А., Белоус В.Ю. Новые перспективные
сплавы на основе титана 35

Яковчук К.Ю., Микитчик А.В., Рудой Ю.Э., Луговской Ю.Ф.
Влияние конденсационных многослойных защитных покрытий
на сопротивление усталости образцов из сплава ВТ6 45

*Лобода П.И., Ремизов Д.А., Григоренко С.Г., Березос В.А.,
Северин А.Ю.* Однородность микроструктуры сплава Ti–TiB,
полученного в условиях электронно-лучевого переплава 55

ИНФОРМАЦИЯ

Демченко В.Ф. — 80 62

Григоренко Г.М. — 80 63

Titanium 2019 — 14-я Международная конференция
по титану 65

Диссертация на соискание ученой степени 67

ЗМІСТ

CONTENTS

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Протоковілов І.В., Порохонько В.Б., Біктагіров Ф.К., Качан Р.Ю., Гнатушенко О.В. Фізичне моделювання кристалізації зливків в виливниці в умовах електрошлакового обігріву і підживлення 3

Біктагіров Ф.К., Шаповалов В.О., Веретільник О.В., Ігнатов А.П., Гнатушенко О.В. ЕШП в неохолоджуваній сталевій формі 10

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

Ахонін С.В., Пікулін О.М., Березос В.О., Ковальчук Д.В., Тугай С.Б. Лабораторна електронно-променева установка UE-208M 15

ВАКУУМНО-ДУГОВИЙ ПЕРЕПЛАВ

Демчишин А.В., Демчишин А.А., Міченко В.А. Вакуумно-дугова установка для нанесення функціональних покриттів 23

ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ МЕТАЛУРГІЇ

Григоренко Г.М., Козин Р.В. Інтенсивність перебігу фізико-хімічних реакцій у процесах спеціальної електрометалургії 29

НОВІ МАТЕРІАЛИ

Ахонін С.В., Березос В.О., Білоус В.Ю. Нові перспективні сплави на основі титану 35

Яковчук К.Ю., Микитчик А.В., Рудой Ю.Е., Луговской Ю.Ф. Вплив конденсаційних багат шарових захисних покриттів на опір втомі зразків зі сплаву VT6 45

Лобода П.І., Ремізов Д.О., Григоренко С.Г., Березос В.О., Северін А.Ю. Однорідність мікроструктури сплаву Ti-TiB, отриманого в умовах електронно-променевого переплаву 55

ІНФОРМАЦІЯ

Демченко В.Ф. — 80 62

Григоренко Г.М. — 80 63

Titanium 2019 — 14-а Міжнародна конференція по титану 65

Дисертація на здобуття наукового ступеня 67

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Protokovilov I.V., Porokhonko V.B., Biktagirov F.K., Kachan R.Yu., Gnatushenko A.V. Physical modeling of ingot crystallization in the mold under the conditions of electroslag heating and topping 3

Biktagirov F.K., Shapovalov V.A., Veretilnik A.V., Ignatov A.P., Gnatushenko A.V. ESR in uncooled steel mould 10

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S.V., Pikulin A.N., Berezos V.A., Kovalchuk D.V., Tugai S.B. Laboratory electron beam unit UE-208M 15

VACUUM-ARC REMELTING

Demchishin A.V., Demchishin A.A., Michenko V.A. Vacuum-arc installation for deposition of functional coatings 23

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Grigorenko G.M., Kozin R.V. Intensity of running of physico-chemical reactions in special electrometallurgy processes 29

NEW MATERIALS

Akhonin S.V., Berezos V.A., Belous V.Yu. New promising titanium-based alloys 35

Yakovchuk K.Yu., Mykytchuk A.V., Rudoy Yu.E., Lugovskoy Yu.F. Effect of condensed multilayer protective coatings on fatigue resistance of VT6 alloy samples 45

Loboda P.I., Remisov D.A., Grigorenko S.G., Berezos V.A., Severin A.Yu. Uniformity of microstructure of Ti-TiB alloy produced under the conditions of electron beam remelting 55

INFORMATION

Demchenko V.F. — 80 62

Grigorenko G.M. — 80 63

Titanium 2019 — 14th World Conference on Titanium 65

These for the scientific degree 67

Адреса редакції журналу
«Сучасна електрометалургія»

Інститут електрозварювання ім. С. О. Патона НАН України
Україна, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 200 82 77; тел.: 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com
Свідцтво про державну реєстрацію КВ 6185 от 31.05.2002
ISSN 2415-8445, <https://doi.org/10.15407/sem>

Editorial Address

of Journal «Electrometallurgy Today»
The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine
Tel./Fax: (38044) 200 82 77; 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, <https://doi.org/10.15407/sem>

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЛИТКОВ В ИЗЛОЖНИЦЕ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ОБОГРЕВА И ПОДПИТКИ

**И.В. Протокивилев, В.Б. Порохонько, Ф.К. Биктагиров,
Р.Ю. Качан, А.В. Гнатушенко**

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Разработаны физические модели для изучения процессов кристаллизации слитков в изложнице. Модели представляют собой емкости, имитирующие продольное сечение плоского и кузнечного слитков. В качестве модельной жидкости использовали расплав тиосульфата натрия, который затвердевает по дендритному механизму и сохраняет оптическую прозрачность вплоть до полного затвердевания, что позволило визуализировать основные процессы формирования кристаллической структуры слитка. Показано, что структурные зоны модельных слитков соответствуют структурным зонам промышленных стальных слитков, что позволяет утверждать о качественном соответствии физической модели натурному процессу. Исследовано влияние электрошлакового обогрева и подпитки на особенности кристаллизации модельных слитков. Установлено, что электрошлаковый обогрев и подпитка позволяют полностью устранить осевую пористость и усадочную раковину в головной части слитка. Разработанные модели могут быть эффективным инструментом для исследования физических способов воздействия на процессы кристаллизации крупных стальных слитков. Библиогр. 15, табл. 1, рис. 7.

Ключевые слова: стальной слиток; физическое моделирование; кристаллизация; электрошлаковый обогрев; электрошлаковая подпитка

Наряду с непрерывной разливкой стали одним из наиболее распространенных способов получения стальных слитков и слэбов остается классическая технология разливки стали в изложницы. Однако при отливке крупнотоннажных слитков актуальными остаются проблемы их химической и физической неоднородности и дефектности осевой зоны слитка, которые обусловлены ликвационными и усадочными процессами, протекающими при затвердевании в изложнице больших объемов жидкого металла. Подобные проблемы возникают как при производстве крупных плоских слитков, предназначенных для получения толстолистового проката, так и при изготовлении крупных кузнечных слитков [1–4].

Для снижения ликвационной неоднородности и осевой пористости предлагаются различные технические решения — вибрационное воздействие, инокулирование, электродуговой, индукционный и электрошлаковый обогревы, в том числе в сочетании с подпиткой, вращение слитка при затвердевании, различные воздействия на гидродинамику жидкого металла и др. [5–10]. Среди них практическое применение при производстве крупных слитков нашли технологии, основанные на электрошлаковом нагреве зеркала металла в прибыли (ЭШО, ЭШО(п), БЭСТ, ТРЕСТ) [11–13]. Экспериментальное изучение таких способов влияния на кристаллизацию слитков чрезвычайно сложно и затратно. В этих условиях, наряду с

другими методами научных исследований, целесообразно использовать методы физического моделирования. При соблюдении принципов теории подобия физическое моделирование позволяет получать объективные данные о процессе и прогнозировать качественные результаты в реальных технологических процессах.

Цель данной работы — изучение методом физического моделирования влияния различных технологических приемов, в частности электрошлакового обогрева и подпитки, на строение, физическую неоднородность и формирование внутренних дефектов в слитках, отливаемых в изложницу.

Методика проведения экспериментов. Для проведения экспериментов разработаны и изготовлены две плоские прозрачные модели, позволяющие визуализировать основные процессы, сопровождающие формирование твердой фазы (рис. 1). Они представляют собой плоские емкости, имитирующие продольное сечение слитка. Модели выполнены с учетом геометрического подобия по отношению к промышленным слиткам, при производстве которых возникают проблемы в виде осевой пористости и различных дефектов усадочного и ликвационного характера. Первая модель, изготовленная в масштабе 1:10, имитирует продольное сечение (по узкой грани) плоского стального слитка массой 50 т (рис. 1, а), вторая выполнена в масштабе 1:14 и имитирует сечение кузнечного слитка массой 60 т (рис. 1, б). Указан-

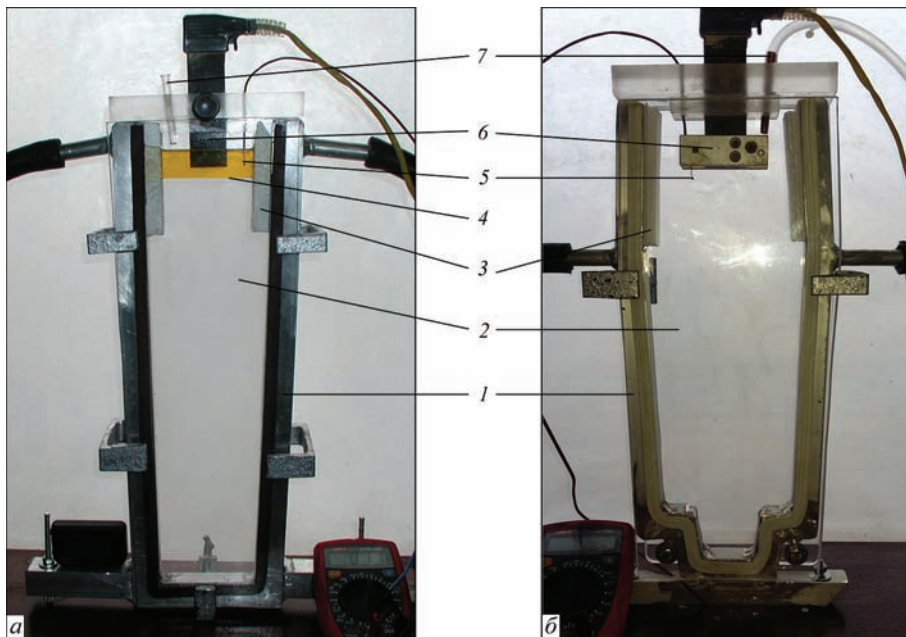


Рис. 1. Внешний вид физических моделей для исследования процесса кристаллизации плоского (а) и кузнечного (б) слитков: 1 — водоохлаждаемый профиль; 2 — стенка из оптически прозрачного материала; 3 — теплоизолирующие накладки; 4 — жидкость, моделирующая шлаковую ванну; 5 — термомпара; 6 — нагревательный элемент; 7 — трубка для подпитки расплава

ные масштабы моделей выбраны с учетом имеющегося у авторов опыта моделирования подобных процессов и исходя из необходимости сохранения явлений, характерных для процессов затвердевания крупных слитков.

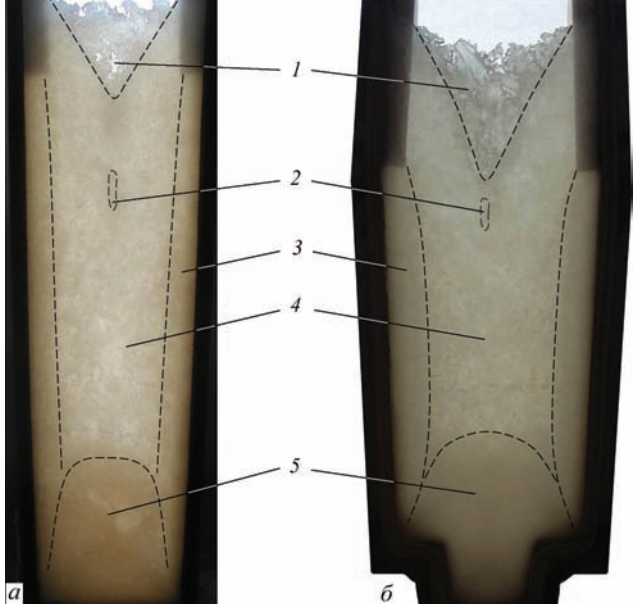


Рис. 2. Структурные зоны модельных слитков, отлитых без ЭШО (а — плоский слиток; б — кузнечный слиток): 1 — усадочная раковина; 2 — зона осевой пористости; 3 — зона столбчатых кристаллов; 4 — зона равноосных кристаллов; 5 — конус осаждения

ла, имитирующие теплоизолирующие вкладыши прибыльной надставки. Для извлечения закристаллизовавшегося модельного слитка емкости выполнены разборными.

В качестве жидкости, имитирующей жидкую сталь, использовали расплав тиосульфата натрия ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$), который имеет температуру плавления $48,3^\circ\text{C}$ и, что важно, затвердевает по дендритному механизму. По данным работ [14, 15] теплофизические свойства тиосульфата натрия в наибольшей степени позволяют обеспечить соответствующую систему критериев подобия модельного и натурального процессов. При этом тиосульфат натрия сохраняет оптическую прозрачность вплоть до полного затвердевания, что позволяет визуализировать основные процессы формирования кристаллической структуры слитка.

Перед проведением экспериментов тиосульфат натрия расплавляли в муфельной печи, затем расплав подавали в модельную емкость способом сифонной заливки. Температура заливки во всех случаях составляла $64\dots 68^\circ\text{C}$.

При моделировании процесса кристаллизации слитка по традиционной схеме, без электрошлакового обогрева (ЭШО), после заполнения емкости в ее верхней части устанавливали теплоизолирующую крышку из пенополистирола, имитирующую утепление прибыльной части слитка.

Для моделирования процесса ЭШО на поверхность расплава заливали растительное масло, имитирующее шлаковую ванну. Масло подогревали при помощи погруженного в него нагреватель-

Параметры и основные результаты физического моделирования

| № п/п | Тип слитка | Способ воздействия на затвердевание слитка | Температура заливки, °С | Температура подогрева, °С | Время полного затвердевания слитка, мин | Наличие дефектов по оси слитка | Глубина усадочной раковины, мм |
|-------|------------|--|-------------------------|---------------------------|---|--------------------------------|--------------------------------|
| 1 | Плоский | Без воздействия | 64 | – | 275 | Есть | 54 |
| 2 | | ЭШО | →→ | 52...54 | 314 | Отсутствуют | 28 |
| 3 | | →→ | 65 | 58...60 | 337 | →→ | 20 |
| 4 | | ЭШО + подпитка | →→ | 58...62 | 347 | →→ | – |
| 5 | Кузнечный | Без воздействия | →→ | – | 262 | Есть | 70 |
| 6 | | ЭШО | 68 | 58...62 | 300 | Отсутствуют | 22 |
| 7 | | ЭШО + подпитка | →→ | →→ | 320 | →→ | 5 |

ного элемента. Температуру масла регулировали путем изменения величины тока в нагревательном элементе, а контролировали ее при помощи термопары, расположенной на 2...4 мм выше границы раздела шлак–металл. В экспериментах температура масла поддерживали на уровне 52...62 °С.

Для имитации процесса электрошлаковой подпитки в расплав на заключительной стадии затвердевания слитка периодически небольшими порциями вводили подогретый до 60 °С тиосульфат натрия. Общий объем добавляемого в емкость тиосульфата натрия составлял около 2...3 % от первоначального. Во всех случаях для визуальной фиксации процесса кристаллизации использовали автоматические фото- и видеосъемку.

Результаты экспериментов. Результаты экспериментов приведены в таблице и на рис. 2–7. Строение затвердевших модельных слитков, отлитых с использованием традиционной технологии без ЭШО, показаны на рис. 2. В них четко выделяются: конус осаждения в донной части слитка; зона столбчатых преимущественно горизонтально ориентированных кристаллов у боковой поверхности слитка; зона равноосных кристаллов в центральной части слитка; области пористости по оси слитка и усадочной раковины в его прибыльной части. Следует отметить, что строение модельных слитков полностью аналогично строению промышленных стальных слитков, что позволяет утверждать о качественном соответствии физической модели натурному процессу.

Динамика процесса затвердевания модельных слитков приведена на рис. 3, 4. Анализ полученных данных указывает на то, что во всех случаях ЭШО способствует увеличению угла α , характеризующего геометрию фронта кристаллизации металла (рис. 5). При отсутствии электрошлакового обогрева угол α составлял в среднем для плоских слитков 3,5...4,3°, для кузнечных — 3,5...6,0°. В условиях ЭШО он увеличился до 3,5...5,3° и 5,2...9,0° соответственно. Это вызвано дополнительным источником тепловыделения в прибыльной части слитка. При затвердевании металла та-

кое изменение геометрии фронта кристаллизации снижает вероятность образования закрытых полостей по оси слитка с расплавом, лишенным подпитки, и соответственно исключает образование осевой пористости. Это подтверждено результатами физического моделирования.

Так, при традиционной схеме отливки (без ЭШО) как в плоском, так и в кузнечном модельных слитках по их оси на высоте $(0,74...0,85) \times H_{сл}$ для плоского и $(0,82...0,90) \times H_{сл}$ для кузнечного

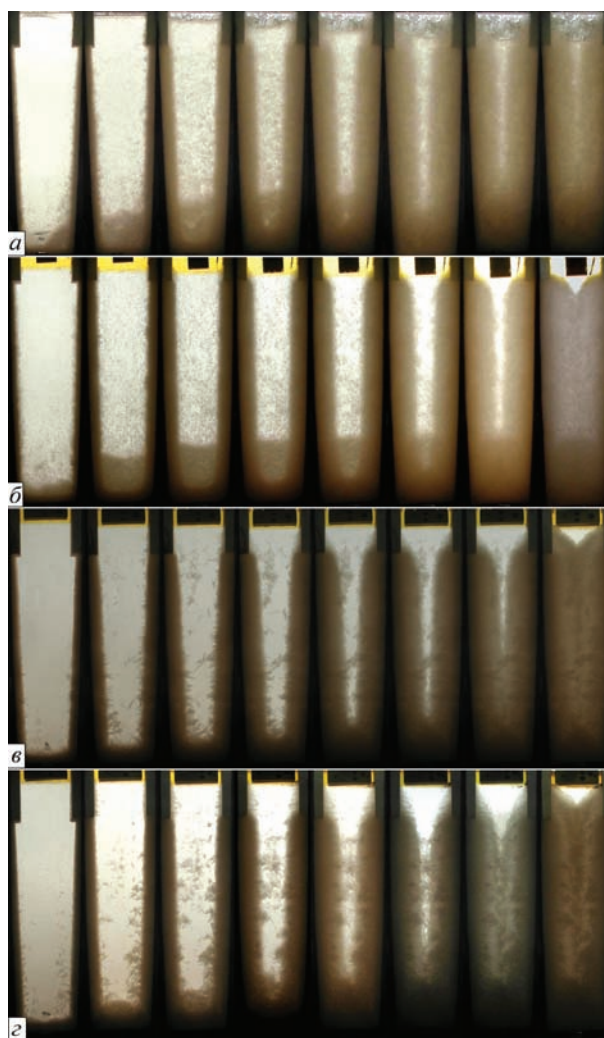


Рис. 3. Динамика процесса затвердевания модельных плоских слитков: а — без ЭШО; б, в — с ЭШО; г — с ЭШО и подпиткой

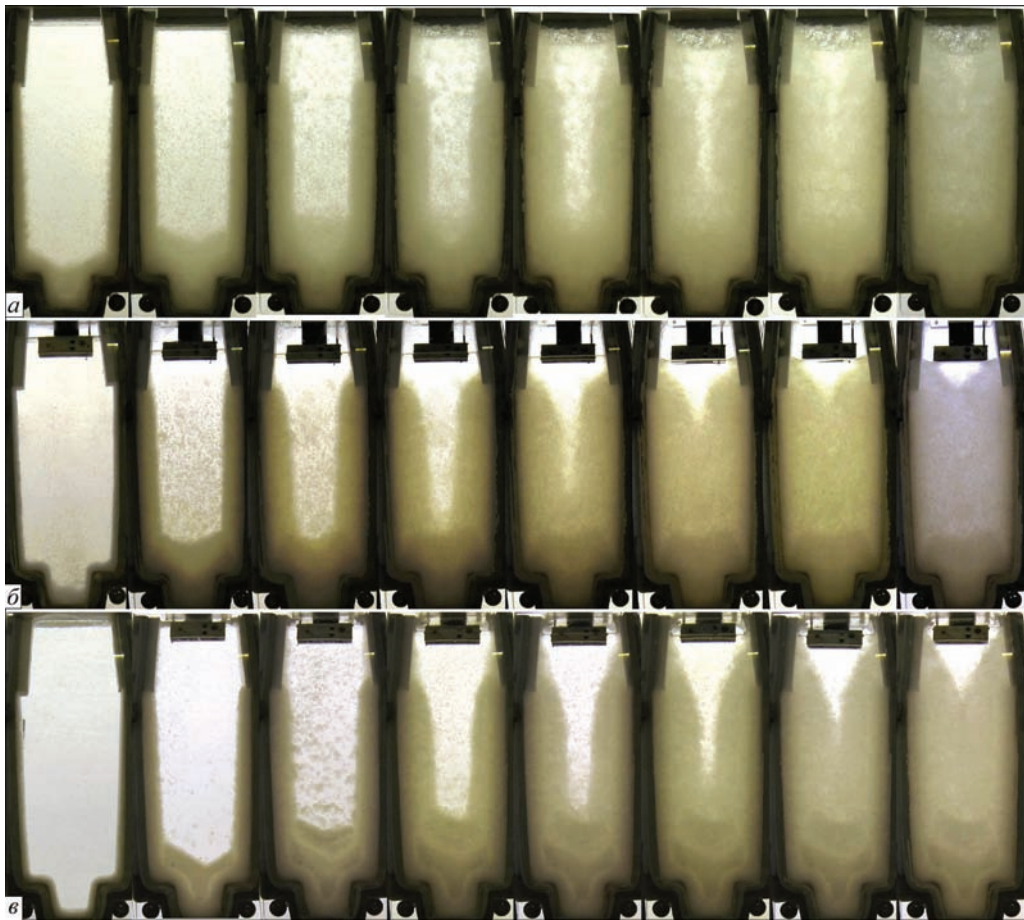


Рис. 4. Динамика процесса затвердевания модельных кузнечных слитков: *a* — без ЭШО; *б* — с ЭШО; *в* — с ЭШО и подпиткой слитков (где $H_{сл}$ — высота слитка без его прибыльной части) имели место изменения цвета материала, свидетельствующие о наличии рыхлостей в этой области (рис. 2). Протяженность этих зон составляла около 25-ти для плоского и 18-ти мм для кузнечного слитков, что в пересчете на реаль-

ный процесс соответствует зоне протяженностью 250 мм. В то же время в экспериментах с использованием ЭШО во всех случаях осевая пористость в модельных слитках отсутствовала. Это указывает на эффективность применения ЭШО для устранения дефектов осевой зоны слитка, вызванных развитием усадочных явлений.

Структуры головной части модельных слитков приведены на рис. 6, 7. При отсутствии ЭШО в прибыльной части слитков имеются обширные усадочные раковины, имеющие конусную V-образную форму (рис. 6, *a*, рис. 7, *a*). Их глубина (протяженность) составляет 54 мм для плоского и 70 мм для кузнечного слитков (в пересчете на реальный процесс 540 и 980 мм соответственно). В обоих случаях усадочные раковины на 5...8 мм выходят из прибыльной части в тело слитка.

В условиях ЭШО протяженность усадочной раковины (открытой) значительно меньше. Для плоского слитка при температуре ЭШО равной 52...54 °С глубина раковины составляла 28 мм (рис. 6, *б*), при 58...60 °С — 20 мм (рис. 6, *в*). Для кузнечного слитка при температуре ЭШО 58...62 °С глубина раковины составляла 22 мм (рис. 7, *б*). Во всех случаях раковина располага-

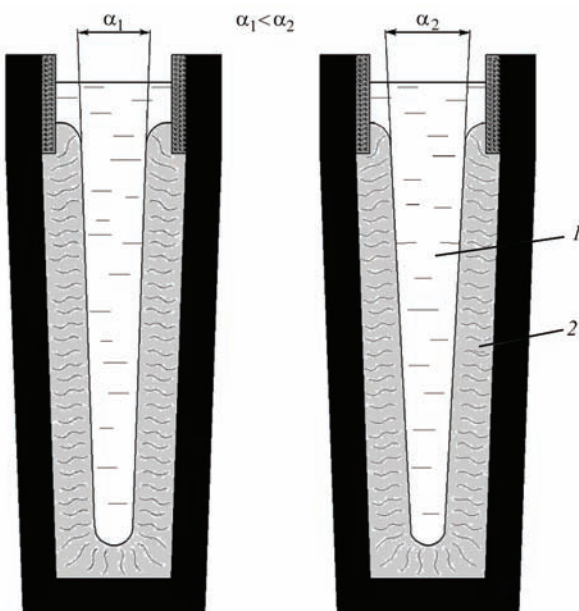


Рис. 5. Схема затвердевания модельных слитков без ЭШО (*a*) и с ЭШО (*б*): 1 — жидкая фаза; 2 — твердая фаза

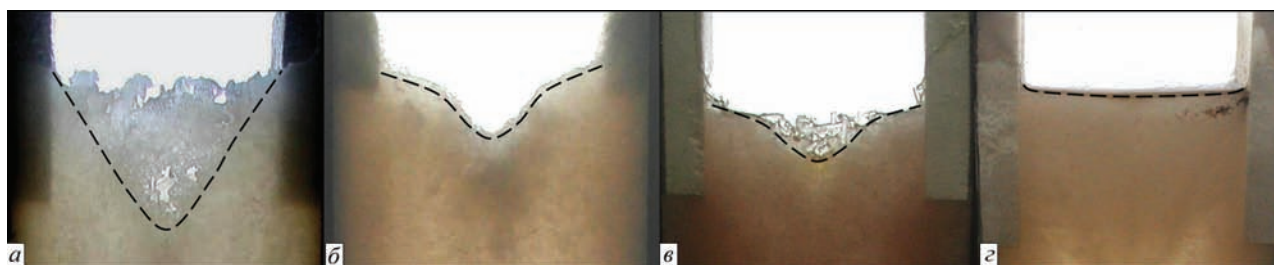


Рис. 6. Структура головной части модельных плоских слитков: *a* — без ЭШО; *б, в* — с ЭШО; *г* — с ЭШО и подпиткой



Рис. 7. Структура головной части модельных кузнечных слитков: *a* — без ЭШО; *б* — с ЭШО; *в* — с ЭШО и подпиткой

лась в прибыльной части слитка и не распространялась на основной металл.

Лучшие результаты получены в условиях ЭШО и дополнительной подпитки слитка. В этом случае усадочная раковина практически полностью отсутствовала (рис. 6, *г*, рис. 7, *в*). Материал головной части слитка характеризовался плотной структурой без каких-либо дефектов при практически плоской форме верхней поверхности слитка. Этот эффект был достигнут за счет компенсации усадки дополнительными порциями расплава, подаваемого на зеркало ванны на заключительной стадии затвердевания слитка. Кроме этого, подпитка способствовала дополнительному обогреву головной части слитка теплом, вводимым с порциями подогретого до 60 °С расплава и, инициированному его потоками, перемешиванию ванны.

Относительно формирования нижней части модельных слитков можно отметить, что ЭШО практически не повлиял на их структурообразование в областях от донной части до высоты $0,5...0,6 \times H_{сл}$. Это дает основание полагать, что ЭШО можно начинать не сразу после разливки металла в изложницу, а через некоторый промежуток времени. В то же время необходимо учитывать, что на начальных этапах формирования слитка количество затвердевшего металла быстро увеличивается, а в дальнейшем темп нарастания твердой фазы снижается. При этом в условиях отсутствия обогрева головной части уже на начальных этапах в верхней части слитка может образовываться двухфазная зона, частично перекрывающая оставшиеся ниже объемы жидкого металла и затрудняющая его подпитку (рис. 3, *а*). Это указывает на необхо-

димость выполнения ЭШО головной части слитка уже на первых этапах его затвердевания. В целом время начала осуществления ЭШО и характер изменения вводимой при этом мощности требуют дальнейшего изучения и обоснования.

Анализ данных, приведенных в таблице, показывает, что время полного затвердевания модельных слитков при использовании ЭШО увеличилось на 14...22 %, а ЭШО и подпитки — на 22...26 %. Однако эти значения зависят от многих параметров и конкретных режимов обогрева и носят, скорее, качественный характер.

В целом результаты физического моделирования кристаллизации листового 50-тонного и кузнечного 60-тонного слитков свидетельствуют о положительном влиянии электрошлакового обогрева и подпитки на их строение и соответствуют известным в литературе данным о повышении качества стальных слитков при применении таких методов воздействия на условия затвердевания металла. Это указывает на качественное соответствие физических моделей натурному процессу. Правомерные количественные результаты могут быть получены только в случае приведения в соответствие критериев подобия, характеризующих физические процессы в модели и натуре.

Таким образом, разработанные физические модели могут быть эффективным инструментом для изучения влияния различных способов физического воздействия на процессы кристаллизации крупных стальных слитков в изложнице с получением качественных, а в ряде случаев и количественных результатов.

Выводы

1. Разработаны физические модели для изучения процессов затвердевания стальных слитков в изложнице в условиях электрошлакового обогрева и подпитки, позволяющие визуализировать основные процессы, сопровождающие формирование твердой фазы.

2. Показано, что при традиционной схеме литья по оси слитка и в его прибыльной части формируются дефекты усадочного характера. ЭШО снижает вероятность образования осевой пористости, а ЭШО с подпиткой полностью устраняют формирование осевой пористости и усадочной раковины в головной части слитка. Влияния ЭШО на структурообразование нижней части слитка не выявлено.

3. Использование ЭШО увеличивает время затвердевания слитка на 14...22 %, а ЭШО и подпитки — на 22...26 %.

4. Показано, что структурные зоны модельных слитков аналогичны структурным зонам промышленных стальных слитков, а полученные в результате физического моделирования данные о влиянии ЭШО и подпитки на характер структурообразования металла согласовываются с общепринятыми представлениями. Это позволяет утверждать о качественном соответствии разработанных физических моделей натурному процессу.

Список литературы

1. Скобло С.Я., Казачков Е.А. (1973) *Слитки для крупных поковок*. Москва, Металлургия.
2. Смирнов А.Н., Макуров С.Л., Сафонов В.М. и др. (2009) *Крупный слиток*. Донецкий национальный технический ун-т. Донецк, Вебер.
3. Зюбан Н.А., Руцкий Д.В., Пегишева С.А. (2011) *Получение крупных слитков и проблема качества металла*. Волгоград, ВолГГТУ.
4. Шаповалов В.А., Цыкуленко К.А. (2013) Качество крупнотоннажных слитков, отливаемых в изложнице. *Современная электрометаллургия*, **1**, 58–65.
5. Жульев С.И., Зюбан Н.А. (2001) Влияние параметров изготовления крупных кузнечных слитков на формирование оптимальной структуры осевой зоны. *Металлург*, **12**, 38–39.
6. Воронин Ю.Ф., Лосев А.Г., Матохина А.В., Куликов Д.Ю. (2004) Управление процессом снижения усадочных дефектов отливок. *Литейщик России*, **12**, 37–40.
7. Жульев С.И., Зюбан Н.А., Шелухина Ю.М. (2008) Влияние инокулирования на внеосевую ликвацию в слитках для крупных поковок. *Сталь*, **12**, 58–61.
8. Дудко Д.А., Крутиков Р.Г., Прохоренко К.К. (1969) *Комплексное улучшение качества стального слитка*. Киев, Техника.
9. Зюбан Н.А., Руцкий Д.В., Гаманюк С.Б. и др. (2011) Влияние геометрии и условий затвердевания слитков спокойной стали на качество поковок роторов турбогенераторов. *Известия Самарского научного центра РАН*, т. 13, 1(2), 452–455.

10. Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Момот С.В., Амита́н В.Н. (2002) *Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях*. Донецк, Издательство «ВИК».
11. Биктагиров Ф.К., Шаповалов В.А., Ефимов М.В. и др. (2011) Повышение качества крупных слитков. *Современная электрометаллургия*, **1**, 7–11.
12. Майэр В., Миттер В., Махнер П. и др. (1987) Усовершенствованный процесс БЭСТ — разработка и результаты. *Электрошлаковый переплав*. Киев, Наукова думка, **9**, 159–163.
13. Базени С., Скепи М., Репетто Е. (1983) Способ ТРЕСТ для производства валков роторов высокого давления из хромомолибденовой стали. *Там же*, **6**, 317–321.
14. Эльдарханов А.С., Ефимов В.А., Нуратдинов А.С. (2001) *Процессы формирования отливок и их моделирование*. Москва, Машиностроение.
15. Галкин А.Н. (2015) *Исследование влияния теплофизических условий затвердевания и формы слитка для полых заготовок на его строение и распределение неметаллических включений*: дис. ... канд. тех. наук. Волгоград.

References

1. Skoblo, S.Ya., Kazachkov, E.A. (1973) *Ingots for large forgings*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Smirnov, A.N., Makurov, S.L., Safonov, V.M. et al. (2009) *Large ingot*. DNTU, Donetsk, Veber [in Russian].
3. Zyuban, N.A., Rutsky, D.V., Pegisheva, S.A. (2011) *Manufacturing of large ingots and problems of metal quality*. Volgograd, VolGGTU [in Russian].
4. Shapovalov, V.A., Tsykulenko, K.A. (2013) Quality of large tonnage ingots in mould casting (Analytic review). *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 58–65 [in Russian].
5. Zhuliev, S.I., Zyuban, N.A. (2001) Influence of parameters of manufacturing of large forging ingots on formation of axial zone optimal structure. *Metallurg*, **12**, 38–39 [in Russian].
6. Voronin, Yu.F., Losev, A.G., Matokhina, A.V., Kulikov, D.Yu. (2004) Control of process for decrease of shrinkage defects of castings. *Litejshchik Rossii*, **12**, 37–40 [in Russian].
7. Zhuliev, S.I., Zhyuban, N.A., Shelukhina, Yu.M. (2008) Influence of inoculation on off-center segregation in ingots for large forgings. *Stal*, **12**, 58–61 [in Russian].
8. Dudko, D.A., Krutikov, R.G., Prokhorenko, K.K. (1969) *Complex improvement of quality of steel ingot*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
9. Zyuban, N.A., Rutsky, D.V., Gamanyuk, S.B. et al. (2011) Influence of geometry and conditions of killed steel ingot solidification on quality of rotor forgings of turbogenerators. *Izv. Samarskogo Nauchn. Tsentra RAN*, Vol. 13, 1(2), 452–455 [in Russian].
10. Smirnov, A.N., Pilyushenko, V.L., Momot, S.V., Amitan, V.N. (2002) *Solidification of metal melt under external effects*. Donetsk, VIK [in Russian].
11. Bikragirov, F.K., Shapovalov, V.A., Efimov, M.V. et al. (2011) Improvement of quality of large ingots. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 7–11 [in Russian].
12. Mayer, B., Mitter, B., Makhner, P. et al. (1987) Improved BEST process – development and results. In: *Electroslag remelting*. Kiev, Naukova Dumka, **9**, 159–163 [in Russian].
13. Bazeni, S., Skepi, M., Repetto, E. (1983) TREST method for production of cylinders of high-pressure rotors from chrome-molybdenum steel. *Ibid.*, **6**, 317–321 [in Russian].
14. Eldarkhanov, A.S., Efimov, V.A., Nuratdinov, A.S. (2001) *Processes of formation of castings and their modeling*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

15. Galkin, A.N. (2015) Investigation of influence of thermophysical conditions of solidification and shape of ingot for hollow billets on its structure and distribution of nonmetallic inclu-

sions. In: *Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree*. Volgograd [in Russian].

ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЗЛИВКІВ В ВИЛИВНИЦІ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ОБІГРІВУ І ПІДЖИВЛЕННЯ

I.V. Protokovilov, V.B. Porokhonko, F.K. Biktagirov, R.Yu. Kachan, O.V. Gnatushenko
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розроблено фізичні моделі для вивчення процесів кристалізації зливків у виливниці. Моделі являють собою ємності, що імітують подовжній переріз плоского і ковального зливків. В якості модельної рідини використовували розплав гіосульфату натрію, який твердне по дендритному механізму і зберігає оптичну прозорість до повного затвердіння, що дозволило візуалізувати основні процеси формування кристалічної структури зливка. Показано, що структурні зони модельних зливків повністю відповідають структурним зонам промислових сталевих зливків, що дозволяє стверджувати про якісну відповідність фізичної моделі натурному процесу. Досліджено вплив електрошлакового обігріву та підживлення на особливості кристалізації модельних зливків. Встановлено, що електрошлаковий обігрів і підживлення дозволяють повністю усунути осьову пористість і усадкову раковину в головній частині зливка. Розроблені моделі можуть бути ефективним інструментом для дослідження фізичних способів впливу на процеси кристалізації великих сталевих зливків. Бібліогр. 15, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: сталевий зливко; фізичне моделювання; кристалізація; електрошлаковий обігрів; електрошлакове підживлення

PHYSICAL MODELING OF INGOT CRYSTALLIZATION IN THE MOLD UNDER THE CONDITIONS OF ELECTROSLAG HEATING AND TOPPING

I.V. Protokovilov, V.B. Porokhonko, F.K. Biktagirov, R.Yu. Kachan, A.V. Gnatushenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Physical models were developed for studying the processes of ingot crystallization in the mould. The models are tanks, simulating the longitudinal section of flat and forging ingots. Sodium thiosulphate was used as model liquid, which solidifies by the dendrite mechanism and preserves optical transparency right up to complete solidification that allowed visualization of the main processes of formation of the crystalline structure of the ingot. It is shown that structural zones of model ingots correspond to structural zones of commercial steel ingots that allows us asserting the qualitative correspondence of the physical model to the natural process. The effect of electroslag heating and topping on the features of crystallization of model ingots was studied. It is found that electroslag heating and topping allow completely eliminating axial porosity and shrinkage cavity in the ingot head part. The developed models can be an effective tool to study the physical methods of influencing the processes of crystallization of large steel ingots. Ref. 15, Tabl. 1, Fig. 7.

Key words: steel ingot; physical modeling; crystallization; electroslag heating; electroslag topping

Поступила в редакцию 06.06.2019

УНИКАЛЬНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ НКМЗ



Новокраматорский машиностроительный завод (Краматорск Донецкой обл.) приступает к отгрузке уникального по технологии и исполнению второго отечественного кольцевого охладителя железорудных окатышей. Предназначена наукоемкая техника Полтавскому горно-обогатительному комбинату — лидеру по выпуску данной продукции.

До 2013 г. на фабрике окомкования Полтавского ГОКа применялась единственная в Украине эффективная технология и оборудование по американской системе решетка-трубчатая печь-кольцевой охладитель. Оборудование устарело и новокраматорские специалисты предложили горнякам кольцевой охладитель собственной конструкции. Он по сравнению с импортным компактнее, экономичнее в потреблении газа и воздуха, бережет экологию.

За шесть лет эффективное оборудование оправдало себя. Теперь для комбината изготовлен второй охладитель, оснащенный системой подачи смазки в подшипниковые узлы паллет, что повышает их эффективность в эксплуатации.

Кроме того, НКМЗ регулярно поставляет на ГОК узлы и детали для замены на других импортных машинах. Это касается, в частности, и одного из главных элементов охладителя — паллет, образующих кольцевое поле, на которое выкладываются горячие окатыши, а через прорезы продувается охлаждающий воздух. Конструкции изготовленных на НКМЗ паллет значительно превосходят аналоги по износостойкости.

Пресс-служба НКМЗ

ЭШП В НЕОХЛАЖДАЕМОЙ СТАЛЬНОЙ ФОРМЕ

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

ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Опробован процесс ЭШП в неохлаждаемой стальной форме. Определены энергетические параметры плавки, при которых температура шлака поддерживается близкой к температуре плавления переплавляемого металла, а между выплавляемым слитком и формой образуется гарнисаж толщиной 1...2 мм. Выявлено, что по сравнению с ЭШП в водоохлаждаемом кристаллизаторе скорость плавки уменьшается в 4...5 раз, а удельный расход электроэнергии в 2 раза. Показано, что за счет снижения температуры перегрева металла и скорости плавки создаются благоприятные условия кристаллизации с формированием мелкозернистой структуры металла слитков, получаемых таким способом. Библиогр. 6, рис. 3.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; неохлаждаемая форма; режим; температура шлака; производительность; гарнисаж; слиток; структура

Одним из основных факторов, позволяющих получать качественные стальные слитки способом ЭШП, является постепенная направленная преимущественно снизу вверх кристаллизация металла при сравнительно неглубокой металлической ванне. При этом в условиях ЭШП имеется возможность варьирования такими технологическими параметрами плавки, как состав и температура шлака, напряжение и ток плавки, а также массовая скорость переплава, что важно при разработке технологии ЭШП в зависимости от состава металла и назначения слитка. Однако возможности воздействия на условия кристаллизации за счет изменения тепловых условий процесса при классическом ЭШП ограничены, т.к. при таком способе получения слитков существует достаточно жесткая связь между вводимой в шлак мощностью, которая определяет температуру шлака, и скоростью плавки.

Дело в том, что качественная поверхность слитка без дефектов в виде грубых гофр и заходящих вглубь слитка заполненных шлаком пережимов обеспечивается при формировании возле водоохлаждаемой стенки кристаллизатора ровного тонкого (1...3 мм) гарнисажа. Для этого необходимо поддерживать температуру шлака на 100...200 °С выше температуры плавления металла. А это предопределяет высокую скорость плавки и повышенные тепловложения в металлическую ванну как за счет обогрева металлической ванны шлаком, так и за счет перегрева плавящегося металла. Поэтому, особенно при производстве слитков большого диаметра, затруднительно поддерживать мелкую металлическую ванну и обеспечивать условия кристаллизации с подавлением развития в слитке различного вида неоднородности.

Обеспечение низких скоростей плавки возможно при ЭШП в токоподводящем кристаллизаторе [1, 2]. В этом случае формирование шлакового гарнисажа и качество поверхности слитка определяются преимущественно процессами выделения тепла при прохождении тока по периферии шлаковой ванны возле стенок кристаллизатора, а скорость плавки определяется теплоэнергетическими параметрами переплава расходуемого электрода. Поэтому электрошлаковый процесс в токоподводящем кристаллизаторе (ЭШП ТПК) можно использовать не только для получения слитков, но и для наплавки [3, 4].

Несмотря на возможности ЭШП ТПК с точки зрения управления технологическими параметрами процесса, производство слитков таким способом энергетически более затратное по сравнению с обычным ЭШП. Кроме того с увеличением диаметра слитка и, соответственно, размеров токоподводящего кристаллизатора возникает необходимость большего тепловложения в центральную область шлаковой ванны для исключения ее захолаживания. А для этого требуется увеличение мощности, подводимой посредством расходуемого электрода, что ведет к увеличению скорости плавки.

Таким образом, одновременно поддерживать высокую температуру шлака и обеспечивать низкую скорость плавки при электрошлаковом переплаве расходуемого электрода в водоохлаждаемой форме (кристаллизаторе) крайне сложно, а порой невозможно. Для того, чтобы снизить температуру шлака, необходимо исключить охлаждение формы. В этом случае возле горячей стенки такой формы даже при незначительном перегреве шлака выше температуры его плавления не будет образовываться толстый гарнисаж. Тогда появляется возможность вести процесс с минимальным пере-

гревом шлака над температурой плавления металла, тем самым добиться низких скоростей плавки и при этом исключить образование дефектов поверхности с получением литого изделия, сформированного в виде слитка.

Принимая во внимание вышесказанное, цель настоящей работы — опробование процесса электрошлаковой плавки расходоуемого электрода в неохлаждаемой форме.

По своей сути процесс ЭШП в неохлаждаемую форму близок к разработанным в свое время процессам электрошлакового заплавления сердцевинной полой металлической заготовки [5, 6]. Только если при процессе МХКВ и ЭШП в расходоуемый кристаллизатор необходимо исключить образование гарнисажа между наплавляемым металлом и неохлаждаемой формой, то в нашем случае процесс нужно осуществлять на таких режимах, чтобы исключить отсутствие гарнисажа между получаемым слитком и формой.

Основной возможностью управления режимами ЭШП, в том числе температурой шлака и скоростью плавки, является изменение тепловложения в шлаковую ванну за счет выбора энергетических параметров процесса — величины рабочего тока и подводимого к шлаку от источника питания (трансформатора) напряжения. В электрометаллургии, в зависимости от назначения, используются трансформаторы различной конструкции. Помимо таких характеристик, как установленная мощность, пределы возможного изменения питающего тока и напряжения, важным показателем металлургических трансформаторов является их вольт-амперная характеристика. Обычно трансформаторы по данному показателю подразделяются на два типа — с крутопадающей и жесткой вольт-амперной характеристикой.

Источники питания с крутопадающей вольт-амперной характеристикой используют, например, в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) и при вакуумно-дуговой плавке (ВДП). При электрошлаковой плавке обычно используют источники питания с жесткой вольт-амперной характеристикой. Связано это с тем, что для электрошлакового процесса, когда энергия выделяется преимущественно в режиме сопротивления, а не в дуговом режиме, такие источники имеют более высокий КПД преобразования электрической энергии в тепловую, т. е. они более экономичны и в то же время позволяют в широких пределах варьировать величиной тока при почти неизменном напряжении и тем самым управлять вводимой в шлак мощностью. Однако при использовании таких источников возникает

сложность в осуществлении электрошлакового процесса на пониженных токах, что необходимо для снижения скорости плавки, особенно при работе со шлаками, имеющими повышенное электрическое сопротивление. Принципиально осуществлять электрошлаковый процесс на низких значениях тока с использованием источников питания с жесткой вольт-амперной характеристикой возможно при выходных напряжениях менее 10 В и при применении шлаков с достаточно высокой электропроводностью. Поэтому, несмотря на возможно более высокие потери при преобразовании электрической энергии в тепловую, для проведения исследований с низкими значениями скорости плавки в условиях ЭШП было предложено использовать источники питания с крутопадающей вольт-амперной характеристикой. При работе на ниспадающей части (ветви) взаимосвязи между напряжением и током, в случае заглубления плавящегося электрода в шлак и увеличении тока за счет уменьшения межэлектродного промежутка, происходит падение напряжения. В итоге выделяемая в шлаке мощность не только не увеличивается, но может даже уменьшаться, что обеспечивает низкое тепловложение в шлак и соответственно низкие скорости плавки.

На первом этапе исследований в качестве неохлаждаемой формы использовали стальную изложницу с внутренним диаметром 110 мм, толщиной стенки 20...25 мм и небольшой (1...2 %) обратной конусностью. Для переплава использовали заготовки из стали марки Ст3 диаметром от 60 до 80 мм. В качестве шлакообразующих использовали флюс АН-348А, применяемый при автоматической дуговой сварке (АДС), а также флюсы АНФ-6 и АН-295, применяемые при ЭШП и электрошлаковой тигельной плавке (ЭШТП).

Из опробованных флюсов для проведения процесса в неохлаждаемой емкости при низких скоростях плавки оказался пригоден только флюс АН-295. При плавках с использованием флюса АН-348А не удалось получить хорошо сформированный слиток. В экспериментах с использованием флюса АНФ-6 шлаковая ванна наводилась легко, но ввиду высокой электропроводности и сравнительно низкой температуры плавления этого шлака при тех электрических режимах процесса, которые необходимы для ЭШП в неохлаждаемой форме, металлический электрод не плавился. Использование смеси флюсов АНФ-6 и АН-295 (1:1, 1:2) также не дало положительного результата. Слитки получали с глубокими пережимами в поверхностном слое или в виде набора несвя-



Рис. 1. Вид торца переплавляемой металлической заготовки заготовленных между собой кусков металла. И только использование флюса АН-295 обеспечило формирование переплавляемого металла в виде слитка. Поэтому в дальнейшем для осуществления процесса ЭШП в неохлаждаемой форме на низких скоростях плавки использовали флюс АН-295.

При классическом ЭШП плавка электрода происходит путем пленочного плавления металла по всей площади конуса, образовавшегося на погруженном в шлак конце электрода, с последующим достаточно частым отрывом крупной капли металла с вершины этого конуса. В экспериментальных плавках картина плавления была иной. В наиболее подогретых центральных зонах торца электрода первоначально начинает скапливаться жидкий металл, который постепенно растекается по всей площади электрода и затем лавинообразно стекает в месте, где в данное время появилась возможность отрыва. Таких зон падения капель может быть несколько, как это видно на фотографии извлеченного из шлака электрода

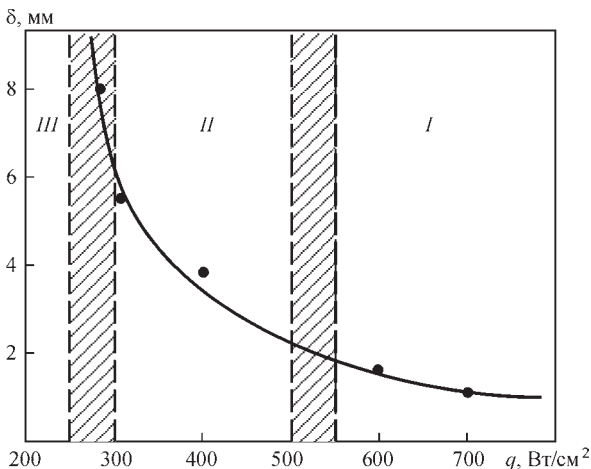


Рис. 2. Влияние плотности энергии (q) на толщину гарнисажа (δ) и качество поверхности слитка: I — хорошее; II — плохое; III — электрод не плавится

(рис. 1). Отмеченный характер плавления электрода способствует рассредоточению поступления плавящегося металла в металлическую ванну и является следствием того, что температура шлака при такой плавке близка к температуре плавления металла (1500...1550 °С).

В процессе плавки наружная поверхность металлического кокиля разогревается до 800...1000 °С, а между внутренней стенкой кокиля и выплавляемым слитком, при исключении чрезмерного перегрева шлака, образуется шлаковый гарнисаж. В случае ведения процесса с тепловложением, при котором образуется гарнисаж толщиной 1,0...1,5 мм, поверхность выплавляемого слитка имеет хорошее качество. Если же плавки проводили при недостаточной мощности, толщина гарнисажа увеличивалась и он был неравномерный по высоте наплавляемого слитка. Это приводило к получению слитков с неудовлетворительным формированием поверхности.

Анализ энергетических показателей плавки в условиях проводившихся экспериментов показал, что при отношении подводимой к шлаку мощности к поперечному сечению электрода (назовем это отношение плотностью энергии (q) порядка 500...550 Вт/см²), выплавляемые слитки имели хорошую поверхность (рис. 2). При меньших значениях q толщина гарнисажа увеличивалась, а качество поверхности ухудшалось, а при q менее 250...300 Вт/см² температура шлака настолько снижалась, что электрод не плавился.

Исходя из приведенных на рис. 2 данных, при диаметре переплавляемого электрода 70 мм достаточно поддерживать подводимую к шлаковой ванне мощность на уровне 19 кВт. Тогда при напряжении на шлаковой ванне 30...35 В необходимо поддерживать ток на уровне 550...630 А. При таком режиме процесса, как показали выполненные эксперименты, производительность плавки составляет около 20 кг/ч. Для сравнения, при классическом ЭШП подобного электрода подводимая к шлаковой ванне мощность обычно составляет порядка 120 кВт, а скорость плавки — около 60 кг/ч. Таким образом, удельный расход электроэнергии при ЭШП в неохлаждаемую форму в два раза меньше по сравнению с ЭШП в водохлаждаемом кристаллизаторе.

Низкие скорости плавки в сочетании с небольшим перегревом металла, имеющие место при ЭШП в неохлаждаемой форме, должны благоприятно отразиться на условиях кристаллизации металла. Исследования качества полученных слитков подтверждают это. Так, из анализа макро-

структуры металла осевого темплета слитка высотой 200 мм видно, что глубина металлической ванны в осевой зоне по всей его высоте поддерживается на уровне 15...17 мм. Для сравнения, при обычном ЭШП аналогичный показатель нередко достигает диаметра слитка. Кристаллическая структура металла такого слитка, за исключением небольшой по высоте донной части, где за счет охлаждающего действия поддона наблюдается направленная снизу вверх кристаллизация, имеет разоориетированное мелкозернистое строение. Причем величина зерна вблизи поверхности и в осевой зоне не сильно отличается и соответствует 7...8 баллу (рис. 3).

Однородность кристаллической структуры, образующаяся при ЭШП в неохлаждаемой форме, предопределяет и химическую однородность металла. Согласно анализу химического состава металла различие в содержании углерода, серы и фосфора по высоте и сечению рассматриваемого слитка и других, выплавленных подобным способом, находится в пределах погрешности анализа.

Результаты проведенных исследований и экспериментов свидетельствуют, что при ЭШП в неохлаждаемый стальной кокиль для достижения положительного результата с точки зрения качества получаемого металла, плавку следует вести с точным контролем температурных условий процесса. Это необходимо, с одной стороны, для достижения низких скоростей плавки при одновременном формировании хорошей поверхности слитка, а с другой, для исключения приваривания слитка к кокилю в случае чрезмерного утонения гарнисажа и даже его отсутствия.

Косвенно о характере условий плавки можно судить по температуре наружной поверхности плавильной емкости (кокиля) и при неизменных других параметрах, главным образом физических свойств шлака, поддерживая заданную температуру поверхности формы можно обеспечивать требуемую температуру шлака и условия формирования гарнисажа и слитка. Поэтому при принципиальной возможности проведения ЭШП в неохлаждаемом стальном кокиле следует учитывать все особенности такой плавки и при необходимости применять дополнительные мероприятия для исключения приваривания слитка к кокилю, например, использовать контролируемое охлаждение кокиля тем или иным способом в зоне шлакового пояса. Также для обеспечения квазистационарных условий плавки, облегчающих отработку технологии и контроль за режима-

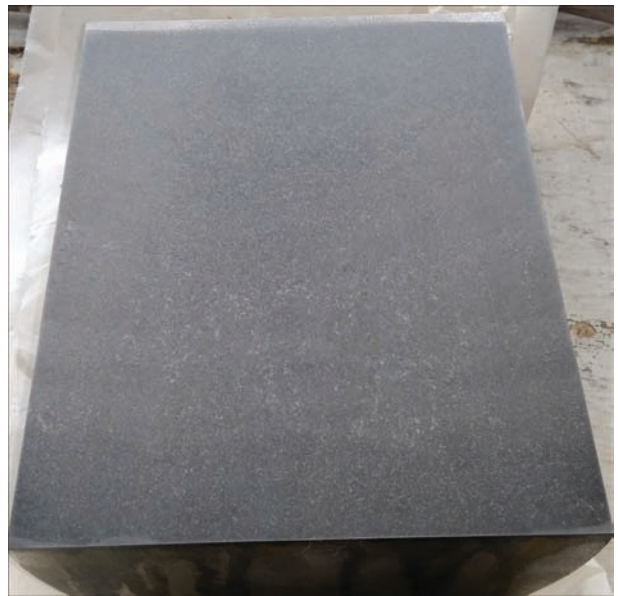


Рис. 3. Макрошлиф продольного осевого темплета слитка ЭШП, выплавленного в неохлаждаемой форме

ми процесса, может быть перспективным способом вытягиванием слитка из формы.

Выводы

1. Показана принципиальная возможность получения слитков ЭШП в неохлаждаемой форме. Установлено, что при такой плавке удельный расход электроэнергии в два раза ниже, чем при ЭШП в водоохлаждаемом кристаллизаторе.

2. Показано, что ЭШП в неохлаждаемой форме, по сравнению с классическим ЭШП, позволяет вести процесс при температуре шлака, близкой к температуре плавления переплавляемого металла, в несколько раз снизить скорость плавки, уменьшить глубину металлической ванны, получить слитки с мелкозернистой структурой и повысить их физическую и химическую однородность.

Список литературы

1. Цыкуленко А.К., Ланцман И.А., Медовар Л.Б. и др. (2000) Двухконтурная схема электрошлакового переплава расходуемого электрода. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **3**, 16–20.
2. Медовар Л.Б., Цыкуленко А.К., Чернец А.В. и др. (2000) О формировании поверхности слитков из никелевых суперсплавов при ЭШП в токоподводящем кристаллизаторе. *Там же*, **4**, 7–14.
3. Кусков Ю.М., Скороходов В.Н., Рябцев И.А., Сарычев И.С. (2000) *Электрошлаковая наплавка*. Москва, Наука и технология.
4. Кусков Ю.М., Соловьев В.Г., Лентюгов И.П., Жданов В.А. (2018) Роль шлаковой ванны в процессе наплавки в токоподводящем кристаллизаторе. *Современная электрометаллургия*, **2**, 41–44.
5. Медовар Б.И., Емельяненко Ю.Г., Козлитин Д.А. и др. (1974) Некоторые особенности ЭШП металла в расходных кристаллизаторах. *Рафинирующие переплавы*. Киев, Наукова думка, сс. 96–100.

6. Купер Л., Могендорф В., Хейман Х. (1977) Заплавление центральной зоны слитков с использованием электрошлакового переплава. *Электрошлаковый переплав*. Киев, Наукова думка, **4**, 139–159.

References

1. Tsykulenko, A.K., Lantsman, I.A., Medovar, L.B. et al. (2000) Two-circuit scheme of electroslag remelting of consumable electrode. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **3**, 16–20 [in Russian].
 2. Medovar, L.B., Tsykulenko, A.K., Chernets, A.V. et al. (2000) On formation of surface of nickel superalloy ingots during ESR in current-carrying mould. *Ibid.*, **4**, 7–14 [in Russian].

3. Kuskov, Yu.M., Skorokhodov, V.N., Ryabtsev, I.A., Sarychev, I.S. (2000) *Electroslag surfacing*. Moscow, Nauka i Tekhnologiya [in Russian].
 4. Kuskov, Yu.M., Solovjev, V.G., Lentuygov, I.P., Zhdanov, V.A. (2018) Role of slag pool in process of surfacing in current-carrying mould. *Sovrem. Elektrometall.*, **2**, 41–44 [in Russian].
 5. Medovar, B.I., Emelyanenko, Yu.G., Kozlitin, D.A. et al. (1974) Some peculiarities of ESR metal in consumable moulds. In: *Refining remelting*. Kiev, Naukova Dumka, 96–100 [in Russian].
 6. Kuper, L., Mogendorf, V., Kheiman, H. (1977) Meltdown of central zone of ingots using electroslag remelting. In: *Electroslag remelting*. Kiev, Naukova Dumka, **4**, 139–159 [in Russian].

ЕШП В НЕОХОЛОДЖУВАНІЙ СТАЛІВІЙ ФОРМІ

Ф.К. Біктагіров, В.О. Шаповалов, О.В. Веретільник, А.П. Ігнатів, О.В. Гнатушенко
 ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.
 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Випробувано процес ЕШП в неохолоджуваній сталевій формі. Визначено енергетичні параметри плавки, при яких температура шлаку підтримується близькою до температури плавлення металу, що переплавляється, а між зливком, який виплавляється, і формою утворюється гарнісаж товщиною 1...2 мм. Виявлено, що в порівнянні з ЕШП в водоохолоджуваному кристалізаторі швидкість плавки зменшується в 4...5 разів, а питома витрата електроенергії в 2 рази. Показано, що за рахунок зниження температури перегріву металу і швидкості плавки створюються сприятливі умови кристалізації з формуванням дрібнозернистої структури металу зливоків, що отримуються таким способом. Бібліогр. 6, рис. 3.

Ключові слова: електрошлаковий переплав; неохолоджувана форма; режим; температура шлаку; продуктивність; гарнісаж; зливки; структура

ESR IN UNCOOLED STEEL MOULD

F.K. Biktagirov, V.A. Shapovalov, A.V. Veretilnik, A.P. Ignatov, A.V. Gnatushenko
 E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The process of ESM in an uncooled steel mould was tried out. Energy parameters of melting were determined, at which the slag temperature is kept close to that of the metal being remelted, and 1...2 mm thick skull forms between the produced ingot and the mould. It is found that compared to ESM in a water-cooled mould, the melting rate decreases 4 to 5 times, while specific energy consumption is reduced 2 times. It is shown that due to lowering of metal overheating temperature and melting speed, favourable conditions are in place for crystallization with formation of fine-grained metal structure of the ingots produced by such a method. Ref. 6, Fig. 3.

Key words: electroslag remelting; uncooled mould; mode; slag temperature; efficiency; skull; ingot; structure

Поступила в редакцію 03.04.2019

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ПРОИЗВОДСТВО В УКРАИНЕ В 2019 г.



За первое полугодие текущего года производство чугуна в Украине выросло на 0,4 % по сравнению с аналогичным периодом 2018 г., стали — на 5 %, металлопроката — на 3,2 %. Об этом сообщается на сайте объединения предприятий Металлургпром.

По их данным за январь–июнь 2019 г. в Украине произведено 10,18 млн. т чугуна (на 0,4 % больше, чем за I полугодие 2018 г.), 10,9 млн. т стали (на 5,0 % больше), 9,39 млн. т металлопроката (на 3,2 % больше).

<https://t.me/korrespondentnet>

ЛАБОРАТОРНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ УСТАНОВКА УЭ-208М

С.В. Ахонин¹, А.Н. Пикулин¹, В.А. Березос¹, Д.В. Ковальчук², С.Б. Тугай²¹ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ЧАО «НВО «Червона Хвиля».

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 15. E-mail: master@chervonahvilya.com

Создана лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М, оснащенная газоразрядными электронными пушками ВТР-300 конструкции ЧАО «НВО «Червона Хвиля». Для создания блока электронно-лучевых нагревателей УЭ-208М разработана соответствующая техническая документация, изготовлены и смонтированы узлы и агрегаты плиты электронно-лучевых нагревателей с обеспечением механизации и автоматизации её перемещения, а также автоматизированная автономная система охлаждения электронно-лучевых нагревателей. Проведены работы по выплавке слитков сплава на основе никеля системы Ni–Al–Cr с повышенным содержанием легирующих элементов с высокой упругостью пара Al и Cr. Установлено, что плавка на созданной лабораторной электронно-лучевой установке УЭ-208М проходила в стационарном режиме, каких-либо существенных отклонений, спровоцированных интенсивным паровым потоком от зеркала жидкого металла при работе газоразрядных электронных пушек, зафиксировано не было. Показано, что использование в качестве источника концентрированной энергии газоразрядных электронных пушек ВТР-300 конструкции ЧАО «НВО «Червона Хвиля» позволяет проводить работы по созданию и отработке новых электронно-лучевых технологий плавки тугоплавких и высокорекреационных металлов, а также сплавов с высоким содержанием легколетучих легирующих элементов, обеспечивая при этом высокую эксплуатационную надежность. Библиогр. 10, табл. 2, рис. 8.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; электронно-лучевая установка; электронная пушка; технологическая оснастка; слиток; сплав; легирующие элементы; примеси

Рост потребностей современной атомной энергетики, авиа-, ракето- и судостроения, электроники и химического приборостроения в металлах и сплавах, способных работать в критических условиях, можно удовлетворить лишь разработкой новых и совершенствованием существующих технологических процессов их производства [1–3].

Электронно-лучевая плавка является одним из наиболее эффективных способов современной специальной электрометаллургии и применяется в лабораторных исследованиях и промышленности для получения особо чистых ниобия, тантала, ванадия, циркония, титана и многих других металлов и их сплавов. Объемы выплаваемого способом электронно-лучевой плавки (ЭЛП) металла непрерывно возрастают. Причиной расширения технологии ЭЛП является исключительно высокое качество получаемого металла, которое зачастую не может быть достигнуто другими способами плавки [2, 4–6].

На сегодняшний день в Украине для проведения фундаментальных научно-исследовательских работ по изучению металлургических процессов в вакууме, совершенствования существующих и разработки новых технологических процессов, используются электронно-лучевые установки конструкции ИЭС им. Е.О. Патона [2, 4].

В качестве концентрированного источника энергии при ЭЛП используется электронная пушка. Как правило для создания электронно-лучевых установок для плавки использовались электрон-

ные пушки с термокатодом [2, 4]. Однако при решении ряда исследовательских задач, которые возникают сегодня перед металлургами, выявлены недостатки термокатодных электронных пушек, основными из которых можно назвать нестабильную работу при пиковых газовыделениях из шихтовых материалов и достаточно сложную конструкцию, которая, в свою очередь, повышает стоимость самой пушки, а также расходы на обслуживание при её эксплуатации [7, 8].

В современных электронно-лучевых технологиях при реализации различных термических операций находят широкое применение газоразрядные электронные пушки на основе высоковольтного тлеющего разряда (ВТР) [8, 9]. Такого рода электронные пушки лишены указанных недостатков термокатодных электронных пушек и имеют ряд серьезных преимуществ: возможность работы при низком и среднем вакууме (0,1...10,0 Па) в среде различных газов, включая инертные и активные; относительная простота и дешевизна конструкции; отсутствие дополнительного вакуумного оборудования для её работы [9]. Газоразрядные электронные пушки позволяют реализовать технологии, недоступные для традиционных электронных пушек и вакуумной дуги и снизить расходы при создании и эксплуатации любых электронно-лучевых установок.

Учитывая выше сказанное, для проведения исследований процесса плавки металлов и их спла-



Рис. 1. Внешний вид лабораторной электронно-лучевой установки УЭ-208М

вов из шихтовых материалов с повышенным содержанием легколетучих легирующих элементов и примесей в ИЭС им. Е.О. Патона на базе электронно-лучевой установки УЭ-208 [10] создана лабораторная электронно-лучевая установка, оснащенная газоразрядными электронными пушками УЭ-208М (рис. 1). Отличительной особенностью созданной установки является конструкция блока электронно-лучевых нагревателей. Для создания блока электронно-лучевых нагревателей УЭ-208М разработана соответствующая техническая документация, согласно которой изготовлены и смонтированы узлы и агрегаты плиты электронно-лучевых нагревателей (ЭЛН) с обеспечением механизации и автоматизации её перемещения, а также автоматизированная автономная система охлаждения электронно-лучевых нагревателей.

Для реализации проекта по созданию лабораторной электронно-лучевой установки УЭ-208М, оснащенной газоразрядными электронными пушками, были применены газоразрядные электронно-лучевые пушки ВТР-300 конструкции ЧАО «НВО «Червона Хвиля». Данный тип пушек предназначен для нагрева, плавления, испарения материалов в условиях технологических установок как высокого, так и низкого вакуума. Пушка работает от ускоряющего напряжения питания до 30 кВ, регулирование мощности обеспечивается в пределах от 0 до 300 кВт изменением подачи рабочего газа или величины питающего напряжения. Возможно применение и других газов — воздуха, азота, кислорода, инертных газов, но максимальная мощность при этом может существенно снижаться. Конструктивная схема и внешний вид газоразрядной электронно-лучевой пушки представлена на рис. 2.

Принцип действия газоразрядной электронно-лучевой пушки основан на генерировании и формировании электронного пучка в высоковольтном тлеющем разряде с холодным катодом и анодной плазмой. При работе пушки в её разрядной камере (между катодом и анодом) при давлении газа в единицы Па горит высоковольтный тлеющий разряд с плазмой, локализованной возле анода и отделенной от катода областью катодного падения потенциала. Плазма эмитирует положительные ионы, которые ускоряются полем в области катодного падения и бомбардируют катод, вызывая эмиссию электронов. Поле катодного падения потенциала ускоряет электроны и формиру-

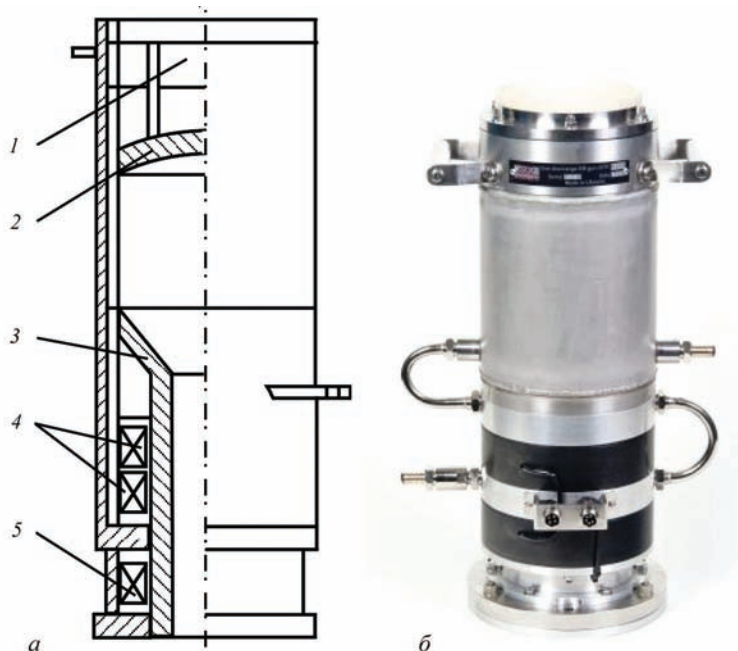


Рис. 2. Конструктивная схема (а) и внешний вид (б) газоразрядной электронно-лучевой пушки ВТР-300: 1 — узел ввода высокого напряжения и охлаждения катода; 2 — катодный узел; 3 — анодный узел; 4 — магнитные фокусирующие линзы; 5 — отклоняющие катушки

ет сходящийся электронный пучок с кроссовером, расположенным на расстоянии от катода близком к радиусу кривизны его эмиссионной поверхности (вблизи отверстия в аноде).

Магнитное поле, создаваемое первой фокусирующей линзой, формирует электронный пучок по форме близкий к цилиндрическому, вследствие чего он проходит через лучевод в технологическую камеру практически без энергетических потерь. С помощью второй фокусирующей линзы пучок фокусируется на поверхности расплава, а с помощью системы отклонения осуществляется статическое отклонение и программная развертка пучка.

Управление током разряда осуществляется изменением давления рабочего газа в разрядной камере пушки при регулируемом натекании газа в пушку и непрерывной его откачке как из пушки, так и технологической камеры установки. Для эффективного управления током разряда и стабилизации режима работы пушки применяется малоинерционная система автоматического напуска газа, в состав которой входят: регулятор расхода газа; блок подачи рабочей газовой смеси; баллон с рабочей газовой смесью, на котором установлен редуктор и газопроводы.

Состав применяемого рабочего газа (воздух, кислород, азот, водород, гелий и др.) определяется условиями, обеспечивающими необходимую электрическую прочность изолирующего промежутка электродной системы пушки, поддержанием высоких эмиссионных свойств катода и требованиями проводимого технологического процесса. Наиболее эффективным для работы пушки является технический водород, содержащий в составе примеси 0,3...0,5 % кислорода. Кислород нужен для поддержания эмиссионных свойств поверхности катода, при этом для предотвращения интенсивного дугообразования в разрядном промежутке его количество в составе рабочего газа не должно превышать 0,5 %.

Газоразрядные электронные пушки, несмотря на отсутствие собственной системы откачки, обладают существенным, по сравнению с традиционными пушками, запасом устойчивости против воздействия газовыделения со стороны технологической камеры.

Для механизации и автоматизации операций подъема и перемещения плиты электронно-лучевых нагревателей спроектировано и изготовлено устройство подъема и поворота плиты ЭЛН с соответствующими механизмами и системой автоматизации (рис. 3). Данное устройство позволяет осуществлять подъем и отведение в сторону плиты ЭЛН в полуавтоматическом режиме для обе-

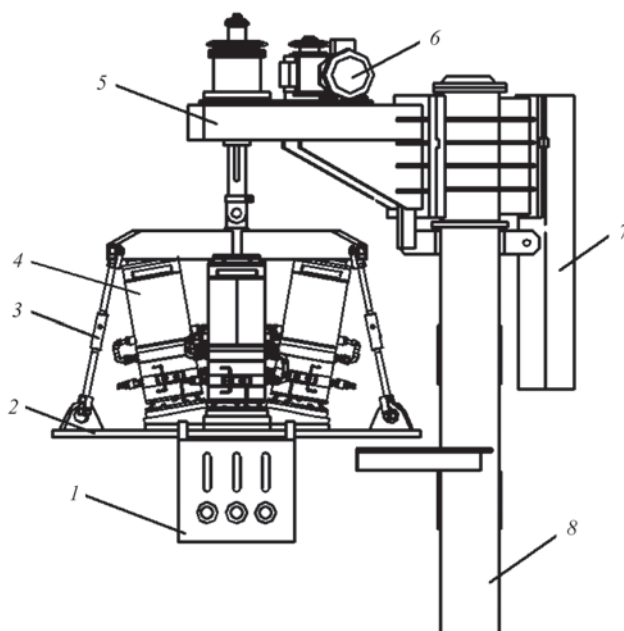


Рис. 3. Устройство подъема и поворота с плитой ЭЛН: 1 — блок подачи рабочей газовой смеси; 2 — плита ЭЛН; 3 — регулируемая тяга; 4 — газоразрядная электронно-лучевая пушка; 5 — траверса; 6 — механизм подъема; 7 — противовес; 8 — колонна

спечения операций по выгрузке готового слитка из установки и чистки поверхности плиты ЭЛН от конденсата за пределами рабочей камеры установки. В состав подъемно-поворотного устройства входит опорная колонна, траверса с противовесом, на которой размещен механизм подъема плиты ЭЛН, которая, в свою очередь, крепится к траверсе при помощи регулируемых тяг.

Плита ЭЛН выполнена в виде крышки с рубашкой водоохлаждения. На ней монтируются три электронно-лучевые пушки ВТР-300 конструкции ЧАО «НВО «Червона Хвиля» и соответствующие каждой пушке водяные реостаты, которые выполняют гальваническую развязку между высоким и нулевым потенциалами по подающейся охлаждающей воде на узлы пушек, гидроблоки подачи и слива охлаждающей жидкости автономной системы охлаждения пушек, а также блок подачи рабочей газовой смеси.

Конструкция созданной лабораторной электронно-лучевой установки УЭ-208М, оснащенной газоразрядными электронными пушками, и сменная технологическая оснастка позволяют осуществлять следующие технологические процессы: переплав металла непосредственно в круглый или прямоугольный кристаллизатор; выплавку круглых и плоских слитков с применением промежуточной емкости; отливку слитков в горизонтальную изложницу, в том числе биметаллических и многослойных; переработку кусковых отходов металла и стружки; выплавку сплавов из различ-

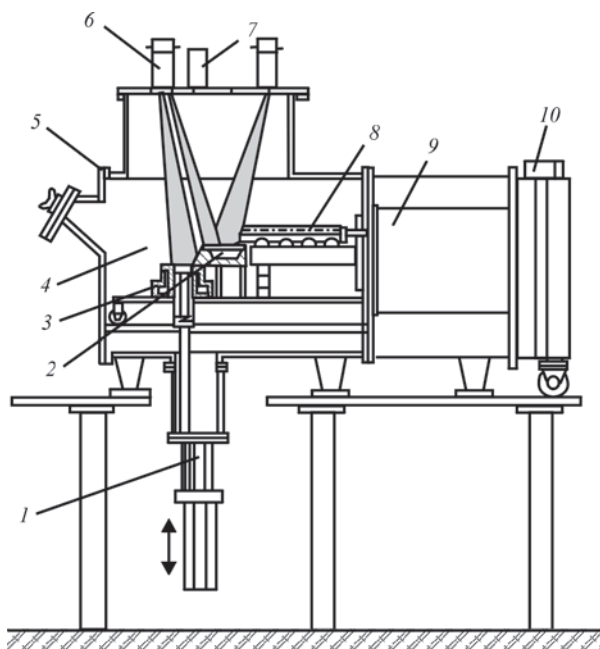


Рис. 4. Схема электронно-лучевой установки УЭ-208М: 1 — механизм вытягивания слитка; 2 — промежуточная емкость; 3 — кристаллизатор; 4 — камера плавки; 5 — смотровая система; 6 — электронно-лучевая пушка; 7 — водяной реостат; 8 — расходимая заготовка; 9 — камера заготовки; 10 — механизм подачи заготовки

ной шихты; переплав с присадкой легколетучих элементов или флюса на поверхность жидкого металла как в кристаллизатор, так и в промежуточную емкость; выплавку малогабаритных отливок.

Установка имеет относительно небольшие габаритные размеры, её технические характеристики приведены ниже.

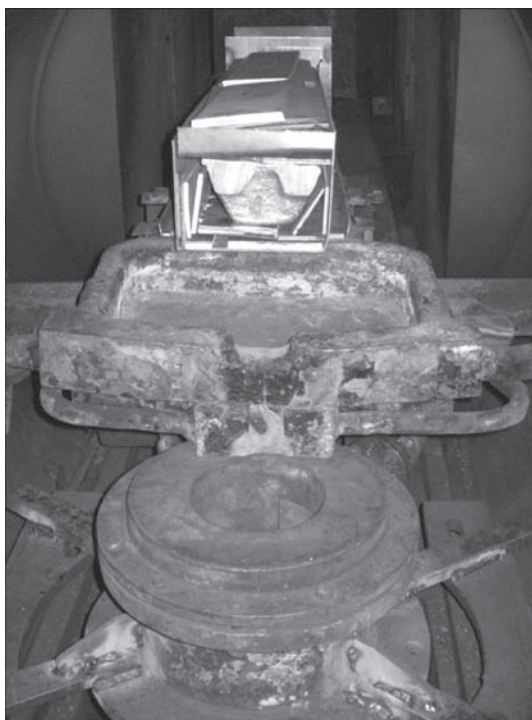


Рис. 5. Внешний вид технологической оснастки

Технические характеристики лабораторной электронно-лучевой установки УЭ-208М

| | |
|--|------------------------------|
| Установленная мощность, кВА | 960 |
| Мощность ЭЛН, кВт | 900 |
| Ускоряющее напряжение, кВ | 28 |
| Количество пушек, шт. | 3 |
| Максимальный ток пушек, А | 10 |
| Наибольшие размеры заготовки, м: | |
| длина | 1,8 |
| диаметр | 0,3 |
| ширина | 0,3 |
| высота | 0,3 |
| Наибольшие размеры слитков, м: | |
| длина | 1,7 |
| диаметр | 0,3 |
| Производительность высоковакуумной системы | |
| откачки, л/с | 20000 |
| Рабочий вакуум в камере плавки, Па | $(6,6...12,0) \cdot 10^{-2}$ |
| Максимальный расход охлаждающей воды, м ³ /ч: | 30 |
| Габариты установки, м | 6,5×3,0×6,0 |

Конструктивная схема электронно-лучевой установки представлена на рис. 4. Камера плавки 4 является центральной частью установки, в которой реализуется процесс плавки, и представляет собой горизонтально расположенный цилиндр, на верхней части которого расположена плита ЭЛН 6.

Камера плавки снизу снабжена технологическим отверстием с фланцем для присоединения камеры слитка и механизма вытягивания 1.

Камера плавки соединяется с камерой загрузки 9, в которой расположен короб для загрузки в него шихтовой заготовки и система толкателя, позволяющая применять во время плавки как расходимый, так и нерасходимый короб с шихтовой заготовкой.

Технологическая оснастка, в которой, собственно, происходит процесс электронно-лучевой плавки, состоит из промежуточной емкости и кристаллизатора (рис. 5). Промежуточная емкость служит для усреднения химического состава, рафинирования расплава от примесей (в том числе и газовых) и включений.

Важной составной частью электронно-лучевой установки является высокопроизводительная вакуумная система, от которой зависит эффективность работы электронно-лучевой установки. Вакуумная система включает в себя последовательно соединённые высоковакуумный бустерный паромасляный и механические форвакуумные насосы, а также вакуумные затворы и систему управления. Вакуумная система выполнена по традиционной схеме, используемой в электронно-лучевых установках, и включает в себя вакуумные магистрали, затворы и насосы (рис. 6). Магистрали состоят из стальных труб, соединяющих насосы как между собой, так и с камерой плавки, и обеспечивают необходимые про-

ходные сечения для максимального использования производительности насосов. Вакуумирование внутренних полостей камер установки с уровня атмосферного давления осуществляется механическим насосом РВН-6. Производительность насоса позволяет достичь в камере плавки остаточного давления $3 \cdot 10^4$ Па в течение 10 мин. Предварительное разрежение в камере создается двумя форвакуумными насосами АВЗ-180. Вакуумирование камеры плавки осуществляется одним бустерным насосом 2НВБМ-630. Предварительное разрежение на выхлопе насоса 2НВБМ-630 создается последовательно соединенными одним механическим насосом типа 2ДВН-500 и форвакуумными насосами типа АВЗ-180.

Вакуумная система установки позволяет создавать и поддерживать разрежение в объеме плавильной камеры (до $6 \cdot 10^{-2}$ Па в начале процесса плавки и 10^{-1} Па — во время плавки), которое обеспечивает бесперебойную работу пушек и необходимую степень рафинирования переплавляемого металла в течение всего технологического процесса, быстро ликвидирует повышение давления при пиковых газовыделениях, обладает достаточной надежностью при эксплуатации и удобна для обслуживания. При выходе из строя или профилактическом ремонте одного из форвакуумных насосов вакуумная схема печи позволяет проводить откачку одним насосом. Наличие автоматизированной системы управления вакуумом на основе микроконтроллера позволяет осуществлять вакуумирование установки в автоматическом режиме.

Система охлаждения печи обеспечивает отвод тепла, выделяющегося при работе ЭЛУ в процессе плавки металла. Гидроблок расположен рядом с установкой, что создает удобство по его обслуживанию и контролю за сливом воды. На входе воды в гидроблок установлен датчик давления. Для контроля температуры воды, охлаждающей кристаллизатор, поддон, промежуточную емкость, имеются термометры типа ТПП-С. Печь охлаждается путем оборотного водоснабжения.

Ускоряющее напряжение электронно-лучевых пушек формируют три высоковольтных источника мощностью 360 кВт каждый. Электронно-лучевой нагреватель питается по следующей схеме: сетевое трехфазное напряжение 380 В от распределительного устройства через блок пускозащитной аппаратуры поступает через силовой трансформатор на выпрямительный мост, собранный по схеме Ларионова; минус выпрямителя подключен к катодам электронно-лучевых пушек, а плюс заземлен; аноды электронно-лучевых пушек и все элементы печи также заземлены; выпрямитель имеет быстродействующую электронную защиту,

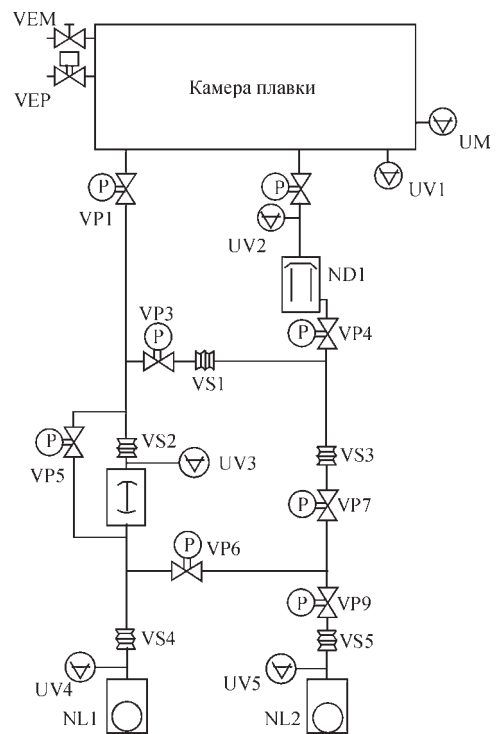


Рис. 6. Схема вакуумной системы установки УЭ-208М

которая обеспечивает отключение высоковольтного выпрямителя от нагрузки при коротком замыкании; источник питания позволяет обеспечивать устойчивость работы электронно-лучевых пушек при экстремальных рабочих режимах; система защиты и стабилизации позволяет обеспечить стабильное протекание операций технологического процесса во время ионизационных процессов в камере установки.

На созданной лабораторной электронно-лучевой установке УЭ-208М, оснащенной газоразрядными электронными пушками, проведен ряд экспериментальных плавки по отработке технологии получения слитков сплава на основе никеля системы Ni–Al–Cr (рис. 7). При выплавке слитков



Рис. 7. Внешний вид слитка сплава системы Ni–Al–Cr

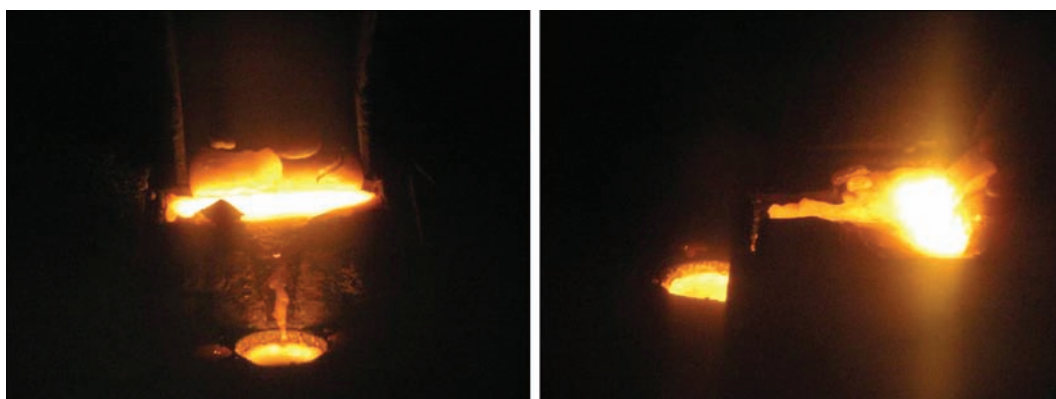


Рис. 8. Процесс выплавки слитка сплава системы Ni–Al–Cr

Таблица 1. Химический состав компонентов шихты для выплавки слитка сплава системы Ni–Al–Cr, мас. %

| Кусковой материал на основе | Ni | Al | Cr | Fe | Прочие |
|-----------------------------|-------|-------|-------|------|--------|
| Ni | 99,37 | 0,01 | 0,04 | 0,25 | 0,33 |
| Al | 0,05 | 99,40 | 0,01 | 0,24 | 0,30 |
| Cr | 0,01 | 0,12 | 99,47 | 0,30 | 0,40 |

Таблица 2. Химический состав металла слитка сплава системы Ni–Al–Cr, мас. %

| Место отбора проб | Ni | Al | Cr | Fe | Сумма прочих |
|-------------------|-------|-------|-------|------|--------------|
| Голова | 67,20 | 11,78 | 20,60 | 0,30 | 0,12 |
| Середина | 66,70 | 12,20 | 20,40 | –»– | 0,40 |
| Дно | 67,96 | 12,77 | 18,66 | 0,35 | 0,26 |

(рис. 8) в качестве исходной использовали кусковую шихту, состоящую из катодного никеля, алюминия и хрома. Химический состав данных компонентов приведен в табл. 1. Для плавки слитков элементы с высокой упругостью пара Al и Cr шихтовали с учетом потерь на испарение.

Химический состав данного сплава по техническому заданию характеризуется повышенным содержанием легирующих элементов с высокой упругостью пара Al (11...13 %) и Cr (18... 22 %), которые создают в процессе плавки достаточно интенсивный паровой поток. Однако следует отметить, что процесс плавки слитков проходил в стационарном режиме, каких-либо существенных отклонений, спровоцированных интенсивным паровым потоком от зеркала жидкого металла при работе газоразрядных электронных пушек, зафиксировано не было.

Химический анализ металла слитков после электронно-лучевого переплава, который приведен в табл. 2, показывает, что содержание легирующих элементов находится в пределах технического задания.

Оценка качества поверхностного слоя полученных слитков показала, что в нем отсутствуют трещины, разрывы неслитины, наблюдаются гофры глубиной 1...2 мм, характерные для элект-

ронно-лучевой плавки, которые образуются в результате порционной заливки металла в кристаллизатор.

Таким образом, использование на созданной лабораторной электронно-лучевой установке в качестве источника концентрированной энергии газоразрядных электронных пушек позволяет проводить работы по созданию и отработке новых электронно-лучевых технологий плавки тугоплавких и высокореакционных металлов, а также сплавов с высоким содержанием легколетучих легирующих элементов, обеспечивая при этом высокую эксплуатационную надежность.

Выводы

1. Показано, что газоразрядные электронные пушки, имея простую и недорогую конструкцию, лишены ряда недостатков термокатодных электронных пушек и способны обеспечивать стабильную работу при пиковых газовыделениях из шихтовых материалов при ЭЛП.

2. Создана оснащенная газоразрядными электронными пушками лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М для проведения исследований процесса плавки металлов и их сплавов из шихтовых материалов с повышенным содержанием легколетучих легирующих элементов и примесей.

3. Установлено, что процесс плавки слитков сплава на основе никеля системы Ni–Al–Cr с повышенным содержанием легирующих элементов с высокой упругостью пара Al и Cr на созданной установке УЭ-208М проходил в стационарном режиме, каких-либо существенных отклонений спровоцированных интенсивным паровым потоком от зеркала жидкого металла при работе газоразрядных электронных пушек, зафиксировано не было.

Список литературы

1. Ажажа В.М., Вьюгов П.Н., Лавриненко С.Д. и др. (1998) *Цирконий и его сплавы: технология производства, области применения*. Харьков, ННЦ ХФТИ.
2. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
3. Тихинский Г.Ф., Ковтун Г.П., Ажажа В.М. (1986) *Получение сверхчистых редких металлов*. Москва, Металлургия.
4. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. (2008) *Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреакционных металлов*. Киев, Наукова думка.
5. Ажажа В.М., Вьюгов П.Н., Лавриненко С.Д. и др. (2002) *Электронно-лучевая плавка титана, циркония и гафния. Вопросы атомной науки и техники*, **6**, 95–99.
6. Дмитренко А.Е., Пельх В.Н., Пилипенко Н.Н. (2004) *Рафинирование гафния методом электронно-лучевой плавки. Там же*, **3**, 112–115.
7. Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. и др. (2006) *Электронно-лучевая плавка недробленых блоков губчатого титана. Современная электрометаллургия*, **4**, 6–9.
8. Тихоновский А.Л., Лашук Н.К., Тур А.А. и др. (1993) *Электронно-лучевая плавка губчатого титана с использованием пушек высоковольтного тлеющего разряда. Проблемы специальной электрометаллургии*, **10**, 66–70.
9. Денбовецкий С.В., Мельник В.И., Мельник И.В. и др. (2009) *Технологические возможности электронных пу-*

шек высоковольтного тлеющего разряда. *Электротехника и электроника*, **5–6**, 189–192.

10. Тихоновский А.Л., Тур А.А., Кравец А.Н. и др. (1992) *Электронно-лучевая установка УЭ-208. Проблемы специальной электрометаллургии*, **1**, 71–74.

References

1. Azhazha, V.M., Vyugov, P.N., Lavrinenko, S.D. et al. (1998) *Zirconium and its alloys: Technology of production, fields of application*. Kharkov, NSC KhFTI [in Russian].
2. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
3. Tikhinsky, G.F., Kovtun, G.P., Azhazha, V.M. (1986) *Production of ultrapure rare metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (2008) *Electron beam melting of refractory and high reactive metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
5. Azhazha, V.M., Vyugov, P.N., Lavrinenko, S.D. et al. (2002) *Electron beam melting of titanium, zirconium and hafnium. Voprosy Atomnoj Nauki i Tekhniki*, **6**, 95–99.
6. Dmitrenko, A.E., Pelykh, V.N., Pilipenko, N.N. (2004) *Refining of hafnium by method of electron beam melting. Ibid.*, **3**, 112–115 [in Russian].
7. Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. et al. (2006) *Electron beam melting of uncrushed spongy titanium blocks. Advances in Electrometallurgy*, **4**, 6–9.
8. Tikhonovsky, A.L., Lashuk, N.K., Tur, A.A. et al. (1993) *Electron beam melting of spongy titanium using guns of high-voltage glow discharge. Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **10**, 66–70 [in Russian].
9. Denbnovetsky, S.V., Melnik, V.I., Melnik, I.V. et al. (2009) *Technological possibilities of electron guns of high-voltage glow discharge. Elektrotekhnika i Elektronika*, **5–6**, 189–192 [in Russian].
10. Tikhonovsky, A.L., Tur, A.A., Kravets, A.N. et al. (1992) *Electron beam melting unit UE-208. Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **1**, 71–74 [in Russian].

ЛАБОРАТОРНА ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА УСТАНОВКА УЕ-208М

С.В. Ахонін¹, О.М. Пікулін¹, В.О. Березос¹, Д.В. Ковальчук², С.Б. Тугай²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ПрАТ «НВО «Червона Хвиля».

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 15. E-mail: master@chervonahvilya.com

Створена лабораторна електронно-променева установка УЕ-208М, яка оснащена газорозрядними електронними гарматами ВТР-300 конструкції ПрАТ «НВО «Червона Хвиля». Для створення блоку електронно-променевої нагрівачів УЕ-208М розроблено відповідну технічну документацію, виготовлено вузли і агрегати плити електронно-променевої нагрівачів із забезпеченням механізації та автоматизації її переміщення, а також автоматизована автономна система охолодження електронно-променевої нагрівачів. Проведено роботи по виплавці зливків сплаву на основі нікелю системи Ni–Al–Cr з підвищеним вмістом легуючих елементів з високою пружністю пари Al і Cr. Встановлено, що плавка на створеній лабораторній електронно-променевій установці УЕ-208М проходила в стаціонарному режимі, жодних істотних відхилень, спровокованих інтенсивним паровим потоком від дзеркала рідкого металу при роботі газорозрядних електронних гармат, зафіксовано не було. Показано, що використання в якості джерела концентрованої енергії газорозрядних електронних гармат ВТР-300 конструкції ПрАТ «НВО «Червона Хвиля» дозволяє проводити роботи по створенню та відпрацюванню нових електронно-променевої технологій плавки тугоплавких і высокорекреакційних металів, а також сплавів з високим вмістом легколетких легуючих елементів, забезпечуючи при цьому високу експлуатаційну надійність. Бібліогр. 10, табл. 2, рис. 8.

Ключові слова: електронно-променева плавка; електронно-променева установка; електронна гармата; технологічне оснащення; зливки; сплав; легуючі елементи; домішки

LABORATORY ELECTRON BEAM UNIT UE-208M

S.V. Akhonin¹, A.N. Pikulin¹, V.A. Berezos¹, D.V. Kovalchuk², S.B. Tugai²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²PSJC «NVO «Chervona Khvilya».

15 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: master@chervonahvilya.com

Laboratory electron beam unit UE-208M was developed, which is fitted with gas-discharge electron guns VTR-300 designed by PJSC «NVO «Chervona Khvilya». In order to produce a block of electron beam heaters UE-208M appropriate technical documentation was developed, components and assemblies of electron beam heater plate, ensuring mechanization and automation of its movement, as well as automated self-contained system of cooling of the electron beam heaters, were manufacture and mounted. Work has been performed on producing ingots of a nickel-based alloy of Ni–Al–Cr system with increased content of alloying elements with a high pressure of Al and Cr vapours. It is found that melting in the developed laboratory electron beam unit UE-208M was performed in a stationary mode, and no significant deviations provoked by intensive vapour flow from the liquid metal mirror at operation of gas-discharge electron guns were found. It is shown that application of gas-discharge electron guns VTR-300 of PJSC «Chervona Khvilya» design as a concentrated energy source, allows performing work on development and optimization of new electron beam technologies of melting refractory and highly-reactive metals, as well as alloys with a high content of volatile alloying elements, while ensuring the high operational reliability. Ref. 10, Tabl. 2, Fig. 8.

Key words: electron beam melting; electron beam unit; electron gun; technological fixture; ingot; alloy; alloying elements; impurities

Поступила в редакцию 11.03.2019

НОВАЯ СЛЯБОВАЯ МНЛЗ НА ММК им. ИЛЬИЧА



На Мариупольском металлургическом комбинате им. Ильича (ММК им. Ильича) украинской группы «Метинвест» состоялся запуск нового комплекса машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) № 4. Проект не имеет аналогов в украинской металлургической отрасли. Инвестиции Группы «Метинвест» составили 150 млн. дол. США.

Комплекс МНЛЗ № 4 разработан с учетом новейших технологий и с соблюдением европейских экологических стандартов. Он позволит увеличить мощности ММК им. Ильича по выплавке стали почти на 40 %. Современное оборудование МНЛЗ даст возможность металлургам повысить энергоэффективность, качество продукции и увеличить переработку чугуна в продукцию премиум-сегмента.

Самый масштабный проект промышленного строительства за годы независимости Украины стартовал в сентябре 2016 г. В строительстве комплекса приняло участие более 40 подрядных организаций. Количество задействованных специалистов превысило 850 человек.

Оборудование для нового комплекса поставила компания «Primetals Technologies». Уже начали работу высокопроизводительная двухручьева машина непрерывного литья заготовок, двухпозиционная установка печь–ковш с современной газоочисткой, водоподготовка с обратным осмосом, фильтрокомпенсирующая система и система координации плавок (HCS).

В комплексе МНЛЗ задействованы одни из самых известных прогрессивных технологий обеспыливания и повторного использования воды для охлаждения. Газоочистное оборудование комплекса соответствует экологическим требованиям Евросоюза. Благодаря высококлассной системе аспирации техногенное влияние на город минимально.

Ввод в эксплуатацию современного австрийского комплекса МНЛЗ № 4 позволит ММК им. Ильича производить ежегодно порядка 2,5 млн. т литых слэбов размером 170...250×900...1550 мм за счет частичного отказа от экспорта чушкового чугуна и перенаправления его объемов на производство высококачественной стали.

Пуск МНЛЗ № 4 на металлургическом комбинате им. Ильича означает дальнейшее развитие украинской металлургии. Этот масштабный проект обеспечит чистое производство и новые рабочие места, государству — дополнительную валютную выручку в размере около 1 млрд. дол. США, а отрасли, региону и городу — гарантированные перспективы.

ИИС «Металлоснабжение и сбыт»

ВАКУУМНО-ДУГОВАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

А.В. Демчишин¹, А.А. Демчишин², В.А. Миченко¹

¹Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины.

03142, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: ademch@ipms.kiev.ua

²НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского».

03056, г. Киев, просп. Победы, 37

Представлена модифицированная вакуумно-дуговая установка промышленного типа общей мощностью 120 кВт для нанесения функциональных покрытий на детали ответственного назначения. Особенностью установки является использование более простых в изготовлении восьми планарных катодов вместо одного трубчатого, что обеспечивает более длительный ресурс работы установки без замены испаряемых элементов, снижение уровня порогового тока дугового разряда, более высокий коэффициент использования материала катодов, а также получение в одном технологическом процессе двухслойных покрытий с различным содержанием легирующих элементов (например, Al в титановом сплаве) в каждом слое путем последовательного использования четырех катодов с одним химсоставом и затем следующих четырех катодов с другим химсоставом. В предлагаемой установке предусматривается также использование импульсно-модулированного источника питания подложкодержателя, что позволяет получать высококачественные слои металлических и неметаллических покрытий на поверхности рабочих изделий. Отработана технология катодно-дугового испарения с использованием планарных катодов из технически чистого титана и никелевых сплавов СДП-2 и СДП-6 на модифицированной вакуумно-дуговой установке Булат-3Т. Представлена структура поверхности и поперечного излома конденсата СДП-6 толщиной 60...80 мкм и распределение металлических элементов по толщине конденсата, свидетельствующее о химической однородности осажденного слоя. Для примера показана также лопатка из жаропрочного никелевого сплава ЖС6 с нанесенным таким образом функциональным покрытием из сплава СДП-6. Библиогр. 2, рис. 6.

Ключевые слова: вакуумно-дуговая установка; планарный катод; импульсный источник питания; подложкодержатель; структура поверхности; конденсат; распределение элементов; покрытие

К существующим промышленным вакуумно-дуговым установкам для нанесения покрытий из металлических сплавов, таких как NiCrAlY, CoCrAlY, на лопатки газовых турбин относятся установки МАП-1, МАП-2, разработанные в ВИАМ, г. Москва. Эти установки работают на авиамоторостроительных заводах стран СНГ. В качестве испарителя в них используется цилиндрический трубчатого типа катод, расположенный аксиально в центре вакуумной рабочей камеры. Круглый планетарного типа подложкодержатель установлен по периферии этой же вакуумной рабочей камеры.

Основные недостатки этих установок:

трудности, связанные с изготовлением (литье и последующая механическая обработка) трубчатого катода, формируемого из труднообрабатываемых многокомпонентных сплавов;

весьма низкий срок службы катода вследствие малого объема металла испарителя;

неравномерная эрозия катода вдоль его оси;

электрическое смещение подложек с использованием постоянного тока способствует образованию микродуг на их поверхности во время ионной очистки и осаждения покрытия, что ведет к ухудшению структуры покрытия;

наличие «масляного» вакуума, что является причиной загрязнения поверхности подложек парами масла диффузионного насоса и наличия углеводородных примесей в покрытии.

Поэтому авторами данной статьи разработана вакуумно-дуговая установка для нанесения покрытий, которая включает в себя:

простые по форме планарные катоды, более легкие в изготовлении;

восемь прямоугольных катодов вместо одного трубчатого, что обеспечивает более длительный ресурс работы испарительного источника и меньшую длительность нанесения покрытия, а также позволяет получать в едином технологическом процессе двухслойное связующее металлическое покрытие с различным содержанием легирующих элементов (например Al) в каждом слое путем последовательного использования 4-х катодов с одним химсоставом и затем следующих 4-х катодов с другим химсоставом;

восемь планарных катодов располагаются по периферии вакуумной рабочей камеры, что позволяет обеспечить простой доступ к ним для обслуживания;

оригинальное электрическое смещение подложки, которое позволяет предотвратить дуго-

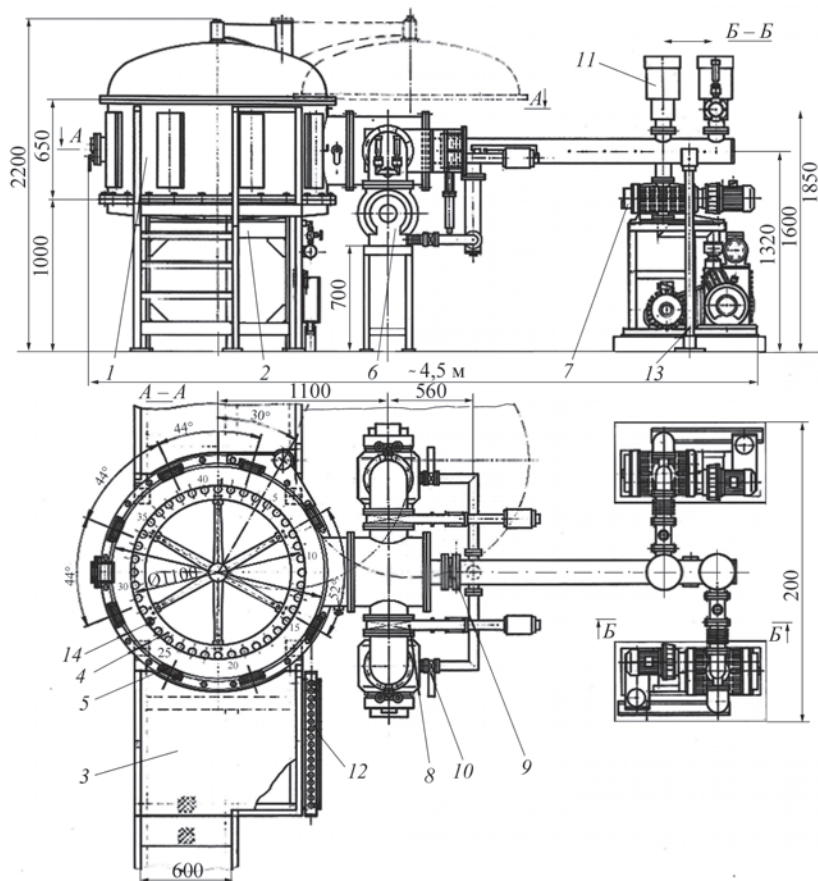


Рис. 1. Схема катодно-дуговой установки для нанесения функциональных покрытий: 1 — камера вакуумная; 2 — подставка вакуумной камеры; 3 — рабочая площадка; 4 — карусель; 5 — электродуговой планарный испаритель (8 шт.); 6 — насос турбомолекулярный (2 шт.); 7 — агрегат АВР-150 (2 шт.); 8 — затвор вакуумный Ду 250 (2 шт.); 9 — затвор вакуумный Ду 160 (1 шт.); 10 — затвор вакуумный Ду 63 (2 шт.); 11 — клапан аварийный (2 шт.); 12 — гидроблок; 13 — опора; 14 — обрабатываемое изделие (40 шт.)

образование и искрение на подложке во время ионной очистки перед нанесением покрытия и поверхности самого покрытия в период его осаждения, чтобы обеспечить более высокую адгезию покрытия с подложкой и более плотную структуру осаждаемого слоя;

«безмасляный» вакуум, благодаря применению турбомолекулярных насосов.

Оригинальное электрическое смещение подложки обеспечивается с помощью: импульсно модулированного постоянно-токового и среднечастотного переменного-токового источника питания подложкодержателя. В случае реактивного режима осаждения покрытия этот тип электрического смещения подложки позволяет активировать реакционный рабочий газ и получать высококачественный слой оксида на поверхности покрытия.

Схема обсуждаемой катодно-дуговой установки представлена на рис. 1.

Технические параметры установки

| | |
|--|------|
| Общая мощность установки, кВт | 120 |
| Потребляемая суммарная мощность дуговых испарителей, кВт | 80 |
| Внутренний диаметр рабочей камеры, мм | 1400 |

| | |
|---|------|
| Высота обечайки рабочей камеры, мм | 650 |
| Общая высота рабочей камеры по ее центральной оси, мм | 1056 |
| Количество планарных дуговых испарителей (450×200×16 мм), шт. | 8 |
| Производительность установки при одной загрузке лопаток, шт.: | |
| высотой до 125 мм и диаметром 50 мм | 80 |
| высотой от 125 до 250 мм и диаметром 85 мм | 40 |
| высотой от 250 до 320 мм и диаметром 100 мм | 20 |

Для обеспечения высокой адгезии наносимого покрытия к поверхности подложек необходимо предварительно осуществить их очистку от различных загрязнений. Известно, что адсорбция газов на поверхности составляет примерно $2,5 \cdot 10^{14}$ ат/см² с энергией адсорбции 2...4 эВ/ат. При напуске воздуха в рабочую камеру установки в нее попадает влага. При откачке на внутренние стенки камеры и на подложки осаждаются также пары масла, если используются паромасляные насосы. Жировые загрязнения попадают на подложки и при загрузке их в планетарный механизм. Вода и углеводороды хорошо удерживаются на поверхностях вакуумной камеры и рабочих изделий,

что ухудшает сцепление осаждаемого покрытия с подложками. Для очистки покрываемых изделий в этих случаях используется источник отрицательного напряжения порядка 1...3 кВ, который подключается к подложкодержателю. Разряд-плазма создается с помощью распыления материала катода и ускоренные отрицательным полем ионы металлической плазмы бомбардируют подложки, обеспечивая чистку их поверхности за счет термической десорбции и травления.

Для этих целей в разрабатываемой установке предусматривается наличие высоковольтного источника ступенчатого типа, позволяющего подавать на держатель подложек 1...3 кВ. При напряжениях выше 3 кВ чистка подложек от поверхностных загрязнений уменьшается из-за возрастания глубины проникновения ионов вглубь материала подложек. Предусматривается также использование импульсно-модулированного постоянно-токового и среднечастотного переменного-токового источника питания подложкодержателя, что позволяет получать высококачественные слои диэлектрических материалов (например, оксидов) на поверхности металлических покрытий в случае реакционного режима осаждения финишного слоя. Диапазон регулирования опорного напряжения, подаваемого на подложки во время осаждения покрытия, составляет 15...250 В. Предельное давление в вакуумной камере составляет $6,65 \cdot 10^{-3}$ Па ($5 \cdot 10^{-5}$ торр). Вакуумирование рабочей камеры установки осуществляется с помощью двухканальной системы откачки, что позволяет реализовывать высокую скорость откачки на начальных этапах вакуумирования камеры (уменьшая таким образом время откачки) и повышать безопасность нагрева изделий и нанесения на них покрытий в случае выхода из строя в период рабо-

чих циклов одного из насосов, что обеспечивает сохранность в надлежащем состоянии дорогостоящих покрываемых изделий в рабочей камере. В качестве форвакуумного агрегата предлагается использование комбинации форвакуумного насоса ВСО Edwards GV160 Drystar производительностью 200 м³/ч и насоса Рутса ЕН 1200 производительностью 1000 м³/ч. Расход охлаждающей воды составляет 25 и 2 л/мин соответственно. Установленная мощность равна 7,5 и 3,0 кВт. Преимущества такого агрегата следующие: высокая скорость откачки, простота обслуживания, низкая стоимость эксплуатации, наличие шумоизолирующего корпуса, интегрирование с управляющей ЭВМ.

Для получения высокого «безмасляного» вакуума предлагается использование двух турбомолекулярных насосов фирмы «Pfeiffer/Balzers» ТРН-2101PS производительностью 2100 л/с каждый. Преимуществом таких насосов является то, что скорость откачки практически не зависит от давления в камере в широком диапазоне рабочих давлений независимо от типа используемых газов в камере. Насосы могут быть также снабжены охлаждающим устройством Polycold PFC 500, что дает преимущества при малых длительностях откачки или при использовании пористых подложек. В этих случаях скорость откачки паров десорбированной воды достигает 4000 л/с.

Крышка камеры является отъемной частью, предназначенной для удобства загрузки и выгрузки камеры во время эксплуатации, а также для ее осмотра, чистки и ремонта. Для сокращения времени загрузки и выгрузки покрываемых изделий из рабочей камеры предусмотрено удаление подложкодержателя кольцевого типа с закрепленными в нем деталями из камеры и загрузка карусели с новыми

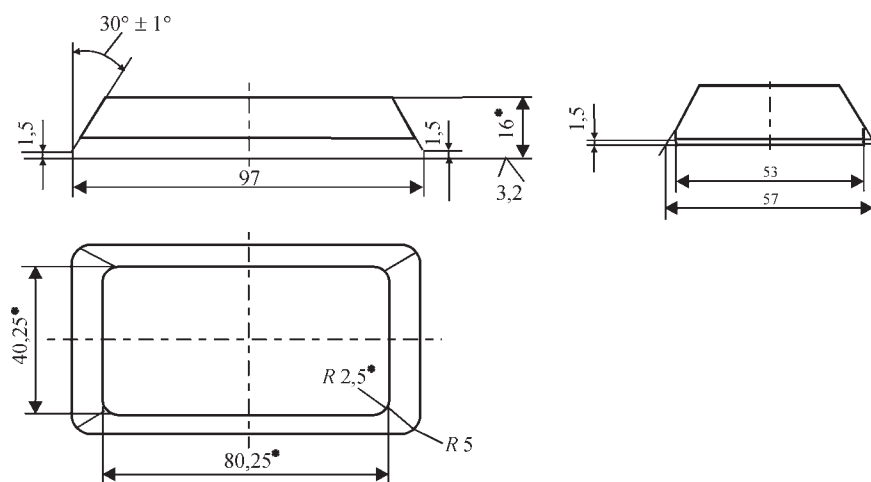


Рис. 2. Габариты планарных металлических катодов, использованных для отработки режимов испарения: * — размеры для справок (расчетные)

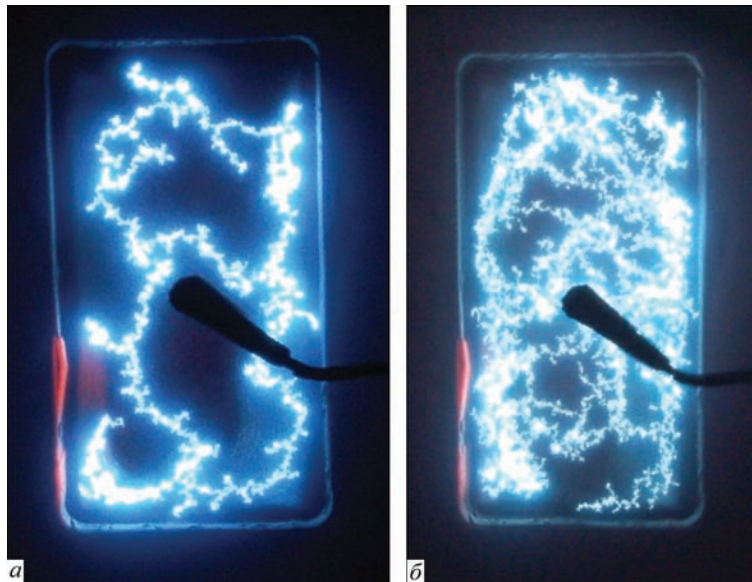


Рис. 3. Катодно-дуговые пятна на поверхности титанового планарного катода: *a* — $I_d = 100$; *б* — $I_d = 140$ А

изделиями в камеру с помощью кран-балки через верхний люк камеры при открытой крышке.

Для отработки технологии катодно-дугового испарения применительно к конструкции рассматриваемой установки были изготовлены планарные катоды из технически чистого титана и сплавов СДП-2 и СДП-6, размеры и форма которых представлены на рис. 2. Соответствующие катодные узлы с катодами прямоугольного типа устанавливали на установке Булат-3Т.

На рис. 3 представлены фотографии катодных пятен на поверхности титанового планарного катода, образовавшихся при разных значениях тока

дугового разряда. Приведенные данные свидетельствуют об увеличении плотности катодных пятен в случае роста разрядного тока. После полной выработки планарный катод имеет корытоподобную форму и высокий коэффициент использования материала катода. Особенностью указанных испарителей является снижение уровня порогового тока, выше которого обеспечивается стабильная работа дугового разряда, что подтверждают и другие исследователи [1].

Конденсацию плазменных потоков при вакуумно-дуговом испарении планарных катодов, изготовленных литьем из сплавов СДП-2 и СДП-

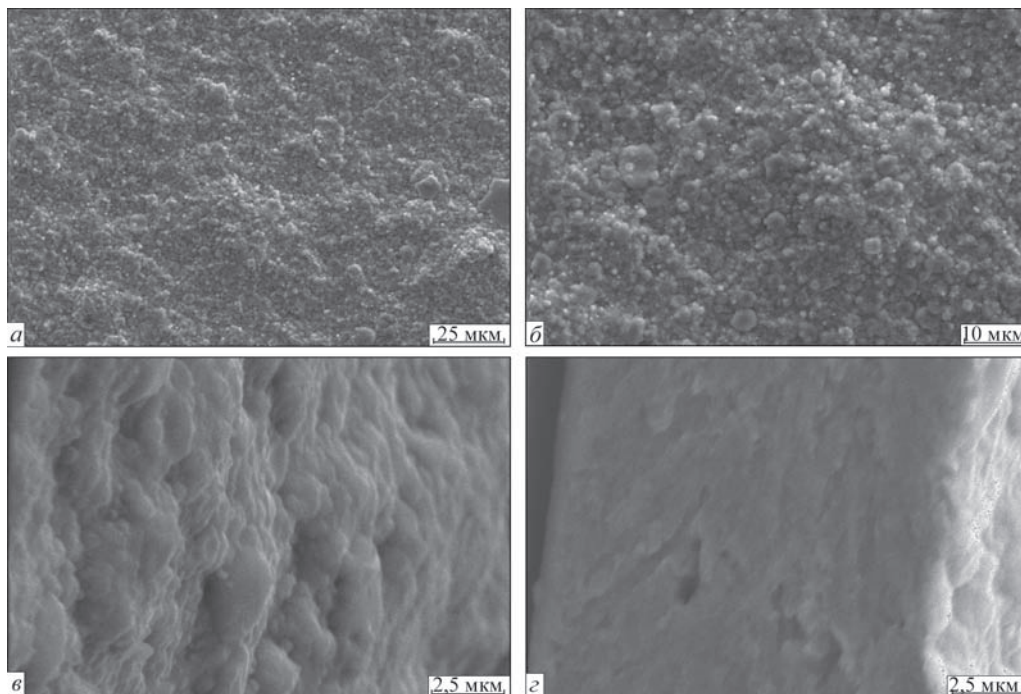


Рис. 4. Структура поверхности и поперечного излома вакуумно-дугового конденсата сплава СДП-6 (ток дуги — 125 А, потенциал подложки — 180 В); *a* — $\times 720$; *б* — $\times 1520$; *в* — $\times 7200$; *г* — $\times 7200$

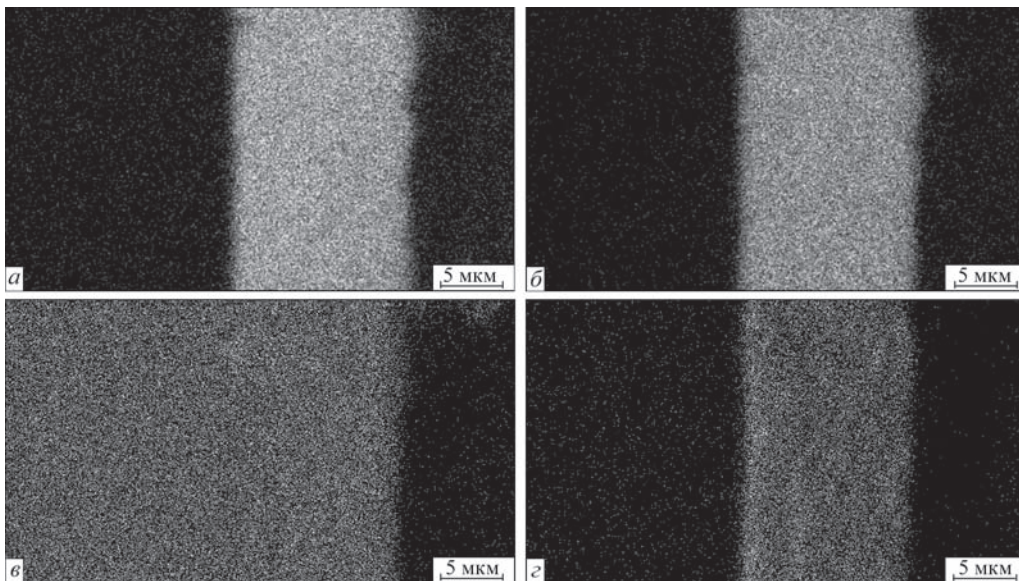


Рис. 5. Распределение компонентов покрытия СДП-6 по толщине конденсированного слоя: а — Ni; б — Co; в — Cr; з — Al

б, осуществляли на никелевые пластины-подложки, на которые подавался импульсный потенциал величиной 500, 700 или 2000 В. Продолжительность импульсов и скважность составляли 30...35 и 3 мкс соответственно. Структура поверхности и поперечного излома конденсата СДП-6 показаны на рис. 4. Толщина конденсатов составляла 60...80 мкм.

Распределение металлических элементов (Ni, Co, Cr, Al) по толщине конденсата (рис. 5) свидетельствует об однородности осажденных слоев по химическому составу. В случае хрома следует учитывать тот факт, что в качестве подложки использовалась сталь марки 12Х17, также содержащая хром.

На основе проведенных технологических испытаний подготовлен, подан и получен патент Украины на вакуумно-дуговой планарный испаритель применительно к описываемой установке [2].

Конденсация плазменных потоков при вакуумно-дуговом испарении планарных катодов из сплава СДП-6 осуществлялась также на лопатку из жаропрочного никелевого сплава ЖС6, на которую подавался импульсный потенциал величиной 500 В. Продолжительность импульсов и скважность составляли 30...35 мкс и 3 соответственно. Внешний вид изделия с нанесенным покрытием на перо лопатки показан на рис. 6.

Представленные конструктивные и экспериментальные данные показывают, что предлагаемая вакуумно-дуговая установка для нанесения функциональных покрытий на детали ответственного назначения позволяет получать однородные по структуре и химическому составу покрытия, а также повысить производительность по сравне-



Рис. 6. Внешний вид лопатки из сплава ЖС6 с вакуумно-дуговым покрытием СДП-6, нанесенным на перо данной детали

нию с существующими промышленными вакуумно-дуговыми установками.

Список литературы

1. Саблев Л.П., Долотов Ю.И., Ступак Р.И., Осипов В.А. (1976) Электродуговой испаритель металлов с магнитным удержанием катодного пятна. *Приборы и техника экспериментов*, **4**, 247–249.
2. Демчишин А.В., Міченко В.А., Костриця В.В. (2009) *Вакуумний електродуговий випарник*. Україна, Пат. 86841.

References

1. Sablev, L.P., Dolotov, Yu.I., Stupak, R.I., Osipov, V.A. (1976) Electric arc evaporator of metals with magnetic confinement of cathode spot. *Pribory i Tekhnika Eksperimentrov*, **4**, 247–249 [in Russian].
2. Demchyshyn, A.V., Michenko, V.A., Kostrytsya, V.V. (2009) *Vacuum electric arc evaporator*. Ukraine, Pat. 86841 [in Ukrainian].

ВАКУУМНО-ДУГОВА УСТАНОВКА ДЛЯ НАНЕСЕННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ

А.В. Демчишин¹, А.А. Демчишин², В.А. Міченко¹

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України.

03142, м. Київ, вул. Кржижанівського, 3. E-mail: ademch@ipms.kiev.ua

²НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».

03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37

Приведено модифіковану вакуумно-дугову установку промислового типу загальною потужністю 120 кВт для нанесення функціональних покриттів на деталі відповідального призначення. Особливістю установки є використання більш простих у виготовленні вісьми планарних катодів замість одного трубчастого, що забезпечує більш тривалий ресурс роботи установки без заміни випаровуваних елементів, зниження рівня порогового струму дугового розряду, більш високий коефіцієнт використання матеріалу катодів, а також отримання в одному технологічному процесі двошарових покриттів з різним вмістом легуючих елементів (наприклад, Al в титановому сплаві) у кожному шарі шляхом послідовного використання чотирьох катодів з одним хімічним складом, а потім наступних чотирьох катодів з другим хімічним складом. Пропонується установка передбачає також використання імпульсно-модульованого джерела живлення підкладкотримача, що дозволяє одержувати високоякісні шари металевих і неметалевих покриттів на поверхні робочих виробів. Опрацьована технологія катодно-дугового випаровування з використанням планарних катодів з технічно чистого титану та нікелевих сплавів СДП-2 і СДП-6 на модифікованій вакуумно-дуговій установці Булат-3Т. Приведено структуру поверхні і поперечного злому конденсату СДП-6 товщиною 60...80 мкм та розподіл металевих елементів по товщині конденсату, яке свідчить про хімічну однорідність осажденного шару. Як приклад показано лопатку із жароміцного нікелевого сплаву ЖС6 з нанесеним таким чином функціональним покриттям із сплава СДП-6. Бібліогр. 2, рис. 6.

Ключові слова: вакуумно-дугова установка; планарний катод; імпульсне джерело живлення; підкладкотримач; структура поверхні; конденсат; розподіл елементів; покриття

VACUUM-ARC INSTALLATION FOR DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

A.V. Demchishin¹, A.A. Demchishin², V.A. Michenko¹

¹Frantsevich Institute for Problems of Material Science of the NAS of Ukraine.

3 Krzhizhanovskogo Str., 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: ademch@ipms.kiev.ua

²NTUU «Igor Sikorskii KPI». 37 Pobedi Prosp., 03056, Kyiv, Ukraine

The 120 kW modified vacuum-arc installation of industrial type for deposition of functional coatings on critical parts is presented. A feature of the plant consists in the use of more simple in fabrication 8 planar-type cathodes instead of the single tubular cathode. This provides a longer working life of the installation without replacement of evaporated elements, a decrease of the threshold current level of the arc discharge, a higher coefficient of the cathode material utilization and also deposition in one technological process of two-layered coatings with different content of alloying elements (for example, Al in titanium alloy) in each layer by means of successive application of 4 cathodes of one chemical composition and then next 4 cathodes of other chemical composition. A pulse-modulated power supply is also specified for substrates holder in this installation that allows producing the high-quality layers of metallic or non-metallic coatings on a surface of working parts. Optimization of the technology of cathode-arc evaporation with application of planar-type cathodes made of commercially pure titanium and SDP-2, SDP-6 nickel alloys was fulfilled in the modified vacuum-arc Bulat-3T installation. Surface structure and cross-section fracture of 60...80 μm SDP-6 condensate are presented in the paper. Distribution of metallic elements along the deposit thickness is also given and shows a chemical homogeneity of deposited layer. A blade made from ZhS6 high-temperature strengthened nickel alloy with SDP-6 alloy functional coating is also shown as an example. Ref. 2, Fig. 6.

Key words: vacuum-arc installation; planar-type cathode; pulsed power supply; substrate holder; surface structure of deposit; condensate; element distribution in deposit; coatings

Поступила в редакцію 11.06.2019



НОВАЯ КНИГА

Физические процессы при сварке и обработке материалов. Теоретическое исследование, математическое моделирование, вычислительный эксперимент: Сб. статей и докладов под ред. акад. НАН Украины И.В. Кривцуна. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 642 с. ISBN 978-617-7015-74-0

В открытом доступе по ссылке

https://patonpublishinghouse.com/compilations/Krivtsun_Sbornik_2018_small.pdf

ИНТЕНСИВНОСТЬ ПРОТЕКАНИЯ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ В ПРОЦЕССАХ СПЕЦИАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ

Г.М. Григоренко, Р.В. Козин

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Для всех способов специальной электрометаллургии (вакуумно-дугового, электрошлакового, электронно-лучевого, плазменно-дугового переплава) общим является наличие расходуемой заготовки, жидкой пленки на ее торце, капель, которыми металл переносится в ванну, жидкой ванны и формирующегося слитка. В статье сделана попытка обобщить и уточнить имеющиеся данные, полученные ранее, о рафинировании на каждом из этапов существования жидкого металла (пленка, капля, ванна). Приведены результаты расчетов степени рафинирования для различных скоростей плавления, размера капель, геометрии электрода и дана аналитическая оценка о влиянии каждого из этапов на эффективность рафинирования. Библиогр. 7, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: рафинирование; электрод; кристаллизатор; слиток; этапы; пленка; капля; ванна

Развитие авиационной и ракетной техники, газотурбиностроения, атомной энергетики, судостроения, химического машиностроения, приборостроения и радиоэлектроники потребовало значительного увеличения объемов производства легированных сталей и специальных сплавов с повышенным уровнем служебных свойств и разработки новых металлических материалов, работающих в разнообразных условиях. Это привело к созданию новой отрасли — специальной электрометаллургии (СЭМ), в основе которой лежит процесс рафинирования металла от вредных примесей и формирования слитка путем переплава заготовки. Процессы СЭМ отличаются один от другого тем, что в каждом из них при переплаве используются различные рафинирующие средства. При электрошлаковом (ЭШП) — расплавленный синтетический шлак, вакуумно-дуговом и электронно-лучевом (ВДП, ЭЛП) — вакуум, плазменно-дуговом (ПДП) — нейтральный или активный газ [1].

Для всех видов рафинирующих переплавок имеет место наличие расходуемой заготовки, жидкой пленки на торце заготовки, капель, которыми металл переносится в ванну, жидкой ванны и формирующегося слитка.

Цель данной статьи — обобщить, уточнить и сравнить имеющиеся данные, полученные авторами [1–4, 7], о рафинировании на каждом из этапов существования жидкого металла (пленка, капля, ванна), а также провести расчеты степени рафинирования для различных скоростей плавления, размера капель, геометрии электрода и сделать аналитическую оценку влияния каждого этапа на эффективность рафинирования.

Для управления процессами дегазации необходимо иметь информацию об интенсивности протекания этих процессов на разных этапах переплава. Как было сказано выше, общим для всех переплавных процессов является взаимодействие металла с окружающей средой в пленке на торце электрода, в капле жидкого металла и металлической ванне.

Вследствие молекулярной диффузии газы удаляются из жидкого металла при условии, что их концентрация в металле больше равновесной с газовой фазой.

Наибольший интерес представляют реакции, связанные с удалением растворимых в сплаве вредных примесей, газов и цветных металлов. Это типичные гетерогенные реакции, протекающие на границе газ–шлак–металл. В реакциях такого типа всегда можно выделить три основные стадии: транспорт газа к поверхности реагирования, собственно реакция дегазации и отвод продуктов взаимодействия от границы раздела металла и газовой фазы или металла [2]. Самая медленная стадия или лимитирующее звено и определяет скорость протекания всего процесса в целом. Принято считать, что в обменных реакциях между металлическим расплавом и газом самой медленной стадией является диффузионный перенос газа в не перемешиваемом поверхностном слое, который описывается уравнением:

$$Q = \beta S(C - C_p), \quad (1)$$

где Q — количество примесей, переносимых в единицу времени; S — площадь поверхности реагирования; C — концентрация примеси в металле; C_p — равновесная концентрация газа для данных условий; β — коэффициент массопереноса (для металлических расплавов порядка 10^{-2} см/с).

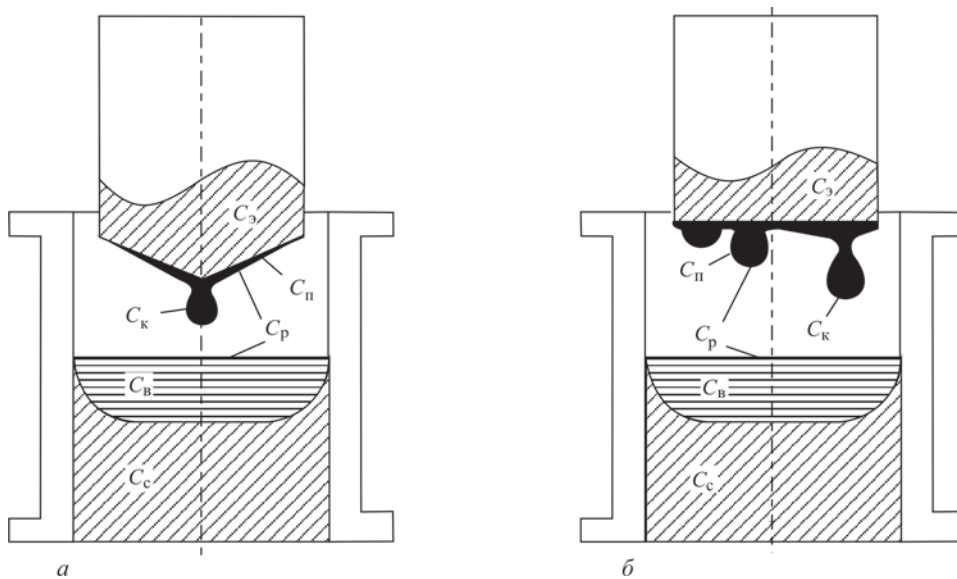


Рис. 1. Схема капельного переноса жидкого металла с торца заготовки в металлическую ванну: а — конусный торец электрода, характерный для ЭШП и ЭЛП; б — плоский — для ПДП и ВДП; $C_э$ — концентрация газа в металле электрода; $C_п$ — концентрация газа в пленке жидкого металла на торце заготовки; $C_к$ — концентрация газа в металле капли; $C_в$ — концентрация газа в металле ванны; C_p — равновесная концентрация с газовой фазой для данных условий

Диффузионный поток зависит от теплофизических свойств расплава и площади поверхности реагирования. Рассмотрим три этапа взаимодействия жидкого металла с газом: в пленке на торце переплавляемой заготовки (1-ый этап); в каплях (2-ой этап); в металлической ванне (3-ий этап). Жидкий металл разогревается дугой или другим концентрированным источником энергии уже находясь в пленке и в дальнейшем, вплоть до попадания в металлическую ванну, его температура изменяется незначительно. Поэтому принимаем, что на всех стадиях взаимодействия температурные условия гетерогенных реакций одинаковы. Таким образом, различия в результатах на разных этапах взаимодействия будут обусловлены, в основном, разными значениями площадей поверхности реагирования, пренебрегая потерями на испарение. Объем жидкого металла в единицу времени, находящийся в виде пленки на торце электрода, каплях и в металлической ванне, практически одинаков. Другими словами, в стационарном режиме сколько металла приходит в виде капель, столько же кристаллизуется в слиток.

Размер капель на электродах большого диаметра определяется в основном поверхностным натяжением. По разным данным и в различных средах при переплавных процессах размер капель составляет 5,4...10,0 мм [6, 7].

Рассмотрим схему капельного переноса жидкого металла с торца расходуемой заготовки в ванну (рис. 1).

Следует заметить, что при ПДП и ЭЛП используются короткие кристаллизаторы и слитки из них вытягиваются в процессе переплава.

1-ый этап. Пленка на торце электрода. При плавлении электрода площадью поперечного сечения $S_э$ с концентрацией газовой примеси $C_э$ за единицу времени в пленку попадает количество примеси Q_1 . Часть этой примеси Q_2 удаляется из пленки при взаимодействии с газовой фазой, а другая часть Q_3 уходит с каплями. Таким образом, баланс примеси на первом этапе следующий: $Q_1 = Q_2 + Q_3$. Расписав это выражение получим:

$$v_{пл} S_э C_э = v_{пл} S_п C_п + \beta C_п (C_п - C_p), \quad (2)$$

где $v_{пл}$ — линейная скорость плавления электрода; $S_п$ — площадь контакта пленки металла с газовой фазой; $C_п$ — концентрация примеси в пленке; C_p — равновесная концентрация с газовой фазой.

Приведем уравнение (2) к удобному для использования виду:

$$\frac{C_э - C_p}{C_п - C_p} = 1 + \frac{\beta S_п}{v_{пл} S_э}. \quad (3)$$

Эта зависимость определяет характер взаимодействия жидкого металла с газовой фазой на первом этапе. Чем выше коэффициент массопередачи, меньше скорость плавления электрода и больше площадь оплавленного торца электрода отличается от плоской, тем большее количество газовой примеси удаляется в газовую фазу.

2-ой этап. Капля. В капли из пленки в единицу времени переходит с металлом количество примеси Q_3 , а уходит в газовую фазу в результате рафинирования часть примеси Q_4 и в металлическую ванну с каплями Q_5 . Баланс примеси на втором этапе $Q_3 = Q_4 + Q_5$, тогда

$$v_{пл} S_{\text{э}} C_{\text{п}} = v_{пл} S_{\text{э}} C_{\text{к}} + \beta S_{\text{к}} (C_{\text{к}} - C_{\text{п}}), \quad (4)$$

где $C_{\text{к}}$ — концентрация примеси в металле капель; $S_{\text{к}}$ — площадь поверхности капель.

После соответствующих преобразований получаем уравнение

$$\frac{C_{\text{п}} - C_{\text{п}}}{C_{\text{к}} - C_{\text{п}}} = 1 + \frac{\beta S_{\text{к}}}{v_{пл} S_{\text{э}}}, \quad (5)$$

которое подобно зависимости (3) для первого этапа.

Особенность второго этапа состоит в том, что степень рафинирования металла можно регулировать путем изменения поверхности, изменяя размер капель.

Поэтому в расчетах рассматриваются два размера капель — 5,4 и 10 мм [5, 6].

3-й этап. Ванна. На поверхность металлической ванны с каплями приходит количество газовой примеси Q_5 , в слиток попадает количество примеси Q_6 , равное количеству примеси на жидкотвердой границе в ванне, а переходит в газовую фазу при рафинировании часть примеси Q_7 . В этом случае баланс примеси $Q_5 = Q_6 + Q_7$, а уравнение имеет вид:

$$v_{пл} S_{\text{э}} C_{\text{к}} = v_{пл} S_{\text{э}} C_{\text{в}} + \beta S_{\text{в}} (C_{\text{в}} - C_{\text{п}}), \quad (6)$$

где $S_{\text{в}}$ — площадь поверхности металлической ванны.

После преобразования получаем равенство

$$\frac{C_{\text{к}} - C_{\text{п}}}{C_{\text{в}} - C_{\text{п}}} = 1 + \frac{\beta S_{\text{в}}}{v_{пл} S_{\text{э}}}. \quad (7)$$

Как видно, уравнение (7) идентично уравнениям первых двух стадий.

Рассмотрев все три стадии совместно, получаем общее уравнение процесса рафинирования

$$\frac{(C_{\text{э}} - C_{\text{п}})}{(C_{\text{в}} - C_{\text{п}})} = \left(1 + \frac{\beta S_{\text{п}}}{v_{пл} S_{\text{э}}}\right) \left(1 + \frac{\beta S_{\text{к}}}{v_{пл} S_{\text{э}}}\right) \left(1 + \frac{\beta S_{\text{в}}}{v_{пл} S_{\text{э}}}\right). \quad (8)$$

Согласно уравнению (8) для достижения наиболее полного рафинирования металла необходимо обеспечить высокий коэффициент массопередачи, низкую скорость плавления электрода и более развитые поверхности пленки, капли и ванны [3, 4].

Для более глубокой оценки этапов рафинирования упростим выражение (8), введя значение $W_{об}$ (объемная скорость переплава), которое равно отношению $v_{пл} S_{\text{э}}$.

Тогда массовая скорость переплава $W_{\text{мас}} = W_{об} \gamma$, где γ — плотность металла, который подвергается переплаву.

Учитывая, что площадь зеркала металлической ванны равна площади поперечного сечения слитка [$S_{\text{в}} = S_{\text{с}}$] уравнение (8) принимает следующий вид:

$$\frac{(C_{\text{э}} - C_{\text{п}})}{(C_{\text{в}} - C_{\text{п}})} = \left(1 + \frac{\beta S_{\text{п}} \gamma}{W_{\text{мас}}}\right) \left(1 + \frac{\beta S_{\text{к}} \gamma}{W_{\text{мас}}}\right) \left(1 + \frac{\beta S_{\text{с}} \gamma}{W_{\text{мас}}}\right). \quad (9)$$

Учитывая, что парциальное давление примеси в газовой фазе (вакууме или инертном газе) мало, принимаем $C_{\text{п}} = 0$.

Заменив $C_{\text{в}}$ на $C_{\text{с}}$ получаем уравнение следующего вида:

$$\frac{(C_{\text{э}})}{(C_{\text{с}})} = \left(1 + \frac{\beta S_{\text{п}} \gamma}{W_{\text{мас}}}\right) \left(1 + \frac{\beta S_{\text{к}} \gamma}{W_{\text{мас}}}\right) \left(1 + \frac{\beta S_{\text{с}} \gamma}{W_{\text{мас}}}\right). \quad (10)$$

Для сравнения эффективности рафинирования жидкого металла на различных этапах проведены расчеты, в которых использовали следующие исходные данные:

| | | |
|--|-------|---------------------------|
| диаметр электрода, мм | | 300 |
| диаметр кристаллизатора, мм | | 400 |
| высота конуса электрода на торце электрода, мм | | 150 |
| скорость плавления электрода, мм/мин | | от 1 до 20 |
| диаметр капель, мм [5] и [6] | | соответственно 10,0 и 5,4 |
| коэффициент массопередачи, см/с | | $\beta = 10^{-2}$ |
| концентрация примесей в электроде $C_{\text{э}}$, % | | 0,1 |

В табл. 1 приведены результаты расчетов степени рафинирования расплава на каждом его этапе в зависимости от геометрии торца электрода, характерного для разных способов переплава (плоский торец, конус) и скорости переплава.

На рис. 2 построены зависимости степени рафинирования жидкого металла по этапам рафинирования (пленка, ванна) от скорости переплава.

Степень рафинирования на каждом этапе существования жидкого металла определяли по формуле:

$$\frac{(C_{m-1} - C_m)}{C_{\text{э}}} \cdot 100\%, \quad (11)$$

где C_{m-1} соответствует $C_{\text{э}}$, $C_{\text{п}}$, $C_{\text{к}}$; C_m — $C_{\text{п}}$, $C_{\text{к}}$, $C_{\text{в}}$.

Из табл. 1 и рис. 2 видно, что при скоростях переплава до 12 мм/мин наиболее существенную роль в рафинировании играют пленка на торце электрода и ванна.

Степень рафинирования на этапе ванны жидкого металла с ростом скорости переплава до 9...10 мм/мин повышается, затем она практически остается неизменной.

При выбранных скоростях переплава степень рафинирования в капле незначительна как для размера капли 5,4, так и для 10,0 мм и ее значения

Таблица 1. Степень рафинирования жидкого металла на этапах переплава в зависимости от геометрии торца электрода, %

| Скорость переплава, мм/мин | В пленке | В капле, мм | | В ванне при размере капель, мм | | Общая |
|---------------------------------|--------------------------------|-------------|-------|--------------------------------|--------|---------|
| | | 5,4 | 10,0 | 5,4 | 10,0 | |
| | <i>Плоский торец электрода</i> | | | | | |
| 1 | 91,429 | 0,0661 | 0,223 | 7,776 | 7,633 | 99,2710 |
| 2 | 84,211 | 0,0612 | 0,208 | 13,245 | 13,121 | 97,5166 |
| 3 | 78,049 | 0,0568 | 0,193 | 17,088 | 16,982 | 95,1939 |
| 4 | 72,727 | 0,0529 | 0,181 | 19,796 | 19,703 | 92,5764 |
| 5 | 68,085 | 0,0496 | 0,169 | 21,696 | 21,614 | 89,8302 |
| 6 | 64,000 | 0,0466 | 0,159 | 23,010 | 22,938 | 87,0568 |
| 7 | 60,377 | 0,0440 | 0,150 | 23,897 | 23,832 | 84,3179 |
| 8 | 57,143 | 0,0416 | 0,142 | 24,466 | 24,408 | 81,6505 |
| 9 | 54,237 | 0,0395 | 0,135 | 24,799 | 24,747 | 79,0758 |
| 10 | 51,613 | 0,0376 | 0,129 | 24,955 | 24,908 | 76,6051 |
| 11 | 49,231 | 0,0359 | 0,123 | 24,976 | 24,934 | 74,2431 |
| 12 | 47,059 | 0,0343 | 0,117 | 24,897 | 24,858 | 71,9905 |
| <i>Конусный торец электрода</i> | | | | | | |
| 1 | 89,457 | 0,0813 | 0,274 | 9,565 | 9,389 | 99,1033 |
| 2 | 80,926 | 0,0739 | 0,251 | 16,000 | 15,851 | 96,9999 |
| 3 | 73,880 | 0,0675 | 0,230 | 20,334 | 20,207 | 94,2811 |
| 4 | 67,962 | 0,0622 | 0,212 | 23,255 | 23,146 | 91,2794 |
| 5 | 62,923 | 0,0576 | 0,197 | 25,205 | 25,110 | 88,1851 |
| 6 | 58,579 | 0,0536 | 0,183 | 26,475 | 26,392 | 85,1076 |
| 7 | 54,796 | 0,0502 | 0,172 | 27,263 | 27,190 | 82,1088 |
| 8 | 51,472 | 0,0471 | 0,161 | 27,703 | 27,638 | 79,2224 |
| 9 | 48,528 | 0,0444 | 0,152 | 27,893 | 27,834 | 76,4654 |
| 10 | 45,903 | 0,0420 | 0,144 | 27,899 | 27,847 | 73,8443 |
| 11 | 43,547 | 0,0399 | 0,137 | 27,773 | 27,725 | 71,3596 |
| 12 | 41,421 | 0,0379 | 0,130 | 27,549 | 27,505 | 69,0079 |

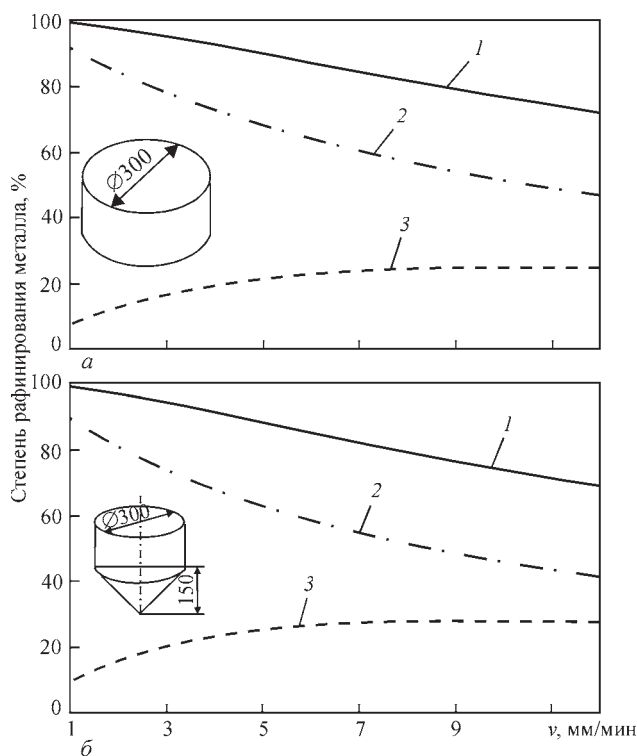


Рис. 2. Зависимость степени рафинирования жидкого металла (1 — общая; 2 — в пленке на торце электрода; 3 — в ванне жидкого металла) от скорости переплава при плоском (а) и конусном (б) торце электрода

практически совпадают как для варианта с плоским торцом электрода, так и с конусным (табл. 1).

С ростом скорости переплава снижается и общая степень рафинирования, это объясняется тем, что существенно сокращается время пребывания металла в жидком состоянии на всех этапах.

Полученные уравнения можно использовать при оценке степени рафинирования металла при ВДП, ЭЛП и ПДП не только от газов, но и при оценке десульфурации при электрошлаковом или дугошлаковом (ДШП) переплавах путем удаления серы в шлаковую фазу.

Также можно оценить интенсивность азотирования металла из газовой фазы на разных этапах при ПДП или ДШП. В этом случае зависимость будет иметь вид:

$$\frac{(C_p - C_э)}{(C_p - C_c)} = \left(1 + \frac{\beta S_{II}}{v_{пл} S_э}\right) \left(1 + \frac{\beta S_K}{v_{пл} S_э}\right) \left(1 + \frac{\beta S_B}{v_{пл} S_э}\right). \quad (12)$$

Применяя уравнение (12) произведены расчеты насыщения металла азотом на разных этапах переплава. Эти данные приведены в табл. 2.

При расчетах использовали те же исходные данные, что и при расчете эффективности ра-

Таблица 2. Степень насыщения металла азотом на этапах переплава, %

| Скорость переплава, мм/мин | В пленке | В капле, мм | | В ванне при размере капель, мм | | Общая |
|----------------------------|----------|-------------|-------|--------------------------------|--------|---------|
| | | 5,4 | 10,0 | 5,4 | 10,0 | |
| 1 | 93,4286 | 0,051 | 0,171 | 5,962 | 5,852 | 99,4411 |
| 2 | 87,8947 | 0,047 | 0,159 | 10,154 | 10,060 | 98,0960 |
| 3 | 83,1707 | 0,044 | 0,148 | 13,101 | 13,019 | 96,3153 |
| 4 | 79,0909 | 0,041 | 0,138 | 15,177 | 15,106 | 94,3086 |
| 5 | 75,5319 | 0,038 | 0,130 | 16,633 | 16,571 | 92,2032 |
| 6 | 72,4000 | 0,036 | 0,122 | 17,641 | 17,586 | 90,0769 |
| 7 | 69,6226 | 0,034 | 0,115 | 18,321 | 18,271 | 87,9770 |
| 8 | 67,1429 | 0,032 | 0,109 | 18,757 | 18,713 | 85,9320 |
| 9 | 64,9153 | 0,030 | 0,104 | 19,013 | 18,973 | 83,9581 |
| 10 | 62,9032 | 0,029 | 0,099 | 19,132 | 19,096 | 82,0639 |
| 11 | 61,0769 | 0,027 | 0,094 | 19,149 | 19,116 | 80,2530 |
| 12 | 59,4118 | 0,026 | 0,090 | 19,088 | 19,058 | 78,5260 |

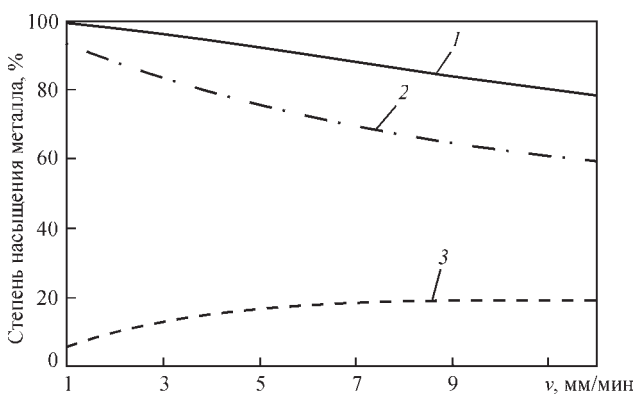


Рис. 3. Зависимость степени насыщения металла (1 — общая; 2 — в пленке; 3 — в ванне) азотом от скорости переплава

финирования, но исходное содержание азота в электроде из стали X15Г17 составляло 0,07 %.

Равновесное содержание азота рассчитывали по методике, предложенной в работе [1]. Для стали X15Г17 при температуре 2073 К и давлении 1 атм. $C_p = 0,3$ %.

В случае с плоским торцом электрода, характерного для ДШП и ПДП, с ростом скорости переплава снижается общая степень насыщения (рис. 3). Это объясняется тем, что существенно сокращается время пребывания металла в жидком состоянии на всех этапах.

Степень насыщения на этапе ванны жидкого металла с ростом скорости переплава до 9...10 мм/мин повышается, а затем она практически остается неизменной.

Выводы

1. Наибольший эффект рафинирования достигается в жидкой пленке на торце электрода.
2. Заметную роль в рафинировании металла играет также ванна жидкого металла.
3. Геометрия электрода (конус или плоский торец) незначительно влияют на степень рафинирования.

4. Наименьшую роль в рассмотренных этапах рафинирования металла играют капли и их размер.

5. Подобный способ может быть использован в расчетах по удалению примесей не только газообразных, но и таких вредных, как сера.

6. Представленная методика может быть использована для расчетов легирования металла азотом из газовой фазы.

Список литературы

1. Григоренко Г.М., Помарин Ю.М. (1989) *Водород и азот в металлах при плазменной плавке*. Киев, Наукова думка.
2. Григоренко Г.М., Лакомский В.В., Помарин Ю.М. (1988) О месте протекания физико-химических процессов при ЭШП. *Проблемы специальной электрометаллургии*, 2, 70–75.
3. Григоренко Г.М., Медовар Б.И., Помарин Ю.М. (1991) Математическая модель поведения азота в металле при электрошлаковых процессах под давлением. *Там же*, 1, 3–7.
4. Григоренко Г.М., Медовар Б.И., Лакомский В.В. и др. (1992) Математическая модель поглощения азота при переплавных процессах. *Тез. докл. 2-ой Всесоюзной конференции по высокоазотистым сталям, 21–23 апреля 1992 г., г. Киев*. Киев, с. 23.
5. Патон Б.Е., Тихоновский А.Л. (1974) Классификация и основы математического описания металлургических процессов рафинирования жидкого металла. *Рафинирующие переплавы*. Киев, Наукова думка.
6. Медовар Б.И., Цикуленко А.К., Шевцов В.Л. и др. (1986) *Металлургия электрошлакового процесса*. Киев, Наукова думка.
7. Ключев М.А. Каблуковский А.Ф. (1969) *Металлургия электрошлакового переплава*. Москва, Металлургия.

References

1. Grigorenko, G.M., Pomarin, Yu.M. (1989) *Hydrogen and nitrogen in metals during plasma melting*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Grigorenko, G.M., Lakomsky, V.V., Pomarin, Yu.M. (1988) Area of running of physical and chemical processes in ESR. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 2, 70–75 [in Russian].
3. Grigorenko, G.M., Medovar, B.I., Pomarin, Yu.M. (1991) Mathematical model of nitrogen behavior during electroslog processes under pressure. *Ibid.*, 1, 3–7 [in Russian].

4. Grigorenko, G.M., Medovar, B.I., Lakomsky, V.V. et al. (1992) Mathematical model of nitrogen absorption in remelting processes. In: *Abstr. of Papers of 2nd All-Union Conf. on High-Nitrogen Steels (Kiev, Ukraine, 21–23 April 1992)*. Kiev, 23 [in Russian].
5. Paton, B.E., Tikhonovsky, A.L. (1974) Classification and bases of mathematical description of metallurgical processes of liquid metal refining. In: *Refining remelting*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Medovar, B.I., Tsykulenko, A.K., Shevtsov, V.L. et al. (1986) *Metallurgy of electroslag process*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
7. Klyuev, M.A., Kablukovsky, A.F. (1969) *Metallurgy of electroslag remelting*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

ІНТЕНСИВНІСТЬ ПЕРЕБІГУ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ РЕАКЦІЙ У ПРОЦЕСАХ СПЕЦІАЛЬНОЇ ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЇ

Г.М. Григоренко, Р.В. Козин
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Для всіх способів спеціальної електрометалургії (вакуумно-дугового, електрошлакового, електронно-променевого, плазмово-дугового перепадів) загальним є наявність заготовки, що витрачається, рідкої плівки на її торці, крапель, якими метал переноситься в ванну, рідкої ванни й зливка, що формується. У статті зроблена спроба узагальнити і уточнити наявні дані, отримані раніше, про рафінування на кожному з етапів існування рідкого металу (плівка, крапля, ванна). Наведено результати розрахунків ступеня рафінування для різних швидкостей плавлення, розміру крапель, геометрії електрода і зроблена аналітична оцінка щодо впливу кожного з етапів на ефективність рафінування. Бібліогр. 7, табл. 2, рис. 3.

Ключові слова: рафінування; електрод; кристалізатор; зливка; етапи; плівка; крапля; ванна

INTENSITY OF RUNNING OF PHYSICO-CHEMICAL REACTIONS IN SPECIAL ELECTROMETALLURGY PROCESSES

G.M. Grigorenko, R.V. Kozin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The common elements of all the special electrometallurgy processes (vacuum arc, electroslag, electron beam, plasma-arc remelting) include a consumable billet, liquid film at its end face, drops with which the metal is transferred into the pool, the liquid pool and forming ingot. In the paper an attempt is made to generalize and clarify the earlier obtained data, on refining at each of the stages of liquid metal existence (film, drop, pool). Results of calculation of the degree of refining for different melting rates, drop size, and electrode geometry, and analytical assessment of the influence of each of the stages on refining effectiveness are given. Ref. 7, Tabl. 2, Fig. 3.

Key words: refining; electrode; mould; ingot; stages; film; drop; pool

Поступила в редакцію 08.05.2019

НОВАЯ КНИГА



Научные основы и технологии производства термоантрацита в трубчатых вращающихся печах и электрокальцинаторах: С.В. Кутузов, М.И. Гасик, О.Ю. Уразлина, М.М. Гасик, Е.И. Цыбуля, В.В. Деркач. — Днепр: ЧМП «Экономика», 2018. — 408 с.

Изложены основные структурные параметры и качественные характеристики регионально-метаморфизированных антрацитов Донбасса для получения термоантрацита как наполнителя углеродной продукции широкого функционального применения. Проанализированы процессы пиролиза летучих продуктов при прокаливании антрацита, обобщены экспериментальные данные моделирования состава газовой фазы, а также результаты комплексного компьютерного моделирования зависимости влияния размеров кристаллов и теплопроводности термоантрацита от температуры. Рассмотрены конструкции трубчатых вращающихся печей и электрокальцинаторов. Изложены результаты моделирования температурно-временных параметров и физико-химических процессов прокаливания антрацита в трубчатой вращающейся печи, механизм эрозии футеровки и мероприятия по повышению ее стойкости. Приведены материалы комплексного компьютерного моделирования процесса и технологических параметров получения термоантрацита в электрокальцинаторах: электрического и теплового баланса электрокальцинатора, окислительно-восстановительных реакций, граничных условий и допущений для модели получения термоантрацита, моделирования термодинамики в шахте электрокальцинатора. Проанализированы данные экспериментальных исследований распределения подводимой в электрокальцинатор мощности, процессов образования локальных разгаров проектной футеровки и повышения стойкости разработанной футеровки, исследований гидравлического сопротивления антрацитовой загрузки и совершенствования системы отвода газов из шихты электрокальцинатора.

*Заказы на книгу просьба направлять
в редакцию журнала «Современная электрометаллургия»*

НОВЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

С.В. Ахонин, В.А. Березос, В.Ю. Белоус

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведены работы по созданию новых титановых сплавов с улучшенными эксплуатационными свойствами. Разработаны сплавы: СП15, который может применяться для производства высоконагруженных изделий, используемых в агрессивных средах; ТМ1 и ТМ2 — сплавы медицинского назначения, рассчитанные на различный уровень прочности; Т110 — сплав, который по технологичности, свариваемости и работоспособности в условиях циклических нагрузок превышает широко используемый в авиации сплав ВТ22; Т120 — сложнолегированный ($\alpha+\beta$)-титановый сплав с высоким комплексом механических и эксплуатационных свойств и хорошей свариваемостью. Библиогр. 17, табл. 8, рис. 11.

Ключевые слова: титановые сплавы; электронно-лучевая плавка; слиток; химический состав; деформация; полуфабрикаты; структура; механические свойства

В последние десятилетия наблюдается значительное повышение объема исследовательских работ, целью которых является получение титановых сплавов с новым комплексом свойств [1–3]. В ведущих мировых материаловедческих центрах США, Китая, России и ЕС проводятся интенсивные работы по созданию новых титановых сплавов с повышенными эксплуатационными свойствами. Однако для более широкого применения сплавов на основе титана в различных отраслях промышленности необходимо не только повышать их механические характеристики, но и снижать стоимость производства, что может быть достигнуто при создании новых сплавов с улучшенными эксплуатационными свойствами и применении новых высокоэффективных технологий их производства, в первую очередь выплавки.

В ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разработано и освоено производство отечественных сплавов на основе титана с более высокими механическими и эксплуатационными свойствами, чем существующие в мировой практике, для использования их в медицине, химическом и атомном машиностроении, в авиационной и военной технике.

Первые исследования, выполненные в ИЭС им. Е.О. Патона, с целью создания новых более эффективных сплавов на основе титана были направлены на разработку сплавов для сварочной проволоки. Основная задача заключалась в том, чтобы повысить степень легирования проволоки и таким образом при сварке средне- и высоколегированных сплавов увеличить прочность швов, не снижая показателей пластичности. Так, в 80-х годах прошлого столетия в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разработан сплав СП15 для применения в качестве присадочного материала при сварке высокопрочных титановых сплавов [4, 5]. Работы по изучению коррозионной стойкости по-

казали, что сплав СП15 в литом состоянии и после проката является стойким к растрескиванию под напряжением в условиях воздействия морской воды и атмосферы [6]. Согласно ГОСТ 26294–84 титановые сплавы, которые после испытаний под напряжением в растворе $\text{CH}_3\text{OH} + 0,4\% \text{HCl}$ не растрескиваются в течение 100 ч, являются не склонными к коррозионному растрескиванию. Сплав СП15 двух состояний (литье и прокат), а также после всех режимов термообработки испытывали в растворе $\text{CH}_3\text{OH} + 0,4\% \text{HCl}$ в течение 2000 ч. При визуальном осмотре поверхности образцов растрескиваний и локальных разрушений не обнаружено. Установлено, что по технологическим характеристикам сплав находится на уровне мировых стандартов, а по коррозионной стойкости превышает их. Поэтому были проведены исследовательские работы, задачей которых являлось изучение возможности изготовления труб из литейного деформируемого сваривающегося двухфазного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава СП15. Трубы изготавливали из слитков диаметром 400 мм, выплавленных способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛП) с последующей ковкой на трубные заготовки диаметром 120 мм.

Химический состав трубной заготовки диаметром 120 мм из сплава СП15 приведен в табл. 1, а на рис. 1 показана ее макроструктура.

Исследования показали, что микроструктура металла заготовки состоит из претерпевших распад β -зерен размером 0,2...0,4 мм. По их границам местами наблюдалась прерывистая окантовка α -фазы. Внутризеренная структура состояла из α - и β -фаз. Морфология внутризеренной α -фазы — пластинчатая. Тонкие пластины α -фазы различно ориентированы в пределах β -зерен, местами образывая α -колонии, а β -фаза располагалась в промежутках между α -пластинами. Толщина α -пластин составляла примерно 1,0...1,3 мкм.

Таблица 1. Химический состав трубной заготовки из сплава СП15, мас. %

| Сплав СП15 | Al | Mo | V | Nb | Zr | O | N | H |
|---------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------|-------|--------|
| Заготовка | 5,0 | 2,73 | 2,95 | 3,8 | 1,6 | 0,13 | 0,04 | 0,015 |
| ТУ1-809-55-83 | 3,8...5,1 | 2,2...3,2 | 2,0...3,4 | 1,8...4,0 | 1,5...2,3 | <0,15 | <0,05 | <0,015 |

Таблица 2. Механические свойства труб из ($\alpha+\beta$)-титанового сплава СП15

| Диаметр трубы | σ_B , МПа | σ_T , МПа | δ , % | ψ , % | KCU, Дж/см ² | KCV, Дж/см ² |
|---------------|------------------|------------------|--------------|------------|-------------------------|-------------------------|
| 92×5 | 1047...1060 | 889...902 | 13,3...14,0 | 31...33 | 43...44 | 25...26 |
| 30×4 | 1310...1320 | 1075...1080 | 10...11 | 41...45 | — | — |
| 115×16 | 1010...1040 | 887...895 | 12...13 | 30...31 | 72...74 | 35...37 |

После прошивки и механической обработки заготовки подвергали горячему и холодному переделу на трубы различных типоразмеров. Изготовленные трубы механически испытывали и их свойства приведены в табл. 2.

Таким образом, проведенные работы показали, что освоение и применение разработанного титанового сплава СП15 позволит выполнять технические проекты нового поколения, создавать аппараты для получения особо агрессивных компонентов, применяемых в специальных производствах оборонного комплекса, снизить их массу, повысить рабочие нагрузки.

Титановая промышленность России производит среднелегированные титановые сплавы системы Ti–Al–Mn (OT4-1, OT4, OT4-2). Они хорошо зарекомендовали себя при использовании их и в сварных конструкциях. Однако вакуумно-дуговой переплав (ВДП) слитков титановых сплавов, содержащих марганец, который легко испаряется, связан с большими технологическими трудностями. Их преодоление практически сводит на нет относительную дешевизну марганца, как легирующего элемента. Кроме того, в титановой промышленности Украины основным способом получения слитков сплавов титана является ЭЛП, который проводится в более глубоком вакууме, чем ВДП, что не позволяет выплав-

лять сплавы с марганцем. Следует также отметить, что сплавы с марганцем имеют пониженную коррозионную стойкость. Поэтому в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины выполнен комплекс исследований по созданию титановых сплавов, которые хорошо свариваются, с характеристиками, превышающими соответствующие показатели сплавов системы Ti–Al–Mn, а также разработана промышленная технология изготовления этих сплавов способом ЭЛП. На основании исследований разработаны низколегированные титановые сплавы, которые по своим механическим характеристикам превосходят, а по свариваемости не уступают, сплавам серии OT (Ti–Al–Mn). Это сплавы серии T80 (Ti–2Al–1,2Fe–1,2Nb–0,6Zr) и T90 (Ti–4Al–1,2Fe–1,2Nb–0,6Zr), заменяющие соответственно сплавы OT4-1 и OT4.

С развитием хирургии по замене больных суставов эндопротезами, а также с увеличением объемов использования имплантатов в стоматологии существенно возрос интерес к титану, который помимо низкого удельного веса и высокой коррозионной стойкости обладает еще и хорошей биологической совместимостью.

До настоящего времени для изготовления эндопротезов и имплантатов широко используются такие материалы, как нелегированный титан и сплав Ti–6Al–4V. Однако материалы, применяемые в медицине, особенно те, которые используют для изготовления эндопротезов, имплантатов, должны обеспечивать длительный срок службы изготавливаемых из них деталей и поэтому их необходимо легировать только биологически совместимыми, нетоксичными элементами, тогда как такие легирующие элементы, как ванадий, кобальт и никель могут образовывать в организме человека токсичные соединения [7], которые являются причиной воспалительных процессов с токсикологическими симптомами.

В ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разработаны два сплава медицинского назначения — TM1 системы Ti–3,5Al–5Nb–3Zr [8] и TM2 (Ti–5Al–6Nb–2Fe–0,6Zr) [9], рассчитанных на различный

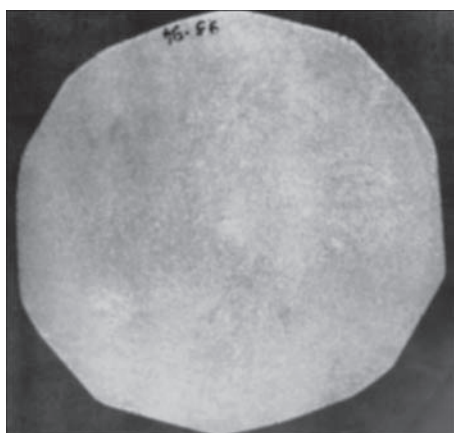


Рис. 1. Макроструктура трубной заготовки диаметром 120 мм из сплава СП15

Таблица 3. Механические свойства титановых сплавов, применяемых в медицине

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

уровень прочности. Механические свойства этих сплавов в сравнении с другими, применяемыми в медицине, представлены в табл. 3.

При создании стоматологических, ортопедических и кардиологических протезов важно, чтобы материал не только имел оптимальное соотношение механических свойств, но и обладал высоким уровнем сопротивления переменным нагрузкам и имел высокие усталостные характеристики. Сопоставление усталостных свойств сплава TM1 с усталостными характеристиками технического титана BT1 и сплава BT6 показало, что сопротивление усталости сплава TM1 несколько ниже, чем сплава BT6, но приблизительно в 2 раза выше чем у технического титана (рис. 2).

Разработанные сплавы TM1 и TM2 прошли испытания на общую коррозию в растворах серной и соляной кислот. Испытания при комнатной температуре проводили в УкрНИИХимМаше (табл. 4).

Анализ полученных результатов показал, что скорость коррозии сплавов TM1 и TM2 в разбавленной соляной и серной кислотах на порядок ниже, чем у нелегированного титана марки BT1-0 в тех же средах. В 10%-ном растворе HCl скорость коррозии ниже, чем у нелегированного титана как минимум в 2 раза.

Кроме определения механических, усталостных и коррозионных характеристик проведены исследования структуры разработанных титановых сплавов.

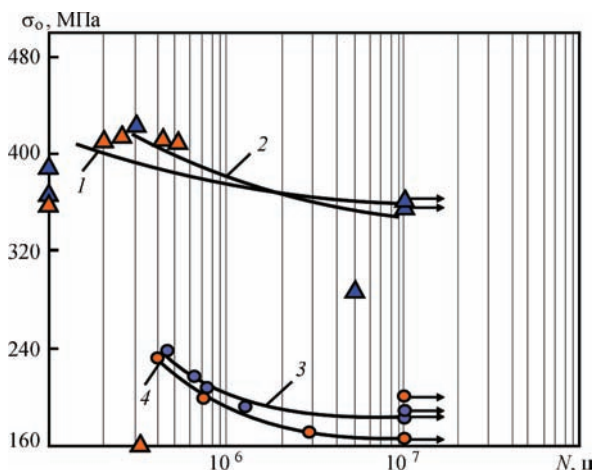


Рис. 2. Усталостные характеристики титановых сплавов TM1 (1, 2) и BT1 (3, 4)

Сплав TM1 (системы Ti-Al-Nb-Zr) относится к титановым псевдо- α -сплавам и является термически стабильным. Сплав после прокатки состоит из сильно деформированных, вытянутых в направлении прокатки первичных β -зерен. Внутренняя структура представлена колониями пластичной α -фазы с различной кристаллографической ориентацией. Сплав TM2 (системы Ti-Al-Nb-Fe-Zr) можно отнести к титановым ($\alpha + \beta$)-сплавам мартенситного класса. В прокатанном состоянии этот сплав также имеет структуру, созданную пластинчатой α -фазой, но в промежутках между α -пластинами имеется β -фаза, количество которой зависит от режима термической обработки (рис. 3).

Разработанные в ИЭС им. Е.О. Патона титановые сплавы TM1 и TM2 характеризуются высоким уровнем механических свойств, а также хорошей коррозионной стойкостью и биологической совместимостью, что позволяет широко применять их в таких областях медицины, как ортопедия и стоматология.

Также следует отметить, что сплавы TM1 и TM2 обладают хорошей свариваемостью, и это дает возможность выполнять сварные конструкции при изготовлении аппаратов и инструментов медицинского назначения.

Разработанные титановые сплавы прошли клинические испытания, на основании которых Государственной санитарной эпидемиологической службой Министерства здравоохранения Украины было выдано разрешение на применение сплавов TM1 и TM2 в медицине (заключение от 13.04.2007 № 05.03.02-04/18536, № 05.03.02-07/18539).

Таблица 4. Характеристики коррозионной стойкости титановых сплавов

| Среда | Скорость коррозии, мм/год | | |
|---|---------------------------|--------|--------|
| | TM1 | TM2 | BT1-0 |
| 1 % HCl | – | 0,0001 | 0,0035 |
| 5 % HCl | 0,0019 | 0,0002 | 0,0042 |
| 10 % HCl | 0,0290 | 0,0270 | 0,0790 |
| 5 % H ₂ SO ₄ | – | 0,0002 | 0,0039 |
| 10 % H ₂ SO ₄ | 0,0005 | 0,0005 | 0,0063 |
| 20 % H ₂ SO ₄ | 0,0005 | 0,0007 | 0,0550 |
| Концентрат H ₂ SO ₄ | 0,140 | – | 1,4250 |

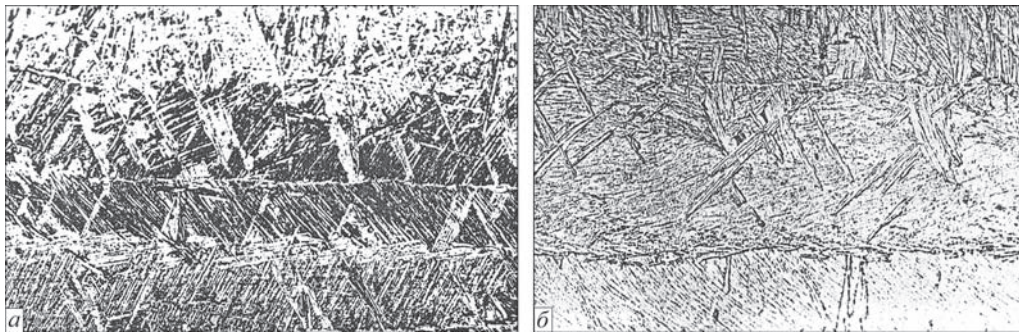


Рис. 3. Микроструктура титановых сплавов ($\times 250$): а — ТМ1 (Ti–Al–Nb–Zr); б — ТМ2 (Ti–Al–Nb–Fe–Zr)



Рис. 4. Внешний вид слитка диаметром 400 мм из титанового сплава Т110

Дальнейшие исследования в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины позволили создать новый перспективный сплав Т110, который по технологичности, свариваемости и работоспособности в условиях циклических нагрузок превышает широко используемый в авиации сплав ВТ22 [3, 10]. Сплав создан на основе сырьевой базы Украины, защищен патентом Украины [11], разработаны технические условия на производство полуфабрикатов из этого сплава. Основные области применения нового сплава Т110 — изготовление высоконагруженных силовых узлов авиакосмической техники, корпусов реакторов для атомной

энергетической промышленности, авиационных двигателей, специзделий, работающих в условиях импульсного высокотемпературного нагружения, а также сборных сварных элементов бронезащиты самолетов и бронесредств индивидуальной защиты личного состава. Сплав может применяться в нефтехимической промышленности при сооружении платформ по добыче нефти и газа на шельфе, создании бурового и обсадного оборудования и глубоководных аппаратов.

На производственных мощностях ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разработана технология получения слитков титанового сплава Т110 диаметрами от 100 до 400 мм, слитков-слябов сечением 150×540 мм и длиной до 3000 мм.

По разработанной технологии получены слитки высокопрочного титанового сплава Т110 диаметром 400 мм (рис. 4).

Исследование содержания легирующих элементов в слитке сплава Т110 показало, что они равномерно распределены как по длине, так и по поперечному сечению слитка (табл. 5).

Важнейшим критерием качества титановых слитков является отсутствие в металле неметаллических включений, особенно в виде азотсодержащих альфированных частиц или нитридов титана. При переплаве титана по технологии электрон-

Таблица 5. Распределение легирующих элементов и примесей по длине слитка титанового сплава Т110, полученного способом ЭЛП, мас. %

| Марка сплава | Часть слитка | Место отбора пробы* | Al | Mo | V | Nb | Fe | Zr | O | N |
|--------------|--------------|---------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------|-------|
| Т110 | Верх | О | 5,48 | 1,02 | 1,18 | 5,32 | 1,63 | 0,40 | 0,09 | 0,02 |
| | | С | 5,52 | 1,01 | 1,41 | 4,91 | 1,61 | 0,35 | | |
| | | П | 5,57 | 1,06 | 1,40 | 5,02 | 1,60 | 0,33 | | |
| | Середина | О | 5,45 | 1,02 | 1,50 | 5,45 | 1,58 | 0,37 | — | — |
| | | С | 5,30 | 1,12 | 1,49 | 5,26 | 1,60 | 0,31 | | |
| | | П | 5,14 | 1,14 | 1,45 | 5,27 | 1,61 | 0,37 | | |
| | Низ | О | 5,54 | 1,01 | 1,42 | 4,98 | 1,59 | 0,32 | — | — |
| | | С | 5,43 | 1,12 | 1,39 | 4,78 | 1,69 | 0,34 | | |
| | | П | 5,21 | 1,31 | 1,33 | 4,84 | 1,47 | 0,30 | | |
| Временные ТУ | | | 5,0...6,0 | 1,0...1,5 | 1,2...2,0 | 4,5...5,5 | 1,5...2,0 | 0,3...0,5 | <0,15 | <0,04 |

*О — вблизи оси слитка; С — вблизи середины радиуса; П — в периферийной зоне (10 мм от поверхности слитка).

но-лучевой плавки с промежуточной емкостью создаются термические и физико-химические условия, обеспечивающие удаление вышеуказанных включений. В этой связи были проведены работы по изучению структуры полученных слитков. Макроструктуру изучали на поперечных темплатах, вырезанных на расстоянии 150 мм от верха и низа слитков, а также из их середины. Выявление структуры проводили травлением темплетов в 15%-ном растворе фтористой кислоты с добавлением 3%-ной азотной кислоты при комнатной температуре [12]. Установлено, что структура металла слитков титанового сплава Т110, полученных способом ЭЛП, плотная, однородная, с отсутствием различных травящихся зон по сечению слитка (рис. 5).

Существенной разницы в структуре центральной и периферийной зон слитка не наблюдали. Дефектов в виде пор, раковин, трещин и неметаллических включений не обнаружено. Характерной для слитков ВДП сегрегации легирующих элементов не выявлено [13]. Кристаллическое строение металла одинаковое по всей длине слитков и характеризуется кристаллами, близкими к равноосным по форме. Участки столбчатой структуры отсутствовали.

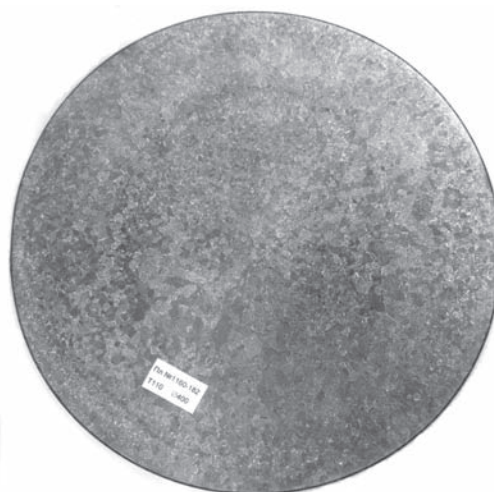


Рис. 5. Макроструктура поперечного сечения слитка диаметром 400 мм из сплава Т110

Прочность высокопрочных титановых сплавов определяется не только степенью легирования, но и параметрами обработок давлением и последующих термической или термомеханической. Однако с повышением прочности сплава, как правило, снижается его пластичность, что является существенным недостатком материала при изготовлении из него

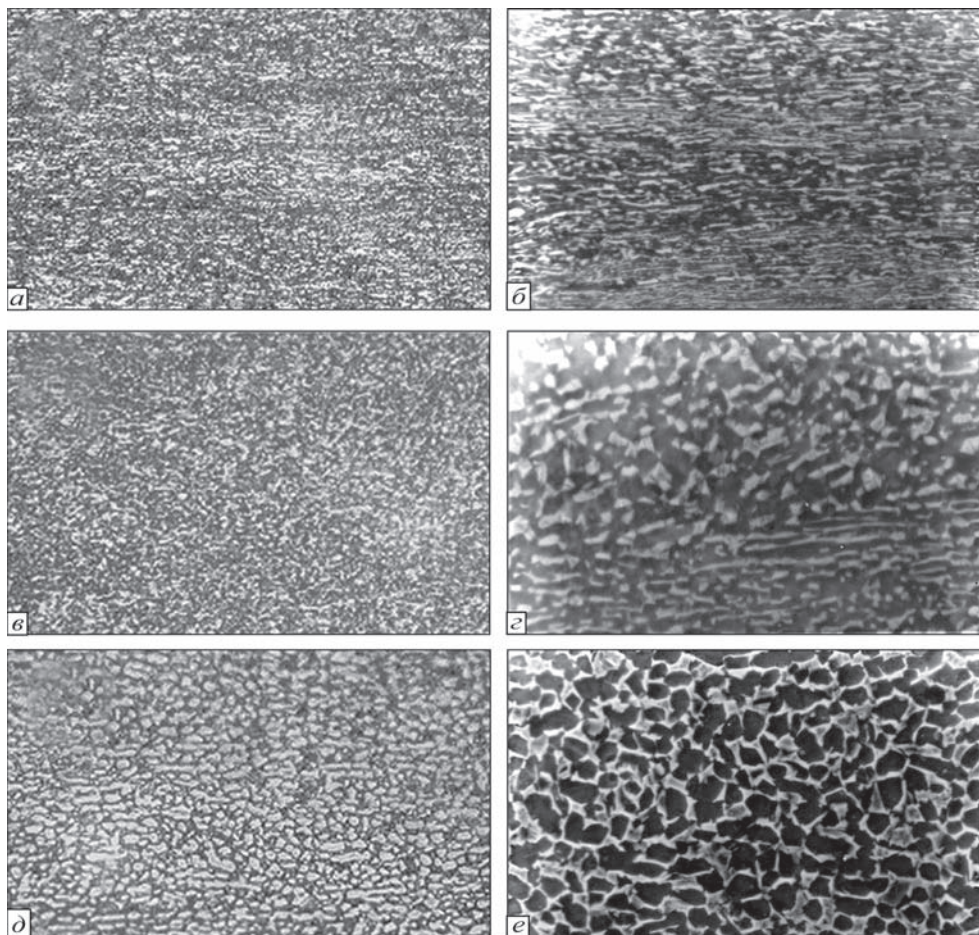


Рис. 6. Микроструктура материала образцов сплава Т110 после разных видов термической обработки: а, б — для образца № 1; в, г — № 2; д, е — № 3 (см. табл. 6); а, в, д — $\times 500$; б — $\times 1200$; г — $\times 4000$; е — $\times 2000$

Таблица 6. Механические свойства образцов сплава Т110 после термической обработки

| Номер образца | Вид термической обработки | σ_b , МПа | σ_p , МПа | δ , % | ψ , % | KCU, Дж/см ² |
|---------------|--|------------------|------------------|--------------|------------|-------------------------|
| 1 | Отжиг 750 °С, $\tau = 1$ ч, охлаждение с печью | 1100 | 1060 | 21 | 50 | 35...39 |
| 2 | Закалка 800 °С, $\tau = 1$ ч, в воду, старение 600 °С, $\tau = 3$ ч, охлаждение на воздухе | 1220 | 1115 | 19 | 60 | 28...29 |
| 3 | Вакуумный отжиг 850 °С, $\tau = 1$ ч | 1050 | 992 | 20 | 53 | 56...58 |

конструкций, работающих при вибрации, повторной статике, изгибе, ударных нагрузках.

С целью изучения качества полученного металла из слитков титанового сплава Т110 методом горячей деформации были изготовлены пластины толщиной примерно 3,2...3,3 мм и площадью 150×150 мм². Заготовки прокатывали в ($\alpha + \beta$)-области. Вырезанные пластины (образцы № 1–3) отжигали или подвергали упрочняющей термической обработке в двухфазной ($\alpha + \beta$)-области при температурах 750...850 °С.

Результаты механических испытаний материала образцов, после разных видов термической обработки представлены в табл. 6.

При исследовании макроструктуры установлено, что схема термомеханической обработки, по которой изготавливали листы под образцы для испытаний, позволила получить в них продольную текстуру прокатки.

Исследования микрошлифов в продольном и поперечном направлениях показали, что микроструктура образцов после термической обработки имела глобулярную морфологию α -выделений внутри зерен (рис. 6). В образцах № 1 и 2 наблюдали структурную неоднородность, связанную с частичной рекристаллизацией в процессе термической обработки. При этом в образцах сохранилась текстура деформации. В образце № 3 наблюдали более крупнозернистую, равноосную микроструктуру. Это объясняется тем, что при вакуумной термообработке в результате прохождения собирательной рекристаллизации глобуляризация выделений α -фазы произошла в более полном объеме. Пластинчатых выделений практически не наблюдалось.

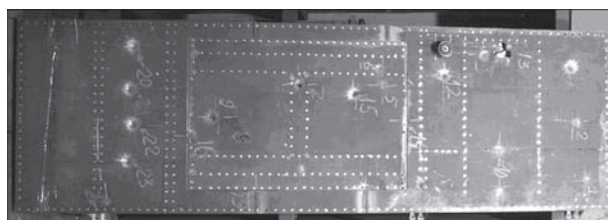


Рис. 7. Конструкция после испытаний на стойкость в условиях статического и динамического импульсно-ударного воздействия тараном и инденторами весом 7,9...8,1 и 15,6 г, диаметрами 9,0 и 10,9 мм соответственно

Таким образом, проведенные исследования свидетельствуют о преимуществах термообработки для образцов № 1 и 2, которые позволяют получить более высокие показатели прочности сплава Т110.

Натурные испытания сопротивлению ударной импульсно-динамической нагрузке проводили на отдельном экземпляре конструкции, изготовленном по промышленной технологии. Цель испытаний заключалась в определении работоспособности конструкции в условиях статических и динамических нагрузок. Общий вид конструкции после испытаний показан на рис. 7.

В результате проведенных исследований разработан и предложен вариант конструктивно-технологического решения, обеспечившего необходимую стойкость материалов и конструкции в условиях высокоимпульсных ударных нагрузок.

Одним из важных преимуществ сплава Т110 является его хорошая свариваемость. При этом свойства сварных соединений практически не зависят от термического цикла сваривания, что позволяет использовать в производстве различные модификации дуговой сварки в среде аргона и сварки электронным лучом.

В настоящее время во всем мире наблюдается устойчивая тенденция увеличения доли высоко-



Рис. 8. Внешний вид слитков диаметром 150 мм сплава Т120

Таблица 7. Химический состав нового титанового сплава Т120, мас. %

| Место отбора проб | | Al | V | Mo | Nb | Zr | Fe | Cr | Ti |
|---------------------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|--------|
| Верх | Центр | 4,8 | 2,2 | 2,9 | 4,3 | 2,4 | 0,9 | 1,3 | Основа |
| | Край | 5,0 | 2,3 | 2,8 | 4,2 | 2,6 | 0,8 | 1,0 | →— |
| Середина | Центр | 5,3 | →— | →— | →— | →— | 1,0 | 1,1 | →— |
| | Край | 5,4 | 2,5 | 2,9 | 4,1 | 2,7 | 1,1 | 1,2 | →— |
| Низ | Центр | 5,1 | 2,7 | 2,7 | 4,0 | →— | 1,0 | 1,3 | →— |
| | Край | 5,0 | 2,6 | →— | 4,1 | 2,6 | 1,2 | →— | →— |
| Техническое задание | | 4,5...5,5 | 1,5...2,5 | 2,5...3,0 | 3,5...4,5 | 2,3...3,0 | 0,7...1,2 | 1,0...1,5 | →— |

прочных материалов, которые обеспечивают высокий комплекс механических и эксплуатационных свойств и при этом хорошо свариваются. В связи с этим в ИЭС им. Е.О. Патона проведены работы по разработке высокопрочного титанового сплава на основе 8-ми компонентной системы легирования [14], а также технологии получения слитков нового высокопрочного титанового сплава Т120 способом электронно-лучевой плавки. Полученные слитки диаметром 150 мм нового высокопрочного титанового сплава Т120 характеризуются высокой однородностью как по длине, так и по их поперечному сечению (рис. 8, табл. 7).

Для измельчения исходной литой структуры за счет процессов рекристаллизации, улучшения химической однородности материала, а также устранения дефектов, возникающих при металлургическом производстве литых слитков, используют традиционные способы обработки давлением — ковку, прокатку, экструзию [15]. Использование прокатки позволяет получать листы, которые можно сваривать.

С целью определения режимов термомеханической обработки, изучения механических свойств нового высокопрочного титанового сплава Т120 обработанные слитки подвергали горячей деформационной обработке на реверсивном прокатном дуо стане Skoda 355/500. Нагрев загото-

вок осуществляли в электропечах сопротивления мощностью от 50 до 70 кВт.

Деформационная обработка заготовок из экспериментальных сплавов типа Т120 осуществляли по следующим технологическим режимам: нагрев в печи до температуры 1050 °С без применения защитной атмосферы и защитных покрытий с выдержкой в течение 1 ч; прокат поперек оси слитка от 145 до приблизительно 200 мм (рис. 9, а); деформация за один проход — 5 мм; температура окончания проката — не менее 850 °С; при достижении размера примерно 200 мм заготовку поворачивали на 90° (рис. 9, б) и производили ее докатку с промежуточными подогревами до достижения степени деформации заготовки около 60 %; нагрев заготовок в печи до температуры 960 °С с выдержкой 0,5 ч; «чистовая» докатка заготовок до толщин 8, 10, 13, 15 мм; деформация заготовки за один проход — 2...3 мм. В дальнейшем проводили рихтовку на гидравлическом прессе с целью устранения прогибов.

Остывание заготовок осуществляли на воздухе до температуры окружающей среды. Размер прокатанной заготовки по длине составлял более 450 мм, что позволило вырезать из одной заготовки две чистовые пластины.

Прокатанные заготовки были подвергнуты пескоструйной обработке с целью устранения

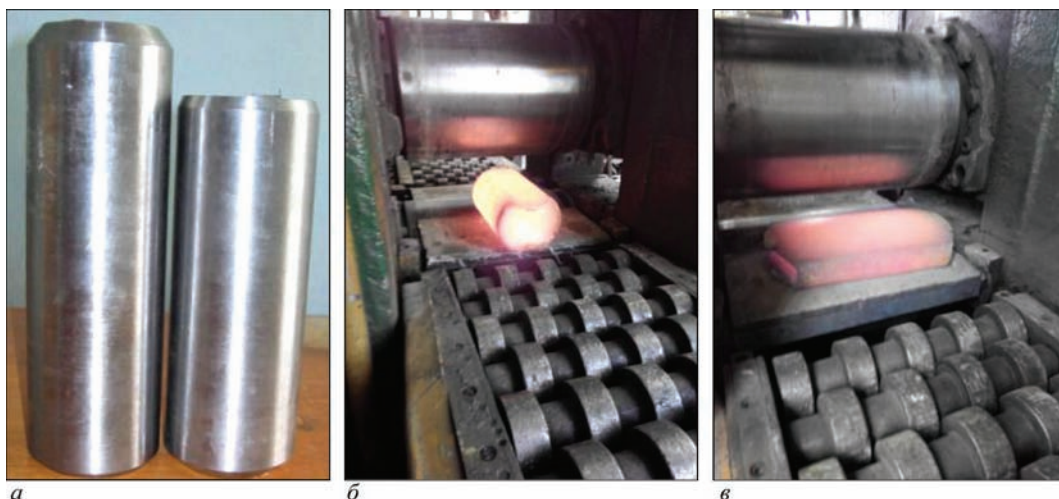


Рис. 9. Исходные заготовки диаметром 145 мм сплава Т120 (а), процесс деформации в продольном (б) и поперечном (в) направлениях

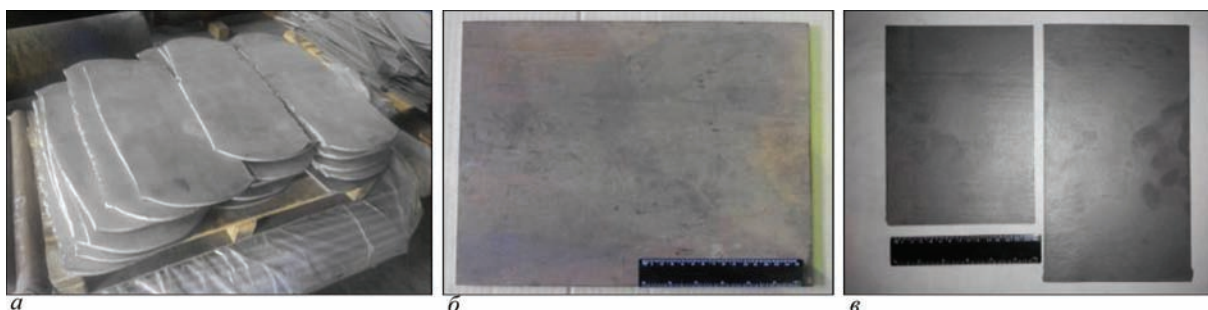


Рис. 10. Экспериментальная партия пластин из сплава титана Т120 (а), готовые пластины размерами 25×300×15 мм (б), 150×250×8 мм и 150×300×10 мм (в)

окисленного слоя. Получена экспериментальная партия пластин из сплава титана Т120 (рис. 10, а). Порезку в готовый размер производили на строгальном станке. Выход годного готовых пластин из заготовок после проведенной пластической деформации составил около 70 % (рис. 10, б, в).

Исследования микроструктуры проводили на поперечных и продольных микрошлифах, вырезанных из деформированных заготовок, с помощью оптического микроскопа «NEOFOT-30», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования. Методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) определяли структурные составляющие по размерам и составу на приборе JSM-840. Определение микротвердости осуществляли на приборе М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 100 г.

Проведенные исследования микроструктур титанового сплава Т120 показали, что после прокатки при температурах, соответствующих области

существования β -области, сплав Т120 состоял из равноосных полиэдрических первичных β -зерен размером 150...200 мкм (рис. 11, а). Внутризеренная структура была представлена α - и β -фазами, причем α -фаза имела пластинчатую морфологию с толщиной пластин около 0,5 мкм (рис. 11, б). В структуре сплава встречались участки с нераспавшейся β -фазой — т. н. « β -пятна» (рис. 11, в). В некоторых местах по границам зерен зафиксированы неметаллические выделения (рис. 11, г).

Микроструктура деформированных заготовок экспериментального титанового сплава Т120 имела удовлетворительную однородность по сечению образца. Обнаружены равноосные ($\alpha+\beta$)-зерна размерами 240...360 мкм, что соответствует 2...3 баллам [16]. Твердость по Виккерсу составляла 4750...5170 МПа.

Для стабилизации структуры и снятия остаточных напряжений после прокатки сплав Т120 подвергали отжигу при температурах 800, 850 и 900 °С.

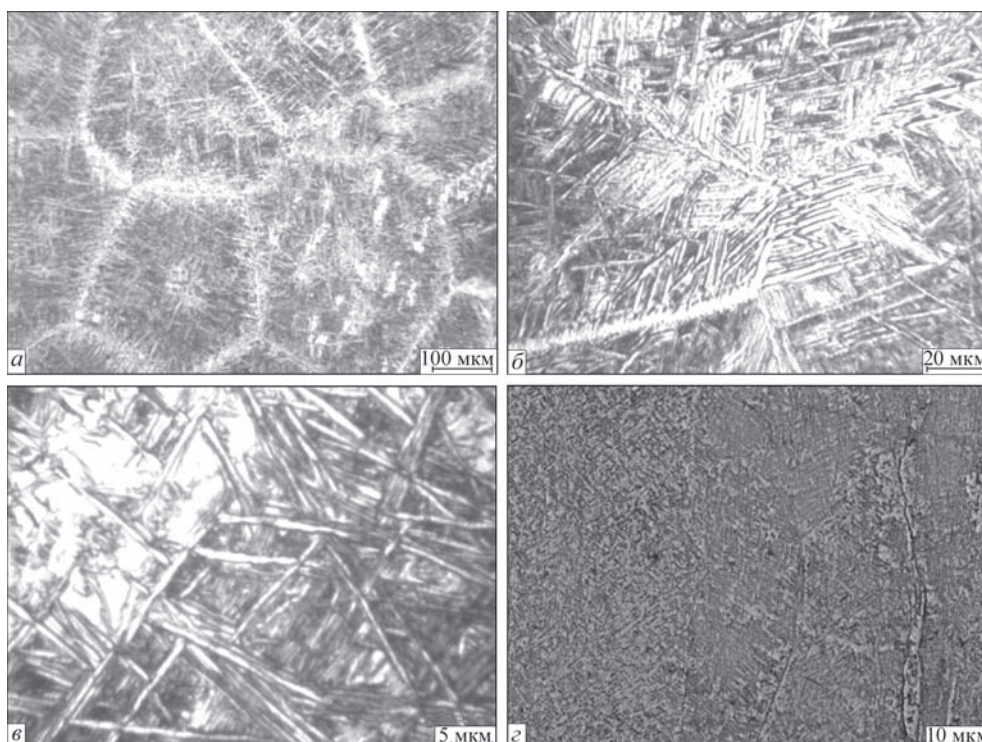


Рис. 11. Микроструктура сплава Т120 после горячей деформационной обработки (а–г — см. в тексте)

Таблица 8. Механические свойства деформированного титанового сплава Т120

| Номер образца | Вид термообработки | σ_b , МПа | σ_T , МПа | δ , % | ψ , % | KCV, Дж/см ² |
|---------------|--------------------|------------------|------------------|--------------|------------|-------------------------|
| 1 | Отжиг 800 °С, 1 ч | 1317,8 | 1262,3 | 2,7 | 12,9 | 6,7 |
| 2 | Отжиг 850 °С, 1 ч | 1214,9 | 1089,2 | 10,0 | 18,5 | 9,0 |
| 3 | Отжиг 900 °С, 1 ч | 1186,0 | 1123,6 | 13,3 | 19,0 | 13,5 |

Механические свойства определяли при нормальной температуре на образцах, которые вырезали из металла после деформационной, а также соответствующей термической обработок. Механические свойства сложнолегированного титанового сплава Т120 после проведенных термических обработок приведены в табл. 8.

Как видно из таблицы, наилучшее сочетание механических свойств для деформированного сплава Т120 обеспечивает отжиг при температуре 850 °С в течение 1 ч. При этом предел прочности созданного сложнолегированного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава Т120 составляет не менее 1200 МПа. На сплав Т120 получен патент Украины [17].

Выводы

1. В ИЭС им. Е.О. Патона проведены работы по созданию новых титановых сплавов с улучшенными эксплуатационными свойствами по отношению к существующим сплавам.

2. Разработан сплав СП15, который помимо применения в качестве присадочного материала при сварке высокопрочных титановых сплавов может применяться и для производства высоконагруженных изделий, используемых в агрессивных средах (морская вода, растворы кислот и т. п.).

3. Разработаны сплавы медицинского назначения, рассчитанные на различный уровень прочности. Показано, что разработанные в ИЭС им. Е.О. Патона титановые сплавы ТМ1 и ТМ2 характеризуются высоким уровнем механических свойств, а также хорошей коррозионной стойкостью и биологической совместимостью, что позволяет широко применять их в таких областях медицины, как ортопедия и стоматология.

4. Одним из перспективных сплавов, разработанных в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, является сплав Т110, который по технологичности, свариваемости (все виды сварки) и работоспособности в условиях циклических нагрузок превышает широко используемый в авиации сплав ВТ22.

5. Проведен комплекс работ по созданию сложнолегированного ($\alpha+\beta$)-титанового сплава Т120, который обеспечил высокие показатели механических и эксплуатационных свойств и хорошей свариваемости.

6. Таким образом, в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины накоплен большой опыт по разработке новых титановых сплавов для нужд отечественной промышленности, медицины и оборонного сектора. Ведутся дальнейшие работы по усовершенствованию существующих и разработке новых сплавов титана, технологий их выплавки и обработки.

Список литературы

- Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. (2011) Перспективы разработки новых титановых сплавов. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана, сер. «Машиностроение»*, **S2**, 60–67.
- Хореев А.И., Хореев М.А. (2005) Титановые сплавы, их применение и перспективы развития. *Материаловедение*, **7**, 25–34.
- Антонюк С.Л., Моляр А.Г., Калинин А.Н. и др. (2003) Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины. *Современная электрометаллургия*, **1**, 10–14.
- Замков В.Н., Топольский В.Ф., Тяпко И.К. (1996) Проволока для сварки титановых ($\alpha+\beta$)-сплавов. *Автоматическая сварка*, **7**, 51–52.
- Белоус В.Ю., Замков В.Н., Петриченко И.К. и др. (2003) Присадочная проволока для сварки титанового сплава ВТ23 в узкий зазор. *Там же*, **5**, 50–52.
- Замков В.Н., Топольский В.Ф., Тяпко И.К. и др. (1993) Термически упрочняемый коррозионностойкий титановый сплав СП15. *Там же*, **8**, 32–34.
- Mutsuo Niinomi (2007) Titanium alloys for biomedical, dental and healthcare application. *Proc. of the 11th World Conf. on Titanium, 3–7 June 2007 Kyoto, Japan*. The Japan Inst. of Metals, pp. 1417–1424.
- Патон Б.Е., Замков В.Н., Топольский В.Ф. (1995) *Термически стабильный высококоррозионностойкий титановый сплав*. Украина, Пат. № 7386.
- Патон Б.Е., Замков В.Н., Топольский В.Ф. (1996) *Термически упрочняемый коррозионностойкий титановый сплав*. Украина, Пат. № 7385.
- Моляр А.Г., Коцюба А.А., Бычков А.С. и др. (2015) *Конструкционные материалы в самолетостроении*. Киев, КВИЦ.
- Замков В.Н., Топольский В.Ф., Тригуб Н.П., Петриченко И.К. и др. (2001) *Высокопрочный титановый сплав*. Украина, Пат. 40087 С22С14/00.
- Сокол И.Я., Ульянин Е.А., Фельдгандлер Э.Г. и др. (1989) *Структура и коррозия металлов и сплавов: атлас*. Москва, Металлургия.
- Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Бочвар Г.А. и др. (1979) *Полуфабрикаты из титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
- Ахонин С.В., Селин Р.В., Березос В.А. и др. (2016) Разработка нового высокопрочного титанового сплава. *Современная электрометаллургия*, **4**, 22–27.
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Москва, ВИЛС–МАТИ.

16. (1983) *ГОСТ 5639–82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.*
17. Ахонін С.В., Березос В.О., Білоус В.Ю. та ін. (2016) *Високоміцний титановий сплав.* Україна, Пат. 111002, МПК C22C 14/00 C22B 34/12.

References

1. Antashev, V.G., Nochovnaya, N.A., Shiryaev, A.A., Izotova, A.Yu. (2011) Perspectives of development of new titanium alloys. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman, Ser. Mashinostroenie*, **S2**, 60–67 [in Russian].
2. Khoreev, A.I., Khoreev, M.A. (2005) Titanium alloys, their application and perspectives of development. *Materialovedenie*, **7**, 25–34 [in Russian].
3. Antonyuk, S.L., Molyar, A.G., Kalinyuk, A.N. et al. (2003) Titanium alloys for aircraft industry of Ukraine. *Advances in Elektrometall.*, **1**, 9–12 [in Russian].
4. Zamkov, V.N., Topolsky, V.F., Tyapko, I.K. (1996) Wire for welding of titanium ($\alpha+\beta$)-alloys. *Avtomatich. Svarka*, **7**, 51–52 [in Russian].
5. Belous, V.Yu., Zamkov, V.N., Petrichenko, I.K., Topolsky, V.F. (2003) Filler wire for narrow-gap welding of titanium alloy VT23. *The Paton Welding J.*, **5**, 46–48.
6. Zamkov, V.N., Topolsky, V.F., Tyapko, I.K. et al. (1993) Heat-treatable corrosion-resistant titanium alloy SP15. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 32–34 [in Russian].
7. Mutsuo Niinomi (2007) Titanium alloys for biomedical, dental and healthcare application. In: *Proc. of the 11th World Conf. on Titanium (3–7 June, Kyoto, Japan)*. The Japan Inst. of Metals, 1417–1424.
8. Paton, B.E., Zamkov, V.N., Topolsky, V.F. (1995) *Thermally stable high corrosion-resistant titanium alloy.* Ukraine Pat. 7386 [in Russian].
9. Paton, B.E., Zamkov, V.N., Topolsky, V.F. (1996) *Heat-treatable corrosion-resistant titanium alloy.* Ukraine Pat. 7385 [in Russian].
10. Molyar, A.G., Kotsyuba, A.A., Bychkov, A.S. et al. (2015) *Structural materials in aircraft construction.* Kiev, KVITs [in Russian].
11. Zamkov, V.N., Topolsky, V.F., Trigub, N.P., Petrichenko, I.K. et al. (2001) *High-strength titanium alloy.* Pat. UA 40087 C22C14/00 Ukraine [in Russian].
12. Sokol, I.Ya., Ulyanin, E.A., Feldgandler, E.G. et al. (1989) *Structure and corrosion of metals and alloys: Atlas.* Moscow, Metallurgiya [in Russian].
13. Aleksandrov, V.K., Anoshkin, N.F., Bocharov, G.A. et al. (1979) *Semiproducts from titanium alloys.* Moscow, Metallurgiya [in Russian].
14. Akhonin, S.V., Selin, R.V., Berezos, V.A. et al. (2016) Development of new high-strength titanium alloy. *Sovrem. Elektrometall.*, **4**, 22–27 [in Russian].
15. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties.* Moscow, VILS-MA-TI [in Russian].
16. (1983) *ГОСТ 5639–82: Steels and alloys. Methods of identification and definition of grain size* [in Russian].
17. Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Bilous, V.Yu. et al. (2016) *High-strength titanium alloy.* Ukraine Pat. 111002, Int. Cl. C22C 14/00 C22B 34/12. PWI.

НОВІ ПЕРСПЕКТИВНІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ ТИТАНУ

С.В. Ахонін, В.О. Березос, В.Ю. Білоус

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведено роботи по створенню нових титанових сплавів з поліпшеними експлуатаційними властивостями. Розроблено сплави: СП15, який може застосовуватися для виробництва високонавантажених виробів, використовуваних в агресивних середовищах; ТМ1 та ТМ2 — сплави медичного призначення, розраховані на різний рівень міцності; Т110 — сплав, який по технологічності, зварюваності та працездатності в умовах циклічних навантажень перевищує широко використовуваний в авіації сплав ВТ22; Т120 — складнолегований ($\alpha + \beta$)-титановий сплав з високим комплексом механічних і експлуатаційних властивостей і при цьому добре зварюється. Бібліогр. 17, табл. 8, рис. 11.

Ключові слова: титанові сплави; електронно-променева плавка; зливок; хімічний склад; деформація; напівфабрикати; структура; механічні властивості

NEW PROMISING TITANIUM-BASED ALLOYS

S.V. Akhonin, V.A. Berezos, V.Yu. Belous

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Work has been performed on development of new titanium alloys with improved service properties. The following alloys were developed: SP15, which can be applied for manufacturing heavy-duty parts, used in aggressive media; TM1 and TM2 are alloys for medical applications, designed for different strength levels; T110 is an alloy which in terms of adaptability to fabrication, weldability and performance under the conditions of cyclic loads exceeds the widely used in aviation VT22 alloy; T120 is a complex ($\alpha + \beta$)-titanium alloy with a set of high mechanical and service properties, which is also readily weldable. Ref. 17, Tabl. 8, Fig. 11.

Key words: titanium alloys; electron beam melting; ingot; chemical composition; deformation; semi-finished products; structure; mechanical properties

Поступила в редакцію 08.04.2019

ВЛИЯНИЕ КОНДЕНСАЦИОННЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА ВТ6*

К.Ю. Яковчук¹, А.В. Микитчик¹, Ю.Э. Рудой¹, Ю.Ф. Луговской²

¹Государственное предприятие «Международный центр электронно-лучевых технологий Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины».

03150, г. Киев, ул. Горького (Антоновича), 68. E-mail: mykytchyk@paton-icebt.kiev.ua

²Институт проблем материаловедения НАН Украины.

03680, г. Киев, ул. Академика Кржижановского, 3. E-mail: lugovskoi_u@ukr.net

Рассмотрено влияние многослойных функциональных (демпфирующих и эрозионностойких) покрытий толщиной 28...96 мкм на многоцикловую усталость образцов сплава ВТ6. Покрытия получены методом электронно-лучевого испарения и последующей конденсации из паровой фазы (ЕВ-РВД) на подложки из титанового сплава ВТ6. Проведено исследование многоциклового усталости образцов при комнатной температуре путем возбуждения в них резонансных изгибных колебаний на первой (не разрушающие напряжения) и второй формах колебаний при частотах 0,4 и 2,0 кГц соответственно на базе 10^7 циклов. Установлено, что осаждение однослойных покрытий из V_4C на образцы из сплава ВТ6 нецелесообразно по причине слабой адгезии покрытия (угол изгиба не превышал 4°). Использование внутреннего связующего слоя (Ti, Ag, Hf толщиной 1...3; 2,5...15,0; 1...2 мкм соответственно) повысило адгезию покрытия (угол изгиба составлял $20...25^\circ$), при этом предел выносливости образцов снизился на 29...33 % по сравнению со сплавом без покрытия. Показано, что внутренний связующий слой из Cu или AgCu обеспечивает высокую адгезию (угол изгиба достигал $36...48^\circ$), однако предел выносливости снизился на 33...49 % вследствие быстрого проникновения усталостной трещины через этот внутренний связующий слой в сплав ВТ6. Показано, что применение многослойного внутреннего связующего слоя в покрытиях типа Hf/Ti/Hf/Ti/Cr или AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/ V_4C с оптимальным соотношением толщин индивидуальных слоев позволяет обеспечить предел выносливости на уровне 73...80 % от уровня предела выносливости образцов без покрытий. Установлено, что многослойное демпфирующее покрытие Hf/Ag/Ni/Cr толщиной 52 мкм, испытанное при одинаковом уровне мощности, подводимой от виброэлектродинамического стенда к образцу для возбуждения колебаний, обеспечивает снижение амплитуды колебаний (действующих напряжений в образце) на 23...56 % по сравнению с образцами без покрытий. С учетом этого целесообразно для оценки эффективности демпфирования различных вариантов покрытий и их влияния на многоцикловую усталость проводить вибрационные испытания образцов при одном и том же уровне мощности, подводимой к образцу для возбуждения колебаний. Библиогр. 18, табл. 1, рис. 8.

Ключевые слова: сплав; электронно-лучевое испарение и осаждение в вакууме; многоцикловая усталость; защитные (функциональные) покрытия; многослойные покрытия; усталостная трещина; компрессорные лопатки

Сплавы на основе титана типа ВТ6 (Ti–6 % Al–4 % V, здесь и далее по тексту составы указаны в мас. %) широко используются для изготовления высоконагруженных деталей газотурбинных двигателей, например лопаток компрессора. Одним из актуальных направлений повышения долговечности таких деталей является нанесение на их поверхность функциональных (демпфирующих и эрозионно-стойких) покрытий, обеспечивающих как снижение вибрационных резонансных колебаний, так и защиту от эрозионного износа [1–7].

Многослойные покрытия [5–7] с внешним слоем хрома или наноструктурного карбида бора, осаждаемые методом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме (ЕВ-РВД), обла-

дают высокими демпфирующими свойствами и эрозионной стойкостью. Особенностью таких покрытий является использование в каждом последующем слое материала с более высоким модулем упругости (от сплава ВТ6 к внешнему слою), а также наличие характерной для процесса ЕВ-РВД столбчатой микроструктуры слоев покрытия и субмикронных двойников в связующем подслое. Благодаря такой микроструктуре энергия вибрационных колебаний поглощается материалом покрытия как за счет внутреннего трения (между слоями покрытия, а также между покрытием и подложкой), так и за счет рассеивания энергии колебаний на многочисленных дефектах столбчатой структуры (межстолбчатой пористости) [7].

*По материалам доклада, представленного на IX Международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», 9–13 сентября 2019 г., Одесса, Украина.

Сведения о влиянии конденсационных покрытий (PVD или EB-PVD) различной толщины на усталостные характеристики сплавов типа ВТ6 достаточно противоречивые, свидетельствующие о возможности как негативного, так и позитивного влияния [8–10].

Как правило нанесение подобных защитных покрытий снижает усталостную прочность материала подложки [8]. Объясняется это тем, что в условиях циклических нагрузок присутствующие в покрытии межкристаллитные (межстолбчатые) пустоты, ориентированные по нормали к подложке, являются очагами зарождения усталостных трещин, которые в условиях вибраций при резонансе быстро распространяются в подложку [10].

Следует отметить также, что осаждение методом PVD тонких (толщиной около 10 мкм) наноструктурных квазикристаллических покрытий Al–Cu–Fe с медным связующим слоем [11] и нанесение нитридных или карбидных покрытий позволяют несколько повысить предел выносливости сплава ВТ22 с указанным покрытием по сравнению с таковым без покрытия [12].

Цель данной работы — оценка механических свойств (в первую очередь усталости) образцов из сплава ВТ6 без покрытия и с многослойными функциональными покрытиями, полученными по методу EB-PVD.

Материалы и методика эксперимента. Объектом исследования являлись образцы из сплава ВТ6 в форме пластин размером 55,5×4,8×1,0 мм, на одну из сторон которых наносили покрытие. Перед осаждением покрытия поверхность образцов подвергали электролитической полировке, после чего уровень шероховатости поверхности образцов, измеренный с помощью профилометра Jenoptik Hommel-Etamic W5 (Германия), составлял $R_a = 0,27 \dots 0,3$ мкм.

Нанесение покрытий производили в электронно-лучевой установке [13], при этом оснастка с закрепленными в ней образцами располагалась над карусельным испарителем и вращалась со скоростью 25 об/мин, температура образцов в процессе нанесения покрытия составляла 450...500 °С.

Многослойные покрытия получали за один технологический цикл путем последовательного электронно-лучевого испарения в вакууме соответствующих материалов в виде таблеток, слитков или гранул [6], а именно: меди, никеля, хрома, титана, серебра, серебряно-медного припоя типа ПСр 72 и карбида бора, с последующим их осаждением из паровой фазы на образцы.

Адгезию покрытия с подложкой оценивали при испытаниях образцов на изгиб с использованием трехточечной схемы нагружения [6]. Критерием уровня адгезии являлся угол загиба образца, при котором происходило отслоение или скалывание покрытия.

Структуру и состав покрытий изучали по традиционной методике с использованием оптической и электронной микроскопии [6].

Усталостные испытания проводили при комнатной температуре путем плоского изгиба при консольном закреплении образца и возбуждении в нем резонансных изгибных колебаний (f) на их первой (не разрушающие напряжения) и второй формах на частотах 0,4 и 2,0 кГц на электродинамическом вибростенде ВЭДС-200 по методике и на установке, описанных в работах [14, 15]. Максимальное напряжение (σ_a) в опасном сечении образца рассчитывали при измерении амплитуды колебаний образца в двух точках: на его конце — A_0 и в месте закрепления — A_1 :

$$\sigma_a = 2\pi f A_0 (3E\rho)^{1/2} [U(kx) + PV(kx)]. \quad (1)$$

Коэффициент P и аргумент kx функций А.Н. Крылова определяли из выражения

$$P = -T(kx)/U(kx) = [-S(kl) - A_0/A_1]/T(kl). \quad (2)$$

При этом $S(kx) = 0,5[ch(kx) + \cos(kx)]$, $T(kx) = 0,5[sh(kx) + \sin(kx)]$, $U(kx) = 0,5[ch(kx) - \cos(kx)]$, $V(kx) = 0,5[sh(kx) - \sin(kx)]$ известные в теории колебаний; l — длина консольной части стержня; x — координата сечения по длине стержня, начиная от его свободного конца до места разрушения; E — модуль Юнга и ρ — плотность материала образца.

Величину k определяли из выражения

$$k^4 = f^2 b H \rho / EI = 12 f^2 H \rho / E, \quad (3)$$

где $I = bH^3/12$ — момент инерции прямоугольного сечения стержня; b — его ширина; H — толщина. Для первой формы колебаний и жесткой заделке величина $[U(kx) + PV(kx)]$ равна единице. Для второй формы колебаний и упругой заделки величина $[U(kx) + PV(kx)]$ зависит от соотношения A_0/A_1 . Анализ систематической погрешности величин, входящих в формулу для расчета напряжений, показал, что основной вклад в погрешность расчета напряжений по данной методике вносят измерения амплитуды A_0 (2 %), модуля Юнга (1,5 %) и плотности (0,7 %) исследуемого материала. Погрешности определения величин k и P , входящих в уравнениях (2) и (3), слабо влияют на точность расчетов. Суммарная систематическая погрешность расчета напряжений по формуле (1) составляла 4,5 %, а общая погрешность — ± 4 %.

Механические свойства исследуемых покрытий

| Номер покрытия | Состав покрытия | Толщина слоя, мкм | Суммарная толщина покрытия, мкм | Угол загиба образца до начала скола покрытия, град | σ_{-1} на базе 10^7 циклов, МПа | σ_{-1} по отношению к образцам без покрытия, % |
|----------------|------------------------------|-------------------|---------------------------------|--|--|---|
| 1 | Образцы без покрытия | — | — | — | 490 | 100 |
| 2 | B_4C | 32 | 32 | 3 | скол покрытия | — |
| 3 | Ti/ B_4C | 3/35 | 38 | 24 | 330 | 67 |
| 4 | Cu/ B_4C | 5/35 | 40 | 48 | 250 | 51 |
| 5 | AgCu/ B_4C | 13/15 | 28 | 36 | 330 | 67 |
| 6 | Ag/Ti/ B_4C | 2,5/2,5/36 | 41 | 21 | 350 | 71 |
| 7 | AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/ B_4C | 12/1,5/3/1,5/3/41 | 62 | 18 | 390 | 80 |
| 8 | Cu/Ni/Cr | 16/40/40 | 96 | 50 | 250 | 51 |
| 9 | AgCu/Ni/ B_4C | 17/9/13 | 39 | 45 | 270 | 55 |
| 10 | Hf/Ag/Ni/Cr | 1/15/10/26 | 52 | 25 | 340 | 69 |
| 11 | Hf/Ti/Hf/Ti/Cr | 2/2/2/40 | 48 | 40 | 360 | 73 |

Испытания прекращали при разрушении образцов (снижении резонансной частоты колебаний образца на 2 %) при заданном напряжении или по достижению 10^7 циклов, а также после начала отслоения покрытия с образца.

Для части исследованных материалов с покрытиями также была использована методика испытаний при неразрушающих и разрушающих нагрузках при постоянной мощности, подводимой от виброэлектродинамического стенда к испытываемому образцу, которая состояла в следующем:

задавали несколько постоянных уровней мощности установки W/W_m (W — уровень мощности, подводимой к испытываемому образцу) от 0,1 до 1,0 от её максимальной величины W_m (W_m — уровень условной максимальной мощности установки);

на каждом из этих уровней проводили измерение частоты резонансных колебаний и амплитуд образца без покрытия и с покрытием одинаковых размеров при одинаковых условиях закрепления. Число циклов неразрушающей нагрузки при этом

составляло $(1,0...1,5) \cdot 10^5$ циклов при частоте нагружения 0,4 кГц на первой форме колебаний или, преимущественно, 2 кГц на второй форме колебаний. При этом получали зависимости σ_a от W/W_m для неразрушающих напряжений при колебаниях образцов на первой и второй формах колебаний. При испытаниях на второй форме колебаний достигали уровня разрушающих напряжений и далее строили усталостную кривую — зависимость σ_a от N , где N — число циклов до разрушения на уровне W/W_m , определяя предел выносливости образцов σ_{-1} на базе 10^7 циклов;

строили зависимости σ_a от W/W_m для образцов без покрытия и с покрытием для неразрушающих и разрушающих уровней напряжений;

сравнивали результаты испытаний при одинаковых значениях W/W_m .

Результаты экспериментов. В таблице приведены варианты составов исследованных покрытий, результаты исследований их толщин, данные об угле загиба образцов до начала скола покрытий

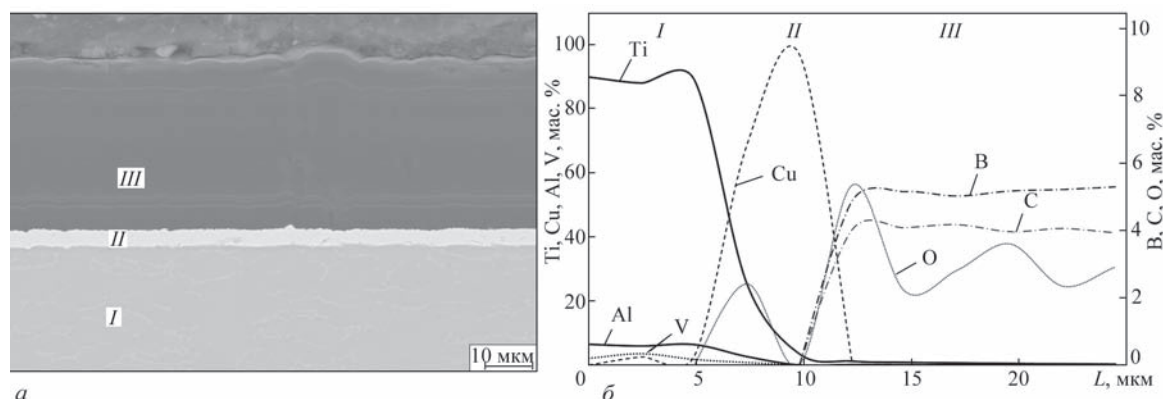


Рис. 1. Покрытие Cu/B_4C после осаждения: а — микроструктура поперечного сечения; б — распределение химических элементов по толщине покрытия на границе с подложкой (I — сплав ВТ6; II — слой Cu; III — внешний слой B_4C)

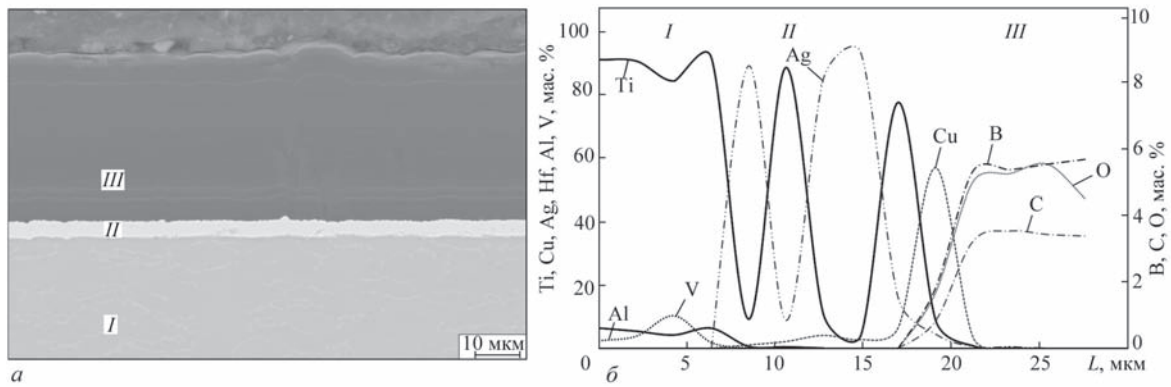


Рис. 2. Покрытие AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C: *a* — микроструктура поперечного сечения; *б* — распределение химических элементов по толщине покрытия на границе с подложкой (*I* — сплав ВТ6; *II* — слои AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu; *III* — внешний слой B₄C)

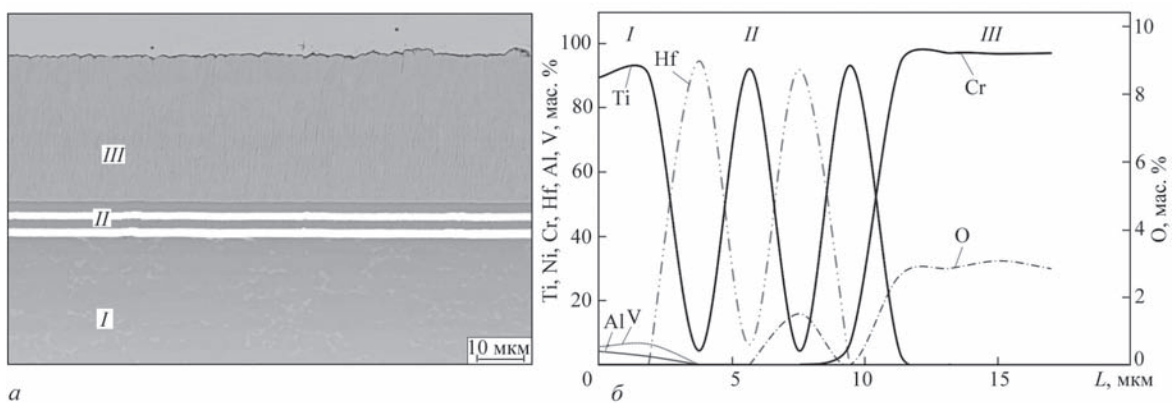


Рис. 3. Покрытие Hf/Ti/Hf/Ti/Cr: *a* — микроструктура поперечного сечения; *б* — распределение химических элементов по толщине покрытия на границе с подложкой (*I* — сплав ВТ6; *II* — слои Hf/Ti/Hf/Ti; *III* — внешний слой Cr)

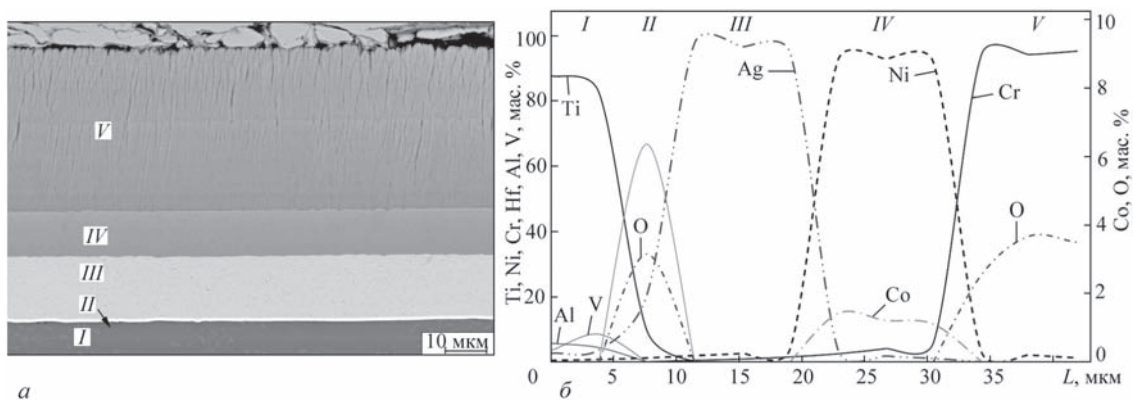


Рис. 4. Покрытие Hf/Ag/Ni/Cr: *a* — микроструктура поперечного сечения; *б* — распределение химических элементов по толщине покрытия на границе с подложкой (*I* — сплав ВТ6; *II* — слой Hf; *III* — слой Ag; *IV* — слой Ni; *V* — внешний слой Cr)

и предел выносливости образцов на базе испытанных 10⁷ циклов.

На рис. 1–4 представлены микроструктуры некоторых вариантов покрытий и распределение основных химических элементов по толщине покрытия. При температуре осаждения покрытия, не превышающей 500 °С, внутренний связующий слой покрытия толщиной 2...3 мкм, контактирующий с подложкой, является достаточно плотным, без выраженной столбчатой структуры. С уве-

личением толщины покрытия в нем появляются межстолбчатые пустоты между кристаллитами и формируется характерная столбчатая структура как в однослойных покрытиях, так и в многослойных, даже если толщина каждого из последующих слоев составляет не более 3 мкм. Исключением является серебро, которое сохраняет плотную микроструктуру при толщине около 20 мкм.

Микротвердость слоев покрытий в состоянии после осаждения составляла в среднем, ГПа:

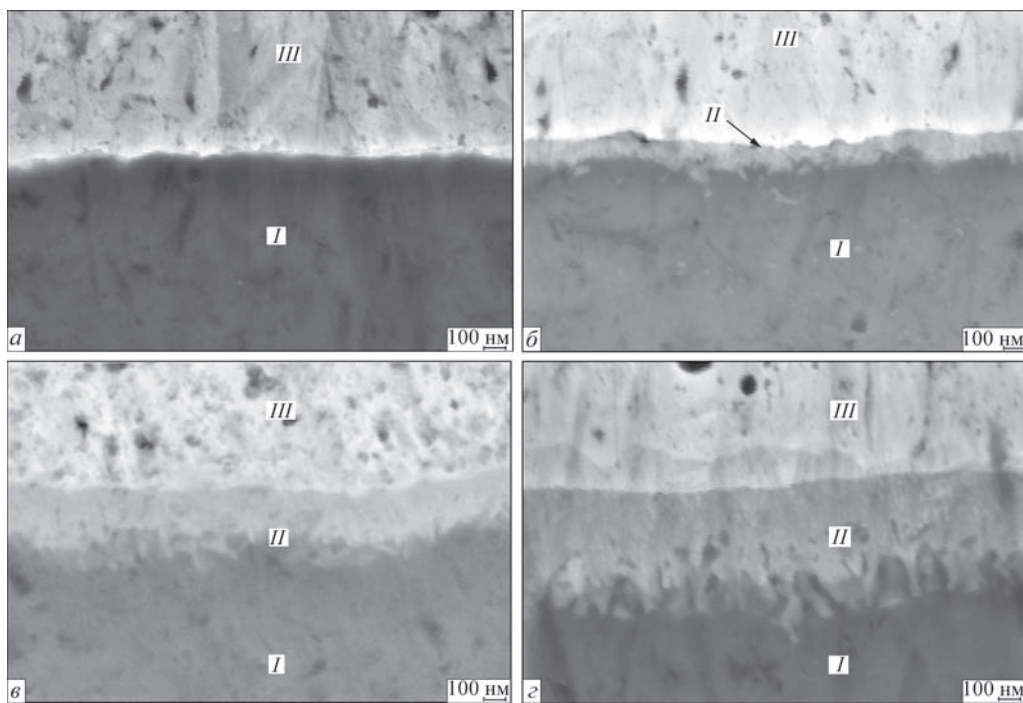


Рис. 5. Микроструктура границы контакта сплава ВТ6 и слоя меди в образце после осаждение покрытия при различных температурах ложки, $\times 50000$: а — 400 °С; б — 450 °С; в — 480 °С; з — 500 °С (I — сплав ВТ6; II — диффузионная зона; III — слой Cu)

серебра — 0,7; меди — 0,8; титана — 3,44; гафния — 3,65; никеля — 1,75; хрома — 2,9; карбида бора — 16,5.

Установлено, что осаждение однослойных покрытий В₄С толщиной более 30 мкм на образцы из сплава ВТ6 нецелесообразно по причине слабой адгезии покрытия (угол изгиба на уровне 3°).

Как показали усталостные испытания однослойных покрытий из Ti, Ag, Hf, нанесение тонкого слоя толщиной 2,5...4,0 мкм существенно не влияет на предел выносливости исследованных образцов (отклонение от предела выносливости не превышало 5...10 %). Исключением являлся слой меди, нанесение которого приводило к снижению предела выносливости образцов на 49 %.

Исследование границы контакта титанового сплава и слоя меди в образце после осаждение покрытия показало присутствие лишь тонкой диффузионной зоны, толщина которой достигала до 0,5 мкм при температуре осаждения 500 °С. При снижении температуры осаждения толщина этой зоны постепенно уменьшалась, при этом адгезия покрытия при температуре осаждения 400 °С снижалась в 2–3 раза (рис. 5).

Установлено также, что если в составе слоев покрытия присутствует медь, которая в состоянии после осаждения не контактирует с подложкой (например, вариант покрытия на рис. 5), то после термической обработки при 500 °С в течение 1 ч медь полностью диффундирует к границе сплава ВТ6, концентрируясь на границе раздела. Было

предположено, что подобная диффузия меди к титану может быть связана с возможным образованием интерметаллидных соединений. Известно, что при высокотемпературной (выше 650 °С) пайке титана припоями, содержащими медь, возможно образование хрупких интерметаллидов Ti₂Cu и TiCu₃ [16]. Также сообщалось [17] о появлении интерметаллидов TiCu₄ и TiCu₂ при сварке взрывом пластин Cu и Ti, в процессе термической обработки которых при температуре 900...1010 °С формировалась хрупкая интерметаллидная прослойка Ti₃Cu₄, по которой происходило разрушение сваренных образцов.

В исследованных образцах, содержащих в составе медь, после усталостных испытаний выделения частиц интерметаллидных фаз на границе Cu/ВТ6 выявлено не было. Однако формирование диффузионной зоны толщиной до 0,5 мкм, микротвердость в зоне которой составляла 4,06 ГПа, является признаком зарождения более твердой фазы, которая может охрупчивать эту зону. Другой вероятной причиной негативного влияния внутреннего связующего слоя меди, контактирующего со сплавом ВТ6, на усталостные характеристики является присутствие в этом относительно тонком слое (3...5 мкм) межкристаллитных дефектов, по которым усталостная трещина из внешнего слоя карбида бора или хрома легко проникает в сплав ВТ6. В этом случае хорошая адгезия слоя меди с подложкой играет негативную роль. Отмечено также увеличение микротвердости слоев меди и серебра

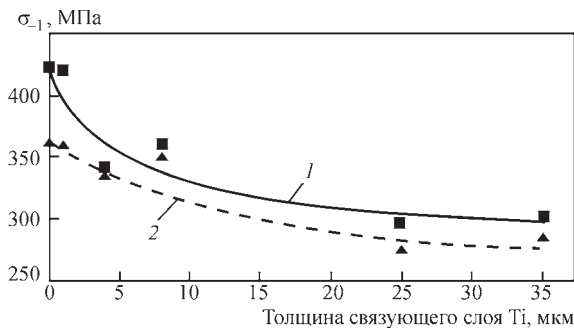


Рис. 6. Влияние толщины внутреннего связующего слоя из Ti на предел выносливости образцов с покрытием Ti/B₄C на базе испытаний 1·10⁶ циклов(1) и 1·10⁷ циклов (2)

на 10 % после усталостных испытаний, что может свидетельствовать о происходящем наклепе.

При усталостных испытаниях обнаружено, что некоторые покрытия (№ 3 и 6, см. табл.) отслаивались от поверхности образцов после выхода на резонансную частоту. В случае продолжения усталостных испытаний образцов после скалывания покрытий их предел выносливости достигал уровня 90...95 % от предела выносливости образцов без покрытия. Это является подтверждением того, что снижение усталостной прочности образцов с покрытиями обусловлено зарождением усталостных трещин в покрытии и их быстрым переходом в сплав ВТ6, что особенно наглядно проявляется в случае хорошей адгезии покрытия с образцом (при повышении адгезии покрытия, при больших

углах загиба образца до отслоения покрытия, уровень усталостной прочности понижается).

При увеличении толщины осаждаемых покрытий также наблюдается снижение предела выносливости образцов, обусловленное формированием столбчатой микроструктуры покрытия, ориентированной перпендикулярно подложке, которая способствует зарождению усталостной трещины в покрытии и ее быстрому распространению в материал образца.

При увеличении толщины внутреннего связующего слоя Ti в двухслойных покрытиях Ti/B₄C наблюдается снижение предела выносливости (рис. 6). Исследование микроструктуры данных образцов показало, что усталостные трещины зарождаются в слое В₄С и распространяются по границам столбов в титановый или медный внутренний связующий слой практически по прямой до проникновения в подложку.

Использование серебра вместо меди в качестве внутреннего связующего слоя приводит к некоторому снижению адгезии (угол загиба до отслоения покрытия 21°). Поэтому в ходе усталостных испытаний локальное отслоение покрытий происходит по границе контакта внутреннего связующего слоя серебра с подложкой. При нанесении внутреннего связующего слоя из серебряно-медного сплава (типа ПСр) достигается повышение адгезии по-

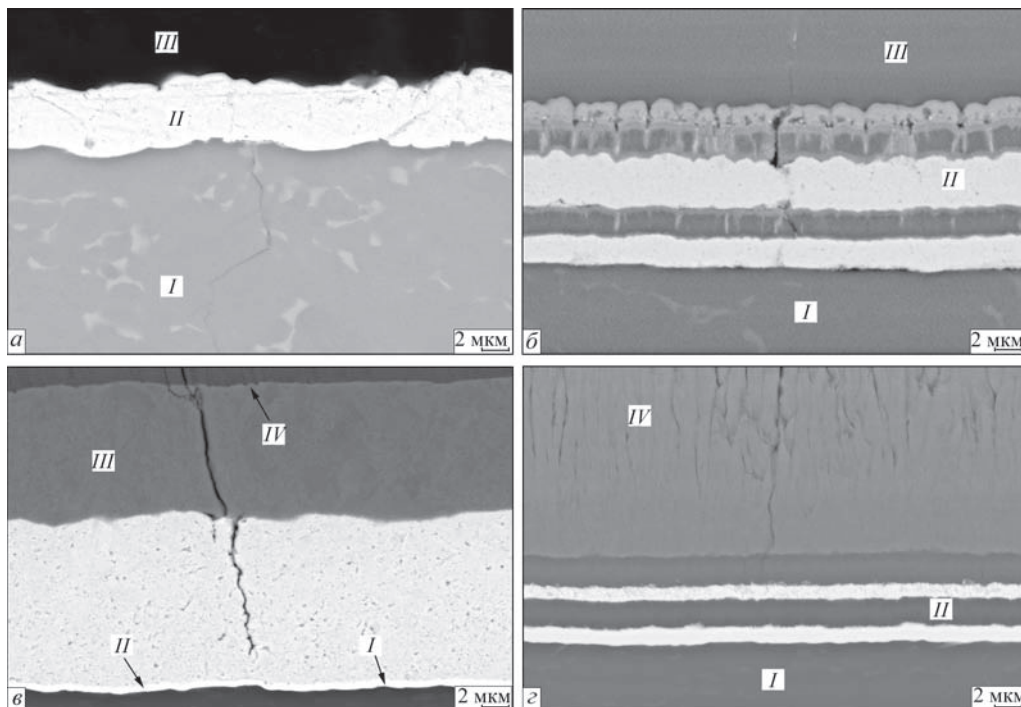


Рис. 7. Микроструктура границы контакта сплава ВТ6 и внутренних связующих слоев покрытий после усталостных испытаний: а — Cu/B₄C (I — сплав ВТ6; II — слой Ag; III — слой В₄С); б — AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C (I — сплав ВТ6; II — слои AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu; III — слой В₄С); в — Hf/Ag/Ni/Cr (I — сплав ВТ6; II — слой Hf; III — слой Ni; IV — внешний слой Cr); г — Hf/Ti/Hf/Ti/Cr (I — сплав ВТ6; II — слои Hf/Ti/Hf/Ti; III — внешний слой Cr)

крытий, но предел выносливости также относительно невысок (не превышает 270...330 МПа).

Следует отметить, что в случае использования внутреннего связующего слоя из серебра распространение усталостной трещины в нем замедляется. Этот эффект усиливается в случае увеличения границ раздела (количества чередующихся слоев) в вариантах покрытий № 7, 10 и 11 (рис. 7). При усталостных испытаниях образцов с подобными многослойными покрытиями также отмечается очень медленный уход с резонансной частоты в процессе усталостного разрушения, что указывает на высокое сопротивление росту усталостной трещины. При этом образцы с покрытиями № 7, 10 и 11 имеют наименьшее снижение предела выносливости по сравнению с образцами без покрытия (на 20...31 %).

При увеличении количества слоев в покрытии наблюдается повышение предела выносливости образцов, которое объясняется замедлением роста усталостной трещины при переходе через границы раздела слоев. Это наблюдается в многослойных системах AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C, Hf/Ag/Ni/Cr и Hf/Ti/Hf/Ti/Cr (рис. 7).

При этом практически все исследованные многослойные покрытия обладают повышенным уровнем рассеяния подводимой энергии. Об этом свидетельствуют измерения электрической мощности, подводимой от виброэлектродинамического стенда к образцу для возбуждения в нем резонансных колебаний. Например, установлено, что при испытании образцов без покрытия и с покрытиями системы Hf/Ag/Ni/Cr при одной мощности ($W/W_m = 0,8$) на второй форме колебаний уровень напряжений в образце с покрытием был на 23 % меньше, чем в образце без покрытия, а максимальное снижение амплитуды колебаний на первой форме (при неразрушающих напряжениях) составило 56 % $W/W_m = 0,8$ (рис. 8.)

Кривые на рис. 8 описаны аналитическими зависимостями стандартной программой Microsoft Excel:

$$\begin{aligned} \sigma_a &= y = -401,9x^2 + 862,6x - 14,69, \\ R^2 &= 0,994, \text{ при } x = W/W_m = 0,8, \\ \sigma_a &= 418 \text{ МПа;} \\ \sigma_a &= y = 209,7x^{0,550}, \\ R^2 &= 0,980, \text{ при } x = W/W_m = 0,8, \\ \sigma_a &= 185 \text{ МПа.} \end{aligned}$$

Показатель эффективности покрытия по неразрушающим напряжениям относительно основы при $W/W_m = 0,8$ составляет $(418 - 185)/418 = 0,56$.

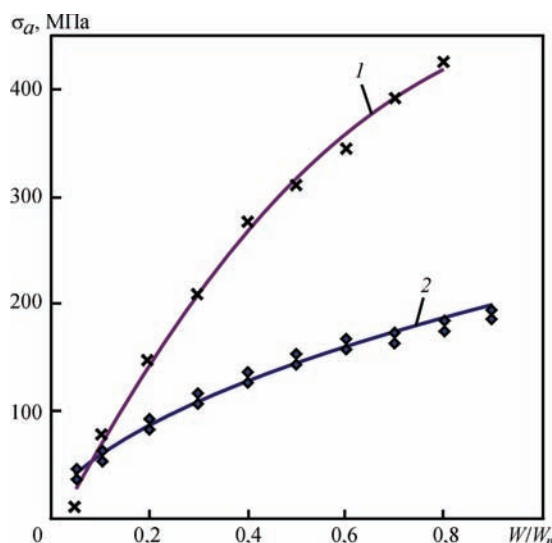


Рис. 8. Зависимости максимальных напряжений (σ_a) в образцах без покрытия (1) и с покрытием Hf/Ag/Ni/Cr (2) от уровня относительной мощности возбуждения колебаний установки (W/W_m)

Таким образом, для достижения одного и того же уровня действующих напряжений (амплитуды колебаний) для образцов с покрытиями необходима более высокая мощность, чем при усталостных испытаниях образцов без покрытия. Если проводить испытания всех образцов (с покрытиями и без) при одной и той же подводимой к образцу мощности, то уровень действующих напряжений в образцах с демпфирующими покрытиями снизится на 23...56 %. Применительно к деталям, подвергающимся при эксплуатации постоянным вибрационным нагрузкам, в том числе резонансным (например, компрессорным лопаткам газотурбинных двигателей), нанесение многослойных покрытий позволит снизить амплитуду их колебаний по сравнению с деталями без покрытий. При этом защитные покрытия будут выполнять свою позитивную роль, повышая эрозионную стойкость деталей.

Исходя из этого можно предположить, что помимо традиционной методики исследования многоциклового усталости при заданном уровне действующих в образце напряжений, для образцов с многослойными покрытиями, обладающими высокими диссипативными свойствами, целесообразно проводить вибрационные испытания (на заданной базе циклов) образцов с покрытиями и без при одинаковых уровнях мощности, подводимой к образцу для возбуждения колебаний.

С учетом того обстоятельства, что отклонения в уровне усталостной прочности компрессорных лопаток могут достигать 30 %, а уровень максимальных изгибных напряжений при эксплуатации реальных компрессорных лопаток не превышает

300 МПа [18], уже имеющиеся варианты разработанных покрытий (№ 7, 10 и 11 с пределом выносливости 340...390 МПа на базе 10^7 циклов) могут быть рекомендованы для испытаний на лопатках.

Выводы

1. Все исследованные варианты конденсационных покрытий, осажденных на образцы из сплава типа ВТ6 при температуре не выше 500 °С, снижают предел выносливости на 20...49 % по сравнению с образцами без покрытия.

2. Наиболее высоким уровнем адгезии со сплавом типа ВТ6 обладают покрытия с внутренним связующим слоем из Cu (угол изгиба образца до начала отслоения покрытий составляет 48...50°), однако они существенно снижают предел выносливости (до уровня 51 % от уровня образцов без покрытий). Причиной этого снижения может быть беспрепятственное распространение усталостной трещины сквозь слой меди, в котором присутствуют межзеренные дефекты, в подложку. При этом диффузионная зона меди и сплава ВТ6 способствует быстрому распространению усталостной трещины.

3. Использование внутреннего связующего слоя из сплава AgCu позволяет несколько повысить предел выносливости образцов (до уровня 55...67 % от уровня образцов без покрытий) при некотором снижении адгезии (угол изгиба образца до начала отслоения покрытий составляет не менее 36°). При этом медь при температуре 450...500 °С диффундирует сквозь слой Ag к границе с подложкой, формируя диффузионную зону с титаном.

4. Наименьший отрицательный эффект на сопротивление усталости образцов сплава ВТ6 оказывают многослойные покрытия типа Hf/Ti/Hf/Ti/Cr, Hf/Ag/Ni/Cr и AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C (уровень предела выносливости образцов с такими покрытиями составляет 69...80 % от уровня образцов без покрытий), обладающие хорошей адгезией (угол изгиба образца до начала отслоения покрытий составляет 18...40°).

5. Многослойное покрытие типа Hf/Ag/Ni/Cr в процессе усталостных испытаний обеспечивает рассеяние подводимой энергии (от 23 до 56 %) на возбуждение колебаний (по сравнению с образцами без покрытий) и при этом также имеет повышенное сопротивление распространению усталостных трещин (медленный уход с резонансной частоты при усталостном разрушении) за счет их торможения на границах раздела слоев покрытия.

6. Для защиты компрессорных лопаток рекомендуется применять многослойные конденсационные покрытия типа Hf/Ti/Hf/Ti/Cr, Hf/Ag/Ni/Cr

или AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C, обладающие минимальным негативным воздействием на многоцикловую усталость сплавов типа ВТ6. При этом перспективным направлением дальнейших исследований следует считать увеличение количества слоев покрытия при одновременном снижении их толщины.

7. Рекомендуется для оценки эффективности демпфирования различных вариантов покрытий и их влияния на многоцикловую усталость проводить вибрационные испытания образцов при одном и том же уровне мощности, подводимой к образцу для возбуждения колебаний.

Список литературы

1. Котельников А.Н., Габов И.Г. (2015) Оценка усталостной прочности рабочих лопаток компрессора при нерегулярном нагружении. *Фундаментальные исследования*, **9**, 470–475.
2. Горлов Д.С., Мубояджян С.А., Щепилов А.А., Александров Д.А. (2017) Влияние ионной имплантации на демпфирующую способность композиции «сплав–ионно-плазменное покрытие». *Труды ВИАМ*, **2**, 24–32, DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-4-4.
3. Малашенко И.С., Куренкова В.В., Белоусов И.В., Бибер В.И. (2014) Структура и физико-механические свойства вакуумных конденсатов титанового сплава ВТ6. *Современная электрометаллургия*, **2**, 26–35.
4. Чичков Б.А. (2000) *Рабочие лопатки авиационных газотурбинных двигателей*. Часть 1. Эксплуатационная повреждаемость рабочих лопаток. Москва, МГТУ ГА.
5. Микитчик А.В., Рудой Ю.Э., Грушецкий И.В. и др. (2016) Влияние многослойных конденсационных покрытий на характеристики демпфирования титанового сплава ВТ6. *Современная электрометаллургия*, **1**, 26–31.
6. Яковчук К.Ю., Рудой Ю.Э., Микитчик А.В. и др. (2012) Влияние условий конденсации на структуру и свойства твердых покрытий на основе В₄C, полученных электронно-лучевым испарением в вакууме. *Там же*, **3**, 15–19.
7. Torvik P., Langley B. (2015) Material properties of hard coatings developed for high damping. *Proc. of the 51st AIAA/SAE/ASEE Joint Propulsion Conf. (Orlando, Florida, USA, July 29, 2015)*.
8. Трапезон А.Г., Ляшенко Б.А., Лысенков М.О. (2013) Сопротивление усталости металлов с упрочняющими покрытиями (обзор). *Проблемы прочности*, **3**, 42–57.
9. Costa M.Y.P. et al. (2011) Fatigue behavior of PVD coated Ti–6Al–4V alloy. *International Journal of Fatigue*, **33**, 759–765.
10. Baragetti S., Villa F. (2014) An updated review of the fatigue behavior of components coated with thin hard corrosion-resistant coatings. *The Open Materials Science Journal*, **8**, 87–98.
11. Устинов А.И., Зиньковский А.П., Скородзиевский В.С., Токарь И.Г. (2010) О возможностях наноструктурированных покрытий для снижения динамической напряженности конструктивных элементов машин. *Современная электрометаллургия*, **1**, 28–33.
12. Трапезон А.Г., Ляшенко Б.А., Липинская Н.В. (2009) Усталость титанового сплава ВТ20 с вакуум-плазменными покрытиями при высоких температурах. *Проблемы прочности*, **4**, 101–107.
13. Мовчан Б.А., Яковчук К.Ю. (2004) Электронно-лучевые установки для испарения и осаждения неорганических

материалов и покрытий. *Современная электрометаллургия*, **2**, 10–15.

14. Кузьменко В.А. (ред.). (1979) *Усталостные испытания при высоких частотах нагружения*. Киев, Наукова думка.
15. Луговской Ю.Ф. (1987) Методика усталостных испытаний композиционных материалов при изгибе, полученных электронно-лучевым испарением. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **4**, 61–65.
16. Лашко С.В., Лашко Н.Ф. (1988) *Пайка металлов*. Москва, Машиностроение.
17. Шморгун В.Г., Слаутин О.В., Евстропов Д.А. и др. (2014) Структура и фазовый состав покрытий системы Cu–Ti, сформированных на медной подложке. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*, **4**, 8–10.
18. Szczepanik R. (2013) Analysis of 1st stage compressor rotor blade stress and vibration amplitudes in one-pass jet engine. *Journal of KONES Powertrain and Transport*, **20(4)**, 441–450.

References

1. Kotelnikov, A.N., Gabov, I.G. (2015) Evaluation of fatigue strength of compressor blades under irregular loading. *Fundamentalnye Issledovaniya*, **9**, 470–475 [in Russian].
2. Gorlov, D.S., Muboyadzhyan, S.A., Shchepilov, A.A., Aleksandrov, D.A. (2017) Influence of ion implantation on damping capability of composition «alloy-ion-plasma coating». *Trudy VIAM*, **2**, 24–32, DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-4-4 [in Russian].
3. Malashenko, I.S., Kurenkova, V.V., Belousov, I.V., Biber, V.I. (2014) Structure and physical-mechanical properties of vacuum condensates of titanium alloy VT6. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **2**, 26–35 [in Russian].
4. Chichkov, B.A. (2000) *Blades of aircraft gas turbine engines*. Pt 1. Operational damageability of blades. Moscow, MG TU GA [in Russian].
5. Mikitchik, A.V., Rudoy, Yu.E., Grushetsky, I.V. et al. (2016) Effect of multilayer condensation coatings on characteristics of titanium alloy VT6 damping. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **1**, 26–31 [in Russian].
6. Yakovchuk, K.Yu., Rudoy, Yu.E., Mikitchik, A.V. et al. (2012) Effect of condensation conditions on structure and properties of hard coatings on B4S base, produced by electron beam evaporation in vacuum. *Ibid.*, **3**, 15–19 [in Russian].
7. Torvik, P., Langley, B. (2015) Material properties of hard coatings developed for high damping. In: *Proc. of the 51st AIAA/SA/ASEE Joint Propulsion Conf. (Orlando, Florida, USA, July 29, 2015)*.
8. Trapezon, A.G., Lyashenko, B.A., Lysenkov, M.O. (2013) Fatigue resistance of metals with reinforcing coatings (Review). *Problemy Prochnosti*, **3**, 42–57 [in Russian].
9. Costa, M.Y.P. et al. (2011) Fatigue behavior of PVD coated Ti–6Al–4V alloy. *Int. J. of Fatigue*, **33**, 759–765.
10. Baragetti, S., Villa, F. (2014) An updated review of the fatigue behavior of components coated with thin hard corrosion-resistant coatings. *The Open Materials Sci. J.*, **8**, 87–98.
11. Ustinov, A.I., Zinkovsky, A.P., Tokar, I.G., Skorodzievsky, V.S. (2010) About capabilities of nanostructured coatings to reduce the dynamic intensity of design elements of machines. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **2**, 28–33 [in Russian].
12. Trapezon, A.G., Lyashenko, B.A., Lipinskaya, N.V. (2009) Fatigue of titanium alloy VT20 with vacuum-plasma coatings at high temperatures. *Problemy Prochnosti*, **4**, 101–107 [in Russian].
13. Movchan, B.A., Yakovchuk, K.Yu. (2004) Electron beam installations for evaporation and deposition of inorganic materials and coatings. *Advances in Electrometallurgy*, **2**, 9–14.
14. (1979) *Fatigue tests under high frequencies of loading*. Ed. by V.A. Kuzmenko. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
15. Lugovskoj, Yu.F. (1987) Procedure of fatigue tests of composite materials under bending, produced by electron beam evaporation. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **4**, 61–65 [in Russian].
16. Lashko, S.V., Lashko, N.F. (1988) *Soldering of metals*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
17. Shmorgun, V.G., Slautin, O.V., Evstropov, D.A. et al. (2014) Structure and phase composition of Cu–Ti system coatings formed on copper substrate. *Vestnik Sibirsk. Gos. Industr. Unta*, **4**, 8–10 [in Russian].
18. Szczepanik, R. (2013) Analysis of 1st stage compressor rotor blade stress and vibration amplitudes in one-pass jet engine. *J. of KONES Powertrain and Transport*, **20(4)**, 441–450.

ВПЛИВ КОНДЕНСАЦІЙНИХ БАГАТОШАРОВИХ ЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ НА ОПІР ВТОМІ ЗРАЗКІВ ЗІ СПЛАВУ ВТ6

К.Ю. Яковчук¹, А.В. Микитчик¹, Ю.Е. Рудой¹, Ю.Ф. Луговской²

¹Державне підприємство «Міжнародний центр електронно-промислових технологій Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України».

03150, м. Київ, вул. Горького (Антоновича), 68. E-mail: mykytchuk@paton-icebt.kiev.ua

²Інститут проблем матеріалознавства НАН України.

03680, м. Київ, вул. Академіка Кржижанівського, 3. E-mail: lugovskoi_u@ukr.net

Розглянуто вплив багатошарових функціональних (демпфуючих та ерозійностійких) покриттів товщиною 28...96 мкм на багатоциклово втому зразків сплаву ВТ6. Покриття отримані методом електронно-променевого випаровування і наступної конденсації з парової фази (ЕВ-РВД) на підкладки з титанового сплаву ВТ6. Проведено дослідження багатоциклової втоми зразків за кімнатної температури шляхом збудження в них резонансних згинальних коливань за першої (неруйнівні напруження) та другої форм коливань при частотах 0,4 і 2,0 кГц відповідно на базі 10⁷ циклів. Встановлено, що осадження одношарових покриттів В₄С на зразки зі сплаву ВТ6 є недоцільним через слабку адгезію покриття (кут згину не більше 4°). Використання внутрішнього зв'язуючого шару (Ti, Ag, Hf товщиною 1...3; 2,5...15,0; 1...2 мкм відповідно) підвищило адгезію покриття (кут згину становив 20...25°), при цьому границя витривалості зразків знизилася на 29...33 % у порівнянні зі сплавом без покриття. Показано, що внутрішній зв'язуючий шар з Cu або AgCu забезпечує високу адгезію (кут згину досягав 36...48°), проте границя витривалості зразків знизилася на 33...49 % внаслідок швидкого проникнення втомної тріщини через цей внутрішній зв'язуючий шар в сплав ВТ6. Показано, що застосування багатошарового внутрішнього зв'язуючого шару в покриттях типу Hf/Ti/Hf/Ti/Cr або AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/V₄C з оптимальним співвідношенням товщин індивідуальних шарів дозволяє забезпечити границю витрива-

лості на рівні 73...80 % від рівня межі витривалості зразків без покриття. Також встановлено, що багатошарове демпфуюче покриття Hf/Ag/Ni/Cr товщиною 52 мкм, яке випробовували за однакового рівня потужності, що підводиться від віброелектродинамічного стенду до зразка для збудження коливань, забезпечує зниження амплітуди коливань (діючих напружень в зразку) на 23...56 % у порівнянні із зразками без покриттів. З огляду на це доцільно для оцінки ефективності демпфування різних варіантів покриттів і їх впливу на багатоциклову втому проводити вібраційні випробування зразків за однакової потужності, що підводиться для збудження коливань. Бібліогр. 18, табл. 1, рис. 8.

Ключові слова: сплав; електронно-променево випаровування і осадження у вакуумі; багатоциклова втома; захисні (функціональні) покриття; багатошарові покриття; втомна тріщина; компресорні лопатки

EFFECT OF CONDENSED MULTILAYER PROTECTIVE COATINGS ON FATIGUE RESISTANCE OF VT6 ALLOY SAMPLES

K. Yu. Yakovchuk¹, A.V. Mykytchuk¹, Yu.E. Rudoy¹, Yu.F. Lugovskoy²

¹State-Run Enterprise «International Center for Electron Beam Technologies of E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU».

68 Gorky (Antonovich) Str. 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: mykytchuk@paton-icebt.kiev.ua

²Frantsevich Institute for Problems of Materials Sciences NASU.

3 Krzhizhanovsky Str., 03680, Kyiv, Ukraine. E-mail: lugovskoi_u@ukr.net

The effect of multilayer damping and erosion-resistant functional coatings 28...96 μm thick on high-cycle fatigue strength of VT6 alloy samples is considered. Coatings were applied by electron beam physical vapor deposition (EB-PVD) on VT6 titanium alloy substrates. Room-temperature high-cycle fatigue tests were conducted by exciting resonant bending oscillations of the first (non-destructive stresses) and second forms of oscillations in the sample at frequencies of 0.4 and 2.0 kHz on the basis of 10⁷ cycles, respectively. It was found that deposition of single-layer B₄C coatings on VT6 alloy samples is impractical due to poor adhesion of the coating (bending angle was 4°). If inner bonding layer (Ti, Ag, Hf 1...3, 2.5...15.0, 1...2 μm thick, respectively) was used, it was possible to increase the adhesion of the coating (bending angle was 20...25°), while the endurance limit decreased by 29...33 % compared with an uncoated alloy. It was demonstrated that the inner bonding layer (Cu or AgCu) provides high adhesion (the bending angle reached 36...48°). However, the endurance limit decreased by 33...49 % due to rapid penetration of the fatigue crack through this inner bonding layer into the VT6 alloy. Deposition of inner bonding multilayer (coatings of Hf/Ti/Hf/Ti/Cr or AgCu/Ti/AgCu/Ti/AgCu/B₄C type) with an optimal ratio of individual layer thicknesses ensures endurance limit at the level of 73...80 % of uncoated samples. Furthermore, it was found that multilayer Hf/Ag/Ni/Cr damping coatings 52 μm thick ensure a decrease of the amplitude of oscillations (effective stresses in the sample) by 23...56 % as compared to uncoated samples. The tests were carried out using the same power supplied from testing rig to coated and uncoated samples for oscillation excitation. Therefore, to evaluate the damping efficiency of various coatings and their effect on high-cycle fatigue of substrate material, it is recommended to conduct vibration tests of samples at the same power supplied for oscillation excitation. Ref. 18, Table 1, Fig. 8.

Key words: alloy; electron beam physical vapor deposition; high-cycle fatigue; protective (functional) coatings; multilayer coatings; fatigue crack; compressor blades

Поступила в редакцію 10.06.2019

САМЫЙ МОЩНЫЙ СВЕРХТЯЖЕЛЫЙ ПРОХОДЧЕСКИЙ КОМБАЙН



Новокраматорский машиностроительный завод (НКМЗ) презентовал самый мощный в Украине сверхтяжелый 100-тонный проходческий комбайн модели ПЗ15. Новая машина — совместное детище новокраматорских машиностроителей, покровских горняков и специалистов ЧАО «Донецк-сталь»—металлургический завод». О высокой степени уверенности горняков в продукции НКМЗ говорит следующий факт. Сегодня для этого заказчика уже изготавливаются очередные два таких комбайна и у него есть намерение приобрести в этом году еще один.

Ожидается, что в результате применения ПЗ15 будет существенно повышена производительность труда, темпы проходки, облегчена работа проходчиков, возрастут их заработки.

Новокраматорцы постоянно создают различную новую технику, которая составляет до 40 % продукции, выпускаемой предприятием. Это не только комбайны, это мельницы, отвалобразователи, дробилки, металлургические краны, конвертеры, миксеры. Коллектив предприятия работает в постоянном поиске и творчестве. Так, проходческий комбайн ПЗ15 абсолютно новой конструкции был создан фактически за год и есть уверенность, что эта машина будет работать надежно и успешно.

Пресс-служба НКМЗ

ОДНОРІДНІСТЬ МІКРОСТРУКТУРИ СПЛАВУ Ti–TiB, ОТРИМАНОВОГО В УМОВАХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ПЕРЕПЛАВУ

П.І. Лобода¹, Д.О. Ремізов¹, С.Г. Григоренко²,
В.О. Березос², А.Ю. Северін²

¹НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».

03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37. E-mail: decan@iff.kpi.ua

²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Досліджено формування мікроструктури композиту Ti–TiB, що утворюється під час виготовлення зливоків діаметром 110 мм в умовах електронно-променевої плавки. Виготовлено армований металокерамічний композит на основі титану з застосуванням подрібненої губки титану марки ТГ-90 розміром –30...+10 мм та дибориду титану з середнім розміром частинок 5 мкм. Вивчено мікроструктуру, фазовий склад та деякі властивості спрямовано закристалізованого сплаву титан–диборид титану. Показано, що як в повздовжньому, так і в поперечному перетинах мікроструктура сплаву представлена світло-сірого кольору суцільною матричною фазою та більш темною фазою у вигляді витягнутих зерен чи волокон. Встановлено, що у процесі плавки відбувається взаємодія дибориду титану з титаном з утворенням монобориду титану. Мікроструктура сплаву в площині поперечного і повздовжнього перетину представляє собою матрицю із титану з включеннями диборидної фази. Протяжність диборидної фази в повздовжньому напрямку в 50...100 разів перевищує протяжність фази бориду в поперечному перетині зливку, що свідчить про формування витягнутих в напрямку руху фронту кристалізації включень боридної фази. Мікроструктура центральної частини зливку характеризується значно більшими за розмірами включеннями боридної фази як в повздовжньому, так і поперечному перетинах, що може бути обумовлено підігріванням з поверхні розплаву і зменшенням швидкості кристалізації. Показано, що під час спрямованої кристалізації евтектичного сплаву титан–борид титану формується композит, що представляє собою матрицю із технічно чистого титану та витягнутих в напрямку руху фронту кристалізації стрижневих включень із бориду титану. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 10.

Ключові слова: зливок, електронно-променева плавка; титан; сплав; структура; диборид; металокерамічний композит; сплави титану; армований титан

Титан та титанові сплави є придатними для виготовлення конструкційних деталей завдяки високій стійкості до корозії та низькій питомій вазі. Чистий титан має обмеження через низьку твердість та порівняно невисоку міцність (480 МПа). Саме тому широке застосування в авіаційній техніці отримали титанові сплави, які в промисловому масштабі вперше були використані в авіаційних реактивних двигунах, що дозволило зменшити їхню масу на 10...25 %. Зокрема, з титанових сплавів виготовляють диски і лопатки компресора, деталі повітрязбірника, кріпильні конструкційні елементи. Титанові сплави незамінні для надзвукових літаків. Підвищення міцності титану шляхом легування великою кількістю компонентів (чотири і більше) робить технологію виготовлення титанових сплавів досить складною. Із всіх механізмів зміцнення металевих матеріалів найбільша величина зміцнення досягається за рахунок армування високомодульними волокнами. Саме тому на сьогоднішній день сформувався цілий напрямок в технології виготовлення композиційних металокерамічних титанових сплавів, армованих

волокнами тугоплавких сполук і перш за все боридом титану та силіцидом титану, які збільшують міцність в 2...3 рази [1–6]. На відміну від технології порошкової металургії, за якою волокна із тугоплавких сполук змішують з порошком титану чи гідриду титану або синтезують під час спікання пресовок із суміші порошків гідриду титану та тугоплавкої сполуки, найбільш рівномірне розташування волокон та їх цілісність досягається під час кристалізації розплавів евтектичних сплавів.

На міцність металокерамічних композитів впливає розмір і кількість волокон [7]. Розмір та кількість волокон із бориду титану під час кристалізації із розплавів евтектичних сплавів [8] визначається однорідністю хімічного складу по об'єму розплаву та стабільністю теплових умов і, перш за все, градієнтом температури на фронті кристалізації.

Теплові умови залежать від технології одержання сплаву. На сьогоднішній день для виготовлення металокерамічних композитів Me–TiB застосовують: електронно-променеву плавку (ЕПП) [9], безтигельну зонну плавку (БЗП) з індукційним нагріванням [10] та ін. Традиційно композити на

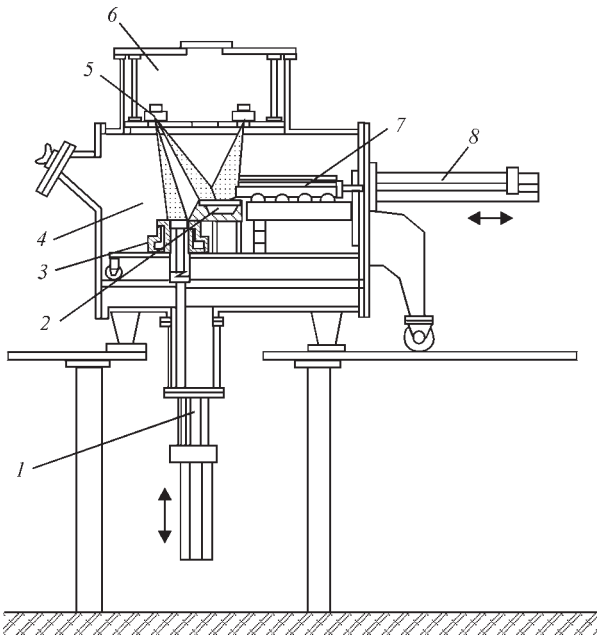


Рис. 1. Схема електронно-променевої установки UE-208: 1 — механізм витягування зливку; 2 — проміжна ємність; 3 — кристалізатор; 4 — камера плавки; 5 — електронно-променеві гармати; 6 — камера ЕЛН; 7 — шихта; 8 — механізм подачі шихти

основі Ti–TiB отримують шляхом спікання пресовок з суміші порошків титану і дибориду титану, виходячи із передбачення, що в готовому виробі титан буде слугувати матрицею [10]. При спіканні диборид титану взаємодіє з титаном з утворенням монобориду титану. Тому кінцевий продукт складається з титанової матриці і монобориду титану. Одним з суттєвих недоліків отриманого таким чином сплаву є наявність в ньому залишкової пористості, що погіршує його механічні властивості [5] та неоднорідність розподілу боридної складової за розмірами, морфологією та розташуванням в матричній фазі із титану чи його сплаву.



Рис. 2. Схема розрізання вилівку композиційного матеріалу Ti–TiB₂, отриманого електронно-променевою плавкою на установці UE-208

Найбільш однорідне розподілення волокон по об’єму можна досягти при стабільних і заданих величинах температурних градієнтів поблизу фронту кристалізації в розплаві і кристалі. Стабільні теплові умови реалізуються під час безтигельної зонної плавки, але з іншого боку БЗП має обмеження по розміру кристалу, оскільки максимальний діаметр кристалу, що росте, визначається величиною сил поверхневого натягу розплаву, що утримується заготовкою і кристалом. Найбільші розміри злиwkів можна отримувати використовуючи технології ЕПП [9], але збільшення розмірів кристалів і об’єму розплаву призводить до відхилення теплових параметрів процесу кристалізації.

Тому метою роботи є дослідження формування мікроструктури композиту Ti–TiB, що утворюється під час виготовлення злиwkів діаметром 110 мм в умовах електронно-променевої плавки.

Для цього плавку сплаву проводили в ДП НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України» на багатоцільовій лабораторній електронно-променевій установці UE-208 (рис. 1).

Як вихідні матеріали для виготовлення армованого металокерамічного композиту на основі титану застосовували подрібнену губку титану марки ТГ-90 розміром –30...+10 мм та диборид титану (TiB₂) з середнім розміром частинок 5 мкм. Вихідні матеріали, взяті у кількостях, які відповідають евтектичному складу сплаву Ti–TiB₂ діаграми стану Ti–B (94,7 % Ti і 5,3 % TiB₂), замішували шляхом протирання через сито і компактували у брикети діаметром 30 мм і висотою 20 мм.

Отримані таким чином брикети завантажували у камеру плавлення установки, у якій потім створювали вакуум з залишковим тиском (6,6...12,0)·10⁻² Па. Плавлення відбувалось у проміжній ємності до повного її заповнення розплавом. Після цього розплав зливали у мідний водоохолоджувальний кристалізатор циліндричної форми

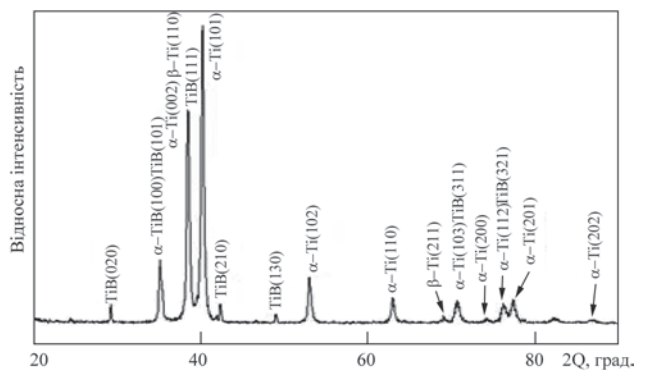


Рис. 3. Рентгенограма сплаву Ti–TiB після електронно-променевої плавки

Хімічний склад фаз композиту Ti–TiB згідно з рис. 4, ат. %

| Спектр | B | C | O | Ti | Fe | Ni |
|--------|-------|------|------|-------|------|------|
| 1 | 0,00 | 4,29 | 1,51 | 84,32 | 7,72 | 2,15 |
| 2 | 48,19 | 1,45 | 0,00 | 50,26 | 0,00 | 0,09 |
| 3 | 0,00 | 3,27 | —»— | 96,47 | 0,26 | 0,00 |

діаметром 110 мм, де він і охолоджувався. При цьому спрямований тепловідвід отримано шляхом нагрівання поверхні розплаву в кристалізаторі за допомогою 2-х електронних гармат. Область (п'ятно) розігрівання електронним променем складала 35...40 мм. Таким чином, поверхня зливку, що кристалізувався, знаходилась у розплавленому стані і рухалась в напрямку розплаву з більш високою температурою, створюючи температурний градієнт та забезпечуючи умови спрямованої кристалізації з метою формування диборидних волокон.

У подальшому в роботі вивчали мікроструктуру, фазовий склад та деякі властивості спрямовано-закристалізованого сплаву титан–диборид титану. Для цього відливок розрізали у повздовжньому напрямі (у напрямку фронту кристалізації) та у поперечному (у поперечному до фронту кристалізації напрямку) (рис. 2).

Дослідження мікроструктури проводили за допомогою оптичного мікроскопу «Neophot 21» з реєстраційним адаптером «Interlab 1.0» та скануючого електронного мікроскопу «Selmi РЭМ-106И». Встановлено, що як в повздовжньому, так і в поперечному перетинах мікроструктура сплаву представлена світло-сірого кольору суцільною матричною фазою та більш темною фазою у вигляді витягнутих зерен чи волокон.

За даними рентгенівського фазового аналізу (рис. 3), який проводили на установці «Рігак», сплав складається з двох фаз: (α -Ti) та TiB. Останнє узгоджується з даними роботи [3] про те, що у процесі плавки відбувається взаємодія дибориду титану з титаном з утворенням монобориду титану (TiB), існування якого з термодинамічної точки зору більш вірогідне ніж TiB₂.

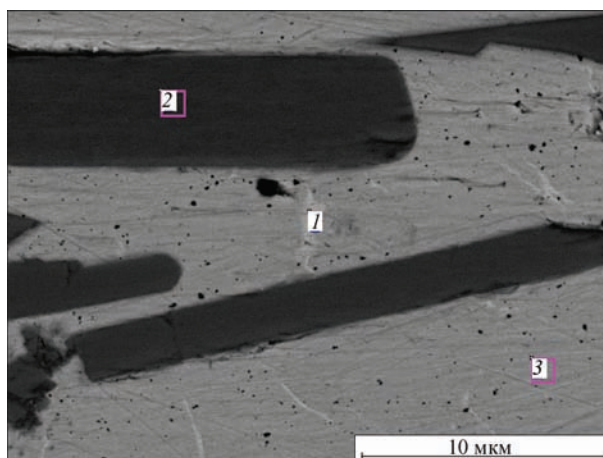


Рис. 4. Хімічний склад фаз композиційного сплаву Ti–TiB: 1, 2, 3 — спектри

Методом мікрорентгеноспектрального аналізу (рис. 4) вставлено, що хімічний склад включень витягнутої більш темної за кольором фази відповідає еквімолярному співвідношенню, що підтверджує повне протікання реакції взаємодії титану з диборидом титану і утворенню монобориду титану (таблиця).

Розміри і форма включень фази TiB більш достовірно виявляються після глибокого травлення поверхні шліфа (рис. 5) розчином плавикової кислоти. По суті під час тривалого травлення відбувається видалення матричної фази із титану і оголення включень із бориду титану. При цьому добре проявляється неоднорідність за розмірами включень боридної фази. Поряд з невеликими за розмірами (1...2 мкм) в поперечному перетині формуються включення бориду, витягнуті в напрямку руху фронту кристалізації, але з поперечним перетином в 10...20 мкм.

Це може бути свідченням того, що під час кристалізації відбуваються процеси коалесценції волокон боридної фази, оскільки волокна більш тугоплавкої боридної фази формуються в розплаві евтектичного сплаву і проростають в напрямку від фронту кристалізації в розплав, тривалий час

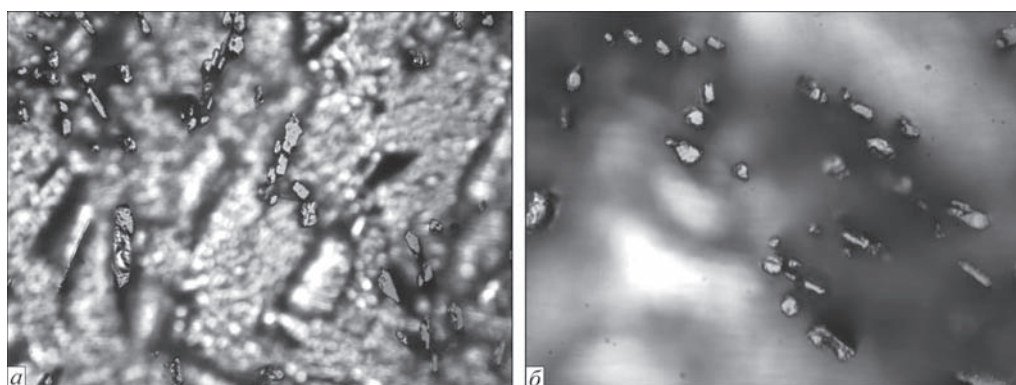


Рис. 5. Мікроструктура сплаву Ti–TiB після травлення плавиковою кислотою, $\times 1000$

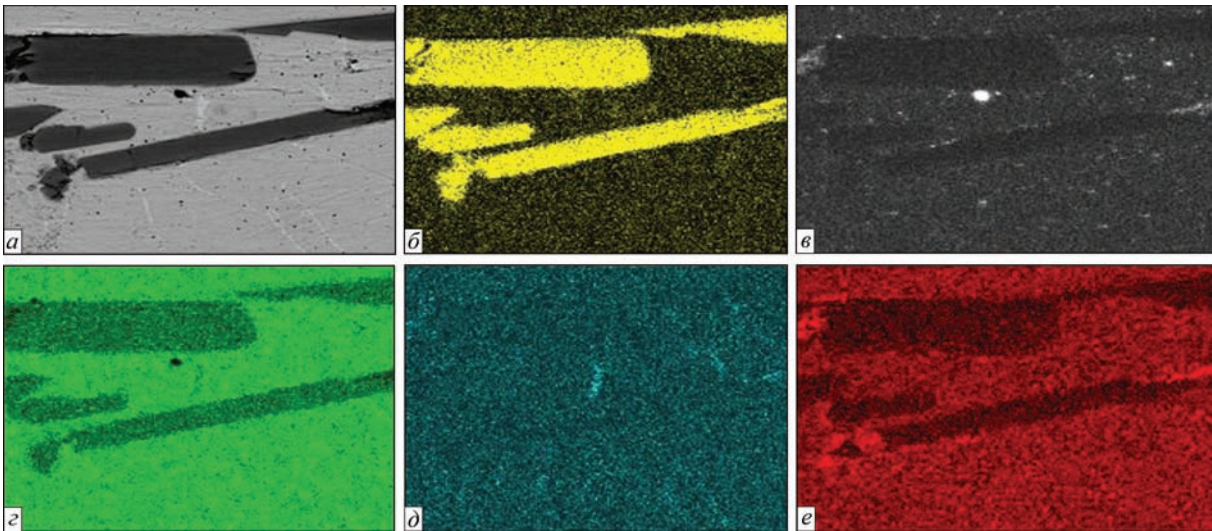


Рис. 6. Мікроструктура сплаву Ti–TiB (а) та розподіл елементів в ньому: бору (б); вуглецю (в); титану (г); заліза (д); кисню (е) залишаючись в контактi через прошарок розплаву з більш дрібними волокнами із бориду титану. Причому слід зазначити, що по габітусу кристалів боридної фази можна стверджувати, що вони є монокристалічними правильно ограненими (рис. 6). Окрім того спостерігаються скупчення крупних в поперечному перетині кристалів бориду титану, розділених тонкими (долі мікрона) прошарками титанової матриці, що свідчить про можливість протікання коагуляції волокон, які відірвалися від фронту кристалізації і мігрують (пересуваються) в розплаві евтектичного сплаву перед фронтом кристалізації. Особливо таким процесам може сприяти підігрівання розплаву електронним променем в кристалізаторі.

Мікроструктура сплаву в площині поперечного (рис. 7) і повздовжнього (рис. 8) перетинів представляє собою матрицю із титану з включеннями диборидної фази. Протяжність диборидної фази в повздовжньому напрямку в 50...100 разів перевищує протяжність фази бориду в поперечному перетині зливку, що свідчить про формування витягнутих в напрямку руху фронту кристалізації включень боридної фази, тобто спрямоване самоармування в процесі кристалізації. Окрім того мікроструктура центральної частини зливку характеризується значно більшими за розмірами включеннями боридної фази як в повздовжньому, так і в поперечному перетинах, що може бути обумовлено підігріванням поверхні розплаву

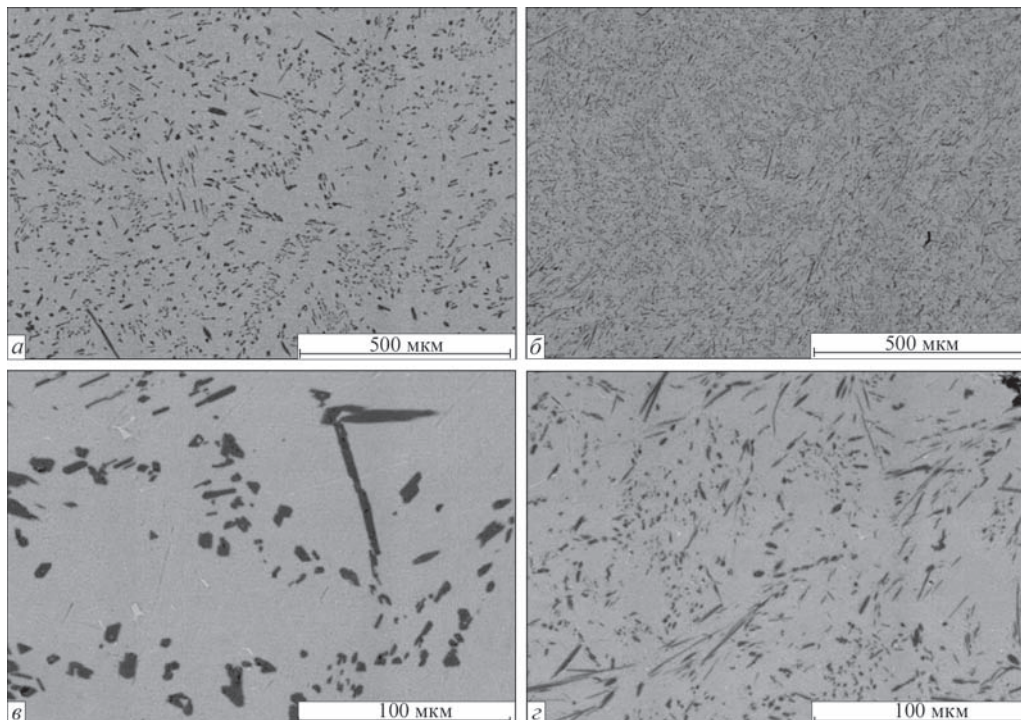


Рис. 7. Мікроструктура поперечного перетину в центрі (а, в) та на краю (б, г) зливку

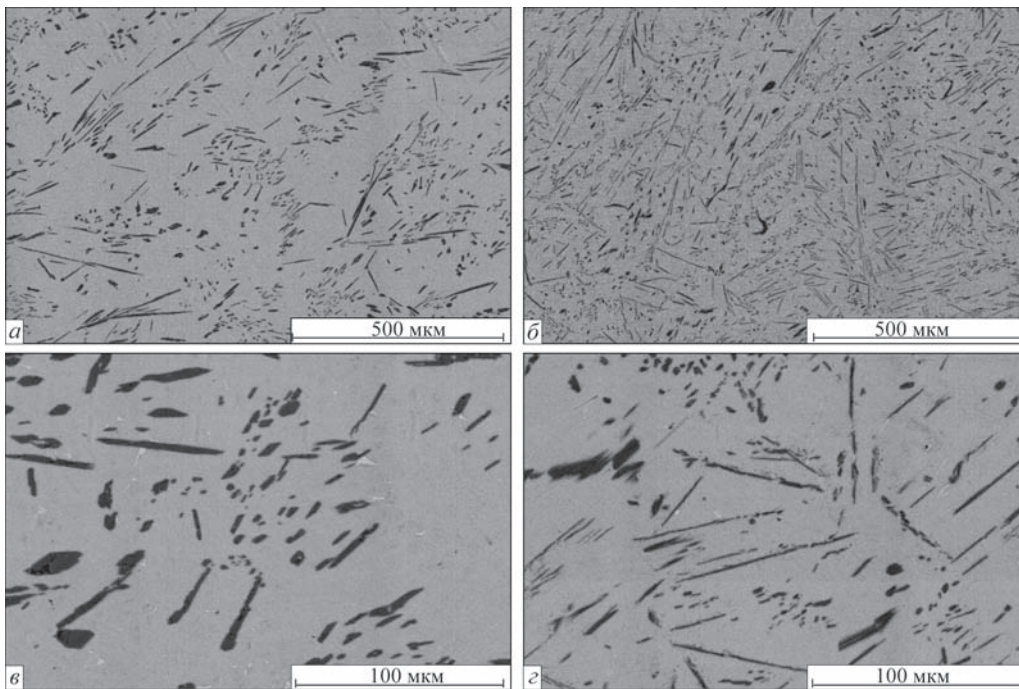


Рис. 8. Мікроструктура повздожнього перетину в центрі (а, в) та на краю (б, г) зливку

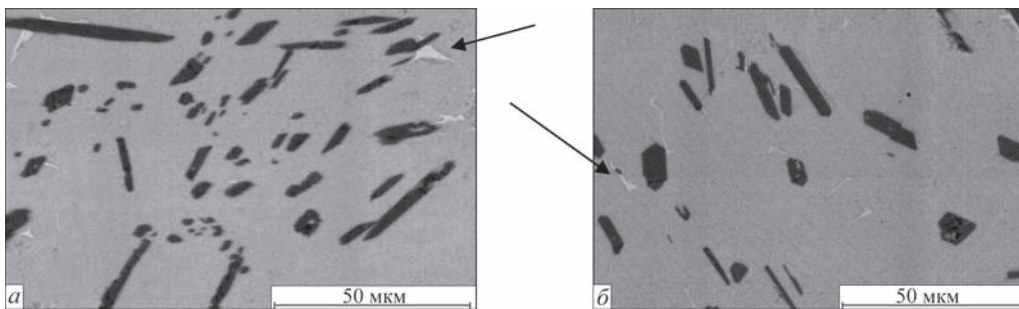


Рис. 9. Мікроструктура форми включень більш легкоплавкої фази на основі заліза в повздожньому (а) та поперечному (б) перетинах зливку

і зменшенням швидкості кристалізації. Також в центральній частині в області додаткового підігрівання спостерігається збільшення розмірів диборидних включень, більш повне їх огранювання і на мікроструктурах при помірних і малих збільшеннях спостерігається однофазна смугастість, тобто відсутність боридних включень в прошарку матричної фази із технічно чистого титану. На краю зливка така смугастість відсутня, але в поперечному перетині спостерігається розташування витягнутих включень вздовж фронту кристалізації, що може бути свідченням значно більш інтенсивного масопереносу за рахунок конвекційного перемішування розплаву, ніж за рахунок дифузії атомів бору, що відтісняються перед фронтом кристалізації внаслідок перерозподілу між твердою та рідинною фазами і переносяться внаслідок дифузії в об'єм розплаву в напрямку перпендикулярному до фронту кристалізації та вздовж.

При цьому фаза TiB знаходиться у вигляді видовжених кристалів (волокон) довжиною 10...100 мкм та у перетині 2...5 мкм. Розорієнтація волокнистих включень боридної фази на 45...90° відносно напрямку росту свідчить про відсутність плоского фронту кристалізації матричної фази. На мікроструктурах (рис. 9) добре спостерігаються сегрегації домішок заліза у вигляді правильної близької до прямокутної форми в поперечному перетині та округленої в повздожньому перетині

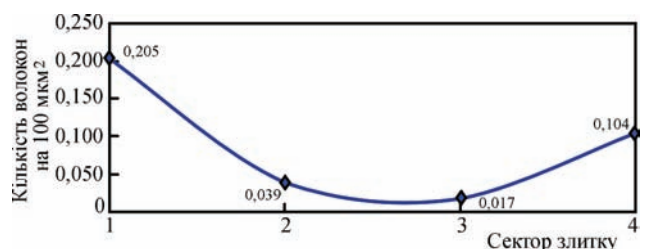


Рис. 10. Графік розподілу кількості боридних волокон по зливку

зливку, що є свідченням прояву на вузьких ділянках комірчастого росту та формування не плоского фронту кристалізації зливку, що задовільно узгоджується з розташуванням боридних волокон по відношенню до фронту кристалізації відливки. Слід зазначити, що сегрегаційні ефекти в більшій мірі проявляються перед фронтом кристалізації боридної фази як в повздовжньому, так і в поперечному напрямках.

Оскільки мікроскопічними дослідженнями показано, що розмір і форма диборидних включень залежить від місця розташування в сплаві, то хімічний склад в мікроб'ємах залишається незмінним і відповідає евтектичному системи Ti–TiB₂.

За допомогою кількісної металографії визначали як змінюється кількість боридних включень на 100 мкм² (рис. 10). Встановлено, що кількість включень боридної фази збільшується від центру до краю відливки. При цьому спостерігається обернено пропорційна залежність між поперечним розміром фази TiB і кількістю включень.

Виводи

1. Показано, що під час спрямованої кристалізації евтектичного сплаву Ti–TiB₂ формується композит, що представляє собою матрицю із технічно чистого титану та витягнутих в напрямку руху фронту кристалізації стрижневих включень із бориду титану.

2. В процесі спрямованої кристалізації зливку діаметром 110 мм відбуваються процеси коалесценції включень боридної фази, що призводить до збільшення поперечних розмірів і зменшення кількості включень боридної фази в 3...5 разів. Основною причиною коалісценції та полосатості неоднорідності мікроструктури може бути додатковий підігрів розплаву евтектичного сплаву з поверхні.

3. Укрупнення призводить до зменшення кількості включень із бориду титану майже на порядок в центральній частині зливку в порівнянні з периферійною внаслідок неоднорідності температурного поля в розплаві та на фронті кристалізації зливку.

Список літератури

1. Morsi K., Patel V.V. (2007) Processing and properties of titanium–titanium boride (TiB) matrix composites — a review. *J. Mater. Sci.*, **42**, 2037–2047.
2. Attar H., Bönisch M., Calin M., Zhang L.-Ch. (2014) Selective laser melting of in situ titanium–titanium boride compos-

- ites: Processing, microstructure and mechanical properties. *Acta Materiala*, **76**, 13–22.
3. Gaisina E.R., Gaisin R.A., Imayev V.M., Imayev R.M. (2012) Microstructure and mechanical characteristics of VT10 based composite material reinforced by titanium monoboride. *The Physics of Metals and Metallography*, **114(7)**, 623–629.
4. Ozerov M., Stepanov N., Kolesnikov A. et al. (2017) Brittle-to-ductile transition in a Ti–TiB metal-matrix composite. *Materials Letters*, **187**, 28–31.
5. Gaisin R.A., Imayev V.M., Imayev R.M., Gaisina É.R. (2015) Microstructure and mechanical properties of Ti–TiB based short-fiber composite materials manufactured by casting and subjected to deformation processing. *Russian Physics Journal*, **58(6)**, 848–853.
6. Біба Є.Г. (2016) *Формування структури та механічних властивостей конструкційних титанових сплавів під час активного спікання порошків гідриду титану*: автореф. дис. ... докт. наук з держ. упр. Київ, НАДУ.
7. Вишняков Л.Р., Грудина Т.В., Кадыров В.Х. и др. (1985) *Композиционные материалы. Справочник*. Киев, Наукова думка.
8. Эллиот Р. (1987) *Управление эвтектическим затвердванием*. Москва, Металлургия.
9. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
10. Лобода П.І. (2012) *Спрямовано закристалізовані бориди*. Київ, ТОВ «Праймдрук».

References

1. Morsi, K., Patel, V.V. (2007) Processing and properties of titanium-titanium boride (TiB) matrix composites — a review. *J. Mater. Sci.*, **42**, 2037–2047.
2. Attar, H., Bönisch, M., Calin, M., Zhang, L.-Ch. (2014) Selective laser melting of in situ titanium-titanium boride composites: Processing, microstructure and mechanical properties. *Acta Materiala*, **76**, 13–22.
3. Gaisina, E.R., Gaisin, R.A., Imayev, V.M., Imayev, R.M. (2012) Microstructure and mechanical characteristics of VT10 based composite material reinforced by titanium monoboride. *The Physics of Metals and Metallography*, **114(7)**, 623–629.
4. Ozerov, M., Stepanov, N., Kolesnikov, A. et al. (2017) Brittle-to-ductile transition in a Ti–TiB metal-matrix composite. *Materials Letters*, **187**, 28–31.
5. Gaisin, R.A., Imayev, V.M., Imayev, R.M., Gaisina, E.R. (2015) Microstructure and mechanical properties of Ti–TiB based short-fiber composite materials manufactured by casting and subjected to deformation processing. *Russian Physics Journal*, **58(6)**, 848–853.
6. Biba, E.G. (2016) Formation of structure and mechanical properties of structural titanium alloys during activated sintering of titanium hydride. In: *Syn. of Thesis for Dr. of Sci. of Publ. Manag.* Kyiv, NADU [in Ukrainian].
7. Vishlyakov, L.R., Grudina, T.V., Kadyrov, V.Kh. (1985) Composite materials. In: *Refer. Book*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
8. Elliot, R. (1987) *Control of eutectic solidification*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
9. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
10. Loboda, P.I. (2012) *Directionally crystallized borides*. Kyiv, Prime Print [in Ukrainian].

ОДНОРОДНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti–TiB, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕПЛАВА

П.И. Лобода¹, Д.А. Ремизов¹, С.Г. Григоренко², В.А. Березос², А.Ю. Северин²

¹НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского».

03056, г. Киев, просп. Победы, 37. E-mail: decan@iff.kpi.ua

²ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано формирование микроструктуры композита Ti–TiB, образующегося при изготовлении слитков диаметром 110 мм в условиях электронно-лучевой плавки. Изготовлен армированный металлокерамический композит на основе титана с применением измельченной губки титана марки ТГ-90 размером –30...+10 мм и диборида титана со средним размером частиц 5 мкм. Изучены микроструктура, фазовый состав и некоторые свойства направлено закристаллизованного сплава титан–диборид титана. Показано, что как в продольном, так и в поперечном сечениях микроструктура сплава представлена светло-серого цвета сплошной матричной фазой и более темной фазой в виде вытянутых зерен или волокон. Установлено, что в процессе плавки происходит взаимодействие диборида титана с титаном с образованием моноборида титана. Микроструктура сплава в плоскости поперечного и продольного сечений представляет собой матрицу из титана с включениями диборидной фазы. Протяженность диборидной фазы в продольном направлении в 50...100 раз превышает протяженность фазы боридов в поперечном сечении слитка, что свидетельствует о формировании вытянутых в направлении движения фронта кристаллизации включений боридной фазы. Микроструктура центральной части слитка характеризуется значительно большими по размерам включениями боридной фазы как в продольном, так и поперечном сечениях, что может быть обусловлено подогревом с поверхности расплава и уменьшением скорости кристаллизации. Показано, что при направленной кристаллизации эвтектического сплава титан–бориды титана формируется композит, который представляет собой матрицу из технически чистого титана и вытянутых в направлении движения фронта кристаллизации стержневых включений из боридов титана. Библиогр. 10, табл. 1, рис. 10.

Ключевые слова: слиток; электронно-лучевая плавка; титан; сплав; структура; диборид; металлокерамический композит; сплавы титана; армированный титан

UNIFORMITY OF MICROSTRUCTURE OF Ti–TiB ALLOY PRODUCED UNDER THE CONDITIONS OF ELECTRON BEAM REMELTING

P.I. Loboda¹, D.A. Remisov¹, S.G. Grigorenko², V.A. Berezos², A.Yu. Severin²

¹NTUU «Igor Sikorskii Kyiv Polytechnic Institute».

37 Peremohi Ave., 03056, Kyiv, Ukraine. E-mail: decan@iff.kpi.ua

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Studied was the formation of microstructure of Ti–TiB composite, which is obtained during production of 110 mm diameter ingots under the conditions of electron beam melting. Reinforced titanium-based metal-ceramic composite was produced using crushed sponge of TG-90 grade titanium of –30...+10 mm size and titanium diboride with average particle size of 5 μm. Microstructure, phase composition and some properties of directionally crystallized titanium — titanium diboride alloy were studied. It is shown that both in the longitudinal and transverse sections the alloy microstructure is represented by light-grey continuous matrix phase and darker phase in the form of elongated grains or fibres. It is established that during melting titanium diboride interacts with titanium with formation of titanium monoboride. The alloy microstructure in the plane of transverse and longitudinal sections is a titanium matrix with diboride phase inclusions. The extent of the diboride phase in the longitudinal direction is 50–100 times greater than that of the boride phase in the ingot cross-section that is indicative of formation of boride phase inclusions elongated in the direction of movement of the crystallization front. The microstructure of the ingot central part is characterized by much larger in size inclusions of the boride phase both in the longitudinal and transverse sections that can be due to heating from the melt surface and lowering of crystallization rate. It is shown that during directional crystallization of a eutectic alloy of titanium — titanium boride a composite forms, which is a matrix of commercially pure titanium and core inclusions of titanium boride, elongated in the direction of movement of the crystallization front. Ref. 10, Table 1, Fig. 10.

Key words: ingot; electron beam melting; titanium; alloy; structure; diboride; metal-ceramic composite; titanium alloys; reinforced titanium

Надійшла до редакції 30.07.2019

НАШІ ВІТАННЯ!

В.Ф. ДЕМЧЕНКО — 80



В.Ф. Демченко — кандидат фізико-математичних наук (1970), доктор технічних наук (1991), професор, провідний науковий співробітник відділу фізики газового розряду і техніки плазми ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Народився 3 серпня 1939 р. у Києві. Закінчив у 1956 р. із золотою медаллю Тарандин-

цівську середню школу на Полтавщині. Навчався (1956–1961 рр.) на механіко-математичному факультеті Київського державного університету ім. Т.Г. Шевченка, отримав фах математика-обчислювача. Протягом 1961–1964 рр. працював в Інституті кібернетики АН УРСР. Вперше в світі розв’язав на ЕОМ задачу планової фільтрації для потреб будівництва Північно-Кримської та Краснознам’янської зрошувальних систем. На чолі групи інженерів займався розробкою комп’ютерної системи оптимального управління рухом перших радянських підводних човнів.

У 1964 р. став одним із перших співробітників організованої з ініціативи Б.Є. Патона лабораторії (пізніше відділ) математичних методів досліджень фізико-хімічних процесів при зварюванні, у якому пропрацював більше 40 років. За сприяння Бориса Євгеновича отримав можливість долучитися до наукової школи видатного радянського математика О.А. Самарського. Наукові ідеї О.А. Самарського та щаслива нагода особистого спілкування із цією визначною особистістю протягом більш ніж 25 років визначили напрямки наукової діяльності В.Ф. Демченка — обчислювальна фізика технологічних процесів зварювання та споріднених технологій.

Постановка обчислювального експерименту в галузі зварювання та спеціальної електрометалургії була б неможливою без творчої співпраці з провідними науковцями ІЕЗ — Б.І. Медоваром, І.К. Походнею, А.М. Макарою, Ю.В. Латашом, О.Ю. Вороніним, Ю.А. Стеренбогеном. Величезні обсяги експериментальних даних та параметрів режимів зварювання і наплавлення, накопичені в технологічних відділах ІЕЗ за багато років, спо-

нукали до розробки інформаційних та експертних систем: експертної системи проектування технологій механізованого електродугового наплавлення (з І.О. Рябцевим), експертної системи з технологій зварювання легких сплавів (з А.Я. Іщенко), банка даних гігієнічних характеристик зварювальних матеріалів (з О.Г. Левченком), банка даних режимів дугового зварювання конструкційних сталей (з П. Зайффартом). Розроблені системи знайшли впровадження на промислових підприємствах, в науково-дослідних та навчальних закладах України, Росії та Польщі.

Неординарні задачі механіки суцільного середовища, які виникають при дослідженні фізичних явищ в технологічних процесах зварювання, спонукали В.Ф. Демченка до розробки методів чисельної реалізації цих задач на ЕОМ. Будучи переконаним у тому, що правильно виконана робота водночас мусить бути і красивою, намагався при розробці обчислювальних методів шукати елегантних і водночас природних за фізичним змістом шляхів. Методи розрахунку задач в шарувато-неоднорідних середовищах за наявності розривів розв’язку (неідеальний контакт, анодний шар), економічні методи розрахунку задач конвективного переносу енергії маси та імпульсу, алгоритми чисельного розрахунку електромагнітних процесів склали основу для комп’ютерного моделювання складних мультифізичних процесів, притаманних технологічним процесам зварювання. У цьому напрямку наукові інтереси В.Ф. Демченка та академіка НАН України І.В. Кривцуна збіглися. Співпраця фахівця з обчислювальних методів та фізика-теоретика дозволила поставити та розв’язати ряд нових задач фізики зварювальної дуги. Низка наукових статей за матеріалами цих досліджень опублікована у вітчизняних та зарубіжних виданнях.

Від своїх батьків — сільських вчителів — Володимир Федорович успадкував потребу та вміння навчати. Читав лекції студентам кафедр гідродинаміки і теплообміну, математичної фізики, обчислювальної математики і теоретичної фізики Київського національного університету імені Тараса Шевченка, входив до складу експертної ради ВАК України. Нагороджений відзнакою НАН України «За підготовку наукової зміни».

Г.М. ГРИГОРЕНКО — 80



24 серпня 2019 р. виповнилося 80 років доктору технічних наук, професору, академіку НАН України, відомому вченому в галузі спеціальної електromеталургії, матеріалознавства та зварювання, лауреату Державної премії УРСР в галузі науки і техніки (1980), премії імені

Є.О. Патона НАН України (2017), премії Кабінету Міністрів України за розроблення і впровадження інноваційних технологій (2019) Георгію Михайловичу Григоренку.

Вся трудова, наукова та педагогічна діяльність Георгія Михайловича пов'язана з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона, в який він прийшов у 1961 р. на дипломну практику ще студентом Київського політехнічного інституту.

Починаючи з дипломної роботи, Г.М. Григоренко займається дослідженнями в галузі фізико-хімічних процесів зварювання та переплаву металів і сплавів. У 1967 р. він захистив кандидатську дисертацію, в якій вперше був описаний механізм поглинання газів рідким металом з атмосфери електричної дуги. У 1983 р. він блискуче захистив докторську дисертацію, присвячену вивченню фізико-хімічних процесів взаємодії двоатомних газів з рідким металом при плазмово-дуговому переплаві металів та сплавів.

З 1969 р. Г.М. Григоренко плідно працює над вирішенням завдань, що стоять перед спеціальною електromеталургією, розробляє технології виплавки високоазотистих сталей та сплавів із застосуванням низькотемпературної плазми, керує роботами з освоєння технології виплавки у вакуумно-дугових пічах способом переплавки «витратного плазмотрона» на заводі «Дніпро-спецсталь».

Багато років Г.М. Григоренко займається розробкою технології плавки титанових сплавів в гарнісажних печах на Запорізькому моторобудівному заводі («Мотор Січ»). З 1973 р. Керує роботами по створенню на Запорізькому титано-магнієвому комбінаті найпотужнішої плазмово-дугової печі для виплавки зливків з титанової губки та кускових відходів титану, яка була введена в експлуатацію у 1978 р. У 1980 р. робота по плазмово-дуговій виплавці зливків сталей, сплавів та титану була відзначена Державною премією УРСР в галузі науки і техніки.

Фундаментальні дослідження механізмів та закономірностей взаємодії газів з рідкими металами, газообмінних процесів при плавці металів із застосуванням електродугового, плазмового та індукційного джерел нагріву стали в основі створення нових процесів виплавки монокристалів тугоплавких металів, індукційної плавки в секційному охолоджуваному кристалізаторі, процесу дугошлакового переплаву.

Г.М. Григоренко користується заслуженим авторитетом у наукових колах України та за кордоном. У 1974–1977 рр. він був керівником програми Радянсько-Американського наукового співробітництва в галузі електromеталургії та зварювання, проводив роботи з вченими Массачусетського технологічного інституту, Мічиганського та Стенфордського університетів, інституту Баттеля в Колумбусі. З 1995 р. і по теперішній час він співпрацює з Національним політехнічним університетом у м. Нансі (Франція).

Вже понад 35 років Георгій Михайлович очолює один з найбільших відділів ІЕЗ ім. Є.О. Патона — відділ фізико-хімічних методів досліджень матеріалів, який займається проблемами матеріалознавства в зварюванні та металургії.

З 1993 р. Г.М. Григоренко є заступником головного редактора журналу «Современная электromеталлургия», входить до редколегії журналу «Автоматическая сварка» та ще двох журналів, один з яких видається у Польщі.

Він зі своїми учнями заснував школу, яка має визначні досягнення в фундаментальних дослідженнях.

Поряд з плідною науковою діяльністю Г.М. Григоренко веде активну педагогічну і науково-організаційну роботу.

Велику увагу Георгій Михайлович приділяє підготовці наукових кадрів та щедро ділиться своїми знаннями з молоддю. Під його керівництвом підготовлено 11 кандидатів та 7 докторів наук.

З 1982 по 2015 рр. був заступником завідуючого базової кафедри «Фізична металургія та матеріалознавство» Московського фізико-технічного інституту, а з 1999 по 2013 рр. — професором НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».

У 2010 р. за ініціативи Г.М. Григоренка при ІЕЗ ім. Є.О. Патона створено Спеціалізовану вчену раду із захисту дисертацій на здобуття наукового ступеня доктора (кандидата) технічних наук за новими спеціальностями «Матеріалознавство» та «Металургія чорних та кольорових металів і спеціальних сплавів», яку він очолює по теперішній час, а також секцію Вченої ради «Металургія та матеріалознавство» при Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона.

Г.М. Григоренко є автором і співавтором майже 750-ти наукових праць, серед яких 11 монографій (чотири видано у Великій Британії і одна в Китаї) і понад 120-ти авторських свідоцтв і зарубіжних патентів.

За великий внесок у розвиток вітчизняної науки та освіти, міжнародних наукових контактів Георгія

Михайловича відзначено медаллю «За трудову доблесть» (1984), Почесною грамотою Верховної Ради України (2004), відзнаками Національної академії наук України «За підготовку наукової зміни» (2008), «За наукові досягнення» (2009), «За професійні здобутки» (2014), нагородою Міжнародної академії рейтингових технологій і соціології «Золота Фортуна» — медаллю «Народна шана українським науковцям 1918–2018» (2019).

Г.М. Григоренко — видатний вчений, який зробив значний внесок у розвиток спеціальної електрометалургії, він є генератором багатьох наукових ідей і конструкторських розробок, організатором науково-педагогічної діяльності в галузі електрометалургії та матеріалознавства.

Редакція та редколегія журналу

Щиро вітаємо ювілярів, бажаємо їм міцного здоров'я, добра, творчої наснаги та успіхів у всіх напрямках їхньої різноманітної діяльності.

ВЕДУЩАЯ ВЫСТАВКА В МИРЕ
СВАРКА • РЕЗКА • ОБРАБОТКА

LET'S JOIN
THE WORLD!

13.–17. сентября 2021

РЕГИСТРИРУЙТЕСЬ
СЕЙЧАС!

SCHWEISSEN
& SCHNEIDEN
No. 1
IN THE WORLD

DVS GERMAN WELDING
SOCIETY

MESSE
ESSEN

www.schweissen-schneiden.com



TITANIUM 2019 — 14-я Международная конференция по титану

10–14 июня 2019 г. в г. Нанте (Франция) состоялась крупнейшая Международная конференция по титану, которая, начиная с 1968 г., проводится через каждые 4-е года. Тематика этих конференций охватывала все этапы производства и использования титана в промышленности — от восстановления губчатого титана до применения титановых изделий в авиационной, космической технике, медицине, двигателестроении, химическом и энергетическом машиностроении, а также других отраслях. На конференциях ученые из всего мира представляли результаты своих исследований за предыдущие четыре года и обсуждали перспективные направления развития титановой науки и промышленности.

Работа конференции «Titanium 2019» проходила в виде пленарных и секционных заседаний, а также представления стендовых докладов. Всего работало 11 секций: аддитивные технологии; аэрокосмическое применение; биомедицинское применение; коррозионные свойства; восстановление и производство порошков; интерметаллиды и композиты; промышленное применение; плавка и литье; зависимость свойств от микроструктуры; микроструктура; деформационная обработка.

В работе конференции приняли участие почти 800 человек из 34 стран мира. Представлено 477 устных докладов, в том числе 7 пленарных и 14 ключевых лекций, а также 86 стендовых докладов.

Параллельно с работой конференции проходила выставка изделий из титана, в которой приняли участие 25 фирм, в том числе такие известные, как Aubert & Duval (Франция), TIMET (США), Voestalpine Bohler Bleche GmbH (Австрия) и др.

На конференции большое внимание было обращено на развитие аддитивных технологий в титановой индустрии. С этой тематикой связано почти 30 % всех докладов. В докладах представлены результаты как разработки 3D технологий и оборудования для их реализации, так и исследований структуры и свойств получаемых изделий, а также производства расходных материалов (титановые проволока и порошок).

В настоящее время очень активно ведутся работы по внедрению аддитивных технологий в титановую промышленность. Так, например, в ЕС работает проект по изготовлению методами 3D технологий изделий для космической техники, который совместно финансируется промышленными предприятиями (45 млн. евро) и из бюджета Европейского Союза (30 млн. евро). Причем работы охватывают все этапы создания изделий: проектирование, изготовление, исследование эксплуатационных характеристик получаемых деталей и т.д. В процессе проектирования изделия методами математического моделирования оценивают напряженно-деформированное состояние и создают конструкции с равномерной удельной нагрузкой.





При этом получить нужные формы для таких конструкций другими способами, зачастую, без 3D технологий невозможно.

Из всего разнообразия аддитивных технологий в промышленности наибольшее распространение получили технологии наплавки проволокой или порошком, что обусловлено их более высокой производительностью по сравнению с bed-технологиями сплавления. Следует отметить, что механические характеристики наплавляемого металла ниже, чем у полуфабрикатов титановых сплавов, получаемых методами термомеханической обработки, поэтому конечные изделия подвергают, как правило, изостатическому прессованию. В целом стоимость получаемых по 3D технологиям изделий оказывается достаточно высокой, а основное преимущество заключается в изменении конструкции изделий, что позволяет при сохранении прочностных параметров деталей снизить их массу до 40 %.

Касательно применения титана в промышленности следует отметить рост объемов потребления титановых сплавов в традиционных отраслях — самолето- и двигателестроении. Рост доли титана в общей массе планера самолёта обусловлен тем, что он практически не взаимодействует химически с углепластиками и другими композитными материалами, применение которых в самолетостроении стремительно растет. Поэтому значительная часть силовой арматуры большинства самолетов изготавливается из титановых сплавов. Увеличение объема применения титановых сплавов в газотурбинных двигателях объясняется наличием в их конструкции деталей из алюминидов титана, в том числе лопаток.

В докладе специалистов фирмы «Дженерал Электрик Авиэйшн» путем обработки больших массивов статистических данных о качестве слитков и полуфабрикатов из титановых сплавов убедительно показано преимущество технологии переплава с промежуточной емкостью (ЭЛП или ПДП) с последующим гомогенизирующим вакуумно-дуговым



переплавом над технологией трехкратного ВДП с точки зрения удаления тугоплавких включений из титановых сплавов, предназначенных для изделий ответственного назначения в авиации.

Основные доклады в области сварки были посвящены исследованиям процессов сварки титана трением с перемешиванием и диффузионной сварки титана с другими металлами.

Учеными Украины на конференции «Titanium 2019» представлены следующие доклады: «Электронно-лучевая плавка слитков алюминидов титана» (Институт электросварки им. Е.О. Патона, г. Киев); «Возможность использования полученных методом электронно-лучевой плавки титановых сплавов в качестве броневых материалов» (Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, Институт электросварки им. Е.О. Патона, г. Киев); «Получение β -титановых сплавов методами гидридной порошковой металлургии» (Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова); «Микроструктура и свойства образцов из титанового сплава Ti-6Al-4V, полученных методом 3D аддитивной электронно-лучевой наплавки» (ПрАТ «Червона хвыля», г. Киев, Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова), которые вызвали большой интерес участников конференции.

В настоящее время рынок титана находится в стадии устойчивого роста (5...7 % ежегодно), а перспективными направлениями развития титановой индустрии являются расширение использования 3D аддитивных технологий и применения сплавов на основе алюминидов титана в аэрокосмическом секторе промышленности.

С.В. Ахонин

ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Зубер Т.А. Влияние кинетики распада аустенита на структурообразование и механические свойства сварных соединений высокопрочных углеродистых сталей. — На правах рукописи.

Диссертация на соискание научной степени кандидата технических наук по специальности 05.02.01 —

«Материаловедение». — Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, 2019. Дата защиты 04.07.2018 г.

Для изготовления сварных металлоконструкций корпусов машин используются высокопрочные стали. Формирование в металле зоны термического влияния сварных соединений закалочных мартенситных структур приводит к ухудшению механических свойств и влияет на склонность к хрупкому разрушению.

Работа посвящена определению влияния кинетики распада аустенита на особенности структурно-фазовых превращений в металле зоны термического влияния сварных соединений высокопрочных углеродистых сталей с содержанием углерода 0,12...0,74 мас. %.

С помощью системы имитации термического цикла сварки Gleeble 3800 путем построения термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита расширены представления о механизме и кинетике развития структурных превращений, установлены более точные температуры и интервалы начала и конца образования фаз в зависимости от содержания углерода при разных скоростях охлаждения высокопрочных углеродистых сталей.

Установлена связь между содержанием углерода, температурами фазовых превращений и структурой. Для сталей разного применения увеличение содержания углерода в каждой группе (строительные до 0,12...0,19, специальные до 0,26...0,31, железнодорожные до 0,58...0,74 мас. %) снижают температуры фазовых превращений на 40...60 °С, что влияет на увеличение образования критической доли закалочных структур, которые приводят к ухудшению механических свойств. В строительных сталях фазовые превращения происходят по двум стадиям: диффузионному механизму с образованием ферритно-перлитных структур при скорости охлаждения до 10 °С/с, а потом бездиффузионному — с образованием закалочных структур при скоростях охлаждения выше 15 °С/с. В специальных сталях — по диффузионному механизму с образованием ферритно-

перлитных структур при скорости охлаждения до 7 °С/с; бездиффузионному — с формированием бейнитных и мартенситных структур разной морфологии при скорости охлаждения выше 10 °С/с. В железнодорожных сталях превращения происходят по диффузионному и бездиффузионному механизму в ферритно-перлитной области с образованием троостито-мартенситных структур при скорости охлаждения 5...30 °С/с.

Установлены оптимальные параметры термического цикла сварки при скорости охлаждения 5...20 °С/с, что обеспечивает формирование ферритно-перлитных структур для железнодорожных сталей и бейнито-мартенситных для строительных и специальных сталей при предупреждении образования холодных трещин в металле зоны термического влияния высокопрочных углеродистых сталей с содержанием углерода 0,12...0,74 мас. %.

Для того, чтобы обеспечить трещиностойкость, высокие характеристики прочности, пластичности и ударной вязкости путем формирования оптимальной структуры феррита и нижнего бейнита в металле ЗТВ строительных сталей сварку необходимо проводить при скорости охлаждения 10...20 °С/с при погонной энергии сварки 9...20 кДж/см. Трещины в металле ЗТВ высокопрочных сталей S460M, S355J2, NAXTRA700, Quardian 500, Armstal 500, KC2, углеродный эквивалент которых меньше единицы (0,41...0,81 %), не обнаружены, в то время как в сталях 30X2H2MФ, 65Г и М76, углеродный эквивалент которых является близким к единице (0,96...1,07 %), при скорости охлаждения 30 °С/с и выше, они образуются. Повышение скорости охлаждения специальных сталей Quardian 500, Armstal 500 и 30X2H2MФ до 30,0 °С/с приводит к возрастанию твердости мартенсита от 3360...3830 до 4170...4720 МПа за счет уменьшения размеров пакетного мартенсита от 8...4, 9...5 и 36 до 12,5 мкм соответственно.

Для обеспечения прочности и пластичности всего сварного соединения путем формирования оптимальной структуры высокопрочных углеродистых сталей сварку рекомендовано проводить при скорости охлаждения металла зоны термического влияния 5...10 °С/с для стали Naxtra 700 с применением предварительного подогрева исходного металла до температуры 200 °С.

При электродуговой сварке строительных сталей S460M и S355J2 рекомендуется применять скорости охлаждения 10...20 °С/с для того, чтобы обеспечить характеристики прочности, пластичности и ударной вязкости при температурах +20, -20 та -40 °С на уровне свойств основного металла.

ПОДПИСКА–2019 на журнал «Современная электрометаллургия»

| Украина | | Зарубежные страны | |
|--------------|----------|-------------------|-------------|
| на полугодие | на год | на полугодие | на год |
| 330 грн. | 660 грн. | 30 дол. США | 60 дол. США |

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» можно оформить непосредственно через редакцию (в т. ч. на электронную версию) или по каталогам подписных агентств «Пресса», «ПресЦентр», «АС-Медиа», «Информнаука», «Меркурий».



Электронная версия журнала на сайте: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem

Правила для авторов: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules
Лицензионное соглашение: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license
В 2019 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2008–2017 гг.

РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вкладышах следующих размеров

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

Контакты:

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

Технические требования к рекламным материалам

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

Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 23.09.2019. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 7,9. Усл. кр.-отт. 8,2. Уч.-изд. л. 9,3
Печать ООО «ДИА». 03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.