

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

С. В. Ахонин, Г. М. Григоренко (зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.), И. В. Кривцун,
Л. Б. Медовар, Б. А. Мовчан, А. С. Письменный,
А. И. Устинов, В. А. Шаповалов
(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),
М. И. Гасик (НМетАУ, Днепр, Украина),
О. М. Ивасишин (Ин-т металлофизики, Киев, Украина),
П. И. Лобода (НТУУ «КПИ», Киев, Украина),
А. Н. Петрунько (ГП «ГНИП Институт титана»,
Запорожье, Украина),
А. А. Троянский (ДонНТУ, г. Днепр, Украина)

МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Г. М. Григоренко
(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),
К. В. Григорович
(МИСиС, Москва, РФ),
А. А. Ильин
(МАТИ-РГТУ, Москва, РФ),
А. Митчелл
(Ун-т Британской Колумбии, Канада),
Б. Е. Патон
(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),
Г. Ф. Тавадзе
(Ин-т металлург. и материаловед.
им. Фердинанда Тавадзе, Тбилиси, Грузия),
Цоуха Джанг
Северо-Восточный ун-т, Шеньян, Китай

Учредители

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

Адрес редакции

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

Редакторы

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

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

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

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Стовпченко Г. П., Лісова Л. О., Медовар Л. Б., Гончаров І. О.,
Полішко Г. О., Судацова В. С. Розробка шлаку електрошлакового
переплаву, схильного до саморозпаду 3

Корниевский В. Н., Панченко А. И., Сальников А. С.,
Давидченко С. В., Скрипка Л. М., Гасик М. И.,
Горобец А. П. Разработка и исследование сквозной технологии
выплавки подшипниковой стали для электрошлакового переплава
и производства сортопроката крупных профилеразмеров 9

Протокоvilов И. В., Петров Д. А., Порохонько В. Б. Электро-
шлаковая выплавка и термомеханическая обработка высокопрочного
титанового псевдо-β-сплава ТС6 16

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Ахонин С. В., Северин А. Ю., Березос В. А., Пикулин А. Н.,
Ерохин А. Г. Особенности выплавки слитков титановых сплавов,
легированных оловом, в электронно-лучевых установках 21

Пикулин А. Н. Электронно-лучевое оплавление слитков
сложнолегированных титановых сплавов 26

ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ

Калашник Д. А., Никитенко Ю. А., Шаповалов В. А.,
Шейко И. В., Кожемякин В. Г., Веретильник А. В. Форма и
геометрические размеры быстрозакаленных материалов,
полученных диспергированием из расплава при ИПСК 31

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Белявин А. Ф., Куренкова В. В., Федотов Д. А., Салий С. Г.,
Щербинин А. П. Оптимизация процесса восстановительной
наплавки и термообработки компонентов ГТД из сплава
Inconel 738 35

Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В. Регрессионные
модели для прогнозирования коррозионных параметров литейных
жаропрочных никелевых сплавов 51

ИНФОРМАЦИЯ

Стовпченко А. П. Специальная электрометаллургия для энергетики
будущего 57

Ковальчук Д. В. 12-я Международная конференция по электронно-
лучевым технологиям «EBT-2016» 59

Л. Я. Шварцману — 75. Опыт, определяющий перспективы науки 61

Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием
«Advances in Electrometallurgy» (ISSN 1810-0384)
издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания
www.cisp-publishing.com

ESOVREMENNAYA ELEKTROMETALLURGIYA (Electrometallurgy Today)

**№ 3 (124)
2016**

Published since January, 1985
4 times a year

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

S.V. Akhonin, G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.), I. V. Krivtsun,
L. B. Medovar, B. A. Movchan, A. S. Pismenny,
A. I. Ustinov, V. A. Shapovalov
(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),
M. I. Gasik (NMetAU, Dnepr, Ukraine),
O. M. Ivasishin (Institute of Metal Physics, Kyiv, Ukraine),
P. I. Loboda (NTUU «KPI», Kyiv, Ukraine),
A. N. Petrunko (Institute of the Titan,
Zaporozhye, Ukraine),
A. A. Troyansky (DonNTU, Dnepr, Ukraine)

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL

G. M. Grigorenko

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

K. V. Grigorovich

(MISIS, Moscow, Russia),

A. A. Iljin

(MATI, Moscow, Russia),

A. Mitchell

(University of British Columbia, Canada),

B. E. Paton

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

G. F. Tavazde

(Institute of Metallurgy and Materials Science
of Ferdinand Tavazde, Tbilisi, Georgia),

Zhouhua Jiang

North-Eastern University, Shenyang, China

Founders

The National Academy of Sciences of Ukraine

The E. O. Paton Electric Welding Institute

International Association «Welding» (Publisher)

Address

The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU

11, Kazimir Malevich Str., 03680, Kyiv, Ukraine

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

Tel.: (38044) 205 22 07

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Editors

D. M. Dyachenko

Electron galley

L. N. Gerasimenko, T. Yu. Snegiryova

State Registration Certificate

KV 6185 of 31.05.2002

ISSN 2415-8445

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Stovpchenko G.P., Lisova L.O., Medovar L.B., Goncharov I.O., Polishko G.O., Sudavtsova V.S. Development of electroslag remelting slag, tended to autodecomposition (In Ukrainian) 3

Kornievsky V.N., Panchenko A.I., Salnikov A.S., Davidchenko S.V., Skripka L.M., Gasik M.I., Gorobets A.P. Development and investigation of end-to-end technology of bearing steel melting for electroslag remelting and production of section rolled metal of large profile sizes 9

Protokovilov I.V., Petrov D.A., Porokhonko V.B. Electroslag melting and thermomechanical treatment of high-strength titanium pseudo-β-alloy TS6 16

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S.V., Severin A.Yu., Berezos V.A., Pikulin A.N., Erokhin A.G. Peculiarities of melting of ingots of titanium alloys, alloyed with tin, in electron beam installations 21

Pikulin A.N. Electron beam fusion of ingots of complexly-alloyed titanium alloys 26

VACUUM-ARC REMELTING

Kalashnik D.A., Nikitenko Yu.A., Shapovalov V.A., Sheiko I.V., Kozhemyakin V.G., Veretilnik A.V. Shape and geometric sizes of rapid-hardening materials produced by dispersion from melt in IMSM 31

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Belyavin A.F., Kurenkova V.V., Fedotov D.A., Salij S.G., Shcherbinin A.P. Optimization of process of restoration surfacing and heat treatment of GTE components of alloy Inconel 738 35

Gaiduk S.V., Kononov V.V., Kurenkova V.V. Regression models for prediction of corrosion parameters of casting heat-resistant nickel alloys 51

INFORMATION

Stovpchenko A.P. Special electrometallurgy for future power engineering 57

Kovalchuk D. V. 12th International Conference on electron beam technologies «EBT-2016» 59

L.Ya. Shvartsman is 75 61

«Sovremennaya Elektrometallurgiya» journal (Electrometallurgy Today)
is published in English under the title of «Advances in Electrometallurgy»
by Cambridge International Science Publishing, United Kingdom
www.cisp-publishing.com

РОЗРОБКА ШЛАКУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ, СХИЛЬНОГО ДО САМОРОЗПАДУ

Г. П. Стовпченко^{1,2}, Л. О. Лісова¹, Л. Б. Медовар¹,
І. О. Гончаров¹, Г. О. Полішко¹, В. С. Судавацова³

¹Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, г. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інжинірингова компанія «Елмет-Рол».

А. я. 259, 03150, м. Київ. E-mail: office@ilmet-roll.com.ua

³Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України.
03142, м. Київ-142, вул. Кржижанівського, 3. E-mail: post@ipms.kiev.ua

При виготовленні порожнистих зливок особливо бажаним є довільне відділення гарнісажу, оскільки його видалення з внутрішніх поверхонь глибоких та малих отворів є складним та трудомістким процесом. У зв'язку з цим привернула увагу здатність деяких металургійних шлаків до саморозсіпання, зокрема т. з. «білих» шлаків, які утворюються в процесах позапічної обробки сталі. Саморозсіпання металургійних шлаків (доменних, сталеплавильних, шлаків позапічної обробки) є загальновідомим явищем, яке відбувається при наявності достатньої кількості двокальцієвого силікату $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ (C2S). З точки зору основності згідно з іонною теорією саме утворення сполуки C2S відповідає нейтральному шлаку. Високий вміст SiO_2 в шлаковому розплаві в процесі ЕШП призводить до протікання обмінних реакцій, що ведуть до відновлення кремнію і утворення силікатних неметалевих включень, тому активність кремнезему в шлаку слід контролювати. В результаті досліджень розроблено шлак, що схильний до саморозпаду за рахунок утворення двокальцієвого силікату, який одночасно знижує термодинамічну активність кремнезему в шлаку і, відповідно, гальмує процес відновлення кремнію і переходу його в метал при ЕШП. Бібліогр. 18, табл. 2, іл. 4.

Ключові слова: шлак; саморозпад; енергія Гіббсу; в'язкість; ЕШП; порожнистий зливок

Вступ. У сучасному промисловому виробництві широко використовуються порожнисті заготовки та вироби різної форми та ваги. Особливу потребу в великих трубах та оболонках мають суднобудування, енергетика, хімічне та нафтохімічне виробництво. До властивостей металу тяжконавантажених деталей такого типу висувають найбільш високі вимоги, задовольнити які можна завдяки використанню електрошлакового переплаву (ЕШП). Дуже щільна дендритна структура стінки порожнистого зливка ЕШП надає металу властивостей, які вже в литому стані відповідають деформованому металу того ж складу, що дає можливість додатково знизити вартість виробництва [1].

При ЕШП шлак є основним технологічним середовищем, де саме відбувається нагрів, плавлення та рафінування металу зі швидкістю, яка дозволяє забезпечувати високу якість металевого зливка. Оскільки виготовлення порожнистих зливок шляхом ЕШП відбувається з витягуванням із кристалізатору, то необхідним є використання шлаків із високим значенням в'язкості, що здатні до формування рівномірного гарнісажу. Такі шлаки зазвичай мають значний вміст кремнезему. Відомо, що при підвищенні вмісту кремнію в'язкість шлаків збільшується за рахунок форму-

вання полімерної кремнієкисневої сітки. Ступінь полімеризації шлаку, головним чином, визначається його складом.

При виборі компонентів шлакової системи враховували те, що шлак ЕШП повинен мати сприятливі фізичні (теплові константи, в'язкість, газопроникність, густину) та технологічні властивості (формування поверхні зливка та видалення гарнісажу з неї) [2]. При виготовленні порожнистих зливок довільне відділення гарнісажу є особливо бажаним, оскільки його видалення з внутрішніх поверхонь глибоких та малих отворів є складним та трудомістким процесом. У зв'язку з цим увагу авторів привернула здатність деяких металургійних шлаків до саморозсіпання, зокрема т. з. «білих» шлаків, які утворюються в процесах позапічної обробки сталі.

Шлаки, що здатні до саморозсіпання та можливості впливу на цей процес. Саморозсіпання металургійних шлаків (доменних, сталеплавильних, позапічної обробки) є загальновідомим явищем, яке відбувається при наявності достатньої кількості двокальцієвого силікату $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ (C2S). Ця сполука під час твердіння розплаву зазнає поліморфних перетворень, причому твер-

дофазна трансформація модифікації β в γ відбувається бездифузійно і супроводжується збільшенням об'єму до 12 % [3]. Під дією внутрішніх напруг, які викликані збільшенням об'єму, шлак довільно розсипається на порошок. Для металургійних шлаків це явище є небажаним, оскільки виникають складнощі при їх збиранні та утилізації, погіршуються умови праці в цеху. Тому більшість дослідників прагнули уникнути процесу саморозсіпання шлаків за рахунок попередження утворення γ -C2S. Винайдено та випробувано три потенційно перспективних шляхи: хімічна стабілізація шлаку добавками; зміна його хімічного складу і прискорене охолодження [4–6].

Із хімічних добавок найбільш ефективними є добавки сполук бора. Так, промисловими експериментами доведено, що додавання (мас. %) 0,2 B_2O_3 пригнічує саморозпад шлаку з 51 CaO, 33 SiO_2 і 11 MgO [7, 8].

Зміна хімічного складу для попередження утворення C2S як правило передбачає формування або додавання при високій температурі SiO_2 і Al_2O_3 . Наприклад, в роботі [7] до шлаку аргонно-кисневого знеуглецювання (АКЗ) додавали багату на SiO_2 речовину, т. з. фаялітовий шлак. Показано, що фаялітовий шлак реагує з киснем з формуванням Fe_2O_3 . У ході цієї реакції генерується тепло. Додавання 25 мас. % фаялітового шлаку є достатнім для стабілізації високоосновного АКЗ шлаку (C/S = 2). Із 10 мас. % добавки фаяліту в АКЗ шлаку містилося 60 мас. % C2S фази.

Є відомості щодо використання ефекту саморозпаду при розробці зварювальних матеріалів. Зокрема, автори робіт [9] визначили зону складів шлаків системи CaF_2 –CaO– SiO_2 для електродів, які забезпечують гарну відокремлюваність шлакової кірки. Однак при розробці електродів (як і при ЕШП) виникають складнощі забезпечення повноти перебігу перетворення β – γ -C2S [10]. Високі швидкості кристалізації при зварюванні перешкоджають розпаду шлаку на поверхні зварювального шва, внаслідок чого утворюється шлак аморфної структури. При зварюванні електродом формування шлакової кірки, здатної до саморозпаду, ускладнюється наявністю рідкого скла, яке широко використовується як зв'язуюче покриття електродів, що містить оксиди калію та натрію, які вже у незначній кількості запобігають протіканню фазового переходу β – γ -C2S.

Відмінністю складу шлаків ЕШП від звичайних «білих» шлаків зазвичай є суттєво більший вміст CaF_2 (30...100 %). Тож вміст C2S є первісно меншим. Охолодження шлаку відбувається на поверхні зливка і тому швидкість його застигання є досить низькою.

Тобто при ЕШП немає таких перешкод для отримання ефекту саморозсіпання, які виникають при розробці зварювальних матеріалів. Варто зазначити, що при обґрунтуванні складу шлаку з ефектом саморозсіпання при ЕШП автори враховували відомі фактори, які чинять зворотній вплив на цей процес.

Термодинамічне моделювання активності компонентів системи багатокомпонентних шлаків CaF_2 –CaO–MgO– Al_2O_3 – SiO_2 . З точки зору основності згідно з іонною теорією саме утворення сполуки C2S відповідає нейтральному шлаку. У бінарній системі вміст CaO складає 66,7 %.

Високий вміст SiO_2 в шлаковому розплаві в процесі ЕШП призводить до протікання обмінних реакцій, що ведуть до відновлення кремнію і утворення силікатних неметалевих включень, тому активність кремнезему в шлаку слід контролювати.

Розробка нових складів шлаків ускладнена обмеженістю та суперечністю термодинамічних даних багатокомпонентних оксидно-фторидних систем, які практично не охоплюють області потрійних та четвертих систем, що є важливим для практичного використання. Тому в даній роботі використана методика прогнозування термодинамічних властивостей шлакових розплавів за координатами ліквідусу діаграм стану подвійних і потрійних граничних підсистем в області рівноваги твердий компонент–розчин [11–13].

Ентальпії та надлишкові ентропії змішування розплавів граничних подвійних підсистем виражені у вигляді поліноміальних залежностей Редліха–Кістера:

$$\Delta H_{A-B} = x_A x_B (A_0 + A_1 (x_A - x_B) + A_2 (x_A - x_B)^2 + A_3 (x_A - x_B)^3), \quad (1)$$

$$\Delta S_{A-B}^{ex} = x_A x_B (B_0 + B_1 (x_A - x_B) + B_2 (x_A - x_B)^2 + B_3 (x_A - x_B)^3). \quad (2)$$

Коефіцієнти поліномів отримані шляхом аналізу літературних даних для розплавів систем CaO– $AlO_{1,5}$, CaO– SiO_2 , CaO– CaF_2 , $AlO_{1,5}$ – SiO_2 , $AlO_{1,5}$ – CaF_2 , SiO_2 – CaF_2 (табл. 1).

Формула $AlO_{1,5}$ застосована для зрівняння Al_2O_3 з іншими компонентами четвертої системи (на атом металу). Концентраційні залежності надлишкових енергій Гіббса змішування цих розплавів, що були розраховані як

$$\Delta G_{A-B}^{ex} = \Delta H_{A-B} - T \Delta S_{A-B}^{ex} \quad (3)$$

при температурі 2000 К, яка є характерною для ЕШП, наведені на рис. 1.

Таблиця 1. Коефіцієнти поліноміальних залежностей ентальпій (кДж/моль) та надлишкових ентропій (Дж/моль/К) змішування розплавів граничних подвійних підсистем

Система	A_0	A_1	A_2	A_3	B_0	B_1	B_2	B_3
CaO–AlO _{1,5}	88,08	–76,84	–115,39	208,57	81,33	–86,31	–74,61	146,86
CaO–SiO ₂	–142,5	–117,5	0	0	0	0	0	0
CaO–CaF ₂	–16,0	–2,5	2,5	0	–9,98	4,33	–3,0	3,53
AlO _{1,5} –SiO ₂	191,44	245,05	107,07	–51,9	94,16	125,86	53,29	–25,51
AlO _{1,5} –CaF ₂	–6,11	–5,83	5,45	–5,92	0	0	0	0
SiO ₂ –CaF ₂	–0,23	–8,13	0	0	0	0	0	0

Показано, що при даній температурі сильна взаємодія між компонентами притаманна лише двом підсистемам: CaO–AlO_{1,5} та CaO–SiO₂. Інші чотири граничні подвійні підсистеми вносять у сумарні термодинамічні ефекти утворення четверних сплавів досить невеликий вклад.

Коли всі поліноміальні коефіцієнти для термодинамічних властивостей подвійних граничних підсистем виражено поліномами (1) і (2), аналогічні властивості багатокомпонентних систем можна знайти за методом Редліха–Кістера [14]:

$$F_{ABC} = F_{AB} + F_{AC} + F_{BC} + \Delta F_{ABC}, \quad (4)$$

$$F_{ABCD} = F_{AB} + F_{AC} + F_{AD} + F_{BC} + F_{BD} + F_{CD} + \Delta F_{ABC} + \Delta F_{ABD} + \Delta F_{ACD} + \Delta F_{BCD} + \Delta F_{ABCD}, \quad (5)$$

де F — будь-яка надлишкова термодинамічна функція, у тому числі ΔH , ΔS^{ex} або ΔG^{ex} .

Обчислення ΔG^{ex} для багатокомпонентних систем дозволяє легко визначити величини інтегральної енергії Гіббса:

$$\Delta G = \Delta G^{\text{ex}} + RT \sum_i x_i \ln x_i, \quad (6)$$

$$\Delta \bar{G}_i = \Delta G - x_i \left(\frac{\partial \Delta G}{\partial x_i} \right)_{x_{j_1 \neq i}; x_{j_2 \neq i}; \dots = \text{const}}, \quad (7)$$

$$a_i = RT \ln \bar{G}_i, \quad (8)$$

де ΔG та $\Delta \bar{G}_i$ — інтегральна та парціальні енергії Гіббса змішування; a_i — активності компонентів.

Розраховані значення ΔG у вигляді ізоліній для потрійної підсистеми CaO–SiO₂–CaF₂ та α_{SiO_2} , а також перерізу четверної системи CaO–AlO_{1,5}–SiO₂–CaF₂ із $(\text{CaF}_2) = 0,3$ при 2000 К наведено на рис. 2.

Фторид кальцію утворює з будь-яким із компонентів потрійної системи CaO–Al₂O₃–SiO₂ розчини, які є значно ближчими до ідеальних за властивостями, аніж у системах CaO–SiO₂ і CaO–Al₂O₃, яким притаманна сильна взаємодія. Тому дода-

вання CaF₂ до потрійної системи CaO–Al₂O₃–SiO₂ відповідно до моделі Редліха–Кістера призводить до згладжування термодинамічних функцій як в областях негативних, так і позитивних відхилень від закону Рауля. У той же час модель прогнозує слабку спорідненість CaF₂ до розплавів в області з $0,2 < x(\text{CaO}) < 0,8$. У таких системах утворюються стійкі комплекси CaO з Al₂O₃ та SiO₂ і тому додавання четвертого нейтрального компонента є термодинамічно не вигідним.

Для подвійної системи CaO–SiO₂ характерні додаткові відхилення від ідеальності (з областю розшарування при заданій температурі) для сплавів із $x\text{SiO}_2 > 0,5$, а при меншому вмісті SiO₂ ці відхилення стають від'ємними (що корелюється з утворенням стійких твердих сполук). Усі інші компоненти четверної системи, що розглядається, є відносно нейтральними до SiO₂, тому їх додавання до розплаву наближає термодинамічні властивості останнього до ідеального розчину.

Порівняння отриманих величин енергій Гіббса змішування з діаграмами стану відповідних потрійних систем показує, що найбільші від'ємні значення досягаються в полях кристалізації тугоплавких комплексних сполук 2CaO·SiO₂, CaO·Al₂O₃, 2CaO·Al₂O₃·SiO₂.

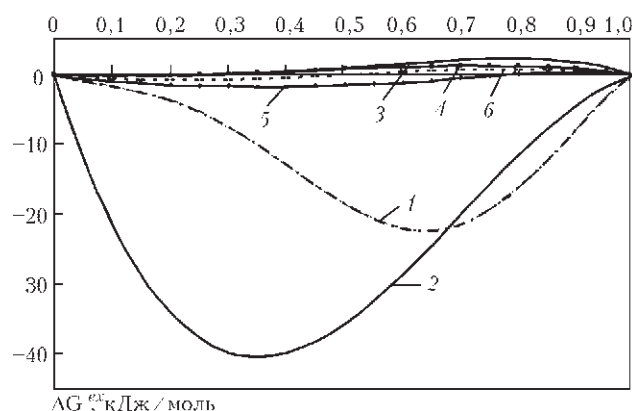


Рис. 1. Енергія Гіббсу змішування розплавів граничних подвійних підсистем: CaO–AlO_{1,5} (1); CaO–SiO₂ (2); CaO–CaF₂ (3); AlO_{1,5}–SiO₂ (4); AlO_{1,5}–CaF₂ (5); SiO₂–CaF₂ (6) при 2000 К

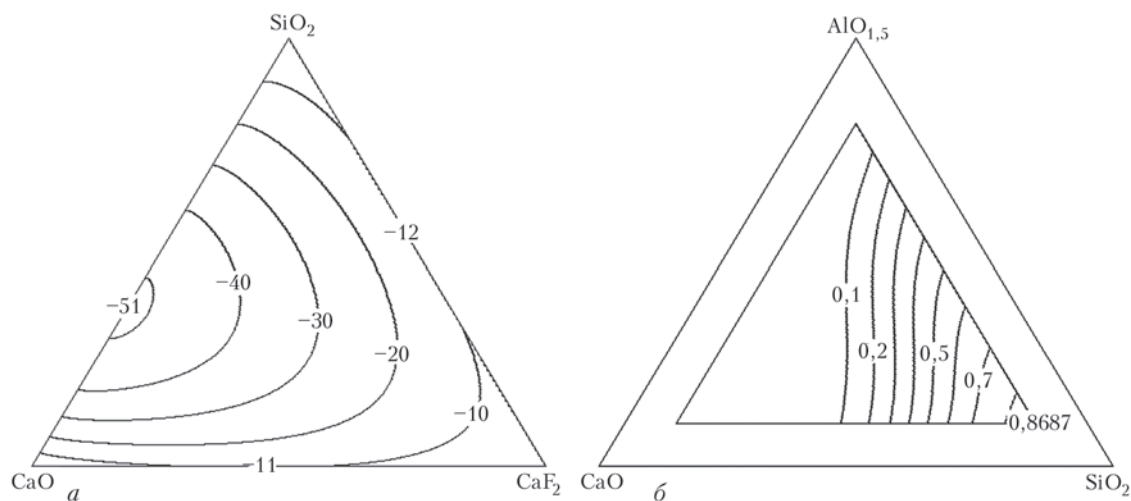


Рис. 2. Енергії Гіббса змішування розплавів потрійної підсистеми CaO–SiO₂–CaF₂ (а) та активності SiO₂ у перерізі четверної системи CaO–AlO_{1,5}–SiO₂–CaF₂ із $x(\text{CaF}_2) = 0,3$ (б) при 2000 K

Т а б л и ц я 2. Хімічний склад та інтервал плавлення шлаків промислової виплавки							
Місце відбору проби	Маркіровка проби	Температурний інтервал плавлення, °C	Компонентний склад, мас. %				
			SiO ₂	FeO	Al ₂ O ₃	CaO	CaF ₂
Тигель ФПП (плавка 1)	Шлак 1	1170...1340	4,78	0,91	19,18	26,84	37,60
Кристалізатор (плавка 2)	Шлак 2	1200...1250	13,80	1,26	15,01	31,86	31,59
Тигель ФПП (плавка 2)	Шлак 3	1110...1140	8,22	0,74	17,22	35,75	31,59
Кристалізатор (плавка 2)	Шлак 4	1130...1250	12,84	1,18	17,12	33,52	25,58
Порівняльні шлаки	АНФ-28	1170...1200	20...24	до 0,5	до 5,0	26...32	41...49
	АНФ-29	1230...1250	11...15	до 0,5	28...32	24...30	37...45

Із точки зору забезпечення кращих формуючих властивостей шлаку найбільш пріоритетним є формування в розплаві C2S. Двокальцієвий силікат має високу температуру ліквідус (2130 °C). Тобто, вже при цій температурі можливо утворення твердої фази C2S, а присутність твердої фази в рідкому розчині призводить до зміни властиво-

стей розплаву, зокрема до підвищення ефективної в'язкості, що є позитивним з точки зору формування гарнісажу при ЕШП у рухомому кристалізаторі. Крім того, природно, що при зв'язуванні в сполуку активність SiO₂ буде знижуватися і небажане відновлення кремнію буде обмежено. Тобто, формування в розплаві цієї сполуки дозволить також знизити окислювальну здатність шлакового розплаву.

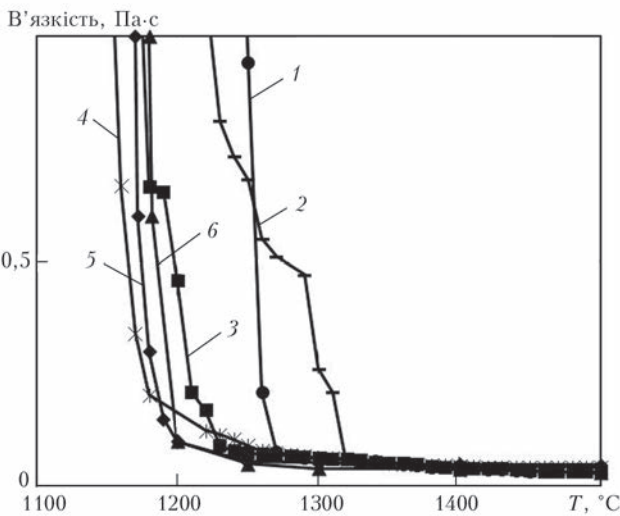


Рис. 3. В'язкість шлаків промислової виплавки: 1 — шлак 1; 2 — шлак 2; 3 — шлак 3; 4 — шлак 4; 5 — АНФ-28; 6 — АНФ-29

Дослідно-промислове випробування шлаку нового складу, схильного до саморозпаду. Новий склад шлаку випробували при виплавці порожнистих зливків зі зміною електродів на промисловій 25-тонній печі (Chancheng Special steel, КНР), що була сконструйована за участю спеціалістів інжинірингової компанії «Елмет-Рол» [15, 16].

Шлак, що здатен до саморозпаду, виплавляли в 5-тонній флюсоплавильній печі (ФПП) із сировинних матеріалів. Розплав шлаку заливали в кристалізатор з тигля ФПП при температурі 1700...1750 °C. Для визначення хімічного складу і оцінки властивостей шлаку промислової виплавки були відібрані проби шлаку з тигля ФПП після його охолодження, та кристалізатора ЕШП після кінця плавки (зі шлакової шапки) (табл. 2).

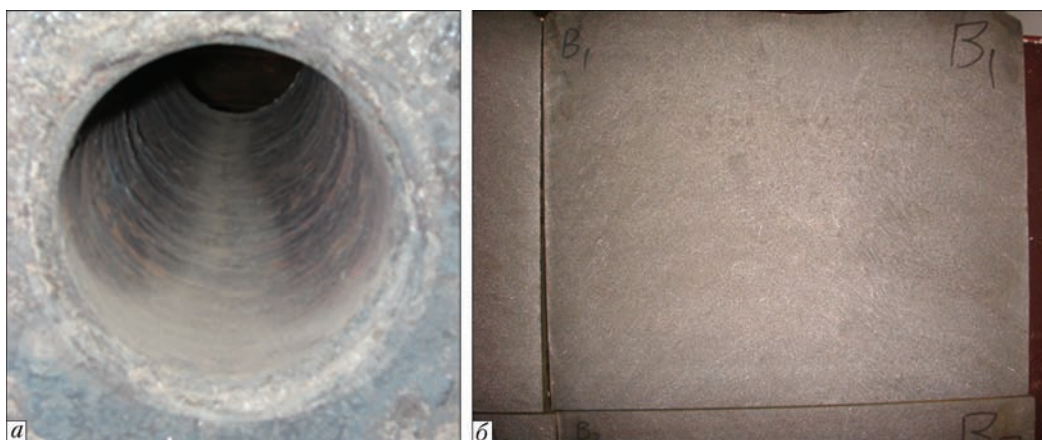


Рис. 4. Вигляд внутрішньої поверхні (а) та макроструктура металу (б) порожнистого зливка діаметром 916×206 мм

Хімічний склад шлаків, що були відібрані з графітового тигля ФПП після його охолодження, відрізняється суттєво меншою кількістю оксиду кремнію скоріш за все за рахунок його відновлення вуглецем тигля. Із тих же причин меншою є і кількість оксиду заліза, що містився в сировинних матеріалах.

Інтервали плавлення всіх шлаків за винятком шлаку з мінімальним вмістом SiO_2 є співвідносними. Шлак 1 має дуже великий інтервал плавлення/твердіння, що є досить цікавим, і тому дослідження цього складу будуть продовжені поза рамками цієї роботи.

Температурні залежності в'язкості досліджених шлаків наведені на рис. 3. Для порівняння також наведені криві в'язкості стандартних шлаків АФН-28 і АНФ-29, які традиційно використовуються для плавки в рухомому кристалізаторі [17, 18].

На відміну від шлаків АФН-28 і АНФ-29 експериментальний шлак з мінімальним вмістом кремнезему має найбільшу температуру плавлення. Темп зниження в'язкості шлаків з новим складом досить повільний, що може сприяти формуванню суцільного шару гарнісажу, який запобігає утворенню поверхневих дефектів при ЕШП з витягуванням зливка.

Зважаючи на спостережений ефект саморозпаду в шлаках 2 і 4 можна сказати, що більший (в розглянутих межах) вміст SiO_2 забезпечує формування в розплаві тугоплавкого хімічного з'єднання C_2S . Вірогідно, що його наявність чинить визначальний вплив на фізичні та технологічні властивості шлакового розплаву при твердінні. Тобто, в даному випадку розплав слід розглядати не як гомогенну рідину, а як гетерогенну систему, яка складається з суміші рідкої основи, в якій утворюється тверда фаза. Тому в'язкість такого розплаву залежить не тільки від ступеню полімеризації розплаву, що визначається співвідношенням оксидів-сіткоутворювачів та модифікаторів, а

й вмістом у розплаві твердих часток, які суттєво підвищують ефективну в'язкість розплаву.

Новий шлак продемонстрував хороші технологічні властивості при виплавці порожнистих зливок в промислових умовах на заводі «Chanchen special steel», КНР. Переплавили одночасно шість електродів в струмовідному кристалізаторі діаметром 916 мм, який дозволяв підтримувати температуру шлаку на певному рівні під час зміни електродів. Використовували два типорозміри внутрішніх дорнів для формування центрального отвору діаметрів 206 та 450 мм. Зовнішній вигляд внутрішньої поверхні отвору порожнистого зливка з використанням нового шлаку наведені на рис. 4.

Шлак забезпечував задовільне тепловиділення, плавлення електродів було стабільним.

Товщина шлакового гарнісажу при стабільному режимі плавки не перевищувала 1...2 мм як із зовнішньої, так і з внутрішньої поверхні зливка. Практично весь шар гарнісажу обсыпався при охолодженні зливка, а масив шлаку, що охолоджувався разом зі зливком розсипався в порошок.

Усі поверхні зливка, що контактували зі шлаком (бокова, внутрішня порожнини і верхня), були ретельно оглянуті. Усі поверхні є гладкими, пор і раковин, потовщення гарнісажу або інших дефектів на всій поверхні зливка в стаціонарний період плавки (так само, як і в зоні зміни витратних електродів) не виявлено. У стартовий період плавки поверхня мала невеликі гофри. Внутрішня структура зливка щільна, без дефектів, які могли б бути викликані застосуванням шлаку нового складу.

Таким чином, випробування показало ефективність використання шлаку, що схильний до саморозпаду, для ЕШП порожнистих зливок.

Висновки

На підставі аналізу наявних даних щодо явища саморозпаду металургійних шлаків визначені чинники, які ускладнюють цей процес, що було вра-

ховано при розробці та обґрунтуванні хімічного складу такого шлаку для ЕШП.

На основі термодинамічного моделювання визначено, що найбільші від'ємні значення Енергії Гіббсу змішування в досліджуваних шлакових розплавах досягаються в полях кристалізації тугоплавких комплексних сполук $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$, перша з яких може сприяти як зниженню активності кремнезему, так і є причиною довільного розпаду деяких металургійних шлаків при їх охолодженні.

Визначено в'язкість розробленого шлаку, що схильний до саморозпаду за рахунок утворення двокальцієвого силікату, який одночасно знижує термодинамічну активність кремнезему в шлаку і, відповідно, може гальмувати процес відновлення кремнію і переходу його в метал при ЕШП.

Проведено промислові експерименти розробленого складу шлаку при виплавці порожнистих зливків ЕШП. Результати досліджень показали високу якість всіх поверхонь зливка (бокова, внутрішня порожнина і верхня), що контактували зі шлаком. Отриманий ефект саморозпаду шлаку виключає витрати праці на його видалення.

1. *Электрошлаковый металл*: под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — К.: Наукова думка, 1981. — 680 с.
2. *Современные требования к процессу и шлакам электрошлакового переплава* / Л. Б. Медовар, А. П. Стовпченко, Л. А. Лисова [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. — 2012. — № 7. — С. 287–301.
3. Thomas G. H. The beta to gamma dicalcium silicate phase transformation and its significance on air-cooled slag stability / G. H. Thomas, I. M. Stephenson // *Silicates industriels*. — 1978. — 9. — P. 195–200.
4. Prediction and prevention of the disintegration of air-cooled slags / D. Durinck, P. T. Jones, B. Blanpain [et al.] // *Proceedings of the 3rd International Conference on Process Development in Iron and Steelmaking (ScanMet III)*. (June 8–11, 2008 Lulea, Sweden). — Lulea, 2008. — Vol. 2. — P. 103–112.
5. Borate distribution in stabilized stainless-steel slag / D. Durinck, S. Arnout, G. Mertens [et al.] // *J. Am. Ceram. Soc.* — 2008. — 91(2). — P. 548–554.

6. Options to prevent dicalcium silicate-driven disintegration of stainless steel slags / Y. Pontikes, P. T. Jones, D. Geysen, B. Blanpain // *Archives of metallurgy and materials*. — 2010. — Vol. 55, Is. 4.
7. Fayalite slag modified stainless steel AOD 1 slag / S. Hiang, M. Guo, P. T. Jones, B. Blanpain // *3rd International Slag Valorisation Symposium (Leuven, 19–20.03.2013)*. — Leuven, 2013. — P. 107–110.
8. <http://www.globalslag.com/magazine/articles/456-borate-stabilisation-of-air-cooled-slags>.
9. Походня И. К. Отделимость шлаковой корки электродов с основным покрытием / И. К. Походня, В. И. Карманов, В. Н. Упырь // *Автоматическая сварка*. — 1980. — № 11. — С. 33–41.
10. Ворновицкий И. Н. Реализация силикатного распада в сварочных шлаках / И. Н. Ворновицкий, В. Г. Савельев, З. А. Сидлин // *Сварочное производство*. — 1997. — № 5. — С. 11–12.
11. Прогнозирование термодинамических свойств расплаво- в системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ / И. А. Гончаров, В. И. Галинич, Д. Д. Мищенко, В. С. Судавцова // *Автоматическая сварка*. — 2014. — № 4. — С. 33–36.
12. Прогнозирование термодинамических свойств расплаво- в системы $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ / И. А. Гончаров, В. И. Галинич, Д. Д. Мищенко, В. С. Судавцова // *Автоматическая сварка*. — 2015. — № 1. — С. 28–32.
13. Прогнозирование термодинамических свойств расплаво- в системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2$ / И. А. Гончаров, В. И. Галинич, Д. Д. Мищенко, В. С. Судавцова // *Автоматическая сварка*. — 2015. — № 2. — С. 32–35.
14. Redlich O. Thermodynamics of nonelectrolytic solutions. Algebraic representation of thermodynamic properties and the classification of solutions / O. Redlich, A. T. Kister // *Industrial and Engineering Chemistry*. — 1948. — Vol. 40. — P. 345–348.
15. Медовар Л. Б. Новое в технологии ЭШП крупных полых слитков / Л. Б. Медовар, А. П. Стовпченко, Б. Б. Федоровский // *Электрометаллургия*. — 2013. — № 1. — С. 24–30.
16. Особенности физико-химических взаимодействий в системе металл-шлак-газ при электрошлаковом переплаве / А. П. Стовпченко, Л. Б. Медовар, Л. А. Лисова [и др.] // *Современная электрометаллургия*. — 2012. — № 3. — С. 3–7.
17. *Металлургия электрошлакового процесса* / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, В. Л. Шевцов [и др.]. — Киев: Наукова думка, 1986. — 248 с.
18. Флюсы для электрошлаковых технологий. Загальні технічні умови: ДСТУ 4025–2001 (ГОСТ 30756–2001).

In manufacture of hollow ingots it is especially important to have a good removal of a skull, as its removal from the inner surfaces of deep and small holes is complicated and labor-consuming process. In this connection the attention was drawn to the capability of some fluxes to autodecomposition, in particular so-called «white fluxes», which are formed in the processes of the steel ladle treatment. The autodecomposition of metallurgical fluxes (blast furnace, steel melting, ladle treatment ones) is a generally known phenomenon, which takes place in the presence of the sufficient amount of dicalcium silicate $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ (C2S). From the point of view of basicity the formation of compound C2S corresponds to a neutral slag in accordance with the ion theory. The high content of SiO_2 in a slag melt in the ESR process causes the proceeding of exchange reactions, which lead to reduction of silicon and formation of silicate non-metallic inclusions. Therefore, the activity of silica in the slag should be controlled. As a result of investigations, the slag was developed which is tended to the autodecomposition due to the formation of a dicalcium silicate which simultaneously reduces the thermodynamic activity of silica in the slag and, respectively, retards the process of silicon reduction and its transfer to the metal during ESR. Ref. 18, Tables 2, Figures 4.

Key words: slag; autodecomposition; Gibbs energy; viscosity; ESR; hollow ingot

Поступила 25.04.2016

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СКВОЗНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ ПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ ДЛЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА И ПРОИЗВОДСТВА СОРТОПРОКАТА КРУПНЫХ ПРОФИЛЕРАЗМЕРОВ*

В. Н. Корниевский¹, А. И. Панченко¹, А. С. Сальников¹, С. В. Давидченко¹,
Л. М. Скрипка¹, М. И. Гасик², А. П. Горобец²

¹ПАО «Электрометаллургический завод «Днепроспецсталь».
69008, г. Запорожье, шоссе Южное, 81. E-mail: info@dss.com.ua

²Национальная металлургическая академия Украины.
49000, г. Днепр, просп. Гагарина, 4. E-mail: tehnosplavy@ua.fm

Проанализировано влияние технологических параметров электроплавки, внепечной обработки и электрошлакового переплава в условиях ПАО «Днепроспецсталь» на показатели качества крупноразмерного сортопроката подшипниковой стали по содержанию и типам неметаллических включений. Показана возможность обработки металла на установке печь–ковш шлаками пониженной основности с уменьшением общего расхода шлакообразующих материалов. Изучены условия формирования оксидных включений с участием алюминия, восстановленного из флюса ЭШП (70 % CaF_2 –30 % Al_2O_3). Выполнен анализ фазового состава глобулярных включений в металле ЭШП действующей и опытной технологий. Подтверждено соответствие качества металла по неметаллическим включениям в крупноразмерном сортопрокате подшипникового металла ЭШП. Библиогр. 12, табл. 2, ил. 3.

Ключевые слова: подшипниковая сталь; открытая дуговая плавка; внепечная обработка; электрошлаковый переплав; неметаллические включения

В производственной программе ПАО «Днепроспецсталь» (ПАО «ДСС») значительный сегмент занимают подшипниковые стали группы ШХ, реализуемые по технологическим схемам открытой дуговой выплавки (ОДВ) и электрошлакового переплава (ЭШП). По базовой технологии ОДВ в печи ДСП-60 выплавляется высокоуглеродистый металлополупродукт (0,75...0,80 % С) с регламентированным содержанием фосфора под высокоокисленным шлаком, который скачивают и наводят новый с последующим раскислением и легированием ферросиликомарганцем (ДСТУ 3548–97). Под частично раскисленным шлаком металлополупродукт выпускают из печи в приемный ковш с отсечкой печного шлака.

В ходе выпуска металла в ковш, футерованный тиксотропной глиноземистой огнеупорной массой (стены ковша) и периклазоуглеродистым кирпичом (шлаковый пояс), присаживают твердые шлакообразующие материалы (ТШМ): смесь известь (400 кг) + плакиковый шпат (150 кг) в соотношении 3:1. При наполнении одной трети высоты ковша металл раскисляют алюминием.

Сформировавшийся в ковше шлак из ТШМ (Ш1) и части печного шлака, попадающего (несмотря на отсечку) при выпуске металлополупродукта, имеет относительно повышенное со-

держание FeO и MgO. В ходе операций выпуска и формирования Ш1 металл в ковше раскисляют алюминием, а после окончания выпуска и выдержки металла Ш1 скачивают и наводят второй шлак (Ш2) также из ТШМ. Далее ковш транспортируется и устанавливается на стенд установки печь–ковш (УПК), где рафинируют сталь в течение 80...100 мин.

Известково-фторидкальциевый шлак Ш2 характеризуется высокой основностью, раскисленностью и десульфуризирующей способностью. В ходе обработки стали на УПК металл продувают аргоном с расходом 100...150 литров в минуту. После окончания обработки металла на УПК ковш со сталью и частично скачанным шлаком подают на вакуумирование с целью дегазации и углеродного раскисления стали.

По результатам выполненных исследований технологии ОДВ разработана технологическая инструкция ТИ 143-С-98-08 для выплавки стали ШХ15СГ-В, ШХ15В в условиях цеха № 3 ПАО «Днепроспецсталь» [1]. Разработанная и внедренная технология повышает выход годных партий заготовок и сортового проката металла ОДВ с первого сдаточного контроля по неметаллическим включениям с 63...70 до 92...98 %, а в отдельных размерных группах — до 100 %.

*Работа выполнена под научным руководством академика НАН Украины М. И. Гасика.

Т а б л и ц а 1. Качество сортопроката ШХ15(СГ)-Ш по загрязненности неметаллическими включениями								
Марка стали	Количество плавов, шт.		Количество прокатанных партий, шт.			Количество годных партий, шт./%		
	ОДВ	ЭШП	Σ	VI гр.* (≤40 мм)	VII гр. (>40 мм)	Σ	VI гр. (≤40 мм)	VII гр. (>40 мм)
ШХ15-Ш	13	31	118	51	67	104/88,1	46/90,2	58/86,6
ШХ15СГ-Ш	7	13	43	8	35	31/72,1	8/100	23/65,7

*VI, VII — номера группы по ГОСТ 801–78 для металла ЭШП.

Важнейшим показателем качества подшипникового металла является загрязненность неметаллическими включениями, их химико-минералогическая природа, количество и размерный фактор, которые регламентируются требованиями ГОСТ 801–78 и рядом зарубежных стандартов при поставках металлопродукции на внешний рынок.

Технология ЭШП в условиях ПАО «ДСС» является составным элементом дуплекс-процесса ОДВ–ЭШП. Выплавленный металл ОДВ разливали сифонным способом в слитки массой 4,8 т. Прокаткой слитка производили электроды для ЭШП, которые после удаления окалины переплавляли в кристаллизаторах сечением 350, 415 и 560 мм. Переплав осуществляли под флюсом АНФ-6 (70 % CaF₂–30 % Al₂O₃) со скоростью 6,0...6,8 кг/мин.

Анализ данных статистической обработки результатов сдаточного контроля качества шарикоподшипниковой стали, произведенной в 2014 г., показал, что выход годных партий металлопродукции с первого сдаточного контроля для VI группы ГОСТ 801–78 составил 90 и 100 % для ШХ15-Ш и ШХ15СГ-Ш соответственно, а в крупных профилеразмерах VII группы аналогичные показатели характеризовались значениями 87 и 66 % (табл. 1).

Приведенные в табл. 1 результаты сдаточного контроля свидетельствуют о повышенной загрязненности металла в увеличенных профилях сортопроката, что связано с продлением времени затвердевания металла (изложница, кристаллизатор ЭШП) и, как следствие, развития массообменных процессов с участием растворенных в металле элементов-раскислителей, кислорода и серы.

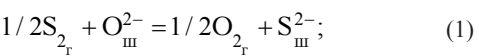
Данные сдаточного и исследовательского контроля подтверждают факт о наибольшей загрязненности глобулярными включениями стали ШХ15СГ-Ш в профилеразмерах более 100 мм. Учитывая, что данный сортопрокат получен из слитков ЭШП в кристаллизаторе сечением 560 мм с увеличенной массой металлической ванны и площадью контакта металл–флюс, повышенное содержание глобулярных включений с баллом ≥ 2 зависит от протекания реакций восстановления компонентов расплава АНФ-6 углеродом и последующим формированием оксидных фаз, определяющих состав глобулярных включений.

В связи с повышенной загрязненностью проката из металла текущего производства ЭШП неметаллическими включениями, в частности глобулярными, определены технические мероприятия с целью повышения его качества:

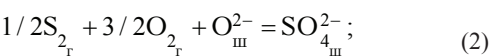
внепечная обработка подшипникового металла под шлаками пониженной основности. Снижение основности шлака обеспечивает ассимиляция шлаковым расплавом включений с фазовым составом, представленным основными оксидами (алюминаты кальция CaO·2Al₂O₃, шпинель MgO·Al₂O₃) и являющихся базовой кристалло-химической структурой глобулярных (труднодеформируемых) включений;

снижение на УПК количества оксидно-фторидного шлака, что приводит к уменьшению абсолютного содержания кальция, восстанавливаемого из шлака кремнием в ходе легирования металла на УПК, и участвующего в формировании алюминатов кальция.

Компонентами технологий ОДВ и ОДВ + ЭШП является наличие рафинирующего шлака с повышенной десульфурующей способностью. В зависимости от степени окисленности сера в шлаках может находиться в сульфидной (1) или сульфатной (2) формах [2]:



$$K_1 = \frac{\alpha_{S_{2r}} p_{O_{2r}}^{1/2}}{\alpha_{O_{ш}^{2-}} p_{S_{ш}^{2-}}^{1/2}};$$



$$K_2 = \frac{\alpha_{SO_{4ш}^{2-}}}{\alpha_{O_{ш}^{2-}} p_{S_{2r}}^{1/2} p_{O_{2r}}^{3/2}}.$$

Для указанной температуры и состава шлака равновесная концентрация серы определяется только лишь отношением $(p_{O_2} / p_{S_2})^{1/2}$, но не абсолютными значениями парциальных давлений кислорода и серы.

В то же время парциальное давление кислорода определяет форму присутствия серы в шлаковом расплаве: при $P_{O_2} > 10^{-3}$ атм. сера находится в

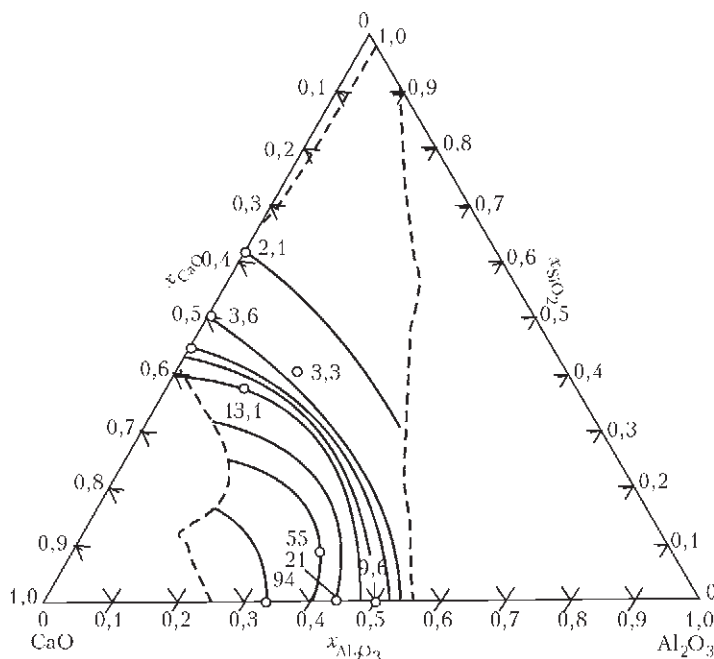


Рис. 1. Сульфидная емкость $C_s \cdot 10^6$ шлаков $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ при 1650 °C [4]

шлаке в виде сульфидных ионов (MeS); при $D_{I_2} \geq 10^{-3}$ атм. — в виде сульфатных ионов (SO_4).

Последнее определяет механизм удаления серы посредством ее окисления в ходе ЭШП [3].

Для оценки десульфурующих свойств шлаковых систем используется параметр сульфидная емкость (C_s):

$$K_1 \frac{\alpha_{\text{O}}}{\gamma_{\text{O}}} = C_s = (\text{S}) \left(\frac{p_{\text{O}_2}}{p_{\text{S}_2}} \right)^{1/2}. \quad (3)$$

Характеристики сульфидной емкости шлаков тернарной системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ свидетельствуют о максимальном значении параметра C_s в области составов $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$, как основы шлаков для внепечной обработки, используемых в зарубежной практике (рис. 1) [4].

Вместе с тем, по данным приведенным в монографии Е. Т. Туркдогана [2], в шлаковой системе $\text{CaO}-\text{SiO}_2$ растворимость CaS при температурах 1500...1550 °C с уменьшением основности CaO/SiO_2 от значения 1,5 до 0,5, увеличивается от 2,5 до 5 %.

Очевидно, для оптимизации составов рафинирующих смесей определяющее значение имеет не фактор основности шлака, а активность компонентов. Для $\text{CaO}-\text{CaF}_2$, как базовой шлакообразующей системы для отечественной практики внепечной обработки, и для шлаков системы $\text{CaF}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$, основы флюса АНФ-6 для ЭШП, определенный практический интерес представляют результаты вычисленных значений активностей компонентов указанной системы (рис. 2), [5].

Фторид кальция ускоряет растворение извести и повышает жидкоподвижность (снижается

вязкость) шлаков, в результате чего возрастает скорость десульфурации стали, т. е. влияние CaF_2 проявляется в кинетике процесса десульфурации. В некоторых ретроспективных исследованиях отмечалось, что присутствие CaF_2 в основных шлаках может значительно повышать его основность и таким образом увеличивать степень десульфурации стали. Авторы работ [6, 7], обосновали, что коэффициент десульфурации стали $\Sigma(\text{CaO} + \text{MgO})$ окисно-фторидными шлаками с повышенным CaF_2 не увеличивается, а снижается, что следует из приведенных данных (табл. 2).

При одинаковой жидкоподвижности шлака, характеризующейся суммой компонентов $\Sigma(\text{CaO} + \text{MgO})$, повышение содержания CaF_2 в шлаке > 4 % снижает коэффициент распределения серы на 15 %. Н. М. Чуйко и В. Б. Рутковский [6, 7] снижение десульфурующей способности печных окисно-фторидных шлаков объясняли повышением активности закисы железа, что следует из выражения

$$L_s = (\text{S})/[\text{S}] = K_s a_{(\text{CaO})}/a_{(\text{FeO})},$$

где K_s — константа равновесия реакции десульфурации металла; $a_{(\text{CaO})}$ — активность свободной концентрации оксида кальция, определяемой по методу Н. М. Чуйко.

Таблица 2. Значения коэффициента десульфурации стали шлаком в ковше $\left(L_s = \frac{(\% \text{S})}{[\% \text{S}]} \right)$		
Содержание CaF_2 , %	$\Sigma(\text{CaO} + \text{MgO}) < 65 \%$	$\Sigma(\text{CaO} + \text{MgO}) > 65 \%$
< 4,0	96 (17 плавов)	67 (19 плавов)
> 4,0	81 (6 плавов)	53,3 (8 плавов)

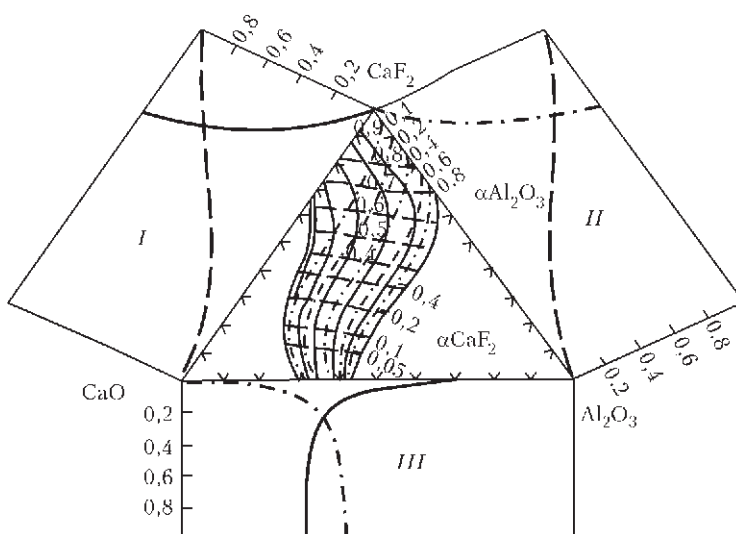


Рис. 2. Активности CaO (сплошные линии), CaF₂ (штриховые линии) и Al₂O₃ (штрихпунктирные линии), определенные при 1500 °C в системах: I — CaF₂–CaO; II — CaF₂–Al₂O₃; III — CaO–Al₂O₃ [5]

Интегральная оценка эффективности протекания реакции десульфурации металла шлаковыми системами определяется достижением баланса между металлом и шлаком, активностью кислорода в металле, составом шлака и металла с учетом относительного веса шлака:

$$[S]_{\text{кон.}} = \frac{\alpha_{[O]} \left((S)_{\text{шл.}} + \frac{[S]_{\text{нач.}}}{m} \right)}{f_s C_s + \frac{\alpha_{[O]}}{m}}, \quad (4)$$

где $S_{\text{нач., кон.}}$ — содержание серы в металле перед и после десульфурации; $\alpha_{[O]}$ — активность кислорода в металле; f_s — коэффициент активности серы; C_s — сульфидная емкость шлака; m — относительный вес шлака (кг) на кг стали.

Уравнение (4) определяет взаимосвязь активностей кислорода и серы и характеризует процесс десульфурации как массообменную реакцию в системе металл–шлак. В то же время в процессах ЭШП около 80 % растворенной в металле серы удаляется в результате окислительной реакции в форме сульфата серы (2) [3]. При этом влияние термодинамических характеристик металлического расплава становится малозначимым и решающее значение для десульфурации металла приобретает показатель окисленности шлака a_{FeO} .

В работе [8] экспериментально установлено, что при ЭШП стали под фторидным флюсом (CaF₂ + Al₂O₃) и бесфторидным (CaO + Al₂O₃) имеются определенные преимущества флюса CaO + Al₂O₃ с точки зрения обеспечения более низкого содержания кислорода в слитке по сравнению с результатами переплава на шлаках на основе CaF₂. ЭШП стали под флюсом CaF₂–30 % Al₂O₃ приводит к повышению концентрации FeO в шлаке в 2...2,5 раза и росту содержания кислорода в метал-

ле от 10 до 30 ppm в сравнении с ЭШП стали под флюсом 50 % CaO–50 % Al₂O₃ [9, 10].

Технологический регламент внепечной обработки стали ШХ15СГ предусматривает двухразовое формирование шлака из компонентов ТШМ. При этом решение задачи десульфурации металла шлаковыми системами обеспечивается двумя различными технологическими приемами:

при выпуске металла из печи формирующийся шлак системы CaO–CaF₂ плавится за счет физического тепла металла и эмульгируется в металл. Высокие значения удельной поверхности шлака по отношению к массе металла определяют диффузионный механизм переноса серы в соответствии с законом диффузии (I закон Фика):

$$I_s = \frac{D_s}{\delta} (C_s^{\text{нач.}} - C_s^{\text{кон.}}) F_{\text{уд.}} \tau, \quad (5)$$

где I_s — интенсивность массопереноса серы; D_s — коэффициент диффузии серы; C_s — градиент концентраций; $F_{\text{уд.}}$ — удельная поверхность шлака; τ — длительность процесса;

при наведении второго шлака на УПК десульфурация металла подчиняется законам диффузии и механизму химических реакций. При этом определяющими звеньями процесса являются сульфидная емкость шлака C_s и временной фактор τ .

Несмотря на устранение одного из этапов десульфурации на стадии внепечной обработки при дальнейшем переплаве металла ОДВ способом ЭШП более полно реализуется механизм удаления серы за счет реакций диссоциации сульфидов, электрохимического переноса ионов серы и сульфатации растворенных сульфидов. При этом объемное содержание сульфидов снижается более чем в 4 раза [3].

Ранее было отмечено, что в крупноразмерном сортопрокате металла ЭШП имеют место случаи

выпадов глобулей, оцениваемых баллом $>2,0$. В составе матрицы этих включений зафиксировано преобладание корунда Al_2O_3 , что свидетельствует об участии алюминия в реакциях раскисления стали и формировании указанного типа включений. Поступление алюминия в металлическую ванну определено: применением алюминия в качестве раскислителя при ОВ металла и раскислении его в ходе ЭШП; восстановлением алюминия из флюса АНФ-6 (70 % CaF_2 –30 % Al_2O_3) углеродом (1 %) марочного состава сталей ШХ15СГ:

$$(Al_2O_3)_{ж} + 3[C]_{1\%} = 2[Al]_{\%} + 3CO; \quad (6)$$

$$\Delta G_T^0 = -1728143 + 822,44 T \text{ (Дж/моль)};$$

$$K_p = \frac{\alpha_{Al}^2 P_{CO}^3}{\alpha_{Al_2O_3} \alpha_C^3} = \frac{f_{Al}^2 [Al]^2 P_{CO}^3}{\alpha_{Al_2O_3} f_C^3 [C]^3}. \quad (7)$$

Анализ термодинамических условий протекания реакции (6) выполнен с применением термодинамических данных, основанных на концепции бесконечно разбавленных растворов и с учетом практических результатов сталеплавильного производства (температурных условий, градиента концентраций растворенных элементов, фактических значений концентраций продуктов реакций).

Термодинамическая возможность протекания реакции (6) реализуется при повышенных температурах переплавного процесса и, как следствие, сопровождается повышением содержания растворенного алюминия. По результатам основополагающих исследований тепловых процессов и гидродинамики ванны ЭШП, выполненных Б. Е. Патонем, Б. И. Медоваром и др. сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ [9], определена зональность теплового поля шлаковой и металлической ванны. Установлено, что на торце электрода в зоне предплавления и формирования пленки жидкого металла, температура достигает значений 2000...2060 К. Очевидно, что это распределение температуры обуславливает возможность протекания реакции восстановления алюминия из Al_2O_3 -содержащего флюса углеродом в составе сталей ШХ15СГ. В дальнейшем механизм формирования включений, содержащих Al_2O_3 , может быть представлен следующим образом:

капли металла с торца электрода, обогащенные алюминием, поступают в металлическую ванну;

в ходе переплава посредством диффузии осуществляется перенос кислорода из шлакового расплава в металлическую ванну;

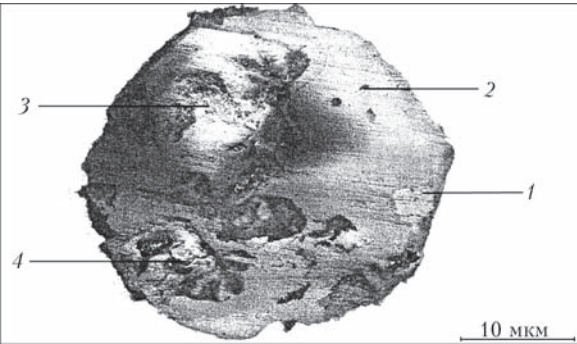
в результате взаимодействия токов электромагнитных полей, протекающих через шлак и металлическую ванну, возникающая сила Лоренца создает движение потоков шлакового и металли-

ческого расплава с показателем числа Рейнольдса $Re \geq 1,0$ [9]. Эти физические потоки выравнивают концентрации растворенных кислорода и алюминия;

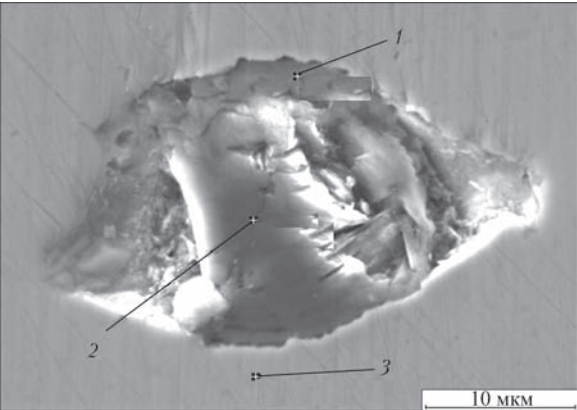
существует определенная связь между диаметром кристаллизатора и геометрическим размером металлической ванны и, как следствие, протяженностью двухфазной зоны кристаллизующегося слитка. В процессе затвердевания указанной зоны изменяется активность кислорода. Получает развитие локальная топохимическая реакция, приводящая к увеличению размеров образовавшегося оксидного включения на основе корунда. Прецизионными исследованиями [10] установлен факт образования в двухфазной области 80 отн. % включений Al_2O_3 . Теплофизические процессы в ходе кристаллизации (температурный градиент и вязкость расплава, низкие значения числа Рейнольдса) определяют невозможность удаления включений из указанной зоны.

Итогом аналитического обзора научных положений теории и экспериментальных фактов зарождения и агрегации фаз продуктов раскисления является вывод, что при производстве крупных слитков ЭШП, возможным направлением снижения и ограничения содержаний включений с корундовой составляющей является применение флюсов с содержанием 5...15 % Al_2O_3 (АНФ-25, АНФ-27, АНФ-29), изменение режимов раскисления по ходу переплава путем применения мелкофракционного ферросиликомарганца МнС17 при выплавке исходного металла на нижних пределах марочного содержания марганца и кремния.

По результатам мониторинга технологических показателей дуплекс-процесса ОДВ+ЭШП и на основе научного обобщения основных положений практики десульфурации и раскисления подшипниковых сталей была проведена опытно-промышленная серия из семнадцати плавов сталей ШХ15СГ ОВ с исключением первого шлака на стадии выпуска металла из печи [11]. Исходный металл переплавляли способом ЭШП (35 плавов) и назначали по заказам VI и VII групп ГОСТ 801–78. Металл ОДВ при внепечной обработке на УПК рафинировали шлаками пониженной основности ($B = 1,6...2,2$) в сравнении с показателями действующей технологии ($B = 2,5...3,5$) и, как следствие, он характеризовался более высоким (в 3,3...4,5 раза) содержанием серы, чем при обычной технологии, соответственно (min...max/средний) 0,009...0,020/0,015 % против 0,002...0,006/0,004 %. Содержание серы в металле ЭШП в зависимости от ее количества в расходующихся электродах изменялось в пределах 0,003...0,010/0,005 %. Степень



а



б

Рис. 3. Электронно-оптическое изображение и химический состав гетерофазного включения в металле плавки: а — ОДВ стали ШХ15СГ-Ш (№ В15155); б — ОДВ+ЭШП стали ШХ15СГ-Ш (№ 685024)

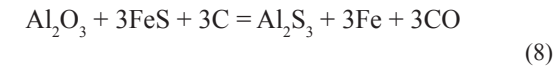
десульфурации зависит от исходного содержания серы в электроде, чем больше содержание серы, тем заметнее степень десульфурации. Установлено, что при ЭШП опытного металла содержание серы снижено приблизительно на 0,010 % при концентрации ее в исходном металле в среднем 0,015 %. Степень десульфурации при ЭШП составила около 67,6 % против 18 % на сравнительном металле, где угар серы колебался в пределах от 0 до 0,002 %.

Общее содержание кислорода в металле ЭШП находилось на уровне 15 ppm и не зависело от технологии выплавки исходного металла. Методом микрорентгеноспектрального анализа исследовали микроструктуру глобулярных включений в металле ЭШП и определили их элементный состав. Установили, что базовой матрицей гетерофазных включений является корунд Al_2O_3 с оторочкой включения окисьюсульфидной фазой $(Ca_x, Mn_{1-x})S$. Алюминаты кальция $mCaO \cdot nAl_2O_3$, шпинель $MgO \cdot Al_2O_3$, традиционно классифицируемые как глобулы, в металле опытной технологии отсутствуют. Сравнительные характеристики составов крупноразмерных включений (балл > 2,0 по ГОСТ 801–78), идентифицированных методом микрорентгеноспектрального анализа, приведены на рис. 3. Для состава оксидных включений в металле ЭШП характерно наличие сульфидной фазы

Фаза	Содержание элементов, мас. %				
	O	Mg	Al	Ca	Fe
1	51,02	11,21	36,81	0,96	—
2	46,40	—	28,86	24,74	—
3	46,27	10,98	31,70	—	11,28
4	51,19	14,54	34,27	—	—

Фаза	Содержание элементов, мас. %									
	O	Mg	Al	Si	S	K	Ca	Cr	Mn	Fe
1	9,64	0,22	11,43	—	24,66	—	23,80	0,27	16,19	13,79
2	43,91	0,29	45,62	0,35	0,73	0,74	6,41	—	0,40	1,55
3	—	—	—	0,63	—	—	—	1,91	1,29	96,16

Al_xS (фаза 1, рис. 3, б). Появление указанной фазы возможно в результате реакции сульфирования Al_2O_3 сульфидом железа в присутствии углерода, как одной из базовых реакций в технологии производства электрокорунда [12]:



$$\Delta G_T^0 = 1132654 + 15,67T \lg T - 696,62T.$$

Очевидно, что в производственной практике классификация крупных включений в металле ЭШП как глобулей, базируется исключительно на размерном факторе, но не учитывается химико-минералогическая природа включений.

Качество подшипниковых сталей ЭШП, полученных из исходного металла СПЦ-3, выплавленного под шлаками пониженной основности, по загрязненности включениями значительно выше, чем у металла, выплавленного по действующей технологии под высокоосновными шлаками.

Результаты сдаточного контроля металла опытных плавов приведены в табл. 2.

Прогнозируемый экономический эффект разработанной технологии (без учета повышения качества стали по загрязненности неметаллическими включениями) достигается за счет снижения расхода шлакообразующих (извести и шпата) в среднем на 13 кг/т, экономии электроэнергии на УПК поряд-

Таблица 2. Качество металла ШХ15СГ-Ш по загрязненности неметаллическими включениями

Исходный металл	Количество плавок, шт.		Количество прокатанных партий, шт.			Количество годных партий, шт./%		
	Исходные	ЭШП	Σ	VI гр.* (≤ 40 мм)	VII гр. (> 40 мм)	Σ	VI гр. (≤ 40 мм)	VII гр. (> 40 мм)
Невакумированный	5	10	36	20	16	36/100	20/100	16/100
Вакумированный	12	25	101	36	65	97/96	35/97,2	62/95,4
Всего	17	35	137	56	81	133/97,1	55/98,2	78/96,3
Металл для сравнения (I полугодие 2014 г.)	14	32	130	49	81	114/87,7	42/85,7	72/88,9

*VI, VII — номера группы по ГОСТ 801–78 для металла ЭШП.

ка 50 кВт·ч/т и исключения затрат на вакуумирование металла порядка от 45 до 60 грн/т.

Выводы

1. Применительно к сквозной технологии производства сталей ШХ15СГ-Ш способом ОДВ–ЭШП проанализированы физико-химические условия формирования и удаления сульфидных и оксидных включений.

2. Обоснована возможность исключения наводки шлака системы CaO–CaF₂ на стадии выпуска металла из печи, что снижает вероятность появления в металле ОВ экзогенных включений шлакового происхождения.

3. Проведена опытно-промышленная кампания выплавки подшипниковых сталей с однократным формированием шлака пониженной основности на УПК и последующим переплавом металла методом ЭШП.

4. По результатам опытных плавков обеспечено повышение выхода годного в сортопрокате крупных профилеразмеров с 85 до 97 % и достигнуто снижение шлакообразующих на 13 кг/т.

1. *Разработка* и промышленное освоение инновационной технологии выплавки и внепечной обработки подшипниковой электростали ШХ15СГ-В с использованием ферросиликомарганца MnC17 / А. И. Панченко, И. Н. Логозинский, А. С. Сальников [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. — 2008. — № 5. — С. 69–73.
2. *Туркдоган Е. Т.* Физическая химия высокотемпературных процессов / Е. Т. Туркдоган. — М.: Металлургия, 1985. — 344 с.
3. *Медовар Б. И.* Исследование поведения неметаллических включений в расходуемых электродах большого сечения

The influence of technological parameters of electric melting, secondary metallurgy and electro slag remelting under conditions of PJSC «Dnepropetsstal» on the quality of large-sized rolled bearing steel as to the content and types of non-metallic inclusions was analyzed. The possibility of metal treatment in ladle furnace by slags of the reduced basicity with decrease in the total consumption of slag-forming materials was shown. The conditions of formation of oxide inclusions with aluminum recovered from the flux ESR (70 % CaF₂–30 % Al₂O₃) were studied. The analysis of the phase composition of globular inclusions in the ESR metal by existing and experimental technology proved to meet the quality of the metal as to the non-metallic inclusions in the large-sized rolled bearing steel ESR metal. Ref. 12, Tables 2, Figures 3.

Key words: bearing steel; open-arc melting; ladle treatment; electro-slag remelting; non-metallic inclusions

Поступила 25.05.2016

- при ЭШП / Б. И. Медовар, Ю. Г. Емельяненко, В. А. Тихонов // *Проблемы специальной электрометаллургии: мат. сов.-америк. симп.* — К.: Наукова думка, 1979. — С. 24–30.
4. *Атлас шлаков: справ. изд.* — М.: Металлургия, 1985. — 208 с.
 5. *Ждановский А. А.* Определение активностей компонентов в системе CaF₂–CaO–Al₂O₃ / А. А. Ждановский, Ю. В. Латаш, В. Н. Товмаченко // *Проблемы специальной электрометаллургии*. — 1978. — Вып. 9. — С. 114–119.
 6. *Чуйко Н. М.* Новая технология выплавки шарикоподшипниковой стали марки ШХ15 под белым шлаком / Н. М. Чуйко, В. Б. Рутковский // *Изв. высш. учеб. завед. Черная металлургия*. — 1960. — № 6. — С. 14–16.
 7. *Рутковский В. Б.* О роли фтористого кальция при раскислении и десульфурации электростали / В. Б. Рутковский // *Электрометаллургия стали и ферросплавов*. — Днепропетровск: ДМетИ, 1963. — Вып. LI. — С. 30–40.
 8. *Иноуе М.* Новейшие фундаментальные исследования процесса ЭШП в Японии / М. Иноуе // *Электрошлаковый переплав: сб. науч. тр. по материалам VI межд. конф. «Вакуумная металлургия и специальные виды плавки»*. — К.: Наукова думка, 1983. — Вып. 6. — С. 59–67.
 9. *Исследование* магнитодинамических явлений в шлаковой ванне при ЭШП / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Ю. Г. Емельяненко [и др.] // *Проблемы специальной электрометаллургии*. — 1981. — Вып. 17. — С. 54–62.
 10. *Эллиот Дж.* Поведение оксидов при электрошлаковом переплаве сталей / Дж. Эллиот, Ю. Йгучи, Т. Чанг // *Проблемы специальной электрометаллургии: мат. сов.-америк. симп.* — К.: Наукова думка, 1979. — С. 5–24.
 11. *Влияние* малофторидных и бесфторидных флюсов на загрязненность неметаллическими включениями электрошлаковой стали для подшипников / Н. Ф. Яковлев, Т. В. Ольшанская, Л. С. Рыбкина [и др.] // *Проблемы и перспективы развития спецэлектрометаллургии: отраслевой темат. сб.* — 1989. — С. 27–29.
 12. *Порада А. Н.* Электротермия неорганических материалов / А. Н. Порада, М. И. Гасик. — М.: Металлургия, 1990. — 232 с.

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ВЫПЛАВКА И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО ПСЕВДО- β -СПЛАВА ТС6

И. В. Протокивиллов, Д. А. Петров, В. Б. Порохонько

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

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

Проведены работы по изучению особенностей получения деформированных прутков высокопрочного титанового псевдо- β -сплава ТС6 из первичной некомпактной шихты. Слитки получали путем двукратного переплава расходуемых электродов, прессованных из губчатого титана и легирующих компонентов в камерной электрошлаковой печи в атмосфере аргона. При повторном переплаве для обеспечения перемешивания жидкометаллической ванны и гомогенизации состава металла использовали воздействие внешним продольным магнитным полем. Горячую деформацию слитков проводили путем прокатки на двухвалковом реверсивном прокатном стане. Приведены режимы переплава сплава ТС6, режимы прокатки слитков и последующей упрочняющей термической обработки деформированных прутков. Исследование микроструктуры металла показало отсутствие микропор, трещин и прочих дефектов. Легирующие элементы по высоте слитка распределены равномерно без признаков зональной ликвации. Показана перспективность использования метода магнитоуправляемой электрошлаковой плавки для получения сложнелегированных титановых сплавов типа ТС6. Библиогр. 9, табл. 3, ил. 5.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; магнитоуправляемая электрошлаковая плавка; титан; псевдо- β -сплав ТС6; слиток; деформация; термическая обработка

Титановый деформируемый сплав ТС6 (Ti–10...11Cr–6V–3...5Mo–3Al) относится к группе псевдо- β -сплавов структура которых представлена β -фазой, фиксируемой после закалки из β -области [1].

Способность сплава к закалке на «чистую» β -фазу обусловлена значительным содержанием в нем β -стабилизаторов. Он содержит β -стабилизирующие элементы с коэффициентом распределения больше (молибден) и меньше (хром) единицы, а также с коэффициентом распределения равным единице (ванадий) [2]. Молибденовый эквивалент сплава равен 24...27,6 %. Соотношение изоморфных (Mo, V) и эвтектоидообразующих (Cr) β -стабилизирующих элементов, выраженное в эквивалентных молибдену величинах, составляет примерно 1:2. Температура полиморфного превращения сплава находится в диапазоне 770...810 °C.

По уровню прочности сплав ТС6 относится к классу высокопрочных. Он эффективно упрочняется термической обработкой, обладает высокой прокаливаемостью и может закаливаться при охлаждении на воздухе [1]. В отожженном и закаленном состоянии сплав обладает высокой пластичностью, а после старения за счет распада метастабильной β -фазы его предел прочности резко повышается и может достигать $\sigma_b = 1300...1600$ МПа. В связи с этим сплав ТС6 применяют

лишь в термически упрочненном состоянии (закаленном и состаренном), когда его прочность превышает $\sigma_b \geq 1300...1400$ МПа и он имеет заметное преимущество перед другими сплавами.

Отличительной особенностью сплава ТС6 является большое содержание в нем хрома (10...11 %). Хром, как легирующая добавка к титану используется давно [1, 3]. Сплавы титана с хромом отличаются превосходным сочетанием прочности и пластичности [1, 4]. При этом хром характеризуется относительно низкой стоимостью, что в совокупности с высокой эффективностью среди остальных β -стабилизирующих элементов делает его применение в титановых сплавах экономически выгодным [5].

Однако одним из основных технологических недостатков сплавов, легированных хромом, является их высокая склонность к образованию ликвационных неоднородностей в процессе выплавки слитков и нестабильность их свойств. Так, в слитках псевдо- β -сплава BT15 (аналог сплава ТС6), выплавленных в вакуумно-дуговой печи, наблюдается прямая ликвация хрома, выраженная в увеличении его содержания в центре и снижении на периферии [3, 6]. Это приводит к существенной неоднородности распределения механических свойств по сечению конечных полуфабрикатов и общему снижению комплекса эксплуатационных свойств материала.

К недостаткам β -сплавов с большим содержанием хрома также относят охрупчивание в процессе длительной эксплуатации при повышенных температурах и под напряжением [7].

Уменьшить уровень макроликвации путем термической или термомеханической обработки практически невозможно. Поэтому избежать образования неоднородностей такого типа можно только на стадии выплавки слитков. Для этих целей тщательно подходят к выбору исходных шихтовых материалов, подготовке расходных электродов, выбору схемы и режимов выплавки слитков. Для получения сложнолегированных титановых псевдо- β -сплавов используют преимущественно тройной вакуумно-дуговой переплав [5].

Целью настоящей работы является разработка технологической схемы и режимов выплавки слитков титанового сплава ТС6 методом магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП), их последующей горячей деформации и термической обработки для получения полуфабрикатов в виде прутка.

Отличительным признаком процесса МЭП является электромагнитное воздействие на металлургическую ванну, обеспечивающее интенсивное перемешивание жидкого металла и повышение химической однородности выплавляемых сплавов [8]. Процесс плавки осуществляется в камерной печи при избыточном давлении инертного газа, что предотвращает неконтролируемое испарение легирующих элементов с высокой упругостью пара (Al, Cr). Указанные особенности определяют перспективность применения данного процесса для получения сложнолегированных титановых сплавов типа ТС6.

Технологический процесс изготовления слитков сплава ТС6 заключался в подготовке шихтовых материалов, прессовании расходных электродов, выплавке слитков первого переплава в кристаллизаторе диаметром 62 мм и их повторном переплаве в кристаллизаторе диаметром 84 мм.

В качестве шихтовых материалов для выплавки слитков использовали титан губчатый ТГ90, комплексную лигатуру ВнАл-1Д, дозированные гранулы алюминия А99, хром Х99, молибден МЧВП.

Следует отметить, что сплав ТС6 характеризуется наличием большого количества легирующих компонентов (более 22 %), физические свойства которых существенно отличаются. Например плотность молибдена в 3,8 раза превышает плотность алюминия, а его температура плавления почти на 2000 °С выше аналогичной характеристики алюминия. Введение этих компонентов в сплав в чистом виде может провоцировать их раз-

деление при плавлении расходного электрода и в металлической ванне с последующим формированием химической неоднородности и различных металлургических дефектов в слитке. Поэтому при производстве таких сплавов рекомендуют использовать лигатуры, физические свойства которых близки к свойствам титана.

Отсутствие комплексной лигатуры для сплава ТС6 потребовало тщательной подготовки шихтовых компонентов и выбора схемы прессования расходных электродов.

Подготовка шихты для изготовления электродов состояла из следующих операций: сушка губчатого титана в муфельной печи при температуре 170 °С в течение 3 ч; измельчение лигатуры ВнАл и хрома на фракции размером не более 3 мм; измельчение полосы молибдена $\delta = 0,3$ мм на чешуйки размером не более 5×5 мм; взвешивание и перемешивание порций шихты.

Расходуемые электроды диаметром 38 мм прессовали небольшими порциями по 60 г, что обеспечивало равномерное распределение легирующих компонентов по длине электрода. Масса порции выбрана с учетом того, чтобы при переплаве электрода в металлической ванне (в расплавленном состоянии) находилось постоянно около 4-х–6-ти порций шихты для обеспечения стабильного химического состава по всему объему слитка.

Плотность полученных электродов составляла около 2,8 г/см³, то есть 58 % от плотности сплава ТС6.

Прессованные электроды переплавляли в электрошлаковой печи камерного типа. Плавильное пространство предварительно вакуумировали, а затем заполняли инертным газом. Использовали бескислородный, фторидно-хлоридный флюс на основе CaF₂. Режимы плавки и внешний вид выплавленных слитков приведены на рис. 1, а, 2, а.

Процесс переплава расходных электродов проходил стабильно, однако имели место колебания тока, вызванные особенностями плавления прессованного электрода (рис. 1, а).

Визуальный осмотр слитков показал, что их поверхность характеризуется неплохим качеством (рис. 2, а). Глубоких каверн, перехватов и неоформления боковой поверхности слитков не наблюдали. В нижней части слитка иногда имели место локальные перехваты, обусловленные началом плавки и отработкой режимов переплава прессованного электрода.

Нестабильность электрических параметров плавки прессованного электрода и наличие в сплаве тугоплавкого компонента (Mo), потребовали применения повторного переплава. При этом

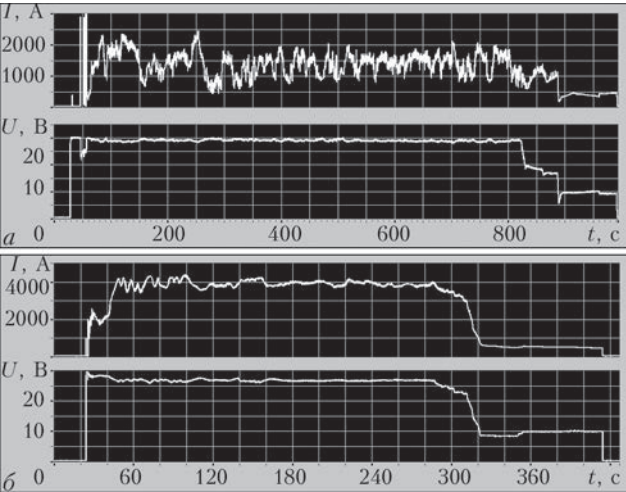


Рис. 1. Регистрограммы тока и напряжения при первом (а) и втором (б) перепадах

слиток первого перепада, служивший расходным электродом, ориентировали головной частью вниз. Плавку осуществляли методом МЭП под действием импульсного продольного магнитного поля (рис. 3) [9].

При повторном перепаде электрические режимы процесса по сравнению с перепадом пресованного электрода были более стабильными (рис. 1, б). Выплавленные слитки характеризовались высоким качеством формирования боковой поверхности по всей высоте, без гофр и прочих дефектов (рис. 2, б). Это позволило последующую горячую деформацию слитков проводить без предварительной механической обработки их боковых поверхностей.

Деформацию осуществляли путем горячей прокатки на двухвалковом реверсивном прокатном стане. Режимы прокатки приведены в табл. 1. В результате деформации получены прутки диаметром



Рис. 2. Внешний вид слитков сплава ТС6 первого (а) и второго (б) перепадов

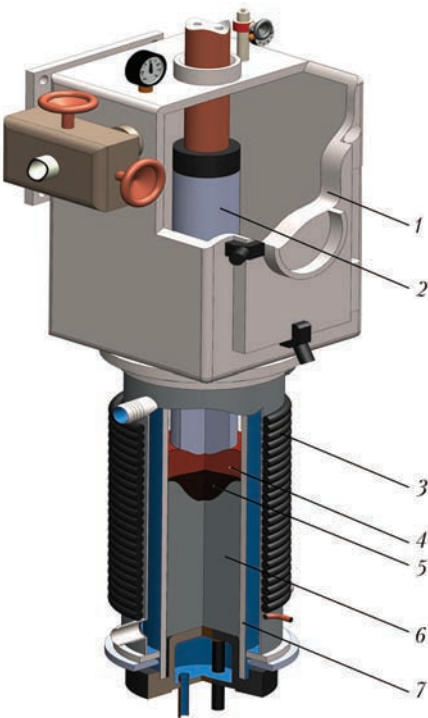


Рис. 3. Схема процесса МЭП: 1 — камера печи; 2 — расходный электрод; 3 — электромагнитная система; 4 — шлаковая ванна; 5 — металлическая ванна; 6 — слиток; 7 — кристаллизатор

32 мм (рис. 4). На поверхности прутков трещин, расслоений, закатов и прочих дефектов не выявлено, что свидетельствует о хорошей технологической пластичности металла и его металлургическом качестве.

Анализ химического состава металла, отобранного из трех участков соответствующих донной, центральной и головной частям слитка приведен в табл. 2. Содержание легирующих элементов в сплаве, за исключением хрома, соответствует расчетному. По данным рентгенофлуоресцентного анализа среднее содержание хрома в металле по-

Таблица 1. Режимы прокатки слитков сплава ТС6					
№ операции	Время нагрева, мин	Температура, °С	Диаметр заготовки, мм		Степень деформации, %
			до деформации	после деформации	
1	70	1150	82	65	37
2	20	1150	65	48	45
3	60	950	48	40	37
4	20	950	40	32	30



Рис. 4. Горячекатаные прутки сплава ТС6

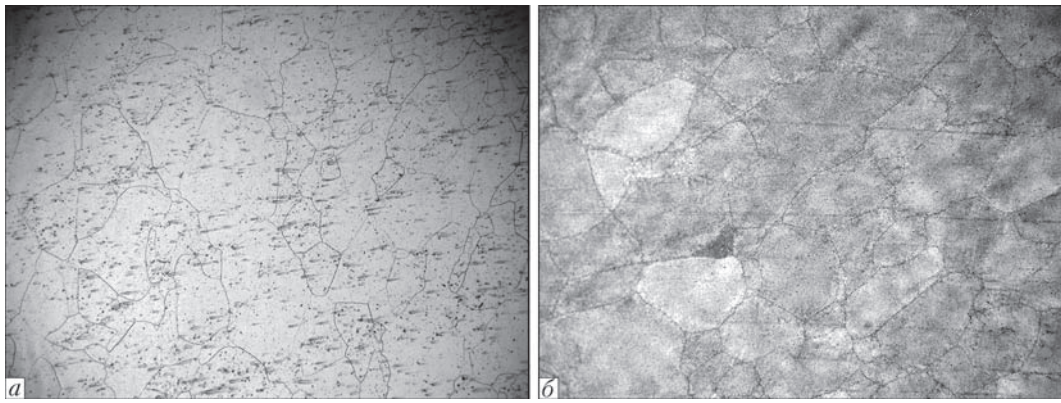


Рис. 5. Микроструктуры деформированного сплава ТС6 в состоянии после отжига (а) и после закалки и старения (б), $\times 100$

Таблица 2. Химический состав сплава ТС6 ЭШП, мас. %					
Место отбора проб	Ti	Cr	V	Mo	Al
Верх	75,4	9,9	6,0	4,50	3,00
Середина	74,6	10,2	6,2	4,70	3,15
Низ	74,8	10,2	6,2	4,48	3,06

сле двукратного ЭШП несколько ниже расчетного, задаваемого при прессовании расходуемого электрода (10,1 и 10,7 % соответственно). Для объяснения этих данных требуются дополнительные исследования.

По высоте слитка легирующие элементы распределены равномерно без признаков зональной ликвации. Максимальное отклонение содержания элементов составляет, %: Cr — 0,3; V — 0,2; Mo — 0,22; Al — 0,15.

Полученные в результате деформации прутки подвергали упрочняющей термической обработке заключающейся в отжиге с последующими закалкой и старением (табл. 3). Закалку проводили при температуре 810 °С, которая превышает температуру полиморфного превращения, в результате чего в сплаве фиксировалась только метастабильная β -фаза. При последующем длительном старении при 490 °С происходил распад β -фазы с образованием определенного количества выделений α -фазы, вызывающих упрочнение сплава. Об этом свидетельствует изменение твердости *HRC* сплава, которая в отожженном состоянии составляла 32 единицы, а после закалки и старения — 47.

Микроструктуры деформированного металла в состояниях после отжига и после закалки и старения приведены на рис. 5. Структура прутков после старения состоит из глобулярных зерен β -фазы (средний характерный размер 150...220 мкм) с выделением мелкодисперсных частиц α -фазы как в теле зерна, так и по его границам. Структура соответствует 4 типу по 8-типной шкале микрострук-

Таблица 3. Режимы термической обработки сплава ТС6				
Вид обработки	Время нагрева, мин	Температура, °С	Время выдержки, ч	Охлаждение
Отжиг	35	800	2	Воздух
Закалка	35	810	2	Принудительное воздушное
Старение	35	490	25	Воздух

тур (ГОСТ 26492–85, прутки катаные из титана и титановых сплавов). Микропоры, трещины и прочие дефекты отсутствуют.

Таким образом, проведенные работы показали возможность выплавки качественных слитков сложнолегированного титанового псевдо- β -сплава ТС6 из первичной некомпактной шихты в электрошлаковой печи камерного типа.

Выводы

1. Разработана технологическая схема и режимы выплавки слитков высокопрочного титанового псевдо- β -сплава ТС6 из первичной некомпактной шихты электрошлаковым способом.
2. Отработаны режимы горячей деформации и упрочняющей термической обработки металла. Показано, что полученные горячекатаные прутки сплава ТС6 по химическому составу и структуре соответствуют требованиям стандарта.
3. Показана перспективность использования метода магнитоуправляемой электрошлаковой плавки для получения сложнолегированных титановых сплавов типа ТС6.

1. Глазунов С. Г. Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы / С. Г. Глазунов, В. Н. Моисеев. — М.: Металлургия, 1974. — 368 с.
2. Хорев А. И. Сверхпрочный титановый сплав ВТ19 / А. И. Хорев // Технология машиностроения. — 2012. — № 6. — С. 5–8.
3. Аношкин Н. Ф. Экспериментальное исследование зональной ликвации легирующих компонентов в слитках титановых сплавов ВТ15, ВТ17, ОТ4 / Н. Ф. Аношкин,

- В. А. Смальшенко, Е. А. Чистяков // Вакуумная дуговая плавка металлов и сплавов. — 1965. — Вып. 3. — С. 67–74.
4. Markovsky P. Balancing of mechanical properties of Ti–4.5Fe–7.2Cr–3.0Al using thermomechanical processing and rapid heat treatment / P. Markovsky, M. Ikeda. // Materials Transactions. — 2005. — **46**, № 7. — P. 1515–1524.
 5. Ширяев А. А. Исследование структуры и химического состава слитков опытного высоколегированного титанового сплава [Электронный ресурс.] / А. А. Ширяев, Н. А. Ночовная // Электронный научный журнал «Труды ВИАМ». — 2015. — № 9. — Режим доступа к журналу: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=862
 6. Антипов А. Н. Структура и механические свойства титанового сплава BT35 в литом состоянии / А. Н. Антипов, В. Н. Моисеев // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallor. — 1993. — № 9. — С. 36–38.
 7. Моисеев В. Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития / В. Н. Моисеев // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallor. — 1998. — № 12. — С. 11–14.
 8. Компан Я. Ю. Мелкозернистые слитки многокомпонентных титановых сплавов / Я. Ю. Компан, И. В. Протокилов, А. Т. Назарчук // Теория и прак. металлургии. — 2008. — № 2. — С. 35–40.
 9. Компан Я. Ю. Магнитоуправляемая электрошлаковая плавка титановых сплавов с дискретными воздействиями магнитных полей / Я. Ю. Компан, И. В. Протокилов, А. Т. Назарчук // Матер. Междунар. конф. «Ti-2008 в СНГ», Санкт-Петербург, 18–21 мая 2008 г. — Санкт-Петербург, 2008. — С. 96–99.

The works were carried out for study of peculiarities of producing the deformed rods of high-strength titanium pseudo- β -alloy TS6 from a primary non-compact charge. Ingots were produced by twice remelting of consumable electrodes, pressed from spongy titanium and alloying components in chamber-type electroslag furnace in argon. During the repeated remelting the effect of external longitudinal magnetic field was used to provide the stirring of liquid metal pool and homogenization of the metal composition. Hot deformation of ingots was performed by rolling in two-roll reverse rolling mill. The modes of alloy TS6 remelting, modes of ingots rolling and subsequent heat treatment of deformed rods are given. The metal microstructure examination showed the absence of micropores, cracks and other defects. The alloying elements in ingot height are distributed uniformly without zonal liquation features. It was shown that the method of a magnetically-controlled electroslag melting is challenging for producing of complexly-alloyed titanium alloys of TS6 type. Ref. 9, Tables 3, Figures 5.

Key words: *electroslag remelting; magnetically-controlled electroslag melting; titanium; pseudo- β -alloy TS6; ingot; deformation; heat treatment*

Поступила 21.07.2016

РЕКОНСТРУКЦИЯ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ НА ПАО «ЗАПОРОЖСТАЛЬ»



ПАО «Запорожсталь» заключил контракт с компанией «Danieli Corus» на поставку бесконусного загрузочного устройства в рамках масштабной реконструкции доменной печи № 3. Стоимость контракта составляет порядка 165 млн. грн.

Проект, инвестиции в который составят порядка 1,47 млрд. грн, реализуют с использованием самых прогрессивных технологий. Впервые в Украине при реализации крупных инфраструктурных проектов комбинат «Запорожсталь» создал интеллектуальную 3D-модель доменной печи, которая повысит эффективность реконструкции и существенно сократит сроки ее проведения.

Современное бесконусное загрузочное устройство, которое будет установлено в ходе реконструкции ДП-3, повысит ее производительность, а также обеспечит оптимальный баланс и контроль распределения сырья на уровне засыпи шихты. Поставка оборудования планируется в ноябре 2016 г.

<http://www.azovpromstal.com/news/>

ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ СЛИТКОВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ ОЛОВОМ, В ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ УСТАНОВКАХ

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

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

²ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.
03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: titan.paton@gmail.com

Изучено влияние технологических параметров ЭЛП на содержание легирующих элементов, в частности олова, в слитках титановых сплавов BT5-1, BT25Y и Ti-6242S. Для предотвращения потерь легколетучих и легкоплавких легирующих элементов разработана новая схема подготовки шихтовых материалов и определены оптимальные технологические режимы ведения электронно-лучевой плавки слитков сплавов BT5-1, BT25Y и Ti-6242S. Проведена серия экспериментальных плавов слитков сплава BT25Y и Ti-6242S диаметром 110 мм. По результатам проведенных экспериментальных плавов определены особенности электронно-лучевой плавки деформируемого титанового сплава BT5-1, которые необходимо учитывать при подготовке и ведении плавки данного сплава. Выплавлена промышленная серия слитков сплава BT5-1 диаметром 400 мм и длиной до 2000 мм. Показано, что разработанная новая схема шихтовки может быть использована для получения слитков сплава BT5-1 с заданным химическим составом способом ЭЛП. Библиогр. 16, табл. 2, ил. 3.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; титановый сплав; легирующие элементы; олово; шихта; слиток

Основной проблемой при производстве сплавов методом электронно-лучевой плавки (ЭЛП) является испарение при ведении плавки в вакууме элементов с высокой упругостью пара [1–3]. К таким элементам, применяемым при производстве промышленных титановых сплавов, относятся в первую очередь алюминий и хром. Эту проблему удалось решить методом математического моделирования процессов испарения и рациональной подготовкой шихтовой заготовки путем добавления в шихту этих элементов в большем количестве, что позволило достаточно точно и равномерно определять химический состав конечного слитка [4–6]. Существует ряд промышленных сплавов, легированных таким легкоплавким элементом как олово (температура плавления 232 °С, температура кипения 2270 °С) [7]. Так, упругость пара олова при температуре 1700 °С составляет 386, алюминия — 642, хрома — 114 Па. Значение упругости пара олова находится между алюминием и хромом и поэтому для расчета испарения этого элемента за основу были взяты математические модели, построенные для алюминия и хрома [6].

Известно, что для улучшения свойств титановых сплавов наряду с алюминием в качестве легирующих элементов применяют цирконий и олово.

К элементам, стабилизирующим α -фазу титана, относятся алюминий, в меньшей степени олово и цирконий. При упрочнении титана α -стабилизаторами образуется твердый раствор с α -модификацией титана. Цирконий положительно влияет на свойства сплавов при повышенных температурах, образует с титаном непрерывный ряд твердых растворов на основе α -титана и не участвует в упорядочении твердого раствора. Олово, особенно в сочетании с алюминием и цирконием, повышает жаропрочные свойства сплавов, но в отличие от циркония образует в сплаве упорядоченную фазу Ti_3X . Растворимость олова в α -титане около 20 % (рис. 1) [7, 8]. При обычной температуре оно является довольно слабым упрочнителем, но существенно повышает жаропрочность сплавов. Поэтому олово добавляют к жаропрочным титановым сплавам обычно в количестве 1...6 %, а в отдельных случаях до 13 %. Олово повышает также технологическую пластичность двойных сплавов Ti–Al. Например широко известен листовой свариваемый α -сплав BT5-1, содержащий 5 % Al и 2,5 % Sn [9].

Цель данной работы — изучение влияния технологических параметров ЭЛП на содержание легирующих элементов, в частности олова, в слит-

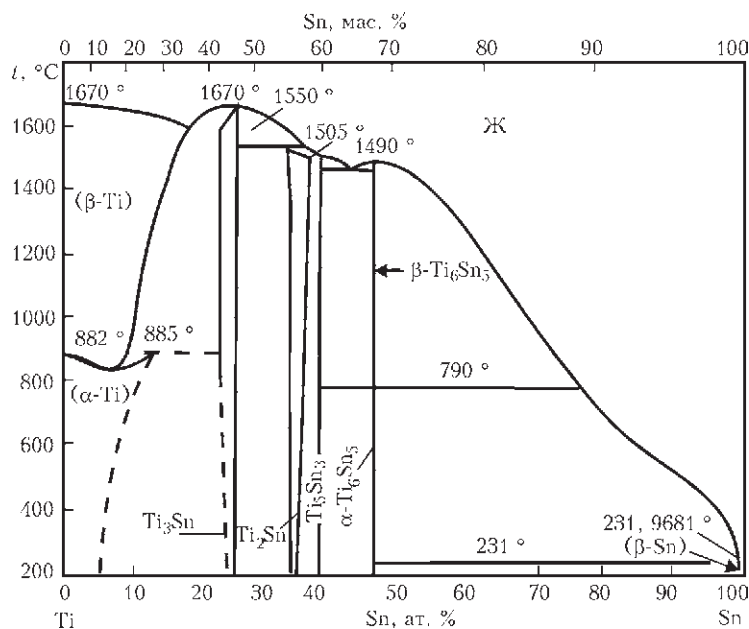


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Sn–Ti

ках титановых сплавов BT5-1, BT25Y и Ti-6242S, а также разработка новых схем шихтовки для обеспечения равномерного химического состава слитка и минимизации потерь легкоплавких легирующих элементов.

Технология получения слитков из титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью включает следующие основные этапы: формирование расходомерной заготовки; процесс плавки; контроль качества выплавленных слитков.

Основной проблемой при выплавке слитков титановых сплавов, содержащих олово, является его низкая по отношению к другим компонентам сплава температура плавления — 232 °С. Это создает трудности при подготовке шихтовой заготовки с использованием элементов в чистом виде, поскольку при воздействии на сформированную заготовку электронно-лучевого нагрева, в первую очередь произойдет расплавление олова и его дальнейшее растекание по еще не расплавленным элементам шихты, что приводит к неравномерному химическому составу по длине слитка. Для отработки схем шихтовки и технологических режимов проведены серии опытно-промышленных плавов сплавов BT5-1, BT25Y и Ti-6242S [7].

Сплав BT5-1 (Ti–5Al–2,5Sn) относится к деформируемым титановым сплавам средней прочности с однофазной α -структурой. Алюминий и олово повышают его прочностные и жаропрочные свойства. Олово также повышает технологическую пластичность при обработке давлением. Сплав не упрочняется термической обработкой и хорошо сваривается. Применяется в деталях и

конструкциях авиационной техники, работающих при температурах 400...450 °С.

Сплав BT25Y (Ti–6,5Al–1,8Sn–3,8Zr–4Mo–1W–0,2Si) относится к деформируемым титановым сплавам высокой прочности с двухфазной (α + β)-структурой. Достаточно высокое содержание алюминия и нейтральных упрочнителей (олова и циркония), а также дополнительное легирование вольфрамом повышают его жаропрочные свойства (по прочности и жаропрочности в интервале температур 450...550 °С сплав превосходит все известные сплавы российских разработчиков), удовлетворительно деформируется в горячем состоянии, применяется в деталях газотурбинных двигателей (ГТД), работающих при температурах 500...550 °С.

Сплав Ti-6242S (Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo–0,08Si) — материал с повышенными жаропрочными характеристиками и относится к псевдо- α -сплавам. Алюминий, олово и цирконий вызывают твердорастворное упрочнение, а молибден стабилизирует некоторое количество β -фазы. Кремний повышает сопротивление ползучести. Его использование рекомендуется при температурах до 565 °С и применяется в деталях компрессора ГТД, листовых деталях двигателей и др.

С целью отработки технологических схем слитки сплавов BT25Y и Ti-6242S выплавливали в кристаллизаторе диаметром 110 мм на электронно-лучевой установке УЭ-208М [10]. В качестве исходных шихтовых материалов использовали технически чистый титан, алюминий, кремний, олово, вольфрам, а также электролитический хром, молибден и цирконий.

Для предотвращения растекания олова, уменьшения его испарения и обеспечения гарантированного равномерного химического состава конечного слитка предложена новая схема шихтовки. На первой стадии подготовки шихты формируют шихтовую заготовку для многокомпонентных титановых сплавов по схемам, описанным в работах [6, 11]. Выплавливают слиток-заготовку, содержащий тугоплавкие элементы (Zr, Mo, W, Si) и в основе сплава — титан. К полученному слитку-заготовке аргонодуговой сваркой приваривают контейнеры в виде сот, изготовленные из листа титана марки BT1-0, которые заполняют гранулированным оловом в количестве, рассчитанном согласно схеме шихтовки с учетом потерь на испарение. Для предотвращения рассыпания гранул олова в процессе плавки их сплавляли в монолитную заготовку с помощью газовой горелки (рис. 2, а). Затем к за-

готовке добавляли алюминий и хром с учетом их потерь на испарение. Для предотвращения интенсивного испарения элементов с высокой упругостью пара при воздействии на шихту электронным лучом, полученный «пакет» накрывали листами титана BT1-0 (рис. 2, б). После загрузки шихты установку вакуумировали до уровня остаточного давления в камере пушек — 10^{-2} , в камере плавки — 10^{-1} Па. Подготовленную шихту сначала сплавляли в промежуточную емкость до ее заполнения, а после металл периодически сливали в медный водоохлаждаемый кристаллизатор до полного сплавления шихты. Выплавку слитка осуществляли в соответствии с рассчитанными мощностями и конфигурацией нагрева его торца в кристаллизаторе.

Отличительной особенностью электронно-лучевых установок с промежуточной емкостью является то, что подача шихтовой заготовки осуществляется в горизонтальной плоскости, а развертки электронных лучей, работающих на резе заготовки, расположены перпендикулярно ее оси, благодаря чему торец заготовки обогревается по всей площади сечения [12, 13]. Поэтому более легкоплавкие материалы плавясь стекают по торцу заготовки и практически сразу взаимодействуют с основным металлом (рис. 2, в). Это способствует минимизации потерь легколетучих элементов сплава.

На производственных мощностях ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» проведены работы по выплавке партии слитков сплавов BT25Y и Ti-6242S диаметром 110 и длиной 800...1000 мм (рис. 2, г).

С целью оценки качества металла полученных слитков проводили исследования химического состава образцов, отобранных по длине слитка с верхней, средней и нижней частей. Распределение легирующих элементов по длине слитков титано-

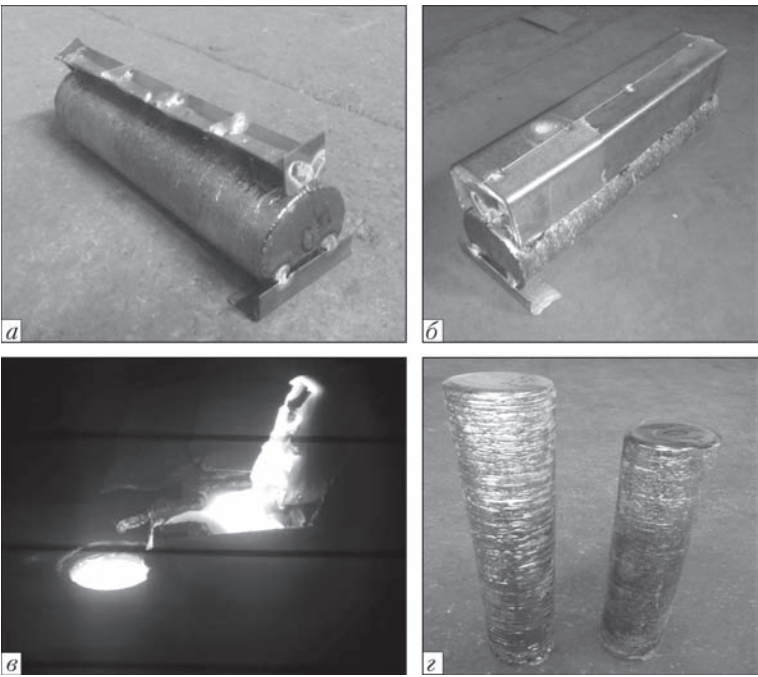


Рис. 2. Подготовленная шихта (а, б), процесс плавки (в) и полученные слитки ЭЛП (г) сплавов BT25Y и Ti-6242S

вых сплавов BT25Y и Ti-6242S ЭЛП представлены в табл. 1.

По отработанным схемам шихтовки и технологическим параметрам плавки для сплавов BT25Y и Ti-6242S получена промышленная партия слитков сплава BT5-1 диаметром 400 и длиной до 2000 мм. В отличие от схемы выплавки сплавов BT25Y и Ti-6242S слитки сплава BT5-1 получали путем однократного переплава, так как они не содержат в составе тугоплавких элементов. Схема шихтовки следующая: к слитку-заготовке титана марки BT1-0 аргонодуговой сваркой приваривали контейнеры в виде сот из пластин BT1-0, которые заполняли гранулированным оловом, взвешенным согласно схеме шихтовки и с учетом потерь на испарение. Для предотвращения рассыпания гранул олова в процессе плавки их сплавляли в монолитную заготовку с помощью газовой горелки. Затем к заготовке добавляли алюминий технической чистоты марки А7 в виде чушек с учетом потерь на испарение.

Т а б л и ц а 1. Содержание легирующих элементов титановых сплавов BT25Y и Ti-6242S после ЭЛП							
Сплав	Место отбора пробы	Содержание легирующих элементов в слитке, мас. %					
		Al	Sn	Zr	Mo	W	Si
BT25Y	Верх	6,20	1,92	4,52	3,75	0,99	0,05
	Середина	6,25	1,97	4,77	3,55	1,02	0,05
	Низ	6,18	2,15	4,86	3,76	1,05	0,03
Ti-6242S	Верх	5,70	1,70	4,00	2,30	—	—
	Середина	6,20	1,90	3,70	2,20	—	—
	Низ	5,90	1,80	3,80	2,30	—	—

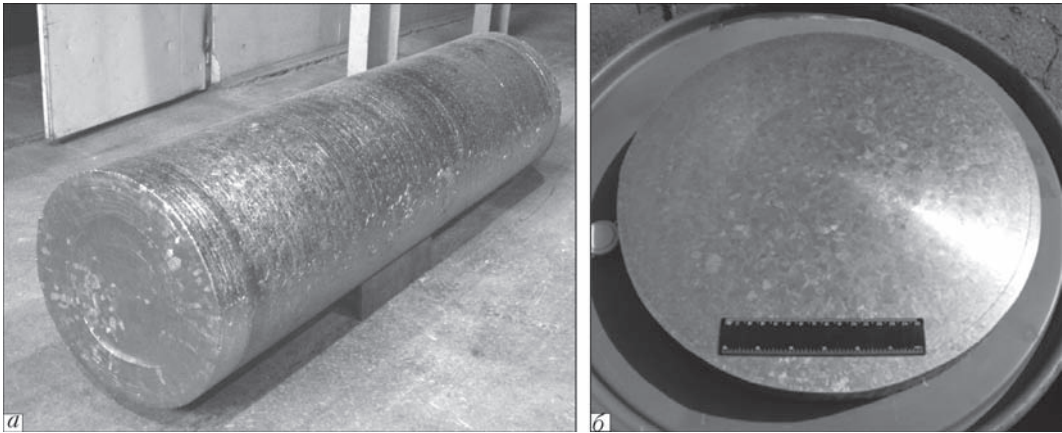


Рис. 3. Слиток ЭЛП сплава ВТ5-1 диаметром 400 мм (а), поперечный темплет (б)

Технологические режимы плавки следующие:

скорость плавки, кг/ч	270
время между заливкой порций, с	60
высота одновременно заливаемых порций в кристаллизатор, мм	8
мощность 1-й пушки (центральный нагрев), кВт	50
мощность 2-й пушки (периферийный нагрев), кВт	70

Боковая поверхность выплавленных слитков после охлаждения в вакууме чистая, повышенная концентрация примесных элементов на поверхности в виде окисленного или альфированного слоя отсутствует (рис. 3, а). Глубина поверхностных дефектов типа гофр составляет 2...3 мм, дефекты в виде разрывов, трещин или несплавлений отсутствуют.

С целью изучения распределения легирующих элементов в слитке сплава ВТ5-1 вырезали поперечный темплет толщиной 25 мм (рис. 3, б). На темплете в центре, у края и в середине радиуса отобрали стружку для проведения химического анализа, показывающего распределение элементов по сечению слитка. Результаты исследования химического состава слитков промышленного сплава ВТ5-1 выплавленных в ЭЛУ представлены в табл. 2. Исследование химического состава полученных слитков показало, что распределение легирующих элементов как по длине (пробы № 1–5), так и по поперечному сечению слитков

равномерное. Содержание всех элементов находится в пределах требований ГОСТ 19807–91 [9].

На поперечных темплатах изучена макро-структура слитка сплава ВТ5-1, вырезанного на расстоянии 150 мм от верха слитка. Выявление структуры проводили травлением темплетов в 10 %-ом растворе плавиковой кислоты с последующей промывкой в 90 %-ом водном растворе азотной кислоты [14]. Структура металла слитков титановых сплавов ВТ5-1 плотная, однородная, с отсутствием различно травящихся зон по сечению слитка (рис. 3, б). Существенной разницы в структуре центральной и периферийной зон слитка не наблюдается. Дефекты в виде пор, раковин, трещин и неметаллических включений не обнаружены. Характерная для слитков ВДП сегрегация легирующих элементов также отсутствует [15, 16]. Кристаллическое строение металла одинаковое по всей длине слитков и характеризуется кристаллами по форме близкими к равноосным.

Для исследования наличия в полученных слитках внутренних дефектов в виде неметаллических включений, пор и несплошностей использовали метод ультразвуковой дефектоскопии. Исследования проводили при помощи прибора УД-11УА эхо-импульсным методом при контактном варианте контроля. Рабочая частота анализа составила 2,5 и 5 МГц, что обеспечило максимальное соотношение сигнал/шум. В слитках не выявлено несплошностей, усадочных раковин, пористости, единичных отражений, которые можно интерпретировать как крупные неметаллические включения.

Таким образом, по результатам проведенных плавок установлено, что для обеспечения заданного химического состава слитка сплава ВТ5-1 диаметром 400 мм оптимальная скорость плавки должна составлять 270 кг/ч при мощности электронно-лучевого нагрева в кристаллизаторе — 120, в промежуточной емкости и заготовке — 450 кВт. Анализ химического состава полу-

Таблица 2. Распределение легирующих элементов по слитку ЭЛП титанового сплава ВТ5-1, мас. %			
Место отбора пробы	Ti	Al	Sn
1	Основа	4,8	2,2
2		5,0	2,3
3		5,4	2,4
4		5,3	2,5
5		5,1	2,5
Центр темплета		5,3	2,6
Середина радиуса темплета		5,3	2,6
Край темплета		5,2	2,6

ченных слитков показал, что предложенная схема подготовки шихтовых материалов обеспечивает получение качественных, химически однородных слитков.

Выводы

1. Установлено, что основным фактором, влияющим на концентрацию алюминия и олова в слитке при неизменных технологических параметрах плавки, является их исходное содержание в расходуемой заготовке. Это необходимо учитывать при расчете шихтовой заготовки.

2. Показано, что благодаря использованию новой схемы подготовки шихтовых материалов при электронно-лучевой плавке слитков титановых сплавов не происходит неконтролируемого растекания легкоплавкого легирующего элемента — олова.

3. Показано, что основное взаимодействие легкоплавких и легколетучих элементов сплавов с другими их компонентами происходит на сплавляемом торце расходуемой заготовки, что обеспечивает менее интенсивное их испарение и в итоге — получение равномерного химического состава конечного слитка.

4. Определено, что для получения качественного слитка сплава ВТ5-1 диаметром 400 мм необходимо обеспечить скорость плавки 270 кг/ч при мощности электронно-лучевого нагрева в кристаллизаторе — 120, а в промежуточной емкости и заготовке — 450 кВт.

1. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин [и др.]. — К.: Наукова думка, 1997. — 265 с.
2. *Развитие технологии электронно-лучевой плавки титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин [и др.] // Проблемы специальной электрометаллургии. — 2000. — № 2. — С. 34–40.
3. *Электронно-лучевая плавка титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин [и др.]. — К.: — Наукова думка, 2006. — 246 с.

4. *Испарение алюминия из сплавов на основе титана в процессе электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью* / И. Ю. Варич, С. В. Ахонин, Н. П. Тригуб [и др.] // Проблемы специальной электрометаллургии. — 1997. — № 4. — С. 15–21.
5. *Mathematical modeling of aluminum evaporation during electron-beam cold-hearth melting of Ti–6Al–4V ingots* / S. V. Akhonin, N. P. Trigub, V. N. Zamkov [et al.] // Metallurgy and Materials Transactions. — 2003. — Vol. 34B, August. — P. 447–454.
6. *Математическое моделирование процессов испарения при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью* / С. В. Ахонин, А. Ю. Северин, В. А. Березос [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2013. — № 4. — С. 34–39.
7. *Ильин А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства* / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Польшкин. — М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. — 520 с.
8. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник*; под ред. Н. П. Лякишева. Т. 3. Кн. 2. — М.: Машиностроение, 2000. — С. 331–332.
9. *Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки: ГОСТ 19807–91.*
10. *Электронно-лучевая установка УЭ-208* / А. Л. Тихоновский, А. А. Тур, А. Н. Кравец [и др.] // Проблемы специальной электрометаллургии. — 1992. — № 1. — С. 71–74.
11. *Пат. № 80217 Україна, Спосіб одержання зливків сплавів на основі титану* / М. П. Тригуб, Г. В. Жук, В. В. Телін [та ін.]; заявник і патентовласник Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України; заявл. 07.04.2006; опубл. 27.08.2007 р.; бюл. № 13.
12. *Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью* / Н. П. Тригуб, А. Я. Дереча, А. Н. Калинюк [и др.] // Проблемы специальной электрометаллургии. — 1998. — № 2. — С. 16–20.
13. *Электронно-лучевая плавка недробленых блоков губчатого титана* / Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2006. — № 4. — С. 6–9.
14. *Мальцев М. В. Металлография цветных металлов и сплавов* / М. В. Мальцев, Т. А. Барсукова, Ф. А. Борин. — М.: Metallurgizdat, 1960. — С. 276.
15. *Рафинирующие переплавы стали и сплавов в вакууме* / В. А. Бояршинов [и др.]. — М.: Металлургия, 1979. — 304 с.
16. *Слитки титановых сплавов* / В. И. Добаткин, Н. Ф. Аношкин, А. Л. Андреев [и др.]. — М.: Металлургия, 1966. — 287 с.

The effect of EBM technological parameters on the content of alloying elements, in particular tin, in ingots of titanium alloys VT5-1, VT25U and Ti-6242S was studied. To prevent the losses of easily-volatile and easily-fusible alloying elements, the new scheme of preparation of charge materials was developed and optimum technological modes of electron beam melting of ingots of alloys VT5-1, VT25U and Ti-6242S were determined. A series of experimental meltings of ingots of alloy VT25U and Ti-6242S was carried out. From the results of the carried out experimental meltings the peculiar features of electron beam melting of deformed titanium alloy VT5-1 were defined, which can be taken into account in preparation and melting of this alloy. Industrial series of ingots of alloy VT5-1 of 400 mm diameter and up to 2000 mm length was melted out. It is shown that the developed new scheme of charge preparation can be used for producing ingots of alloy VT5-1 with preset chemical composition by using the EBM method. Ref. 16, Tables 2, Figures 3.

Key words: electron beam melting; titanium alloy; alloying elements; tin; charge; ingot

Поступила 30.06.2016

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЕ ОПЛАВЛЕНИЕ СЛИТКОВ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

А. Н. Пикулин

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

Проведены комплексные исследовательские работы по выплавке партии слитков сложнелегированных сплавов титана BT20, BT22, T110 диаметром 150, 400 мм и слитков прямоугольного сечения 530×165 мм сплава BT23 длиной до 2000 мм соответственно. Поверхность полученных слитков подвергали электронно-лучевой обработке в установке УЭ-185. Показано, что химический состав металла оплавленного слоя сложнелегированных титановых сплавов соответствует марочному составу, слитки имеют высокое качество поверхности при глубине проплавления до 12 мм, достаточной для эффективного удаления поверхностных дефектов. Представлены технико-экономические показатели обработки поверхности слитков сложнелегированных титановых сплавов. Показано, что технико-экономическая эффективность электронно-лучевого оплавления подтверждается при сравнении статьи удельного расхода электроэнергии на оплавление со статьями совместного учета удельного расхода электроэнергии и потерь металла при механической обработке. Библиогр. 12, табл. 2, ил. 6.

Ключевые слова: сложнелегированный титановый сплав; слиток; электронно-лучевая плавка; электронно-лучевое оплавление; оплавленный слой; глубина проплавления; качество металла

В последние десятилетия повышенное внимание уделяется созданию сплавов на основе тугоплавких и высокореакционных металлов. Особый интерес представляют сложнелегированные сплавы на основе титана, которые обладают высокой удельной прочностью и хорошей коррозионной стойкостью в различных средах. В настоящее время акцент смещается с изучения возможного широкого их внедрения в таких отраслях техники, как атомная энергетика, газотурбостроение, авиационное и космическое аппаратостроение, химическое машиностроение, а также повышения их служебных характеристик на экономические и технологические аспекты их промышленного производства [1–3].

Снижение себестоимости слитков сложнелегированных титановых сплавов, как исходного звена для производства полуфабрикатов, одновременно с повышением их качества является актуальной задачей, так как определяющим фактором в принятии решения об их применении вместо традиционных конструкционных материалов является соотношение цена/качество [3, 4].

В последние годы в Украине на базе технологии электронно-лучевой плавки создано промышленное производство слитков титана и его сплавов, а на металлургических предприятиях освоено производство титановых полуфабрикатов различного сортамента.

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является наиболее эффективным способом вакуумной ме-

таллургии для получения сплавов, в том числе тугоплавких и высокореакционных, со сверхнизким содержанием газов, летучих примесей и неметаллических включений [5]. Однако, по ряду причин, обусловленных металлургическими и технологическими особенностями, в процессе электронно-лучевого переплава на поверхности получаемых слитков могут возникать дефекты в виде гофр, трещин и продольной полосы заливки металла (рис. 1).

Избежать образования такого рода дефектов при ЭЛП практически невозможно, а это, в свою очередь, затрудняет дальнейшую горячую обработку слитков и заготовок и приводит к развитию горячих трещин. Достигается требуемое качество поверхности слитков и заготовок путем удаления поверхностного слоя при механической обработке. Необходимо отметить, что механические свойства сплавов на основе титана такие, что производительность лезвийной обдирки на существующих станках в 3...6 раз ниже, чем при обдирке легированных конструкционных сталей, а малая теплопроводность приводит к локальному перегреву металла в месте контакта с резцом и, естественно, к окислению стружки. Высокие требования к чистоте исходных шихтовых материалов накладывают ряд ограничений на повторно используемую стружку для производства слитков, что приводит к безвозвратным потерям металла до 20...35 % [6–9].

Учитывая вышесказанное, большой интерес представляют работы, в которых изучается воз-

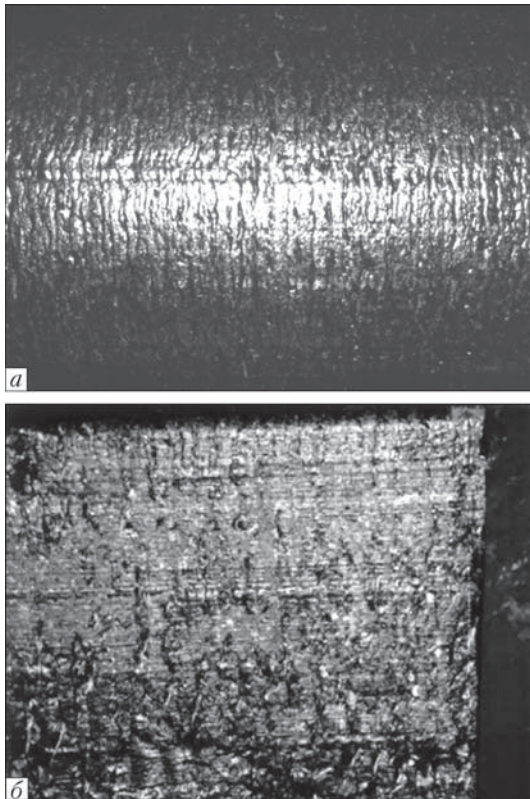


Рис. 1. Внешний вид поверхности слитков ЭЛП: *а* — цилиндрического; *б* — прямоугольного сечения

возможность безотходного удаления поверхностных дефектов слитков. Положительные результаты таких работ позволяют сократить потери металла в виде некондиционных отходов (стружки) и ценных легирующих элементов. При этом наиболее перспективным является путь применения новых технологических процессов, которые позволят исключить из производственной цепочки некоторые технологические переделы, и за счет этого улучшить качество поверхности слитков, повысить выход годного и значительно снизить себестоимость продукции.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины накоплен большой опыт по использованию электрон-

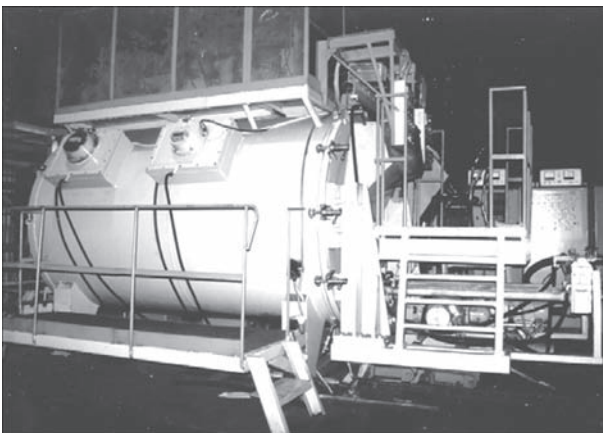


Рис. 2. Внешний вид электронно-лучевой установки УЭ-185

ного луча для обработки поверхностного слоя слитков круглого и прямоугольного сечений, проведен ряд исследований с применением математического моделирования процессов тепло- и массопереноса в обрабатываемом слитке [10, 11]. На базе этих исследований разработана технология электронно-лучевого оплавления (ЭЛО) и специализированная электронно-лучевая установка УЭ-185 для его реализации (рис. 2) [12].

С целью проверки эффективности применения ЭЛО поверхностного слоя слитков сложнолегированных титановых сплавов на производственных мощностях ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» проведены комплексные исследовательские работы по выплавке партии слитков сложнолегированных сплавов титана ВТ20, ВТ22, Т110 диаметром 150, 400 мм и слитков прямоугольного сечения 530×165 мм сплава ВТ23 длиной до 2000 мм (рис. 3).

Поверхность полученных слитков подвергали электронно-лучевой обработке в установке УЭ-185 по режимам, полученным по результатам математического моделирования процессов тепло- и массопереноса в слитках титановых сплавов при ЭЛО. Оплавление слитков цилиндрического сечения осуществляли по схеме, при которой электронный луч неподвижен, а слиток вращается вокруг своей оси. При этом линейная

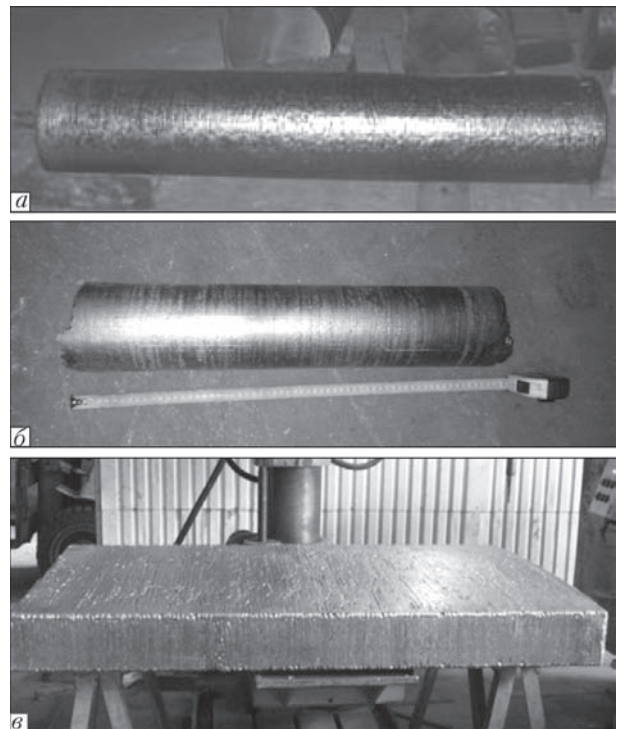


Рис. 3. Слитки сложнолегированных сплавов титана после ЭЛП: *а, б* — цилиндрические; *в* — прямоугольные

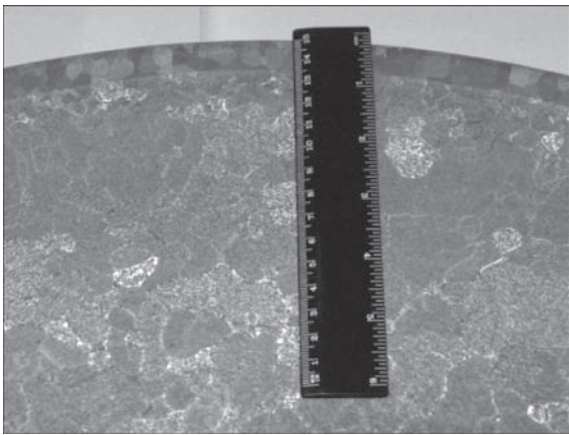


Рис. 4. Глубина проплавления поверхностного слоя

скорость оплавления составляла 39 мм/мин для слитка диаметром 150 мм и 54 мм/мин для слитка диаметром 400 мм, а удельная мощность нагрева 4,1 и 6,5 Вт/мм² соответственно. Оплавление слитков прямоугольного сечения 530×165 мм проводили следующим образом: слиток неподвижно располагали в технологической оснастке установки, а электронный луч перемещали по его поверхности. Линейная скорость оплавления при этом составляла 19 мм/мин при удельной мощности нагрева 6,4 Вт/мм².

Для исследования влияния технологических параметров ЭЛО на химический состав и глубину проплавления обрабатываемого слоя были отобраны пробы в виде стружки и отрезных образцов до и после оплавления.

Результаты исследований (табл. 1) массовой концентрации легирующих элементов в металле оплавленного слоя слитков показали, что их содержание соответствует марочному составу, наблюдается понижение содержания алюминия и

хрома, легирующих элементов с упругостью пара выше, чем у основы сплава, и, соответственно, повышение содержания ванадия, молибдена, циркония, ниобия, легирующих элементов с упругостью пара ниже, чем у основы сплава.

Экспериментальную оценку глубины проплавления поверхностного слоя слитков по указанным выше режимам проводили на поперечных темплектах и она составила 9...10 мм для слитков диаметром 400 и прямоугольного сечения 530×165 мм и 10...12 мм для слитков диаметром 150 мм (рис. 4). Боковая поверхность слитков имела ровный микрорельеф, зеркальный вид с характерным вакуумным травлением, без трещин, разрывов и неслитин (рис. 5).

По результатам экспериментальных плавов определены технико-экономические показатели электронно-лучевой обработки слитков титановых сплавов цилиндрического сечения 150, 400 и прямоугольного 530×165 мм.

При выплавке по стандартной технологии, обнаруживаемые на поверхности слитков титановых сплавов дефекты, устраняются путем удаления поверхностного слоя механическими методами. Толщина удаляемого с поверхности слитков дефектного слоя составляет до 10 мм (рис. 6).

Показатели потерь металла в стружку при механической обработке слитков титановых сплавов, полученных способом ЭЛП и расхода электроэнергии определены по укрупненным статьям и соответствуют фактическим данным опытно-промышленного производства данных слитков.

Сравнение расхода электроэнергии по методам обработки и потерь металла в стружку показывают эффективность обработки поверхности слитков сложнолегированных титановых спла-

Т а б л и ц а 1 . Содержание легирующих элементов в металле оплавленного слоя слитков титановых сплавов, мас. %								
Сплав	Сечение слитка, мм		Al	Cr	V	Mo	Zr	Nb
BT20	Ø 400	ГОСТ 19807–91	5,5...7,0	–	0,8...2,3	0,5...1,8	1,4...2,5	–
		Исходный	6,9	–	2,05	1,57	1,81	–
		После ЭЛО	6,72	–	2,08	1,59	1,78	–
BT22	Ø 150	ГОСТ 19807–91	4,4...5,7	0,5...1,5	4,0...5,5	4,0...5,5	≤ 0,3	–
		Исходный	5,6	0,78	4,24	4,1	–	–
		После ЭЛО	5,49	0,68	4,42	4,22	–	–
	Ø 400	Исходный	5,24	1,45	4,73	4,04	–	–
		После ЭЛО	5,09	1,28	4,84	4,21	–	–
BT23	530×165	ОСТ 1-90013–81	4,0...6,3	0,8...1,4	4,0...5,0	1,5...2,5	≤ 0,3	–
		Исходный	4,7	0,9	5,0	1,9	0,01	–
		После ЭЛО	4,3	0,8	5,1	2,1	0,01	–
T110	Ø 150	ТУУ27.4-05416923-071:2005	5,0...6,0	–	0,8...2,0	0,8...1,8	0,3...0,8	3,5...4,8
		Исходный	5,35	–	1,17	1,01	0,37	5,08
		После ЭЛО	5,24	–	1,21	1,03	0,37	5,1
	Ø 400	Исходный	5,82	–	1,4	1,01	0,33	4,62
		После ЭЛО	5,66	–	1,43	1,06	0,37	4,74



Рис. 5. Внешний вид боковой поверхности слитков, оплавленных электронным лучом: а — 530×165; б — диаметр 400 мм

Таблица 2. Техничко-экономические показатели обработки поверхности слитков титановых сплавов						
Слиток, мм	Масса слитка, кг	Глубина механической обработки, мм	Потери в стружку, кг	Потери от общей массы слитка, %	Расход электро-энергии при механической обработке, кВт·ч/кг	Расход электроэнергии при оплавлении, кВт·ч/кг
Ø 150	165	5...8	20...30	12...18	0,62	0,71
Ø 400	1130	7...10	50...70	4,5...6,0	0,20	0,39
530×165	810	5...8	60...80	7,5...10,0	0,25	0,72

вов на специализированной электронно-лучевой установке УЭ-185 по разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технологии (табл. 2). В полученных данных учитывали удельный расход электроэнергии на оплавление и механическую обработку одного килограмма слитка различного сечения.

Согласно полученным данным технико-экономическая эффективность ЭЛО подтверждается при сравнении показателей удельного расхода электроэнергии на оплавление со статьями совместного учета удельного расхода электроэнергии и потерь металла в стружку при механической обработке.

Результаты выполненных работ показали, что технология и специализированное оборудование для ЭЛО боковой поверхности слитков сложнолегированных титановых сплавов позволяют увеличить выход годного металла до 15 % в зависимости от сечения слитка.

Таким образом, применение технологии ЭЛО поверхности позволяет с высокой степенью эффективности удалять дефекты со слитков сложнолегированных сплавов титана и получать высокое качество металла оплавленного слоя.

Выводы

1. Комплекс проведенных исследований показал, что химический состав металла оплавленного

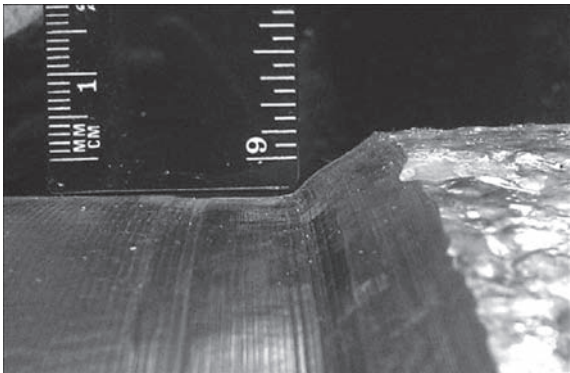


Рис. 6. Глубина обработки поверхности слитка титанового сплава на токарном станке

слоя сложнолегированных титановых сплавов соответствует марочному составу.

2. Показано, что слитки сложнолегированных титановых сплавов, обработанные по технологии ЭЛО, имеют высокое качество поверхности при глубине проплавления до 12 мм, достаточной для эффективного удаления поверхностных дефектов.

3. Экспериментальным путем доказана технико-экономическая эффективность промышленного применения технологии и оборудования ЭЛО титановых сплавов различного сечения.

1. *Титан* / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Н. В. Галицкий [и др.]. — М.: Металлургия, 1983. — 559 с.
2. *Хореев А. И.* Титановые сплавы, их применение и перспективы развития. / А. И. Хореев, М. А. Хореев // Материаловедение. — 2005. — № 7. — С. 25–34.

3. Хорев А. И. Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций / А. И. Хорев // Технология машиностроения. — 2007. — № 12. — С. 5–13.
4. Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины / С. Л. Антонюк, А. Г. Моляр, А. Н. Калинюк [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 1. — С. 5–10.
5. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук]. — Киев: Наукова думка, 2006. — 250 с.
6. Шиллер З. Электронно-лучевая технология. / З. Шиллер, У. Гайзик, З. Панцер; пер. с нем. В. П. Цишевского. — М.: Энергия, 1980. — 527 с.
7. Корягин С. И. Способы обработки материалов: [учебное пособие] / С. И. Корягин, И. В. Пименов, В. К. Худяков. — Калининград: Калинингр. ун-т, 2000. — 448 с.
8. Кривоухов В. А. Обработка резанием титановых сплавов / В. А. Кривоухов, А. Д. Чубаров. — М.: Машиностроение, 1990. — 180 с.
9. Созинов А. И. Повышение эффективности черновой обработки заготовок из титановых сплавов / А. И. Созинов, А. Н. Строшков. — М.: Metallurgy, 1990. — 206 с.
10. Ахонин С. В. Моделирование процессов испарения легирующих элементов при электронно-лучевом оплавлении поверхности цилиндрических слитков из сплавов на основе титана / С. В. Ахонин, А. С. Миленин, А. Н. Пикулин // Современная электрометаллургия. — 2005. — № 1. — С. 21–25.
11. Ахонин С. В. Моделирование процессов испарения легирующих элементов при электронно-лучевом оплавлении поверхности слитков-слябов из сплавов на основе титана / С. В. Ахонин, А. С. Миленин, А. Н. Пикулин // Там же. — № 3. — С. 32–35.
12. Электронно-лучевая установка УЭ-185 для оплавления поверхностного слоя слитков / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, А. Н. Пикулин [и др.] // Там же. — 2003. — № 3. — С. 12–14.

The integrated research works were carried out for melting of a batch of ingots of complexly-alloyed alloys VT20, VT22, T110 of 150 and 400 mm diameter and ingots of rectangular section of 530×165 mm of alloy VT23 of up to 2000 mm length, respectively. The surface of the produced ingots was subjected to the electron beam treatment in the UE-185 installation. It was shown that the chemical composition of metal of the fused layer of the complexly — alloyed titanium alloys is in compliance with the grade composition, the ingots have the high quality of surface at the depth of penetration of up to 12 mm, sufficient for the effective removal of the surface defects. Technical and economic characteristics of surface treatment of the complexly-alloyed titanium alloys are presented. It is shown that technical and economic efficiency of the electron beam fusion is confirmed when comparing the specific consumption electric energy for fusion with combined account for the specific consumption of energy and metal losses in mechanical treatment. Ref. 12, Tables 2, Figures 6.

Key words: complexly-alloyed titanium alloy; ingot; electron beam melting; electron beam fusion; fused layer; depth of penetration; metal quality

Поступила 04.07.2016

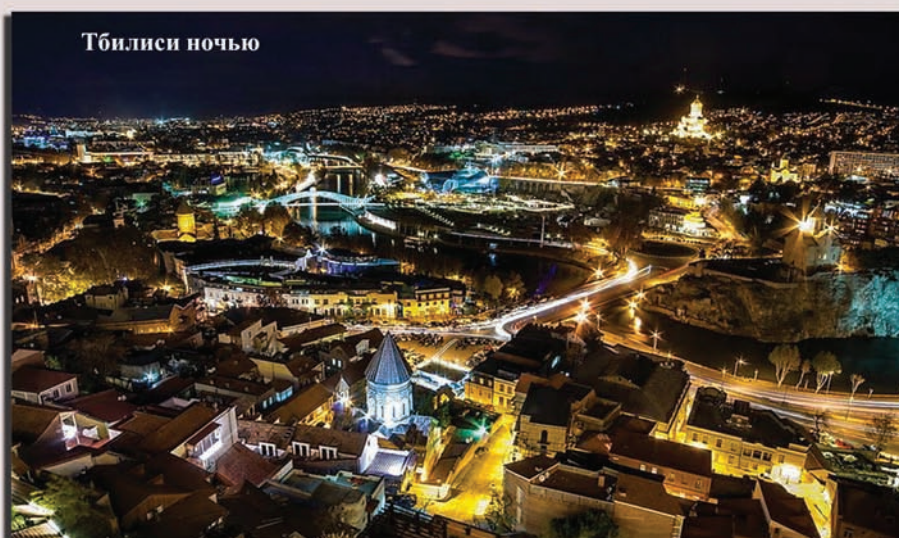


Nano — 2016

<http://nano2016.gtu.ge>

IV МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «НАНОТЕХНОЛОГИИ» (NANO – 2016)

24 – 27 октября 2016, Тбилиси, Грузия



Организатор: Грузинский технический университет

Тематика конференции:

- | | | | |
|------------------------|-----------------|--------------------|-------------------------------|
| • нанотехнологии | • нанофизика | • нанохимия | • нанобиология и наномедицина |
| • наноматериаловедение | • наноинженерия | • нанобезопасность | • нанообразование |

ФОРМА И ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ РАЗМЕРЫ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ ИЗ РАСПЛАВА ПРИ ИПСК

Д. А. Калашник, Ю. А. Никитенко, В. А. Шаповалов,
И. В. Шейко, В. Г. Кожемякин, А. В. Веретильник

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

Современные методы получения быстрозакаленных материалов позволяют получать их разной геометрической формы: ленты, порошки, чешуйки, микропровода. Форму и размеры данных сплавов обуславливают разные технологические особенности оборудования для получения быстрозакаленных материалов. Однако ограниченность в геометрических размерах лимитирует сферу применения получаемых быстрозакаленных материалов. Перспективным направлением является производство высокоэнергетических постоянных магнитов, для производства которых необходим порошок или перемолотые материалы. Один из способов получения таких материалов — метод экстракции (диспергирования) из расплава при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе, разработанный в Институте электросварки им. Е. О. Патона, позволяющий получать быстрозакаленные чешуйки. Представлены экспериментальные данные измерения геометрических размеров чешуек при различных скоростях вращения закалочного диска. Проведен анализ геометрических размеров получаемых материалов методом диспергирования из расплава при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе. Получена зависимость толщины чешуек от скорости вращения закалочного диска. Проанализировано применение чешуек при производстве постоянных магнитов. Библиогр. 5, табл. 1, ил. 3.

Ключевые слова: сверхбыстрая закалка; чешуйки; ИПСК; экстракция из расплава; высокорреакционные сплавы; постоянные магниты

Введение. На сегодняшний день быстрозакаленные материалы нашли широкое применение в электронике, машиностроении, аэрокосмической промышленности и в других отраслях производства. Одновременно с этим форма и геометрические размеры быстрозакаленных материалов не являются единообразными и могут быть получены в виде порошка, микропроволоки, лент, чешуек [1]. Во многом форму и геометрические размеры получаемых быстрозакаленных материалов определяет способ их производства. Например, метод Тейлора ограничивается получением микропроволоки, метод спиннинговая — только лент, распыления — исключительно порошков. Среди перечисленных методов диспергирование расплава при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе (ИПСК) несколько расширяет номенклатуру производимых материалов, так как позволяет получать чешуйки и тонкие ленты. Это достигается за счет формы закалочного диска. Если на рабочей дорожке выполнены проточки, получаемые образцы являются чешуйками, если рабочая поверхность гладкая и без проточек, то возможно изготовление тонких лент. Технология ИПСК позволяет получать сплавы высокой чистоты, благодаря отсутствию контакта расплава со стенками тигля и другими огнеупорными материалами.

Разные сферы применения быстрозакаленных материалов определяют способ их получения. Для производства сердечников электрических трансформаторов используют исключительно тонкие ленты, при изготовлении постоянных магнитов зачастую применяют аморфные и мелкокристаллические сплавы с размерами соизмеримыми с порошком из-за технологической необходимости в прессовании и спекании. В свете этой проблемы диспергирование из расплава при ИПСК позволяет сократить технологический процесс получения постоянных магнитов из-за того, что чешуйки не нуждаются в порезке, тогда как это необходимо делать с лентами, полученными методом спиннинговая.

Пристального внимания заслуживает производство постоянных магнитов. Сфера их применения с каждым годом увеличивается и становится насущным вопрос о производстве энергетически мощных постоянных магнитов для электромоторостроения, электроники, приборостроения, альтернативной энергетики [2]. К традиционным технологиям получения постоянных магнитов относятся порошковые и литейные методы. В настоящее время альтернативной технологией является способ быстрой закалки из расплава. Главное

преимущество быстрозаленных технологий — возможность управления кристаллической структурой в процессе непосредственной заковки из расплава, а также в ходе дальнейшей термообработки. Альтернативные технологии получения постоянных магнитов могут обеспечить мелкокристаллическую структуру, которая увеличивает значения магнитных свойств производимых магнитов по сравнению со столбчатой, равноосной или монокристаллической. Каждый из способов имеет свои преимущества и недостатки. Однако, на наш взгляд, технология диспергирования из расплава сочетает в себе относительную простоту оборудования с высоким качеством получаемых материалов.

Технология диспергирования из расплава при ИПСК является перспективным способом получения аморфных и мелкокристаллических сплавов, но на сегодняшний день, пока недостаточно изучена. В ходе предыдущих исследований были получены чешуйки из разных сплавов [3], однако не была установлена зависимость размера чешуек от скорости вращения диска. Целью текущего исследования является решение локальной задачи — определение зависимости между геометрическими размерами чешуек и линейной скоростью вращения закалочного диска.

Методика проведения эксперимента. Основная задача данной работы — определить форму и геометрические размеры чешуек при варьировании линейной скорости закалочного диска. Процесс

диспергирования из расплава при ИПСК схематически представлен на рис. 1. В данном эксперименте цилиндрическая заготовка 9 поднимается на уровень индуктора 4, где под действием электромагнитного поля расплавляется и отжимается от стенок секционного кристаллизатора 6. Закалочный диск 1 вращается в диапазоне от 0 до 5000 об/мин.

В качестве фиксированных значений вращения диска выбрали следующие обороты двигателя: 500, 1500, 2500, 3500, 4500 об/мин. В процессе диспергирования применяли диск диаметром 180 мм. В результате линейная скорость составила: 9,4; 28,2; 47; 65,8; 84,6 м/с соответственно. Геометрические размеры полученных чешуек измеряли микрометром и штангенциркулем (выборка из трех образцов).

В качестве исходного материала для получения чешуек использовали сплав железа с содержанием углерода 0,03 %. Вращение закалочного диска осуществляли двигателем постоянного тока. Регулирование скорости вращения производили изменением питающего напряжения. Измеряли реальную скорость вращения с учетом нагрузки на валу (закалочный диск) при помощи энкодера «Autonics E40H».

Обсуждение результатов. В результате эксперимента получены образцы разной геометрической формы (рис. 2). Длина всех образцов независимо от линейной скорости вращения диска остается постоянной и составляет 8...12 мм. Данную длину чешуек обуславливают проточки на рабочей дорожке диска [4].

Параметр, который значительно изменяется в зависимости от линейной скорости вращения диска — это толщина чешуек. В таблице представлены результаты измерения толщины чешуек. По усредненным значениям определена зависимость, представленная на рис. 3. В ходе анализа экспериментальных данных установлено, что данная зависимость между толщиной затвердевшего металла и линейной скоростью вращения диска коррелируется с величиной $R^2 = 0,9996$ к графику затухающей экспоненты вида:

$$y(v) = A_1 \exp\left(-\frac{v}{t_1}\right) + y_0, \quad (1)$$

где A_1 — амплитуда; t_1 — константа затухания; y_0 — константа смещения.

Для подборки коэффициентов к уравнению (1) использовали программный продукт «Origin». В результате определены следующие значения коэффициентов: $A_1 = 6,49672$, $t_1 = 257,0546$, $y_0 =$

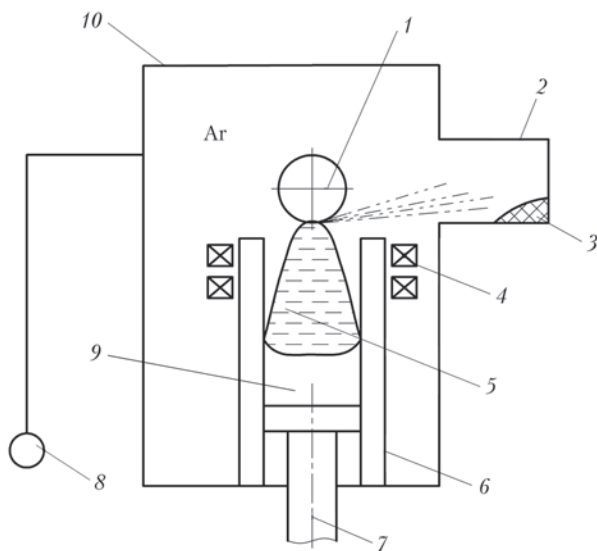


Рис. 1. Процесс диспергирования: 1 — закалочный диск; 2 — бункер; 3 — чешуйки; 4 — индуктор; 5 — расплавленная ванна металла; 6 — секционный кристаллизатор; 7 — поддон; 8 — вакуумный насос; 9 — переплавляемая заготовка; 10 — камера

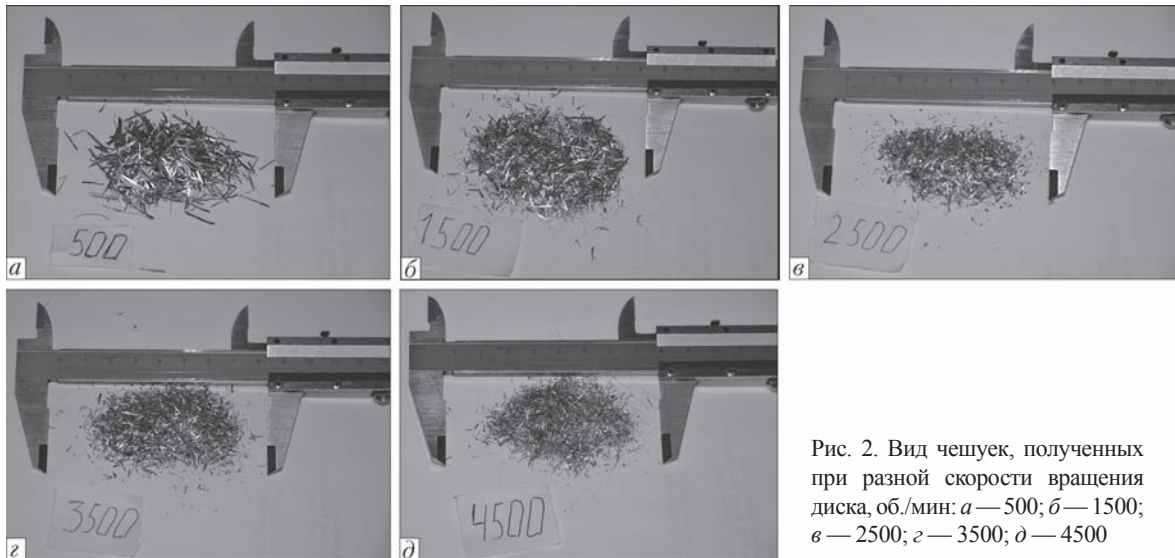


Рис. 2. Вид чешуек, полученных при разной скорости вращения диска, об./мин: а — 500; б — 1500; в — 2500; г — 3500; д — 4500

= 0,037115. В ходе подстановки коэффициентов получено уравнение:

$$y(v) = 6,49672 \exp\left(-\frac{v}{257,0546}\right) + 0,037115. \quad (2)$$

Синтезируя эту зависимость с реальным процессом диспергирования из расплава можно определить физический смысл полученных коэффициентов. Константа смещения y_0 отображает предельно возможную толщину чешуек при линейной скорости вращения диска, стремящегося к бесконечности. В качестве критерия для дальнейшего анализа оптимальных параметров линейной скорости закалочного диска использовали безразмерный коэффициент K в уравнении (3), где y_i — толщина чешуек при определенной i -той линейной скорости вращения диска:

$$K_i = y_i/y_0. \quad (3)$$

Расчетные значения безразмерного коэффициента приведены для каждого значения линейной скорости (таблица). В результате анализа полученных значений можно сделать вывод, что линейная скорость вращения диска, при которой безмерный коэффициент стремится к единице, т. е. приближается к предельно допустимому значению толщины чешуек, и является оптимальной. На основании расчетных значений коэффициента (3) установлено, что оптимальная линейная скорость вращения

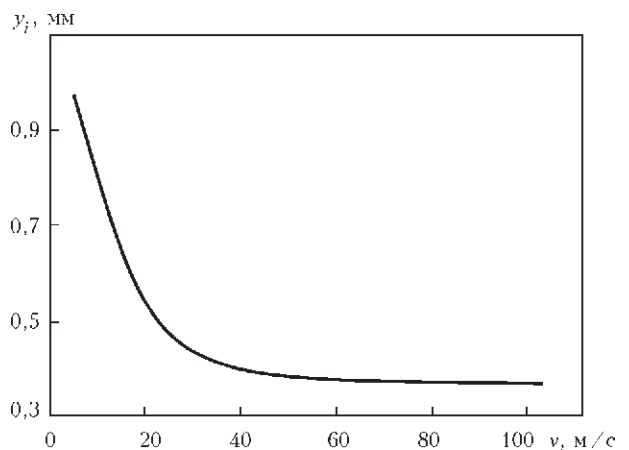


Рис. 3. Зависимость толщины чешуек от линейной скорости вращения закалочного диска

диска находится в диапазоне 65,8...84,6 м/с и дальнейшее увеличение скорости не приведет к существенному изменению толщины чешуек.

Также интересным является случай, когда линейная скорость вращения закалочного диска стремиться к нулю. В таком случае уравнение (1) имеет вид:

$$y(v) = A_1 e^0 + y_0. \quad (4)$$

Подставив коэффициенты получим значение $y(x \rightarrow 0) = 6,533835$ мм, которое отображает максимально возможное значение толщины чешуек при бесконечно малых оборотах закалочного диска.

Расчетные значения безразмерного коэффициента в зависимости от линейной скорости вращения закалочного диска					
Линейная скорость, м/с	Толщина измеряемых чешуек, мм			Усредненное значение толщины образцов, мм	Значение безразмерного коэффициента K_i
	Образец № 1	Образец № 2	Образец № 3		
9,4	0,07	0,11	0,11	0,097	26,2
28,2	0,03	0,06	0,09	0,06	1,60
47,0	0,05	0,035	0,05	0,045	1,21
65,8	0,045	0,04	0,04	0,041	1,11
84,6	0,04	0,04	0,035	0,038	1,02

Технология, основанная на закалке расплава, является альтернативой традиционной порошковой технологии получения постоянных магнитов и может быть широко использована на практике. Ее преимущества следующие: исключена необходимость работы с дисперсными порошками, а получаемые быстрозакаленные материалы допускают их длительное хранение на воздухе без существенных изменений магнитных свойств и структуры; технология, базируемая на быстрозакаленных материалах, дает возможность получать высокоанизотропные постоянные магниты с высоким значением магнитной энергии [5].

Однако форма и геометрические размеры описывают только общее представление о методе экстракции из расплава при ИПСК. В ходе дальнейших исследований планируется определить зависимость между кристаллической структурой модельных материалов, а также непосредственно магнитных сплавов. Основная задача — определение влияния мелкокристаллической структуры на магнитные характеристики сплава ЮНД 8. Данный сплав относится к семейству магнитных сплавов альнико, которые в настоящее время получают в подавляющем большинстве литьем. Традиционные технологии позволяют получать равноосную, столбчатую или монокристаллическую структуру, а применение технологии быстрой закалки — микрокристаллическую либо аморфную, что должно существенно повлиять на магнитные свойства получаемых образцов.

The advanced methods of producing the rapid-hardening materials allow their manufacture of various geometric shape, such as strips, powders, flakes, microwires. The shape and sizes of these alloys are provided by different technological features of the equipment for the producing of rapid-hardening materials. However, the limit in geometric sizes confines the sphere of application of the produced rapid-hardening materials. The challenging direction is the production of high-energy permanent magnets, for the manufacture of which the powder or grinding materials are necessary. One of the methods of producing these materials is the method of extraction (dispersion) from a melt in induction melting using a sectional mould, developed at the E.O. Paton Electric Welding Institute, which allows producing rapid-hardening flakes. Experimental data of measuring the geometric sizes of the flakes at different rates of rotation of the hardening disc are presented. Analysis of geometric sizes of the produced materials by the method of dispersion from the melt in the induction melting using a sectional mould was made. The dependence of flake thickness on the rate of the hardening disc rotation was obtained. Application of flakes in production of permanent magnets was analyzed. Ref. 5, Table 1, Figures 3.

Key words: *super-rapid hardening; flakes; IMSM; extraction from melt; highly-reaction alloys; permanent magnets*

Поступила 21.07.2016

Выводы

1. Выявлена экспериментальная зависимость толщины чешуек, получаемых при экстракции из расплава в условиях ИПСК, от линейной скорости вращения закалочного диска. В результате математического анализа экспоненциальной зависимости, определены минимальная и максимальная толщина чешуек.

2. Установлено, что при линейных скоростях вращения диска в диапазоне 65,8...84,6 м/с толщина получаемых чешуек близка к предельной и дальнейшее увеличение скорости не приводит к существенным изменениям геометрических размеров.

1. Анализ технологических особенностей получения быстрозакаленных сплавов / Д. А. Калашник, В. А. Шаповалов, И. В. Шейко [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2015. — № 3. — С. 27–34.
2. Магниты Nd-Fe-B с наноразмерной структурой / В. А. Шаповалов, И. В. Шейко, Ю. А. Никитенко [и др.] // Там же. — 2014. — № 3. — С. 40–44.
3. Шаповалов В. А. Получение быстрозакаленных сплавов методом диспергирования при ИПСК / В. А. Шаповалов, И. В. Шейко, Ю. А. Никитенко // Там же. — 2009. — № 3. — С. 32–35.
4. Шаповалов В. А. Некоторые особенности создания устройств для диспергирования металлического расплава / В. А. Шаповалов, И. В. Шейко, Ю. А. Никитенко // Там же. — 2009. — № 2. — С. 35–38.
5. Новости науки и техники. Серия: Новые материалы, технология их производства и обработки: [реф. сборник / ред.-сост. Я. Л. Линецкий, А. И. Смирнов, О. Х. Фаткуллин]. — М.: ВИНТИ, 1990. — 77 с.

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ НАПЛАВКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ КОМПОНЕНТОВ ГТД ИЗ СПЛАВА Inconel 738

А. Ф. Белявин¹, В. В. Куренкова¹, Д. А. Федотов¹,
С. Г. Салий², А. П. Щербинин²

¹ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз».

030328, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: VKurenkova@patontt.com

²ПРТП «Укргазэнергосервис», филиал ДК «Укртрансгаз» НАК «Нафтогаз Украины».
08151, г. Боярка, ул. Маяковского, 49.

Inconel 738 — никелевый дисперсионно-упрочненный жаропрочный сплав многие годы успешно эксплуатируется как базовый материал для лопаток промышленных газовых турбин. Комбинация высокотемпературной прочности и сопротивления коррозии оптимально подходит для компонентов горячего тракта турбин. Необходимость повышения производительности газотурбинных установок, а также рост стоимости производства лопаток являются важными факторами, приводящими к необходимости развития ремонтных технологий. Однако при восстановлении лопаток из сплава Inconel 738 после длительной эксплуатации способом наплавки/сварки очень остро стоит проблема возникновения дефектов в виде кристаллизационных трещин в зоне термического влияния формируемых швов. В работе рассмотрен способ ремонта TIG-наплавкой с применением различных видов присадочных материалов, а именно сплавов IN 738, IN 625, PWA 795. Показано, что использование низколегированного никелевого сплава IN 625 и никель-кобальтового сплава PWA 795 обеспечивает формирование бездефектных наплавленных швов с необходимыми характеристиками при соблюдении определенных технологических приемов. Оптимизация восстановительной термообработки после наплавки позволяет не только восстановить структуру базового материала изделия, но и обеспечить наплавленным швам достаточную жаропрочность и жаростойкость. Библиогр. 13, табл. 2, ил. 13.

Ключевые слова: газотурбинные двигатели; TIG-наплавка; восстановительная термообработка; кристаллизационная трещина; наплавленный шов; зона термического влияния; ликвационная неоднородность; микротвердость; дисперсионно-упрочненный материал; жаропрочность; жаростойкость

Увеличение производительности газотурбинных установок и немалая стоимость новых изделий, в частности лопаток турбин, требуют развития современных процессов восстановительного ремонта изделий, бывших в эксплуатации. После выработки установленного ресурса, предусмотренного изготовителями, возникает необходимость комплексного и рационального подхода к продлению срока их безопасной эксплуатации.

Сплав IN 738 в основном применяется для газовых турбин и компонентов авиационных двигателей, таких как рабочие и направляющие лопатки. Литой дисперсионно-упрочненный никелевый сплав IN 738, обладающий высоким сопротивлением температурной ползучести (до 982 °C) и высокотемпературной коррозии, превосходит по этим свойствам многие жаропрочные сплавы с более низким содержанием хрома. Сплав способен выдерживать длительное воздействие коррозионной среды в виде продуктов сгорания топлива, образующихся при работе газотурбинных двигателей (ГТД). IN 738 превосходит широко приме-

няемый сплав IN 713 (Ni–12,5 % Cr–6 % Al–0,8 % Ti–4,3 % Mo–2 % Nb–0,12 % C) по параметрам пластичности и высокотемпературной прочности и одновременно имеет существенно лучшее сопротивление высокотемпературному окислению и сульфидизации. При этом предел прочности сплава IN 738 при комнатной температуре составляет 1100, а при 760 °C – 965 МПа, а пластичность 5 и 13 % соответственно [1].

Номинальный химический состав сплава следующий, мас. %: Ni–16Cr–8,5Co–3,4Al–3,4Ti–2,6W–1,75Mo–1,7Ta–0,9Nb–0,11C. Как известно, у коррозионностойких сплавов с повышенным содержанием хрома соотношение легирующих Ti/Al > 1. В сплаве IN 738 отношение Ti/Al = 1 при достаточно высоком содержании хрома (16 %) и не очень высоком содержании вольфрама и молибдена. Следовательно, данный сплав формально можно отнести к коррозионностойким сплавам с достаточным уровнем жаропрочности и циклической жаростойкости в окислительной среде.

Однако при восстановлении изделий из сплава IN 738 способом наплавки/сварки возникает проблема растрескивания швов, т. е. появления и развития кристаллизационных трещин, в основном зарождающихся на линии сплавления или в зоне термического влияния (ЗТВ). Следовательно, основная цель настоящих исследований состоит в выборе присадочного материала для наплавки/сварки, обеспечивающего формирование бездефектных наплавляемых швов с достаточной жаро- и коррозионной стойкостью при высоких температурах эксплуатации, а также оптимизации режимов восстановительной термообработки сплава IN 738.

Материалы и методы исследований. Оработку технологии наплавки и восстановительной термообработки (ВТО) основного сплава и лопаток турбины производили на сегментах, вырезанных

из рабочей лопатки двигателя V94.3 после определенного времени эксплуатации [2]. Основа лопаток — сплав IN 738.

Для проведения исследований применяли образцы, вырезанные из хвостовика и пера рабочей лопатки. Наплавку осуществляли многопроходной аргонодуговой импульсной сваркой с использованием источника HOBART 120 с применением присадочной проволоки трех видов: IN 738 и PWA 795 (диаметром 1,2 мм), IN 625 (диаметром 1,6 мм). Для формирования наплавленных швов перо рабочей лопатки распускали на три поперечных сегмента. Процесс вели при перемещении электрода и формировании швов в двух направлениях: по поверхности торца сегмента и в корыте. При наплавке образцы фиксировали в тисках и после нанесения каждого валика поверхность зачищали металлической щеткой. Поверхность под наплавку каждого образца обрабатывали абразивной

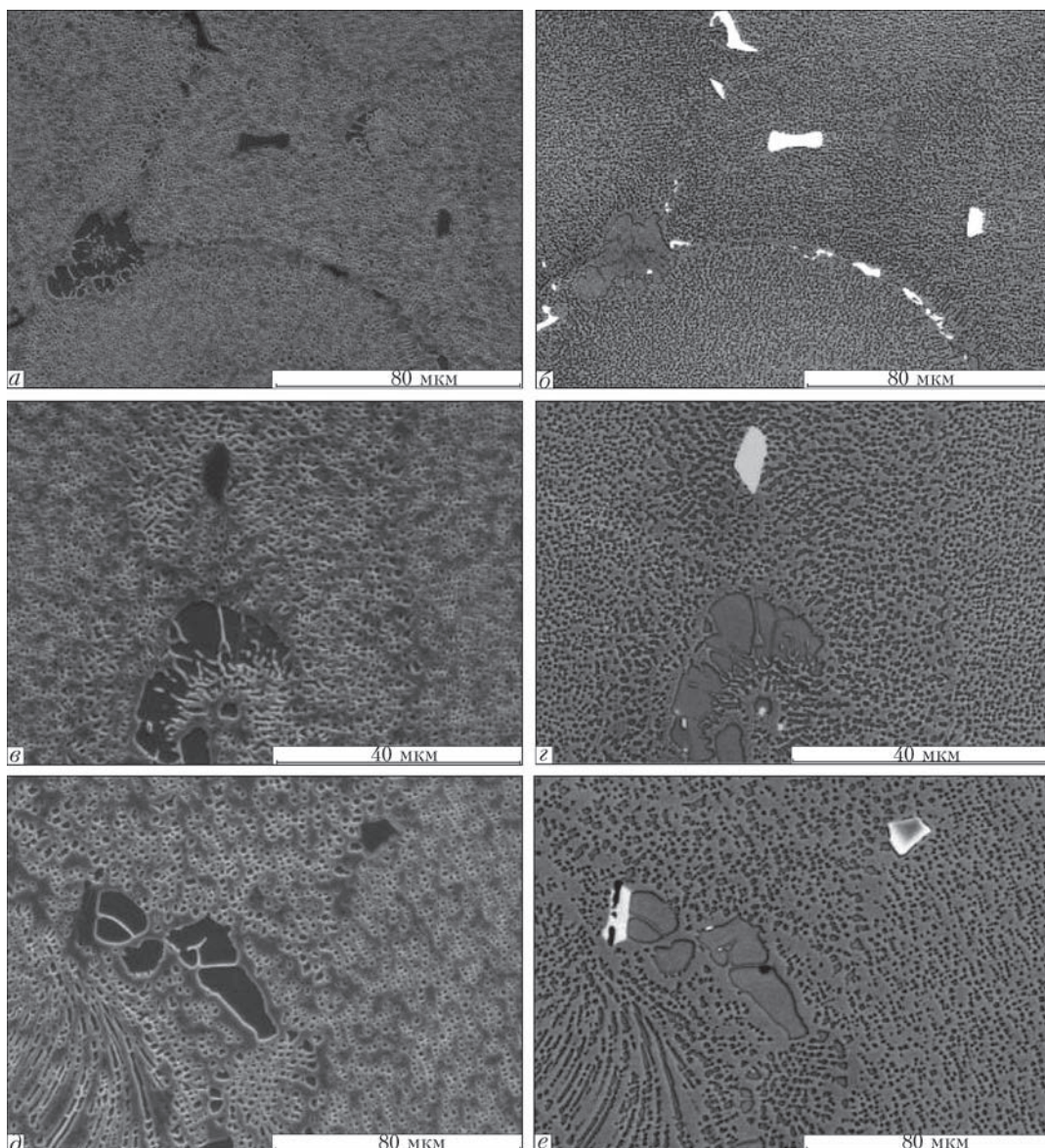


Рис. 1. Микроструктура сплава IN 738 после эксплуатации: а–г — замок; д–е — перо; а, в, д — SEI; б, з, е — BEI

бесконечной лентой KK711 P40 на шлифовальной машине PWS 3/200DH.

Оценку качества наплавленных швов проводили визуально с применением капиллярного контроля и по шлифам с использованием сканирующего электронного микроскопа «CamScan-4», оснащенного энергодисперсионным анализатором ENERGY 200 с программным обеспечением INCA. Микротвердость наплавленных швов измеряли на приборе Micro-Duromat 4000E при нагрузке 0,5 Н.

Восстановительную термообработку лопаток и образцов проводили в лабораторной печи СНВ и промышленной печи «Абаг» при давлении остаточных газов не выше $1 \cdot 10^{-4}$ Торр.

Результаты и обсуждение. Исследование структуры проводили на шлифах, изготовленных из

пера лопатки и замковой части. В обоих случаях размер зерен после эксплуатации составлял 100...400 мкм (при размере дендритной ячейки порядка 50...80 мкм) (рис. 1). Для данного литого сплава с интервалом кристаллизации $\Delta T = 1232 \dots 1315$ °С характерна ячеистая дендритная структура, свидетельствующая о его ликвационной неоднородности. Следовательно, наблюдается существенное различие по распределению, форме и размеру (от 0,5 до 2 мкм) частиц γ' -фазы. По осям дендритных ячеек визуализируется вторичная упрочняющаяся фаза, форма которой близка к кубоидной, а ближе к междендритным областям γ' -фаза имеет близкую к сферической форму частиц размером 1...4 мкм (рис. 2).

Базовый сплав IN 738 представляет собой высоколегированный матричный твердый раствор, дисперсионно упрочненный в результате старения

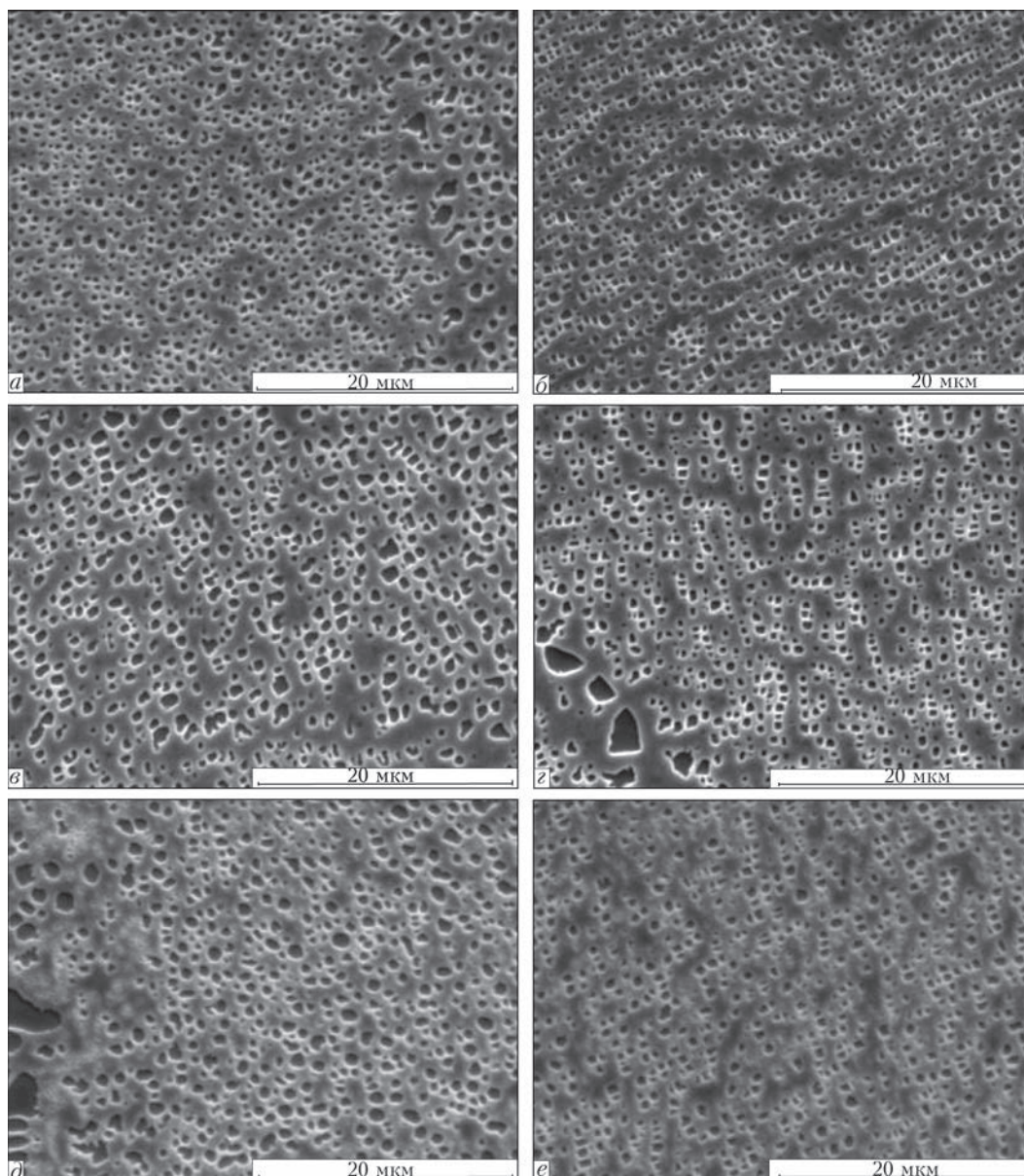


Рис. 2. $(\gamma + \gamma')$ -структура сплава IN 738 после эксплуатации на замке (а, б); пера (в, г) и после гомогенизации при 1120 °С (д, е)

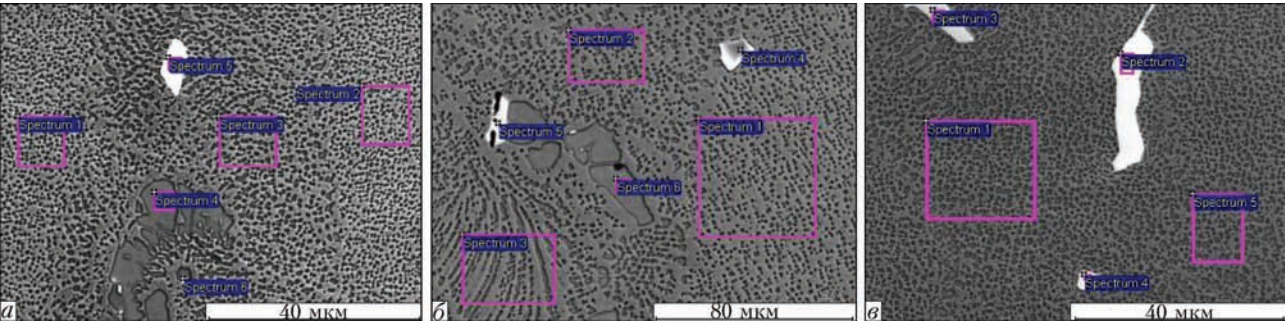


Рис. 3. Участки определения химического состава структурных составляющих сплава IN 738 после эксплуатации на замке (а); перо (б) и гомогенизации (в)

основной γ' -фазой (42...45 об. %), с выделениями карбидов MeC (на основе Ta, Ti, Nb) и пограничными карбидами $Me_{23}C_6$ (табл. 1, рис. 3). Обычно большинство карбидов в литой структуре соответствуют карбиду MeC, размер частиц которых составляет от 1 до 50 мкм с ярко выраженной неравномерной морфологией. Карбид TaC — основная стабильная карбидная фаза, формируемая при кристаллизации расплава. Частицы TaC практически нерастворимы в γ -твердом растворе, они выделяются преимущественно на большеугловых границах зерен, при этом их размер и количество (объемная доля) формируются на стадии гомогенизирующей термообработки. Формула этих карбидов следующая: $(Ti_{0,5}, Ta_{0,2}, Nb_{0,2}, W_{0,04}, Mo_{0,03}, Cr_{0,02})C$ [3].

После длительной эксплуатации они имеют достаточно грубую форму частиц от 6 до 30 мкм (табл. 1).

Условия литья определяют большое количество сегрегаций в виде островков (γ - γ')-эвтектики с грубой структурой γ' -фазы. Островки (γ - γ')-эвтектики имеют пластинчатую (ламеллярную) структуру с тонкими и непрерывными пластинками или рафтами (разориентированными бревенчатыми пластинами) γ' -фазы (рис. 1, 3, табл. 1). Данные элементы структуры, будучи уже сформированными, усиливают развитие неравномерной пластической деформации. В этой области доля механизма диффузионного «переползания» дислокаций больше, чем перемещение их через когерентные (полукogerентные) границы (γ'/γ)-фаз (механизм интерметаллидного упрочнения). Очевидно, что развитие (огрубление) γ' -фазы может приводить, как к снижению сопротивления высокотемпературной ползучести, так и к снижению способности к пластической деформации при комнатной температуре (γ - γ')-структуры сплава IN 738.

Т а б л и ц а 1. Химический состав основных составляющих сплава IN 738 после эксплуатации и гомогенизирующей термообработки, мас. %										
Spectrum	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W
После эксплуатации (замок) (рис. 3, а)										
Spectrum 1	3,41	2,25	2,91	18,32	9,01	58,55	0,42	2,10	1,03	1,99
Spectrum 2	3,25	2,49	2,95	17,82	8,72	59,27	0,45	1,78	0,95	2,32
Spectrum 3	3,22	2,76	3,48	17,09	9,04	59,89	0,71	1,82	0,66	1,32
Spectrum 4	2,45	4,90	8,63	3,42	5,24	72,13	0,89	0,66	1,69	—
Spectrum 5	18,53	—	24,67	0,87	0,34	2,36	25,88	3,33	22,68	1,35
Spectrum 6	7,13	2,51	15,54	2,98	3,36	45,19	10,05	0,88	12,37	—
После эксплуатации (перо) (рис. 3, б)										
Spectrum 1	3,35	2,65	2,98	17,69	9,10	60,97	0,25	1,73	0,65	0,62
Spectrum 2	3,25	2,79	2,93	17,14	8,78	59,29	0,61	1,96	0,74	2,50
Spectrum 3	4,20	2,63	3,53	17,19	9,02	60,05	0,33	1,86	0,84	0,34
Spectrum 4	10,28	—	48,75	1,26	—	1,96	6,8	1,51	25,17	4,28
Spectrum 5	20,25	—	21,72	0,69	—	2,89	25,24	1,60	23,48	4,13
Spectrum 6	2,45	4,97	7,77	3,28	4,86	72,18	0,67	0,15	2,50	1,16
После эксплуатации и гомогенизации при 1120 °С (2 ч) (рис. 3, в)										
Spectrum 1	2,43	2,74	3,32	16,75	8,91	59,30	0,69	2,01	1,35	2,51
Spectrum 2	14,44	—	22,19	0,94	0,51	2,77	12,47	2,12	38,21	6,34
Spectrum 3	17,11	—	23,46	1,76	0,76	4,20	23,73	3,11	22,68	3,20
Spectrum 4	14,87	—	22,54	0,91	0,77	3,18	16,12	2,62	35,03	3,96
Spectrum 5	3,12	2,52	3,05	17,13	9,0	60,04	0,38	1,91	1,27	1,58

После эксплуатации плотность и размер упрочняющей фазы в замковой (низкотемпературной) области немного меньше (рис. 2, а, б) по сравнению с пером, находящимся под большим температурным влиянием (рис. 2, в, г). По структуре видно, что существуют области регулярного выделения дисперсной γ' -фазы, области укрупненной приграничной γ' -фазы и $(\gamma + \gamma')$ -эвтектик. Кроме этого вблизи границ или вокруг частиц вторичных фаз (например карбидных) существуют области PFZ (precipitate free zone), т.е. зоны, свободные от частиц γ' -фазы и представляющие собой твердый раствор (рис. 2, г) [3].

Микротвердость базового материала пера лопатки после наработки составляла 4610 МПа (что соответствовало эксплуатационному старению), а в относительно холодной области хвостовика — 4140 МПа.

После эксплуатации для частичного растворения неравномерной и разноразмерной γ' -фазы и растворения вторичных карбидных фаз перед последующей наплавкой проводили гомогенизацию при 1120 °С в течение 2 ч. Результатом данной термообработки стало снижение микротвердости базового сплава по перу до 4110 МПа, т.е. фактически до значения микротвердости в состоянии перед эксплуатацией. В структуре уменьшилось количество карбидных выделений и общее количество $(\gamma + \gamma')$ -эвтектик. Также, наблюдали растворение карбидов типа $Me_{23}C_6$ и наглядное подрастворение упрочняющей тонкодисперсной γ' -фазы как по осям дендритных ячеек, так и вблизи PFZ и границ зерен (ячеек) (рис. 3, в, табл. 1). Ухудшение химической травимости шлифа также свидетельствовало о частичном растворении упрочняющей фазы (рис. 2, д, е).

Гомогенизация явилась первым этапом комплексной восстановительной термообработки сплава IN 738 после эксплуатации и перед последующей операцией наплавки/сварки [4].

Так как сплав IN 738 при суммарном содержании стабилизирующих γ -фаз у элементов $Al + Ti = 6,8$ мас. % относится к трудносвариваемым сплавам [5], т.е. восприимчивым к возникновению трещин дисперсионного твердения, то при кристаллизации или последующей термообработке существует повышенная вероятность образования кристаллизационных трещин как на линии сплавления, так и в ЗТВ. Следовательно выбор режимов ремонтной сварки/наплавки и присадочных материалов является важной материаловедческой задачей.

Первый этап исследований заключался в выборе присадочных материалов для наплавки и тер-

мообработки сплава. Рассматривали три системы присадочных проволок: IN 738, IN 625 и PWA 795 [6, 7].

Наплавку проводили на сегментах пера лопатки в двух сечениях: по торцу сегмента (вдоль стенки со стороны спинки) и в корыте сегмента (перпендикулярно оси Z лопатки), т.е. на каждом образце формировали по два наплавленных шва. Секционированные сегменты (рис. 4) со швами подвергали трем типам ВТО:

режим 1 — 1120 °С (2 ч) + наплавка + 1120 °С (2 ч) + 840 °С (15 ч);

режим 2 — 1120 °С (2 ч) + наплавка + 1120 °С (2 ч) + 1054 °С (2 ч) + 840 °С (15 ч);

режим 3 — 1120 °С (2 ч) + наплавка + 1054 °С (2 ч) + 840 °С (15 ч).

Наплавленные швы исследовали как после наплавки, так и после каждого из трех вариантов термообработки.

Проволоку из IN 738 применяли в качестве присадочной как материал, соответствующий основе лопатки. Для швов, наплавленных с применением IN 738, в исходном состоянии (после наплавки и шлифовки) и после трех типов термообработок характерным было наличие кристаллизационных

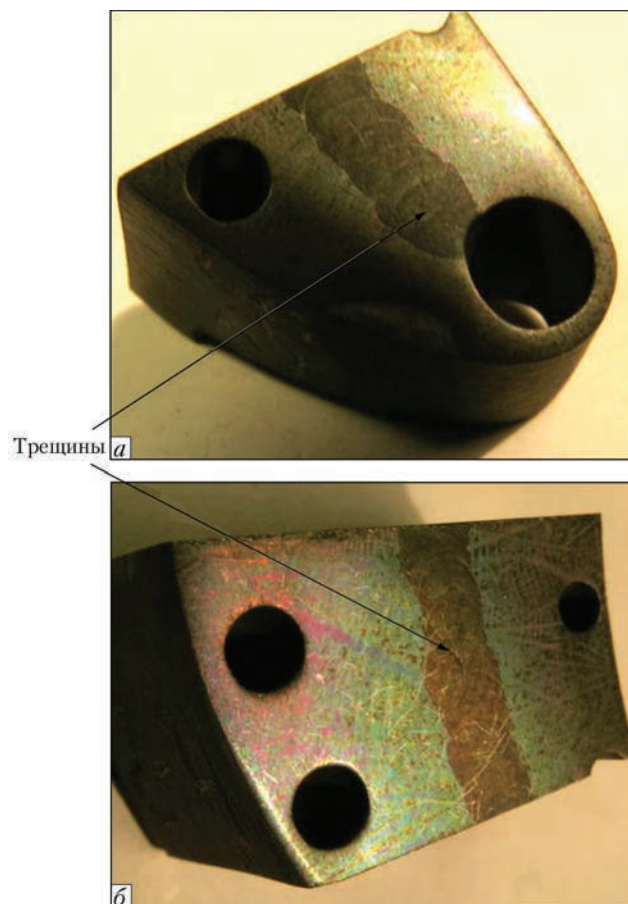


Рис. 4. Общий вид швов на сегменте лопатки из IN 738, наплавленных с применением присадочного материала IN 738: а — после наплавки; б — после ВТО по режиму 1

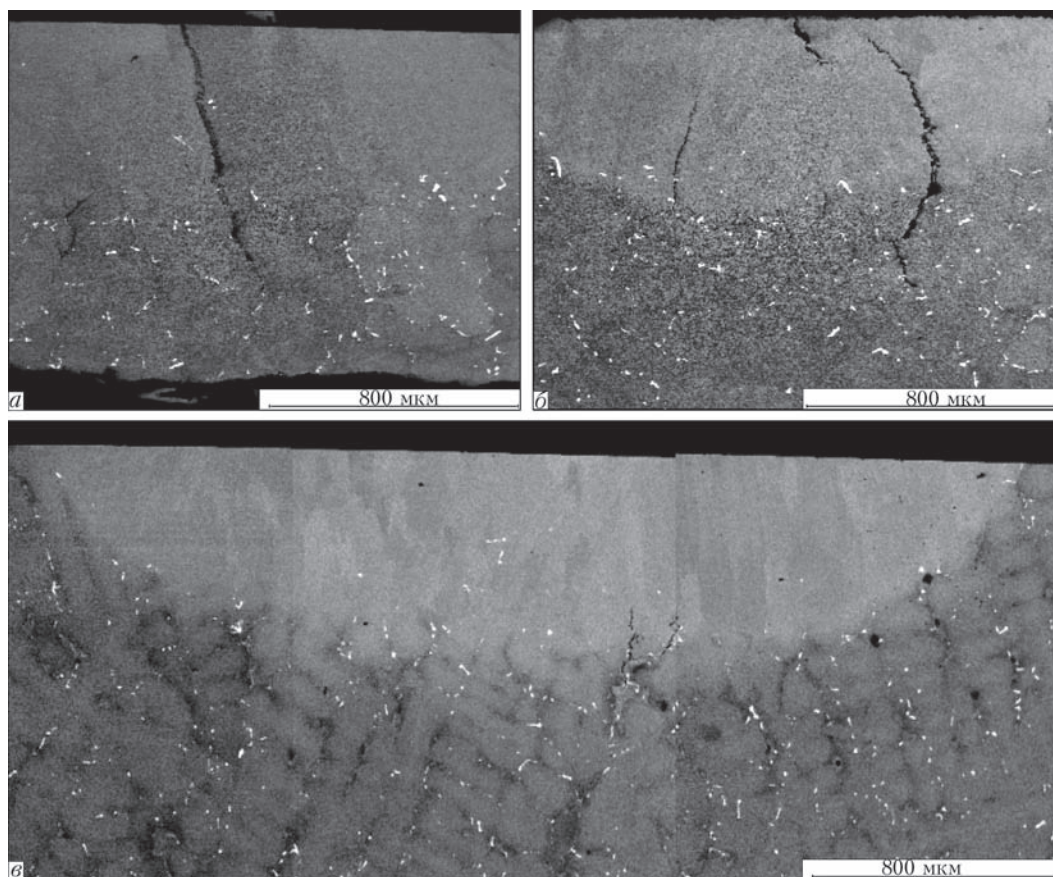


Рис. 5. Дефекты в швах, наплавленных на сплаве IN 738 присадочным материалом IN 738 после ВТО по режиму 1 (а); 2 (б); после наплавки (в)

трещин с частым выходом на поверхность шва. Данные дефекты определяли как визуальным, так и капиллярным контролем (рис. 4).

Вершины данных трещин находились в закристаллизовавшемся металле шва, в зоне сплавления или чаще всего в ЗТВ, а их устья — на поверхности шва с раскрытием 10...20 мкм и более (рис. 5). В основном они имели характерный для горячих и подсолидусных трещин магистральный межкристаллитный характер распространения. В большей степени трещины наблюдали на боковых швах, т. е. швах, сформированных в корыте перпендикулярно оси Z лопатки.

Ввиду того, что применяемый сплав IN 738 ликвационно неоднородный и в нем присутствуют в большом количестве $(\gamma + \gamma')$ -эвтектики, то при наличии в зоне сплавления и температуре плавления ~ 1200 °С возможно их оплавление (при большом энергозложении, характерном для высоколегированного сплава присадки в процессе наплавки). Следовательно, при последующей кристаллизации происходит формирование PFZ и пленочных карбидных фаз, по которым в дальнейшем и развиваются кристаллизационные трещины (рис. 5, в).

Наплавленный шов имел ячеисто-дендритную структуру и представлял собой твердый раствор с выделениями по границам ячеек тонких карбидных фаз типа MeC на основе Ti, Ta, Nb, W (рис. 6, а, табл. 2). После трех различных вариантов ВТО в поперечном сечении верхнего наплавленного шва кристаллизационные трещины визуализировались не везде. Швы, достаточно большие, широкие по площади, с плотной структурой (рис. 5).

Как известно, при наплавке/сварке в ЗТВ (в области основного металла, прилегающей непосредственно ко шву) протекают структурные изменения по схеме $\gamma + \gamma' \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$. Ширина данной зоны, в которой происходят фазовые превращения, отвечает размерам температурного интервала от полного растворения частиц γ' -фазы до начала плавления основного сплава (IN 738) и пропорционально зависит от степени легирования сплава [3]. После наплавки в этой зоне, прилегающей к линии сплавления (~ 100 мкм), полностью отсутствовала упрочняющая фаза (в том числе эвтектики) (рис. 7, а, в). А далее в основу она визуализировалась дискретно и больше всего в междендритных областях. Таким образом, наглядно подтвердилось воздействие температурных полей в процессе наплавки и кристаллизации на напла-

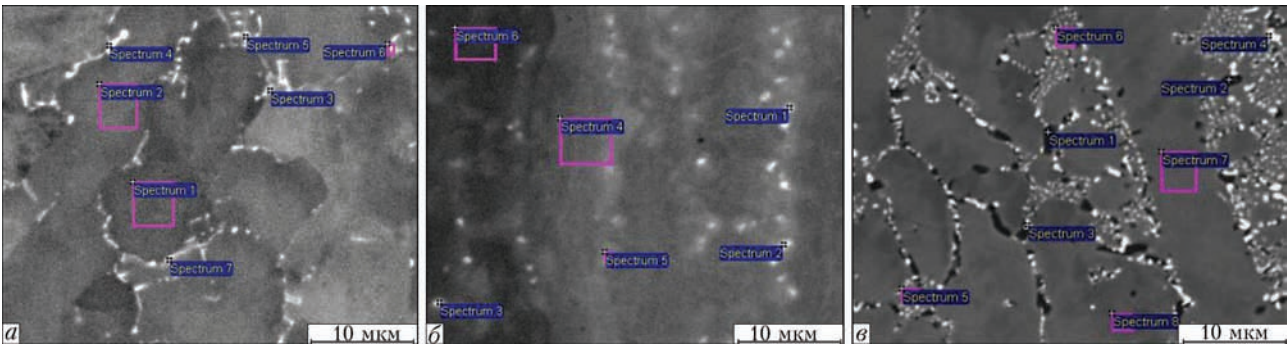


Рис. 6. Участки определения химического состава структурных составляющих закристаллизовавшегося металла швов, сформированных с применением различных присадочных материалов: а — IN 738; б — IN 625; в — PWA 795

ляемую основу, т.е. от линии сплавления температура снижается от 1200 °С (плавление эвтектики) до температуры солвус (полного растворения упрочняющей γ'-фазы) 1160...1175 °С и далее до температуры начала растворения упрочняющей фазы ~ 800 °С.

В результате каждого из трех вариантов термообработки материала лопатки, важным этапом которых является старение при 840 °С (15 ч), происходит выделение вторичной дисперсной упрочняющей γ'-фазы как в ЗТВ, так и в зоне сплавления и в самом шве (рис. 7, б, з, е). После ВТО γ'-фаза появилась даже в областях PFZ.

По типу формируемой структуры и значениям микротвердости наплавленного шва оптимальной ВТО оказалась термообработка по режиму 3 ввиду сохранения первичной упрочняющей γ'-фазы диаметром 1,0...1,2 мкм и выделения вторичной упрочняющей фазы (с размером частиц 0,3...0,6 мкм) с ее регулярным распределением и объемной долей 43 %, что влияет не только на долговечность жаропрочной системы шва, но и на увеличение пластичности материала (косвенным показателем может выступать микротвердость, т.е. снижение и равномерность ее значений по сечению).

Выбор в качестве присадочного материала для основы IN 738 сплава IN 625 определялся его вы-

Таблица 2. Химический состав основных составляющих закристаллизовавшегося металла швов, наплавленных на сплаве IN 738 различными присадочными материалами, мас. %												
Spectrum	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Y	Hf
После наплавки IN 738 (рис. 6, а)												
Spectrum 1	3,91	3,12	2,49	15,73	8,41	61,12	0,59	1,55	1,13	1,96	—	—
Spectrum 2	3,98	2,87	2,71	15,86	8,95	60,26	0,62	1,65	0,89	2,21	—	—
Spectrum 3	5,49	2,38	6,02	14,77	7,43	51,10	2,05	2,06	5,32	3,39	—	—
Spectrum 4	7,59	2,56	5,72	14,16	6,90	49,25	2,14	2,47	5,99	3,22	—	—
Spectrum 5	7,85	1,97	7,47	13,47	6,32	44,47	3,51	3,10	7,88	3,97	—	—
Spectrum 6	6,41	2,55	5,92	14,24	7,01	49,45	2,96	2,66	5,76	3,05	—	—
Spectrum 7	7,65	2,20	5,73	13,86	6,70	48,22	2,82	3,10	6,27	3,45	—	—
После наплавки IN 625 (рис. 6, б)												
Spectrum 1	12,38	0,74	6,30	11,93	2,09	33,52	17,85	6,86	5,62	2,71	—	—
Spectrum 2	12,64	0,75	4,77	13,40	2,58	39,16	16,22	6,28	4,20	—	—	—
Spectrum 3	8,69	0,84	5,33	13,71	2,68	38,80	17,50	7,33	3,43	1,68	—	—
Spectrum 4	3,79	1,49	1,83	18,91	4,37	60,56	2,13	5,24	0,75	0,91	—	—
Spectrum 5	6,08	1,38	2,09	17,81	3,79	58,23	3,60	5,70	0,68	0,65	—	—
Spectrum 6	3,21	1,60	1,30	19,18	4,55	64,09	1,29	4,77	—	—	—	—
После наплавки PWA 795 (рис. 6, в)												
Spectrum 1	5,85	13,14	1,52	8,32	21,02	43,99	0,19	0,41	1,55	1,86	—	2,15
Spectrum 2	4,64	10,82	2,00	9,26	21,88	40,30	—	—	3,49	3,13	0,58	3,91
Spectrum 3	10,30	2,56	4,50	8,17	14,09	16,58	2,48	0,95	18,06	4,85	—	17,46
Spectrum 4	4,44	4,87	2,58	12,19	23,37	30,62	—	—	6,68	3,39	1,27	10,59
Spectrum 5	5,10	3,69	1,58	16,91	32,10	27,70	—	0,52	4,56	6,64	—	1,19
Spectrum 6	5,01	3,12	2,07	17,16	30,97	28,89	—	0,61	5,28	5,43	—	1,47
Spectrum 7	4,13	3,30	0,96	18,39	33,09	30,84	—	0,72	0,84	7,47	—	0,26
Spectrum 8	4,78	3,22	0,84	19,28	35,68	28,08	—	—	0,42	6,79	—	—

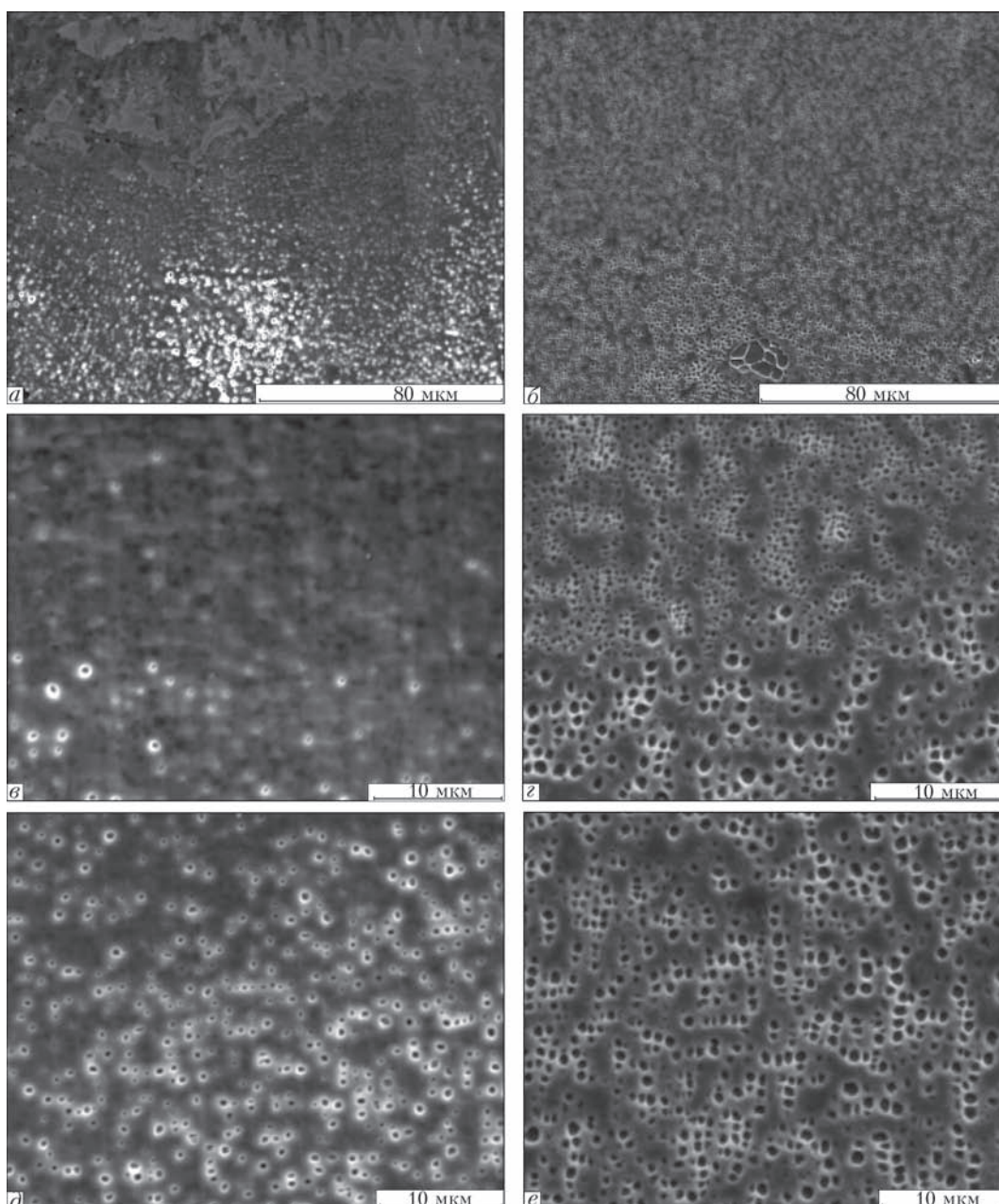


Рис. 7. $(\gamma + \gamma')$ -микроструктура ЗТВ шва, сформированного с применением присадки IN 738 после наплавки (а, в, д) и ВТО по режиму 1 (б, з, е)

соким сопротивлением усталости, прочностью на разрыв, удовлетворительным сопротивлением ползучести, стойкостью против окисления и коррозии до 950 °С, свариваемостью и технологичностью [7–9]. Сплав при достаточно высоком содержании хрома относится к коррозионностойким. Его химический состав следующий, мас. %: Ni–21Cr–1,0Co–9,0Mo–3,65Nb–0,4Al–0,4Ti–0,5Si–0,5Mn–0,05C. Легирование сплава IN 625 молибденом и ниобием обеспечивает его жаропрочность.

Применение присадочного материала в виде сварочной проволоки IN 625 позволило сформировать наплавленные швы без кристаллизационных трещин в области ЗТВ и сварного шва (рис. 8).

Единичная трещина длиной 20 мкм обнаружили в ЗТВ на боковом шве в состоянии после наплавки и механической обработки. Использование IN 625 с суммарным содержанием γ' -стабилизаторов (Al + Ti) $\leq 0,8$ % позволило формировать швы, исключая микротрещины, вызванные дисперсионным твердением.

Наплавленные швы имели ячеисто-дендритное строение с ориентацией кристаллитов к центру (рис. 8, а). Нижняя часть шва представляла собой закристаллизовавшийся основной металл, а верхняя (после механической шлифовки в размер) — смесь основного материала и IN 625 (табл. 2). Вторичные фазы в структуре данного закристаллизовавшегося металла находились в незначитель-

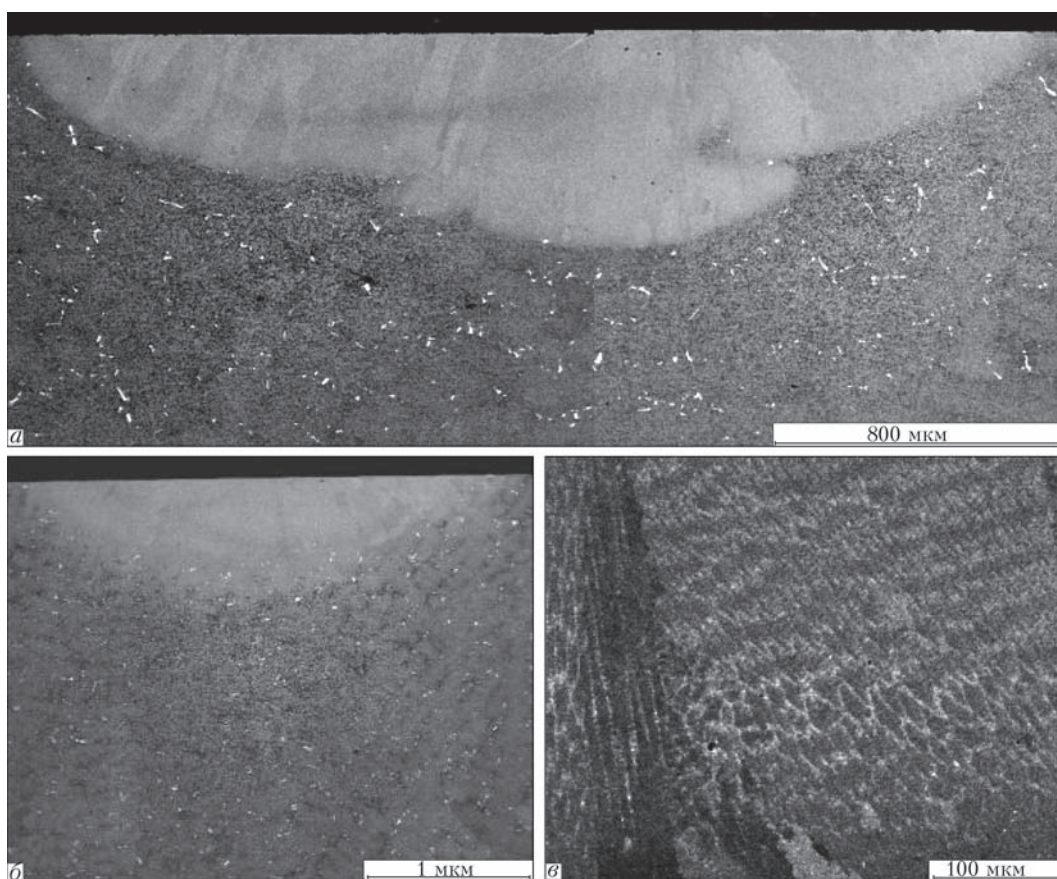


Рис. 8. Микроструктура швов, наплавленных на сплаве IN 738 присадочным материалом IN 625: а — после ВТО по режиму 3; б, в — после наплавки

ном количестве и представляли собой в основном карбиды типа MeC и Me_6C .

Использование IN 625 в качестве присадочной проволоки способствовало разбавлению высоколегированной сварочной ванны на основе IN 738 и уменьшению количества γ' -образующих элементов и вторичных фаз (при минимальном содержании углерода), снижая при этом гетерофазность металла наплавленного шва и обеспечивая сопротивление межкристаллитному разрушению.

Имея относительно невысокую твердость ($HRC = 25...30$), наплавка из сплава IN-625 технологична и легко обрабатывается. Соответственно, значения микротвердости закристаллизовавшихся швов также невысокие — 3490 МПа, что свидетельствует о гомогенности наплавленного материала.

Структуры и микротвердость различных областей сформированных наплавленных швов, полученных при использовании сплава IN 625, после сварки и различных режимов ВТО иллюстрировали процессы, протекающие на границе зоны сплавления. Растворение упрочняющей γ' -фазы при сварке и выделение ее заново из твердого раствора привели к объемным напряжениям в ЗТВ (рис. 9). Каждый из рассмотренных режимов ВТО способствовал выделению на границе зоны

сплавления и далее в ЗТВ упрочняющей γ' -фазы. В процессе гомогенизации при 1120 °С (2 ч) после сварки происходит дополнительное растворение дисперсной γ' -фазы, образовавшейся при кристаллизации. В результате последующих этапов ВТО наблюдали некоторую неоднородность по распределению и форме упрочняющей фазы в ЗТВ и частичную рекристаллизацию материала основы в ЗТВ. В случае трехстадийной послесварочной ВТО пограничная область вторичного выделения субдисперсной γ' -фазы составила 15 мкм. В ЗТВ упрочняющая фаза более равномерно распределилась и с большей плотностью, а ее оптимальный размер составил 0,8...1,2 мкм (рис. 9).

Ширина линии сплавления шва с повышенной микротвердостью (4500 МПа) незначительна для данного типа наплавки и не превышала 100 мкм. Ниже в ЗТВ микротвердость постепенно снижалась до уровня базового материала. При использовании проволок IN 738 и IN 625 большую микротвердость имел шов IN 738/IN 738 ввиду большей степени легирования металла шва γ' -образующими элементами. Следовательно, использование жаропрочных присадок способствует повышению жаропрочности и твердости швов при одновре-

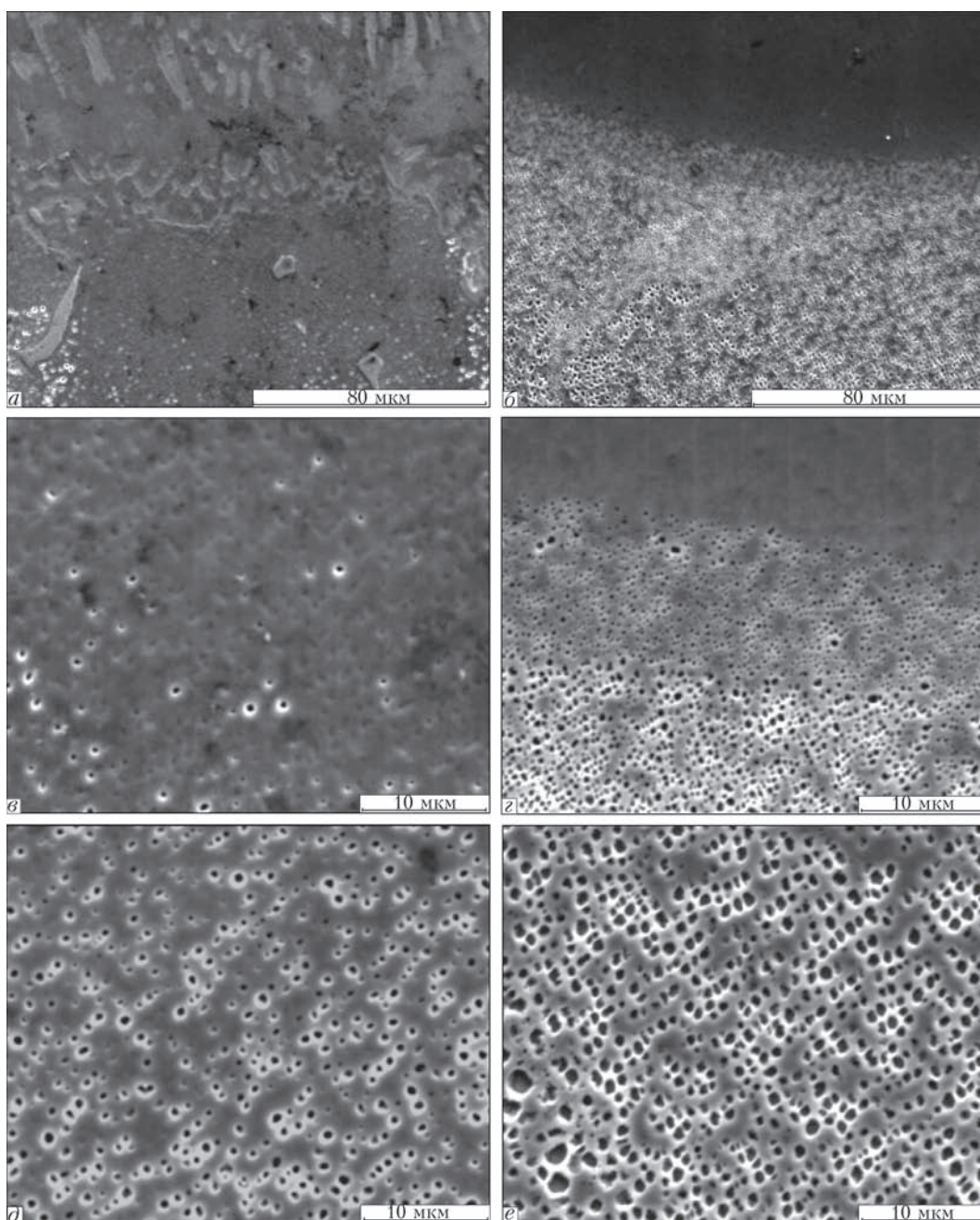


Рис. 9. $(\gamma + \gamma')$ -микроструктура ЗТВ шва, сформированного с применением присадки IN 625 после наплавки (а, в, д) и ВТО по режиму 3 (б, з, е)

менном снижении пластичности наплавляемого материала.

Применение в качестве присадки коррозионно-стойкого сплава IN 625 позволило получить удовлетворительную пластичность и технологичность формируемых швов, гарантируя при этом необходимое сопротивление коррозии и защиту от окисления, например, при восстановительном ремонте торцевой кромки рабочей лопатки [10].

Помимо рассмотренных выше наплавов с применением присадочных материалов на никелевой основе в работе использовали присадочную проволоку PWA 795 на кобальтовой основе, состав которой следующий, мас. %; Co–15Ni–20Cr–4,4Al–

8,7W–2,7Ta–1Hf–0,045Y–0,35C. Данный материал использовали ранее для наплавки монокристалльного сплава CMSX-4 и он оказался наиболее жаростойким по результатам высокотемпературных циклических испытаний [11]. Применение данного сплава на кобальтовой основе обеспечило минимальную скорость окисления наплавленного шва при температуре 1100 °С.

Сформированные на сегментах лопатки из IN 738 наплавленные швы имели достаточно плотную ячеисто-дендритную структуру с четкой межфазной границей наплавка/основа (рис. 10). Только в одном случае формирования шва на боковой поверхности с толщиной стенки 800 мкм

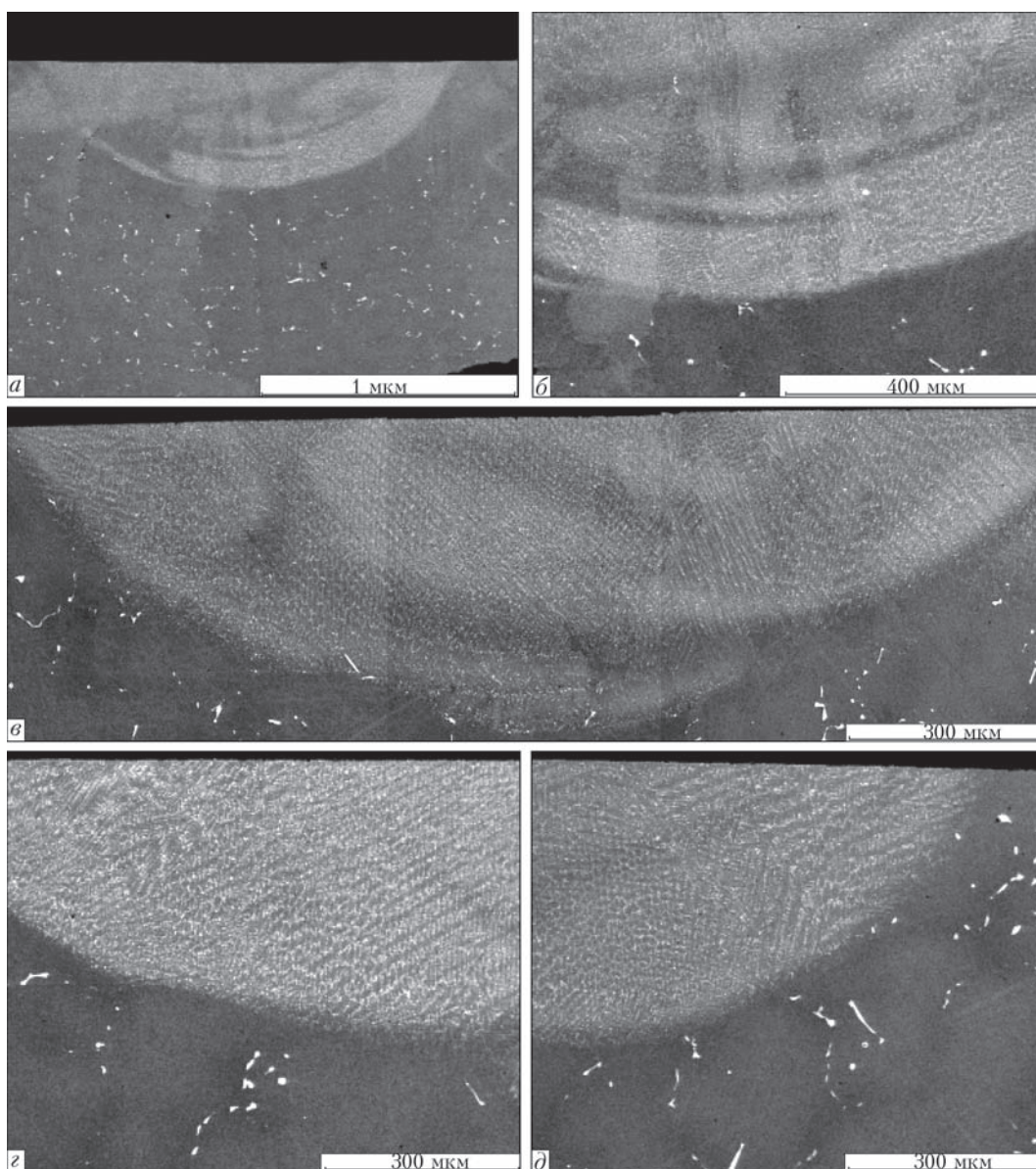


Рис. 10. Микроструктура шва, наплавленного на сплаве IN 738 присадочным материалом PWA 795 после наплавки (а, б); после ВТО по режиму 1 (в); 2 (с, д)

наблюдали трещину, устье которой выходило на внутреннюю поверхность лопатки. Природа ее не была установлена и она с большой вероятностью могла возникнуть в процессе эксплуатации и развиться далее в шов в процессе наплавки. Капиллярный контроль не обнаружил трещин, выходящих на поверхность наплавленных швов как в исходном состоянии, так и после трех типов ВТО.

Зона термического влияния после сварки была глубиной 200...300 мкм и в ней не наблюдали рекристаллизацию и рост зерен, а также отсутствовали легкоплавкие эвтектики, трещины или микропоры.

Структура металла шва после наплавки имела двухфазное строение: основной матричный γ -твердый раствор и сетка карбидных фаз, обрамляющих тонкие дендриты (рис. 11). При кри-

сталлизации из жидкой фазы выделяются карбиды типа MC на основе Hf, Ta, Zr и др. (рис. 6, в, табл. 2). В ходе последующей высокотемпературной термообработки в металле шва активно протекают диффузионные процессы, вызывающие частичное растворение вторичных упрочняющих фаз, в частности, карбидов MeC на основе Ta и Hf и трансформацию их в глобулярные дискретные формы. При высоком содержании углерода в сплаве PWA 795 (0,35 мас. %) он не оказывает никакого отрицательного воздействия на развитие диффузионных процессов на линии сплавления швов и формирование пограничных зон с повышенной микротвердостью, т.е. полностью расходуется на образование карбидов MeC. Образовавшиеся в металле шва стабильные карбиды (Ta, Hf, W)C являются основной упрочняющей фазой при

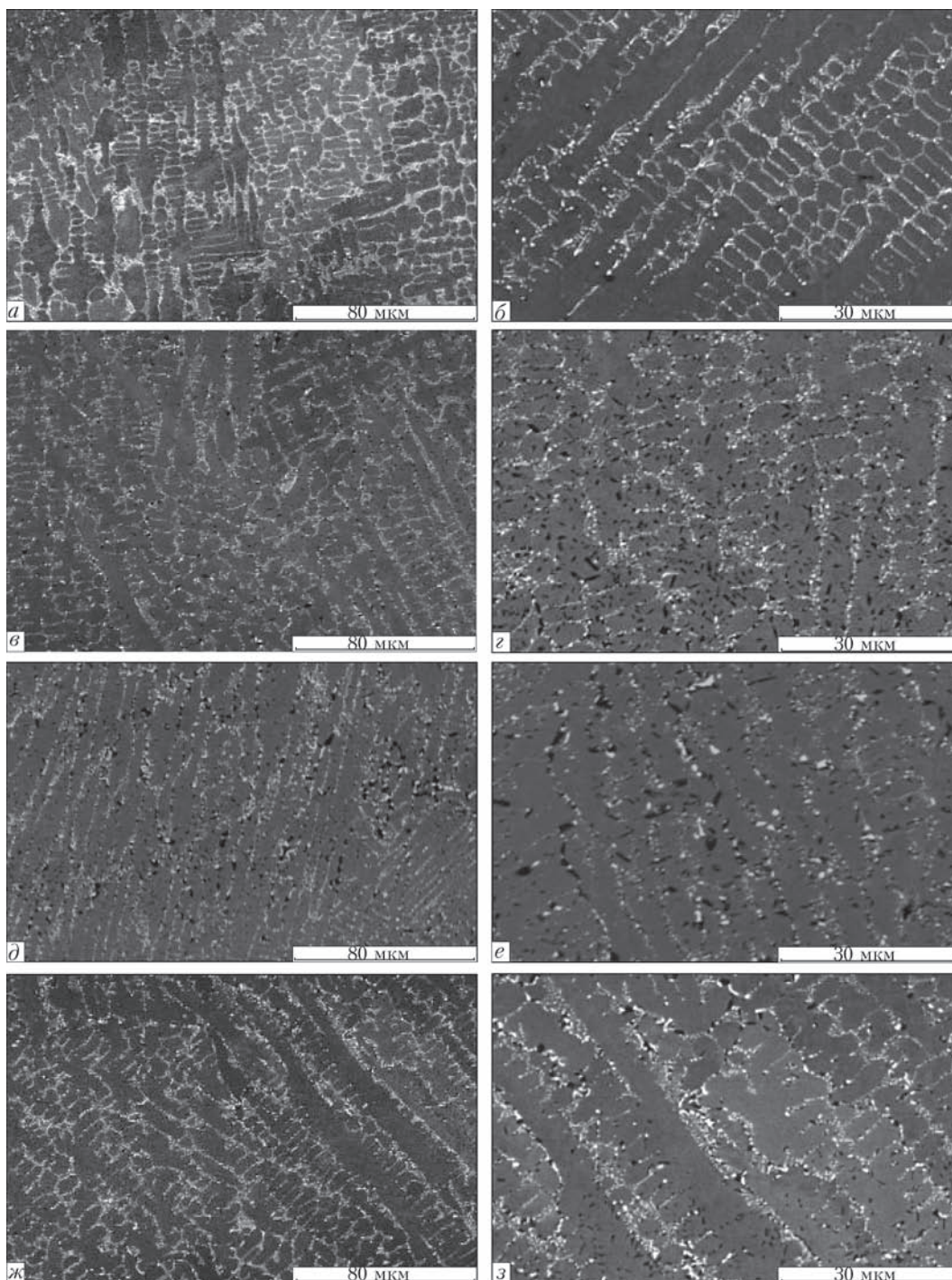


Рис. 11. Микроструктура металла шва, наплавленного на сплав IN 738 присадочным материалом PWA 795 после наплавки (а, б) и различных видов ВТО по режиму 1 (в, з); 2 (д, е); 3 (ж, з)

рабочих температурах до 1200 °С и выше. Выделяясь в самом зерне и по границам, они повышают термостабильность материала.

Кроме карбидообразующих элементов в составе PWA 795 присутствует алюминий (4,4 мас. %), который обеспечивает жаростойкость материала швов за счет формирования при повышенной температуре (выше 1000 °С) защитной пленки Al_2O_3 и образования жаростойкой интерметаллидной фазы β -(Ni,Co)Al. Данная фаза размером 0,5...0,7 мкм образуется в наплавляемом материа-

ле швов в процессе ВТО и является третьей основной их составляющей (рис. 11). Как определили экспериментально [12], β -фаза в кобальт-никелевой матрице достаточно стабильна при температурах до 1150 °С и обеспечивает жаростойкость формируемых швов. Таким образом, после различных режимов ВТО структура металла наплавки представляет трехфазную систему: матричный раствор на кобальт-никелевой основе, карбиды MeC и β -фаза (темно серого цвета) (рис. 6, в, рис. 11,

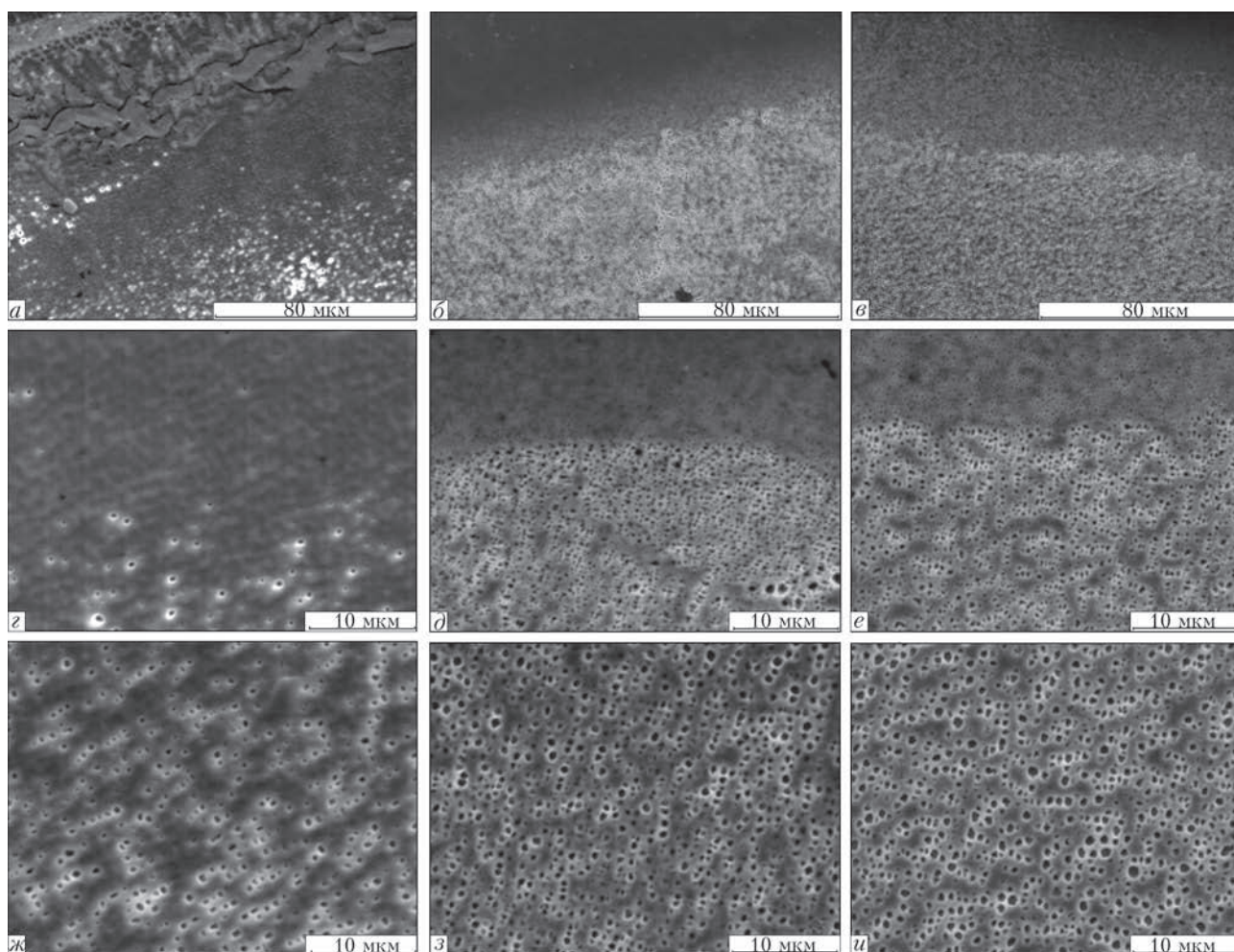


Рис. 12. $(\gamma + \gamma')$ -микроструктура металла ЗТВ шва, наплавленного с применением материала PWA 795 после наплавки (а, г, ж) и ВТО по режиму 1 (б, д, з) и 3 (в, е, и)

табл. 2). Вместе с тем алюминий и хром улучшают окислительную стойкость наплавки.

Непосредственно после наплавки под зоной сплавления в основе упрочняющая γ' -фаза не визуализируется на глубину 40...60 мкм, а далее она дискретно располагается в матрице в ЗТВ (рис. 12). При трех вариантах ВТО данная фаза подвыделяется в процессе старения в ЗТВ до 43...45 об. % (рис. 12). При применении в качестве наплавки материала PWA 795 данная фаза полностью отсутствует в шве и на линии сплавления. Легирующий комплекс присадочного материала PWA 795 (Co–Ni–Cr–Al–W), включая, в том числе иттрий, тантал, гафний, обеспечивает высокую термическую структурную стабильность в температурном интервале 800...1100 °С, т. к. при этом исключается фазовое превращение $\gamma \rightarrow \gamma'$ при охлаждении в интервале 900...700 °С. Именно такая фазовая трансформация связана с объемными изменениями (особенно с увеличением термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) материала), которые могут приводить к высоким термическим напряжениям, возникающим при ох-

лаждении на межфазной границе. Следовательно, присадочный материал PWA 795 предотвращает возникновение трещин дисперсионного твердения.

При рассмотрении тонкой $(\gamma + \gamma')$ -структуры металла ЗТВ после трех видов термообработки определили, что после высокотемпературной гомогенизации, наплавки и последующего старения в области, прилегающей к зоне сплавления, наблюдается рекристаллизация основы и существенная ликвационная структурная неоднородность. При двухстадийной термообработке по режиму 3 ВТО без дополнительной гомогенизации (1054 °С (2 ч) + 840 °С (15 ч)) сохранялась первичная упрочняющая γ' -фаза с размером частиц диаметром 0,8...1,0 мкм и выделялась вторичная упрочняющая фаза с размером частиц 0,2...0,5 мкм. Объемная доля регулярной упрочняющей фазы в ЗТВ и основе составила 43...44 % (рис. 12, в, е, и).

Структурные изменения в материале шва и в прилегающих зонах обычно находят отражение в изменении значений микротвердости. Так микротвердость шва, сформированного с применением

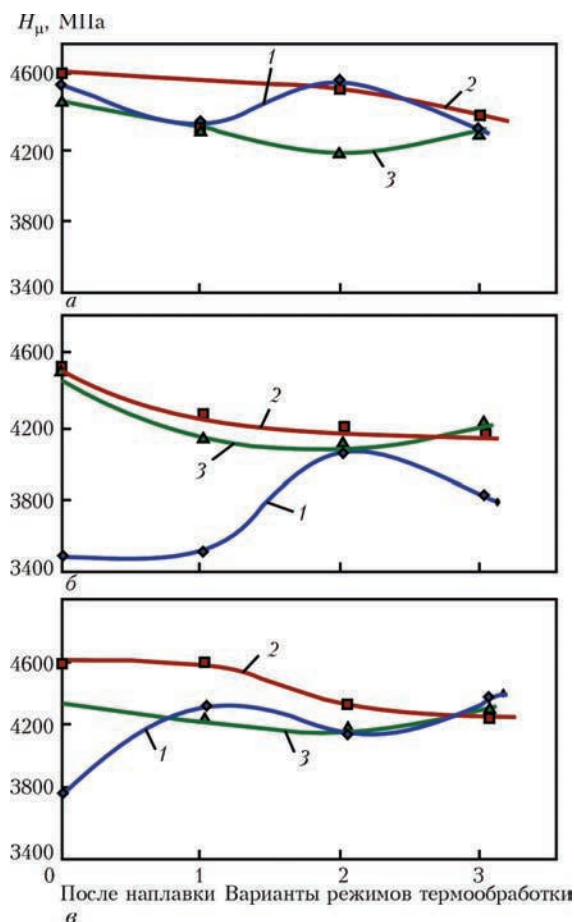


Рис. 13. Микротвердость материала шва (1), линии сплавления (2) и ЗТВ (3) при применении различных присадок после наплавки и различных вариантов термообработок: а — IN 738; б — IN 625; в — PWA 795

PWA 795, после наплавки достигала значения 3800 МПа. При последующих этапах гомогенизации и старения в металле шва активно протекают процессы растворения вторичных упрочняющих фаз, в том числе сетки карбидов MeC, с трансформацией их в глобулярные дискретные формы и выделением жаропрочной β -NiAl-фазы, что вызывает повышение микротвердости шва до 4350 МПа. Снижение микротвердости по линии сплавления объясняется снятием напряжений и выравниванием химического состава материала наплавки за счет диффузионных процессов на межфазной границе (рис. 13, в).

Растворение упрочняющей γ' -фазы при сварке и выделение ее заново из твердого раствора при кристаллизации приводит к объемным напряжениям на границе области сплавления и зоны перегрева в ЗТВ, что отражается в повышенных значениях H_V линии сплавления (рис. 13). Объемные и сварочные напряжения могут вызывать образование трещин в результате снижения релаксационной способности металла шва и ЗТВ протеканию пластической деформации. Вероятность образова-

ния трещин увеличивается с повышением количества γ' -образующих элементов и образования границ рекристаллизованных зерен. Таким образом, целесообразно применять для сварки/наплавки высоколегированных никелевых сплавов присадочные материалы с малым количеством стабилизаторов упрочняющей γ' -фазы и материалы на кобальт-никелевой основе.

Применение термообработки по упрощенному режиму 3 (двухстадийному) способствует снижению микротвердости материала линии сплавления и ЗТВ, а применение последующего двухстадийного старения уменьшает вероятность образования трещин в ЗТВ. После данного режима ВТО наблюдается формирование равнопрочного наплавленного шва, когда микротвердость основных зон шва имеет близкие значения (рис. 13).

При оценке качества швов, наплавленных в различных участках сегмента лопатки с применением трех присадочных материалов (примерно 4÷5 сечений для каждого), установлено, что все швы имели плотную структуру. Основным критерием качества швов является наличие кристаллизационных трещин как в металле шва, так и в ЗТВ. Установлено, что наибольшее количество трещин с выходом на поверхность швов обнаружено в случае применения в качестве присадочного материала сплава IN 738. Сплав IN 738 благодаря легирующему комплексу (Al + Ti) = 6,8 мас. % и физико-механическим характеристикам относится к категории трудносвариваемых сплавов и является более восприимчивым к возникновению трещин дисперсионного твердения, чем рассмотренные выше присадки. Поэтому он не приемлем для ремонта наплавкой деталей из одноименного сплава [13].

Наименьшее количество трещин обнаружено при использовании присадочного материала — никелевого сплава твердорастворного упрочнения IN 625. Формируемые швы имели минимальное количество дефектов после наплавки и полное их отсутствие после ВТО. IN 625 подходит для ремонта наплавкой/сваркой жаропрочных никелевых сплавов и обеспечивает жаростойкость ремонтных зон до температур не выше 950 °C [10, 11, 14].

Сплав PWA 795 на кобальтовой основе показал прекрасные результаты по формированию бездефектных швов, наплаваемых на сплав IN 738. Как было установлено ранее [11], данный сплав благодаря уникальному легирующему комплексу обеспечивает не только хорошие жаростойкие свойства при повышенных температурах (до 1150 °C), но также обеспечивает хорошие механические характеристики при эксплуатации. Использование кобальтовых присадочных материалов является

одним из механизмов предотвращения образования подсолнечных трещин (трещин дисперсионного твердения) в формируемых швах и ЗТВ на никелевых жаропрочных сплавах.

Сплавы IN 625 и PWA 795 можно рекомендовать для ремонта лопаток ГТД, а сплав PWA 795 — для ремонта наплавкой теплонагруженных зон (торцов пера) или зон эрозионного воздействия (полок). Рассмотренные присадочные материалы хорошо сочетаются с материалами защитных покрытий типа NiCoCrAlY или CoCrAlY и улучшают (в случае PWA 795) долговечность теплозащитных покрытий при длительных испытаниях [10, 12].

При рассмотрении трех вариантов восстановительной термообработки после процесса наплавки, как оптимальная была выбрана двухступенчатая термообработка по режиму 3. При данной термообработке при температуре высокотемпературного старения происходит некоторый рост первичных частиц и субдисперсных частиц γ' -фазы, что выделяются в ЗТВ во время охлаждения после наплавки. Выделение вторичной фазы размером 0,1...0,15 мкм приводит к повышению плотности дислокаций, увеличению прочности при снижении пластичности и вероятности образования трещин. Увеличение размера частиц γ' -фазы до 1...1,5 мкм в процессе старения дает возможность повышения пластичности материала, его релаксационной способности, снижения плотности дислокаций, что, в свою очередь, способствует повышению стойкости против образования трещин в ЗТВ.

При отсутствии гомогенизации после наплавки более в полном объеме сохраняется первичная γ' -фаза, а температура 1054 °C способствует растворению более крупных пограничных частиц и росту вторичных, что приводит к некоторому выравниванию по размеру γ' -фазы и увеличению объемной доли до 43...45 об. %.

Выводы

1. Жаропрочный никелевый сплав IN 738, используемый в качестве присадочного материала, как высоколегированный материал (Al + Ti = 6,8 %), по физико-механическим характеристикам относится к категории трудносвариваемых сплавов. Экспериментально подтверждено, что он более восприимчив к возникновению трещин дисперсионного твердения (как в исходном состоянии, так и после различных ВТО), чем остальные применяемые присадочные сплавы при ремонте рабочих лопаток, изготовленных из сплава IN 738.

2. Установлено, что сплав IN 625 является хорошим материалом для восстановления наплав-

кой/сваркой изделий из жаропрочных сплавов при температуре эксплуатации до 950 °C. При твердорастворном упрочнении данный сплав не склонен к образованию кристаллизационных трещин при сварке/наплавке.

3. Применение сплава PWA 795 как присадочного материала позволяет формировать качественные бездефектные швы с высокой плотностью. Легирующий комплекс кобальтового материала обеспечивает высокую жаростойкость ремонтных зон при высокой температуре (до 1150 °C). Сформированные с применением кобальтовых присадочных материалов швы не подвержены возникновению трещин вследствие дисперсионного твердения (подобно никелевым), возникающих в процессе кристаллизации.

4. Выбор присадок на основе кобальта оправдан тем, что основная упрочняющая фаза в них — карбидная, которая более стабильна, чем γ' -фаза (в никелевых сплавах) и растворяется в меньшей степени при повышенных температурах. Тантал и гафний связывают углерод (0,35 %) в карбидные фазы MeC и улучшают их морфологию, соответственно совершенствуя механизм карбидного упрочнения. Наличие алюминия и никеля в материале кобальтовой присадки способствует образованию в шве β -(Ni,Co)Al-фазы, обеспечивающей жаростойкость материала. Данные фазы сохраняются в большей части шва и после термоциклических испытаний, тем самым обеспечивая прочность и жаростойкость наплавленного материала.

5. В ходе исследований определено, что двухступенчатая термообработка по режиму 3 (1054 °C (2 ч) + 840 °C (15 ч)) обеспечивает необходимую жаропрочность как материалу ЗТВ швов, так и основе за счет формирования (γ + γ')-структуры регулярного типа с объемной долей частиц упрочняющей γ' -фазы (43...45 мас. %). Это обеспечивает при формировании качественных наплавленных швов достаточную долговечность восстановленных изделий.

1. Alloy IN-738. Technical Date. INCO, The International Nickel CoMPany INC, One New York Plaza, New York. — N.Y. — 10004.
2. Nejat A. Numerical investigation of clocking in a two-stage gas turbine / A. Nejat, H. Hamed / Energyequipysys. — 2013. — Vol. 1. — P. 91–97.
3. Thakur A. Microstructural responses of nickel base cast IN-738 to a variety of pre-weld heat-treatments / A. Thakur. — Diss., 1997. — 151.
4. Wangyao P. Effect of postweld heat treatments on TIG-welded microstructures of superalloy, IN-738 / P. Wangyao, W. Homkrajai, S. Asavavisithchai // Chiang Mai J. Sci. — 2009. — 36(3). — P. 320–330.
5. Восстановление монокристалльных рабочих лопаток с применением аргонодуговой наплавки и нанесения тепло-

- защитного покрытия. Часть I / А. Ф. Белявин, Д. А. Федотов, В. В. Куренкова [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2013. — № 1. — С. 49–57.
6. *Special metals*, welding products company, copyright special metals corportion, 2004, Publication Number SMC-01 1. www.specialmetals.com.
 7. *Special metals*, copyright special metals corportion, 2011. www.specialmetals.com/products/data/_625.html.
 8. Thamer Amin D. Mechanism of building-up deposited layer during electro-spark deposition / Amin D. Thamer, Mohammed H. Hafiz, Baha S. Mahdi // Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology. — 2012. — № 2. — P. 258–263.
 9. Yfhami Y. Welding repair of nickel based superalloys — Inconel 738 / Y. Yfhami, B. Maamache, B. Belkessa // Welding and NDT Center, Metallurgy and Mechanical Unit, Cheraga, Algiers. <https://library.csc.dz/media/articles/201504/WELDING-REPAIR...>
 10. Восстановление монокристалльных рабочих лопаток с применением аргонодуговой наплавки и нанесения теплозащитного покрытия. Часть 2 / А. Ф. Белявин, Д. А. Федотов, В.В. Куренкова [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2013. — № 2. — С. 48–54.
 11. Белявин А. Ф. Долговечность наплавленных ремонтных швов на никелевом жаропрочном сплаве CMSX-4 в условиях циклического окисления / А. Ф. Белявин, В. В. Куренкова, Д. А. Федотов // Автоматическая сварка. — 2014. — № 2. — С. 13–25.
 12. Белявин А. Ф. Термоциклическая долговечность теплозащитного покрытия на монокристалльной лопатке после восстановления торца пера наплавкой TIG / А. Ф. Белявин, В. В. Куренкова, Д. А. Федотов // Современная электрометаллургия. — 2015. — № 1. — С. 31–43.
 13. Bia G. Restoration of nickel-base turbine blade knife-edges with controlled laser aided additive manufacturing / G. Bia, A. Gasserb // Physics Procedia. — 2011. — № 12. — P. 402–409.

Inconel 738 (IN738) is a nickel dispersion-hardened heat-resistant alloy, which is successfully applied over many years as a basic material for blades of industrial gas turbines. Combination of the high-temperature strength and corrosion resistance are optimally suitable for the gas turbine components. The requirement in improvement of the efficiency in gas turbine units, as well as the growth in cost of production of the blades are the important factors leading to the need in development of repair technologies. However, in restoration of blades of Inconel 738 after long-term service by using surfacing/welding there is a very acute problem in appearance of defects in the form of crystalline cracks in the heat-affected zone (HAZ) of the formed welds. The work describes the method of repair by TIG-surfacing using different types of filler materials, namely alloys IN 738, IN 625, PWA 795. It is shown that the application of a low-alloy nickel alloy IN 625 and nickel-cobalt alloy PWA 795 provides the formation of defect-free surfaced welds with required characteristics using definite technological procedures. Optimization of the reduction heat-treatment after surfacing allows not only restoring the structure of the base material of the product, but also providing sufficient high-temperature strength and heat resistance to the welds being surfaced. Ref. 13, Tables 2, Figures 13.

Key words: gas turbine engines; TIG-surfacing; reduction heat treatment; crystalline crack; surface weld; heat-affected zone; liquation heterogeneity; microhardness; dispersion-strengthened material; high-temperature strength; heat resistance

Поступила 30.12.2015

ЛУЧШИЕ В МИРЕ ПРОИЗВОДИТЕЛИ СТАЛИ



Согласно последним статистическим данным, опубликованным Всемирной ассоциацией производителей стали, мировой выход сырой стали 66 стран, представивших данные Ассоциации, составил 135,720 млн. т в июне этого года. Ежемесячный выход оставался более или менее стабильным по сравнению с выходом в течение того же месяца прошлого года. Эти 66 стран произвели около 99 % от общего мирового производства сырой стали в 2015 г.

На основании этих данных подведены итоги за первое полугодие 2016 г. и сформирована десятка лучших производителей мира по объему выхода стали, тыс. т:

- | | | |
|-------------------|------------------------|---------------------|
| 1. Китай — 399560 | 5. Россия — 35180 | 8. Турция — 16491 |
| 2. Япония — 52040 | 6. Южная Корея — 33358 | 9. Бразилия — 14867 |
| 3. Индия — 46384 | 7. Германия — 21885 | 10. Украина — 12413 |
| 4. США — 40064 | | |

<http://www.azovpromstal.com/news/>

РЕГРЕССИОННЫЕ МОДЕЛИ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ КОРРОЗИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

С. В. Гайдук¹, В. В. Кононов¹, В. В. Куренкова²

¹Запорожский национальный технический университет.
69063, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64. E-mail: rector@zntu.edu.ua

²ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз».
03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: VKurenkova@patontt.com

Проанализированы и обработаны экспериментальные данные по высокотемпературной коррозионной стойкости широкого ряда отечественных и зарубежных литейных жаропрочных никелевых сплавов. Получены математические регрессионные модели для прогнозирующих расчетов средней скорости коррозии в температурном диапазоне 800...950 °С, что может быть использовано при многокритериальной оптимизации как в разработке новых перспективных сплавов, так и усовершенствовании составов известных промышленных сплавов. Библиогр. 15, табл. 3, ил. 3.

Ключевые слова: литейные жаропрочные никелевые сплавы; система легирования; параметр коррозии; средняя скорость коррозии; критическая температура; математическая регрессионная модель

Введение. Начальная температура газа на входе в энергетические газовые турбины составляет 960...1150 °С, а в авиационные достигает 1300 °С и более. Следовательно, для обеспечения надежной безаварийной работы газовой турбины материал лопаток и сами лопатки должны удовлетворять многим требованиям, а именно, противостоять действию как высоких температур, так и изгибных напряжений, циклическому изменению температур, растягивающих (центробежных), динамических вибрационных нагрузок, коррозионно-окислительному воздействию газовой среды и т. д.

Лопатки газотурбинных двигателей (ГТД) являются ответственными деталями сложной геометрической формы, которые в связи с высоким уровнем воздействующих температур и напряжений изготавливаются, в основном, из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС). ЖНС являются многокомпонентными гетерофазными системами, уровень температурной работоспособности и высокая термическая стабильность которых определяются комплексом термодинамических, кинетических и структурных факторов. В свою очередь структура и химический состав жаропрочных сплавов являются основными факторами, определяющими их свойства, такими как жаропрочность, пластичность, сопротивление усталости и другие. Поэтому получение оптимальной термически стабильной структуры для данного химического состава сплава является важным условием получения требуемых свойств и обеспечения повышенной работоспособности материала.

Однако при работе ГТД и взаимодействии изделий с газовой средой остро стоит проблема защиты от сульфидно-оксидной коррозии. Следовательно, возникает необходимость увеличения в составе сплавов количества хрома при достаточно высоком содержании γ' -стабилизирующих элементов таких как алюминий, титан, гафний, ниобий и тантал, которые способствуя образованию в матричном γ -твердом растворе достаточного количества упрочняющей γ' -фазы, обеспечивают не только жаропрочность системы, но и частичную защиту от окисления (например, алюминий).

Разработка новых литейных никелевых сплавов с высокими прочностными характеристиками при повышенной температуре эксплуатации направлена на поиск сбалансированных композиций, которые должны одновременно обеспечивать оптимальный уровень параметров коррозионной стойкости с повышенным уровнем жаропрочности, близким к жаропрочным не коррозионностойким никелевым сплавам авиационного назначения.

Иногда проблематично добиться одновременного улучшения всех характеристик сплава. Поэтому современный подход к разработке и усовершенствованию сплавов требует многокритериальной оптимизации с одновременным учетом многочисленных комплексных требований к их характеристикам, которые можно разделить на пять основных групп: термодинамические, структурно-фазовые, физические, механические и коррозионные [1–3].

До настоящего времени для определения параметров коррозионной стойкости жаропрочных

никелевых сплавов применяются трудоемкие экспериментальные методы, которые позволяют определять величину средней скорости коррозии и зависимость ее от температуры и химического состава [4–8]. Для прогнозирующих расчетов параметров коррозии сплавов используются различные формулы, а также многофакторные регрессионные уравнения (РУ), полученные методом множественного регрессионного анализа. Как показала практика, данный подход является перспективным, однако требует дальнейшего совершенствования [1–3]. Известно, что зависимость протекания коррозионных процессов от температуры описывается общим экспоненциальным уравнением $\bar{V}_q = V_0 \cdot \exp^{-Q/RT}$. Для сравнительной оценки коррозионной стойкости сплавов применяются различные многофакторные уравнения регрессии, а также формулы Льюиса и Рентца, которые используют хромовый эквивалент [4–8]. Так, в работах [4–7, 9] показано, что по параметру

коррозии $I_{\text{кк}} = \sqrt{C_{\text{Г}} (\text{Ti/Al})}$, который рассчитывается по содержанию хрома, титана и алюминия в составе сплава, возможно удовлетворительно оценивать высокотемпературную коррозионную стойкость ЖНС.

Основной целью данной работы является получение прогнозирующих регрессионных моделей (РМ), оптимально описывающих зависимость средней скорости коррозии сплава (V_q^t) от параметра коррозии ($I_{\text{кк}}$) в температурном диапазоне 800...950 °С, на основе обработки экспериментальных данных широкого ряда отечественных и зарубежных литейных ЖНС.

Анализ результатов. В данной работе приведены комплексные исследования по определению коррозионной стойкости сплавов с применением расчетно-аналитических методов в обработке экспериментальных данных. Составы 32-х литейных жаропрочных никелевых сплавов выбирали с по-

Таблица 1. Химический состав литейных ЖНС, мас. %																
Марка сплава	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	V	Re	Ru	Zr	B	
TMS-71	–	6,0	6,0	5,7	–	6,4	–	–	8,4	–	–	2,5	–	–	–	–
ЗМИ-3У	0,12	13,3	5,0	3,4	4,8	0,9	7,3	–	–	–	–	–	–	–	–	0,015
CMSX-10	–	2,0	3,0	5,7	0,2	0,4	5,0	0,1	8,0	0,03	–	6,0	–	–	–	–
ЖС32	0,15	5,0	9,0	6,0	–	1,0	8,3	1,5	4,0	–	–	4,0	–	–	–	0,015
ЖС6К	0,18	10,6	4,5	5,7	2,8	4,0	5,1	–	–	–	–	–	–	0,04	–	0,015
ЖС6У	0,16	8,8	9,8	5,6	2,4	1,8	10,3	1,0	–	–	–	–	–	0,04	–	0,025
ЖС26	0,15	4,9	9,0	5,9	1,0	1,1	11,7	1,6	–	–	1,0	–	–	–	–	0,015
ЗМИ-3У-М1*	0,05	11,5	5,0	3,6	4,5	0,8	7,0	–	4,0	–	–	–	–	–	–	0,008
ЧС70	0,09	15,8	10,7	2,8	4,6	2,0	5,5	0,2	–	–	–	–	–	0,05	–	0,02
ВЖМ-1	–	2,5	11,0	5,8	–	2,0	1,3	–	8,8	–	–	9,0	–	–	–	–
ВЖМ-4	0,008	2,5	6,0	6,0	–	4,0	4,0	–	4,5	–	–	6,5	4,0	–	–	0,004
ЖС3ЛС	0,09	16,0	5,0	2,7	2,7	4,0	4,0	–	–	–	–	–	–	0,015	–	0,015
ЖС3ЛС-М*	0,10	14,5	4,5	3,0	3,0	2,0	6,5	–	2,5	0,3	–	–	–	0,015	–	0,015
ЖС32Э	0,07	5,0	5,5	6,0	–	0,6	6,7	0,8	8,0	–	–	2,0	–	0,025	–	0,010
ВЖЛ12Э	0,18	9,4	9,0	5,4	4,5	3,1	1,4	0,75	–	–	0,75	–	–	0,020	–	0,011
CMSX-4	–	6,5	9,0	5,6	1,0	0,6	6,0	–	6,5	0,10	–	3,0	–	–	–	–
IN-939	0,15	22,5	19,0	1,9	3,7	–	2,0	1,0	1,4	–	–	–	–	0,100	–	0,010
GTD-111	0,10	14,0	9,5	3,0	5,0	1,5	4,0	–	3,0	0,15	–	–	–	0,030	–	0,010
IN-738	0,10	16,0	8,5	3,4	3,4	1,75	2,6	0,9	1,75	–	–	–	–	0,050	–	0,010
U-500	0,07	18,0	19,0	3,0	3,0	4,2	–	–	–	–	–	–	–	0,05	–	0,007
U-700	0,06	15,5	17,0	4,7	3,5	5,0	–	–	–	–	–	–	–	0,02	–	0,030
Rene N5	0,05	7,0	7,5	6,2	–	1,5	5,0	–	6,6	0,15	–	3,0	–	–	–	0,004
Rene N6	0,05	4,2	12,5	5,75	–	1,4	6,0	–	7,2	0,15	–	5,4	–	–	–	0,004
CM186LC	0,07	6,0	9,0	5,7	0,7	0,5	8,0	–	3,0	1,4	–	3,0	–	0,005	–	0,015
CM247LC	0,07	8,1	9,2	5,6	0,7	0,5	9,5	–	3,2	1,4	–	–	–	0,015	–	0,015
Rene 80	0,17	14,0	9,5	3,0	5,0	4,0	4,0	–	–	–	–	–	–	0,030	–	0,015
PWA 1422	0,14	9,0	10,0	5,0	2,0	–	12,0	1,0	–	1,5	–	–	–	0,050	–	0,015
PWA 1480	–	10,0	5,0	5,0	1,5	–	4,0	–	12,0	–	–	–	–	–	–	–
ЖСКС-1	0,10	14,0	9,0	4,0	4,0	2,0	4,0	1,0	0,5	–	–	–	–	–	–	0,015
ЖСКС-2	–	13,5	9,5	4,1	3,8	2,0	4,1	–	2,0	–	–	1,0	–	–	–	–
CMSX-11B	0,002	12,5	7,0	3,6	4,2	0,5	5,6	0,01	5,0	0,004	–	–	–	0,001	–	0,002
CMSX-11C	0,002	14,9	3,0	3,4	4,2	0,4	4,5	0,01	5,0	0,004	–	–	–	0,001	–	0,002

*Сплавы ЗМИ-3У-М1 и ЖС3ЛС-М разработаны в ЗНТУ и внедрены в промышленное производство на ЗМКБ «Ивченко-Прогресс» и АО «Мотор Сич».

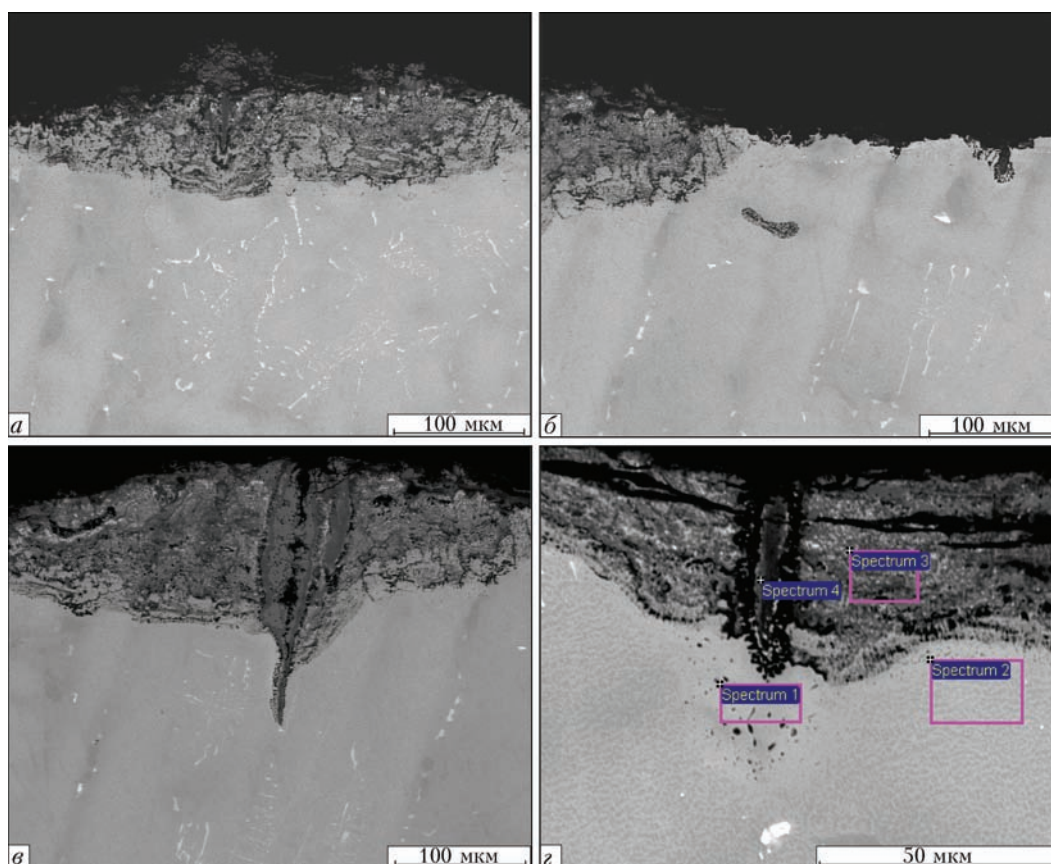


Рис. 1. Коррозионные повреждения материала сопловой лопатки из сплава ЖС6У: а–в — различные участки поверхностных коррозионных повреждений; г — зоны проведения энергодисперсионного анализа продуктов коррозии

зиций достоверного экспериментального определения их химического состава и коррозионных характеристик в зависимости от уровня, характера и степени легирования [4–14]. Выбор обуславливался еще и тем, что сплавы от 1-го до 5-го поколений охватывают широкую область систем легирования по основным элементам (Cr, Al, Ti, Co, W, Mo, Nb) и дополнительным легирующим (Ta, Hf, Re, Ru и т. д.) [4–6, 8–14] (табл. 1).

Как известно, уровень высокотемпературной коррозионной стойкости ЖНС определяется, в первую очередь, температурой и его химическим составом (который характеризуется $P_{\text{жс}}$). Для каждого сплава этот параметр индивидуальный и определяет характер коррозионных процессов, которые могут протекать как по низко-, так и по высокотемпературному механизму при длительном воздействии температуры и окислительно-коррозионной среды. Такие активные элементы, как

S, Na, Cl, V, Zn и др., присутствующие в газовой среде, оказывают наиболее агрессивное коррозионное воздействие на компоненты ГТД в процессе эксплуатации.

Обычно вначале влияния окислительной среды при повышенной температуре на поверхности базового металла образуется только оксидная пленка, так как активность кислорода на границе среды и металла выше активности серы. Такая начальная пленка оказывает большее защитное действие, чем последующая, состоящая в основном из шпинелей основных легирующих компонентов сплава (рис. 1, табл. 2). Именно после ее растрескивания и скалывания происходит локальное окисление и деградация основы с проникновением в нее серы или других коррозионно-активных элементов. Слой продуктов коррозии, как правило, имеет достаточно сложный состав, состоящий из различного типа оксидов и сульфидов. Данный слой, как

Т а б л и ц а 2. Химический состав структурных составляющих продуктов коррозии и базового сплава ЖС6У, мас. % (рис. 1, г)

Spectrum	O	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W
Spectrum 1	—	1,98	0,36	1,982	4,31	80,93	0,25	2,89	7,35
Spectrum 2	—	4,46	1,64	7,91	10,41	63,80	0,58	1,51	9,69
Spectrum 3	30,44	6,23	2,63	10,78	5,38	30,44	0,92	2,05	11,13
Spectrum 4	37,60	1,05	13,55	22,72	—	4,94	17,1	0,99	2,05

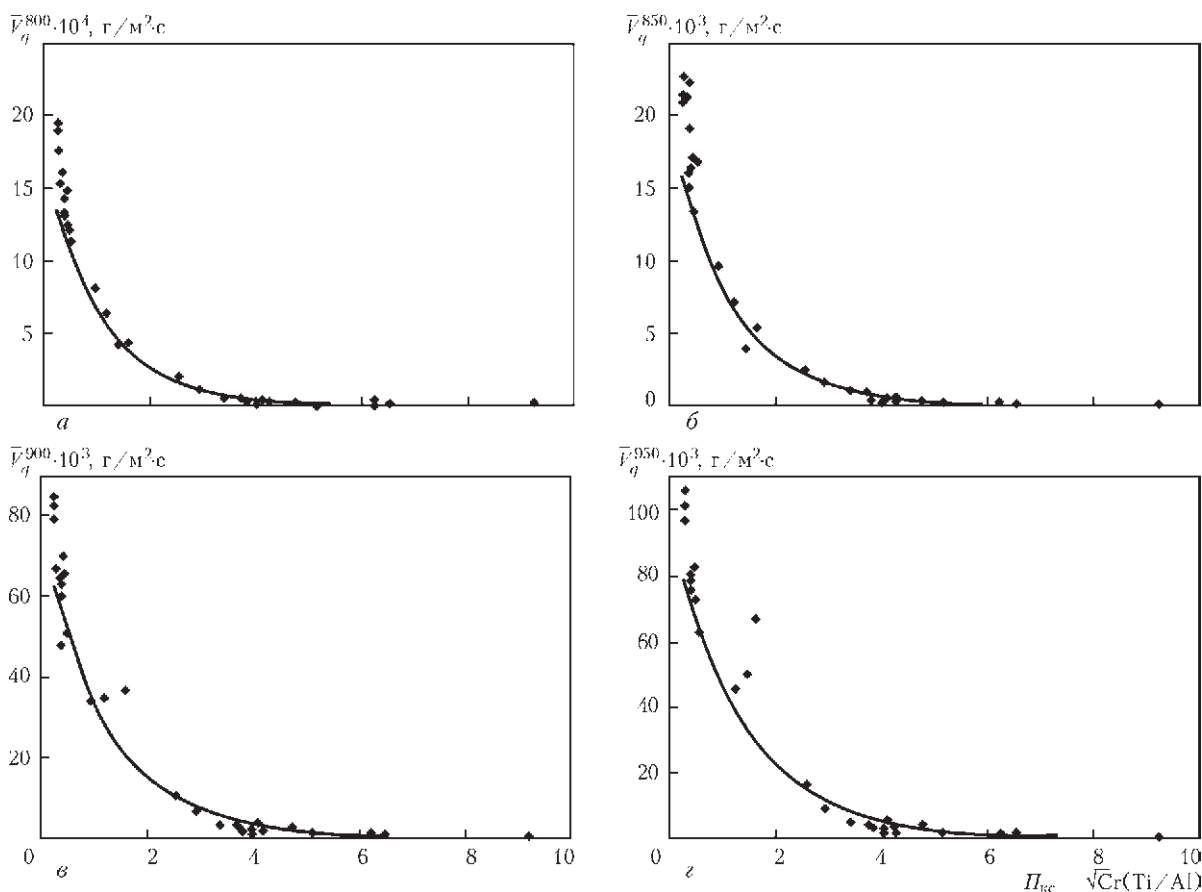


Рис. 2. Зависимость $\bar{V}_q^t$ литейных ЖНС от Π_{kc} при различных температурах, °C: а — 800; б — 850; в — 900; з — 950

и первичные оксидные пленки, обычно оказывает тормозящее действие на химические реакции, приводящие к разрушению металла. На рис. 1 отражено состояние поверхности базового металла (сплава ЖС6У) направляющей лопатки после эксплуатации в авиационном двигателе. Как видно, продукты коррозии представляют в основном окислы и шпинели алюминия, хрома, никеля и др.

На основе проведенных исследований для температур 800, 850, 900 и 950 °C получены математические регрессионные модели для пяти поколений литейных ЖНС, которые имеют вид аппроксимирующих экспоненциальных кривых. Так для температуры испытаний 850 °C кривая описывается уравнением $\bar{V}_q^{850} \cdot 10^3 = 27,645 \exp^{-0,8792 \Pi_{kc}}$ (рис. 2, б). Соответственно, чем ниже значение Π_{kc} , тем выше $\bar{V}_q^t$ сплавов.

Результаты комплексных исследований коррозионной стойкости показали, что в литейных ЖНС с увеличением значения параметра коррозии Π_{kc} , наблюдается снижение $\bar{V}_q^t$ при температурах 800, 850, 900 и 950 °C по экспоненциальному закону (рис. 2, а–з).

Параметр Π_{kc} является одним из наиболее ответственных и оптимизируемых параметров сплава, отвечающего за сопротивление высоко-

температурной коррозии. Анализ полученных математических моделей показывает, что к элементам, эффективно снижающим скорость коррозии, относятся хром и титан (рис. 2). Однако следует отметить, что на снижение средней скорости коррозии, особенно при температурах выше 900 °C, не менее активное и положительное влияние оказывает тантал [10–15].

Величина Π_{kc} зависит от химического состава и определяет температурную зависимость $\bar{V}_q^t$ и эксплуатационные возможности сплава. Таким образом, параметр коррозии является важной характеристикой для литейных ЖНС, поскольку определяет диапазон рабочих температур, при которых обеспечивается необходимая надежность работы ответственных деталей горячего тракта газотурбинных установок (ГТУ) разного назначения при длительной эксплуатации в агрессивных средах. В связи с этим при разработке перспективных сплавов и усовершенствовании известных промышленных следует обеспечивать необходимую величину параметра коррозии.

В результате обработки экспериментальных данных широкого ряда литейных ЖНС, полученных в синтетической золе, имитирующей продукты сгорания газотурбинного топлива составом,

Таблица 3. Значения критических температур перехода к ускоренной высокотемпературной сульфидно-оксидной коррозии

Марка сплава	Значения критических температур, $t_{кр}$, °C		
	Расчет по РУ (1)	Расчет по РМ	Эксперимент
ЖС6К	717	723	725 [4]
ЖС6У	708	712	700 [4]
ЗМИ-ЗУ	751	852	~ 850 [4]
ЗМИ-ЗУ-М1	740	829	840
ЧС-70 (ЗМИ-2)	755	881	~ 850 [4]
ЖСЗЛС	744	830	825 [7]
ЖСЗЛС-М	741	817	820
In 738	754	823	860 [7]

мас. %: Na_2SO_4 –66,2; Fe_2O_3 –20,4; NiO –8,3; CaO –3,3; V_2O_5 –1,8 при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °C в течение 200 ч, расчетно-аналитическими методами получены аппроксимирующие математические модели, которые имеют следующий вид:

$$\bar{V}_q^{800} \cdot 10^4 = 17,076 \exp^{-0,9364\Pi_{\text{к}}} \text{ с } R^2 = 0,9187 \text{ (рис. 2, а);}$$

$$\bar{V}_q^{850} \cdot 10^3 = 27,645 \exp^{-0,8792\Pi_{\text{к}}} \text{ с } R^2 = 0,9123 \text{ (рис. 2, б);}$$

$$\bar{V}_q^{900} \cdot 10^3 = 76,395 \exp^{-0,8034\Pi_{\text{к}}} \text{ с } R^2 = 0,9374 \text{ (рис. 2, в);}$$

$$\bar{V}_q^{950} \cdot 10^3 = 94,478 \exp^{-0,7229\Pi_{\text{к}}} \text{ с } R^2 = 0,9293 \text{ (рис. 2, г),}$$

где R^2 — коэффициент детерминированности.

Учитывая высокие коэффициенты детерминированности (R^2) математических моделей и низкий уровень ошибки между прогнозируемыми и экспериментально установленными значениями средней скорости коррозии $\bar{V}_q^t$ по параметру коррозии ($\Pi_{\text{к}}$) сплавов, можно сделать вывод о том, что полученные математические регрессионные модели универсальны и могут применяться для широкого ряда литейных жаропрочных никелевых сплавов с различными системами легирования. Исследования показали, что в температурном диапазоне 800...950 °C полученные математические модели позволяют достоверно прогнозировать $\bar{V}_q^t$ по параметру $\Pi_{\text{к}}$.

Следует отметить, что для каждого сплава коррозионные параметры являются индивидуальными, как и критические температуры, которые в конечном итоге и определяют скорость и механизм высокотемпературного коррозионного повреждения или разрушения сплавов в коррозионной среде.

Также важным параметром, позволяющим оценивать стойкость ЖНС к высокотемпературной сульфидно-оксидной коррозии, является критиче-

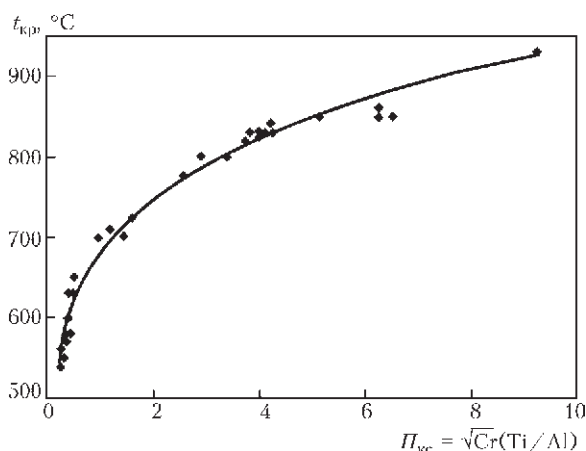


Рис. 3. Зависимость $t_{кр}$ литейных ЖНС от $\Pi_{\text{к}}$ для различных типов сплавов; аппроксимирующая степенная кривая $t_{кр} = 677,22\Pi_{\text{к}}^{0,1405}$ при $R^2 = 0,9806$

ская температура перехода от медленно протекающей низкотемпературной коррозии к ускоренной (катастрофической) высокотемпературной [4, 7, 8, 13, 15]. В табл. 3 приведены значения критических температур ($t_{кр}$), рассчитанные по регрессионному уравнению $t_{кр} = 651,95 + 4,90C_{\text{Cr}} + 8,19C_{\text{Ti}} - 0,49C_{\text{Al}} - 1,52C_{\text{Mo}} - 0,30C_{\text{W}}$ [4] и полученной регрессионной модели (РМ) (рис. 3), в сравнении с экспериментальными данными для различных типов сплавов.

Видно, что с повышением величины $\Pi_{\text{к}}$ увеличивается значение критической температуры $t_{кр}$, при которой коррозионные процессы в сплавах начинают протекать по высокотемпературному механизму. Сравнительные расчетные исследования показали, что лучшими прогнозируемыми свойствами, в сравнении с данными регрессионного уравнения, обладает полученная математическая регрессионная модель. В сравнении с экспериментальными данными РМ является более адекватной и универсальной для широкого ряда литейных жаропрочных никелевых сплавов.

Из рис. 2 и 3 видно, что для обеспечения необходимого уровня средней скорости коррозии $\bar{V}_q^t$, величина параметра коррозии должна быть не ниже $\Pi_{\text{к}} \geq 3,0$, что обеспечивает значение $t_{кр} \geq 800$ °C.

Таким образом, полученные математические регрессионные модели позволяют с высокой степенью достоверности рассчитывать среднюю скорость коррозии в диапазоне температур 800...950 °C, а также значения критических температур. При многокритериальной оптимизации данный подход наиболее приемлем как для разработки перспективных новых составов, так и усовершенствования химических составов широкого ряда существующих промышленных литейных ЖНС.

Выводы

1. Для широкого ряда литейных жаропрочных никелевых сплавов получены расчетные аппроксимирующие регрессионные модели экспоненциального вида, которые позволяют с высокой степенью достоверности прогнозировать среднюю скорость коррозии ($\bar{V}_q^t$) при температурах 800, 850, 900 и 950 °C по параметру $P_{\text{кк}}$, рассчитанному по химическому составу конкретного сплава.

2. Для расчета критической температуры ($t_{\text{кр}}$) по параметру коррозии ($P_{\text{кк}}$) получена аппроксимирующая степенная регрессионная модель для широкого ряда литейных жаропрочных никелевых сплавов.

3. Установлено, что для обеспечения необходимых коррозионных параметров при разработке новых сплавов, значение критической температуры ($t_{\text{кр}}$) должно быть не ниже 800 °C, а величина параметра коррозии ($P_{\text{кк}}$) — не меньше 3,0.

4. Для разработанных литейных коррозионностойких никелевых сплавов ЗМИ-3У-М1 и ЖСЗЛС-М с улучшенными прочностными характеристиками по полученным регрессионным моделям проведены прогнозирующие расчеты по оптимизируемым параметрам коррозионной стойкости значений $\bar{V}_q^t$ и $t_{\text{кр}}$. Расчетные результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными, полученными на тестовых плавках.

1. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть I / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. — 2014. — № 5. — С. 3–9.
2. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть II / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Там же. — 2014. — № 6. — С. 3–10.
3. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть III / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Там же. — 2014. — № 7. — С. 3–11.
4. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / В. И. Никитин. — Л.: Машиностроение, 1987. — 272 с.

5. Жаропрочные сплавы для газовых турбин: мат. междунар. конф. / Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер [и др.]; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Металлургия, 1981. — 480 с.
6. Симс Ч. Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель; пер. с англ.: в 2-х кн.: под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Металлургия, 1995. — 384 с.
7. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, Санчугоев Е. Л., А. Г. Андриенко. — Запорож. машиностр. ин-т, 1990. — 56 с. — (Препринт / КИЕВ УМК ВО; ЗМИ 1990).
8. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин / Л. Б. Гецов // Рыбинск: ООО Издательский дом «Газотурбинные технологии». — 2010. — Кн. 1. — 611 с.
9. Никитин В. И. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива / В. И. Никитин, М. Б. Ревзюк, И. П. Комисарова // Тр. ЦКТИ им. И. И. Ползунова. — Л., 1978. — Вып. 158. — С. 71–74.
10. Жуков А. А. Оценка эксплуатационной пригодности жаропрочных сплавов для ГТД и ГТУ / А. А. Жуков, О. А. Смирнова // Авиационно-космическая техника и технология. — 2005. — № 10 (26). — С. 60–66.
11. Оценка влияния тантала на высокотемпературную коррозионную стойкость монокристаллов никелевых сплавов / А. Г. Андриенко, С. В. Гайдук, Ю. М. Федорченко [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2005. — № 1. — С. 61–64.
12. Высокотемпературная коррозия монокристаллов никелевых сплавов, содержащих тантал / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, Ю. М. Федорченко [и др.] // Вестник двигателестроения. — 2007. — № 1. — С. 150–154.
13. Беликов С. Б. Исследование влияния концентраций молибдена, вольфрама и тантала на сопротивление локальному коррозионному разрушению никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Там же. — 2003. — № 1. — С. 162–165.
14. Исследование влияния соотношения тантала к рению на высокотемпературную коррозионную стойкость жаропрочного никелевого сплава ЖС-32 / А. Г. Андриенко, С. В. Гайдук, В. В. Кононов, И. С. Малащенко // Современная электрометаллургия. — 2009. — № 4. — С. 36–39.
15. Гайдук С. В. Оценка влияния тантала в сплаве ЗМИ-3У на сопротивление отдельных фаз ускоренному коррозионному проникновению / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2010. — № 1. — С. 39–44.

Experimental data on high-temperature corrosion resistance of a wide range of the national and foreign casting heat-resistant nickel alloys are analyzed and processed. Mathematical regression models were obtained for predicting calculations of a mean corrosion rate within the temperature range of 800–950 °C, that can be used in multi-criteria optimization both in the development of new challenging alloys and also in improvement of known industrial alloys. Ref. 15, Tables 3, Figures 3.

Key words: casting heat-resistant nickel alloys; system of alloying; corrosion parameter; mean rate of corrosion; critical temperature; mathematical regression model

Поступила 23.06.2016

СПЕЦИАЛЬНАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИКИ БУДУЩЕГО



Международный симпозиум в честь 100-летия со дня рождения академика НАН Украины Бориса Израилевича Медовара — ученого-металлурга, сварщика и металловеда, выдающегося представителя Патоновской научной школы, верного соратника Евгения Оскаровича и Бориса Евгеньевича Патонов прошел в Киеве 7–10 июня 2016 г. Между-

народный организационный комитет включил в тематику симпозиума не только электрошлаковые процессы, но и другие направления деятельности ученого. В частности, были представлены доклады по технологии сварки низко-, средне- и высоколегированных сталей и сплавов, управлению затвердеванием слитков и отливок, созданию новых металлических материалов.

Работа симпозиума состояла из 8-ми пленарных заседаний и завершилась открытой дискуссией по проблеме получения крупных кузнечных слитков и тяжелых поковок ответственного назначения, в частности, для энергетики.

Открыл симпозиум академик НАНУ К. А. Ющенко (ИЭС им. Е. О. Патона, г. Киев) приветствием специалистов из Австрии, Германии, Китая, Польши, США и Украины. Он коротко рассказал о творческом наследии Б. И. Медовара и его работе в ИЭС им. Е. О. Патона.

С докладом о развитии идей Б. И. Медовара в области ЭШП выступил Л. Б. Медовар (ИЭС им. Е. О. Патона, г. Киев). В докладе освещены достижения в области ЭШП титана и показано, что при всех известных ограничениях ЭШП может найти место в современной промышленности для очистки титана от остроугольных нитридных включений, а также при реализации давней мечты «титанистов» — непрерывной или полунепрерывной разливки титана в заготовки небольших сечений. Приведены результаты новых исследований процесса получения заготовок под прокатку особо высокого металлургического качества на основе комбинирования ЭШП и непрерывной разливки, предложенного Б. И. Медоваром более полувека назад. Сегодня разработка комбинированного процесса МНЛЗ + ЭШП ведется с целью повышения

качества рельсов за счет подавления осевой неоднородности, свойственной блюмам непрерывной разливки, получаемых даже на самых современных МНЛЗ.

На первом заседании, проходившем под председательством президента фирмы «CONSARC» (США) Р. Робертса, неоднократно встречавшегося с Борисом Израилевичем лично, были представлены доклады основных участников международного рынка в области специальной электрометаллургии, включая фирмы «CONSARC», «INTECO» (Австрия) и «ALD» (Германия). Все эти доклады посвящены основному направлению развития ЭШП на современном этапе — получению крупных кузнечных слитков массой вплоть до 300 т и более, прежде всего для нужд энергетического машиностроения. В каждом из них содержалось немало новой информации. Например, в докладе фирмы «CONSARC» представлены расчетные данные, свидетельствующие о влиянии частоты тока на профиль и, что принципиально важно, глубину жидкометаллической ванны и двухфазной зоны слитка ЭШП.

Доклад компании «ИНТЕКО» о промышленном опробовании предложенной Б. И. Медоваром технологии управления затвердеванием крупных слитков ЭШП за счет отдельного подвода тепла в шлаковую ванну через расходующий и нерасходующий электроды представил исполнительный директор фирмы господин А. Шериау. Показано, что такая схема ЭШП обеспечивает значительное расширение возможных пределов производительности переплава и позволяет уменьшить скорость формирования слитка на 25...30 % и, соответственно, уменьшить глубину двухфазной зоны. Опыты проводили на слитках ЭШП диаметром 750 мм из стали X12CrNiMoV типичной для современных материалов роторов паровых турбин на рабочую температуру 650 °С. Исследования макро- и микроструктуры слитков, выплавленных при обычных и пониженных скоростях, показали заметное ослабление основных видов сегрегации. Отмечено также, что применение двухконтурной схемы ЭШП позволило за счет обогрева поверхности слитков через нерасходующий электрод-токоподводящий кристаллизатор избежать ухудшения качества поверхности слитков, сопровождающее снижение скорости переплава. Заметим, что замечательное изобретение — токоподводящий кристаллизатор, разработан сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона более 40 лет назад¹. Заключительный доклад на этом заседании представил

¹Г. В. Ксендзык, И. И. Фрумин, А. С. Ширин, USA patents № 4, 185,682 и 4, 305,451.

руководитель исследовательского департамента фирмы «ALD» господин Г. Брукманн. В его докладе суммирован многолетний опыт фирмы по созданию оборудования и технологии ЭШП кузнечных слитков в коротких кристаллизаторах с вытяжкой. Компания «ALD» первая в мире запустила в 1971 г. (Германия) в работу печь ЭШП, позволявшую получать кузнечные слитки диаметром до 2500 мм и массой до 165 т. Эта печь и сегодня после модернизации успешно работает на фирме «Saarschmiede» (г. Саарбрюкен), производя слитки массой до 220 т. Интересно, что давнюю проблему ЭШП с вытяжкой слитка (определение местонахождения границы раздела «шлак–металл») фирма «ALD» решила установкой в стенке кристаллизатора термопар, позволяющих по изменению температуры определять это местоположение с точностью ± 5 мм, что вполне достаточно для практических целей.

Уже эти первые доклады показали, что интерес мировых лидеров рынка оборудования и технологий ЭШП сосредоточен на нуждах энергетики и, прежде всего, связан с производством крупных кузнечных слитков из сложнолегированных сталей и т. н. суперсплавов. По этой же теме представил доклад доктор Лиу Джонгли (Университет Циндао, КНР), посвященный применению ЭШП для нужд атомной энергетики Китая. Отметим, что сегодня в Китае построена самая большая в мире печь ЭШП, спроектированная для производства кузнечных слитков массой до 450 т. Из этого обзорного доклада стало понятно, что КНР делает ставку на ускоренное развитие атомной энергетики. Более того, докладчик отметил, что после аварии на АЭС в г. Фукусима многие проекты строительства новых АЭС приостановлены, но сегодня им вновь дан «зеленый свет». Обратил на себя внимание участников примечательный технический факт из этого доклада. Специалистам атомного машиностроения хорошо известны трудности, связанные с изготовлением различных толстостенных труб для АЭС, изготавливаемых, как правило, с внутренней плакировкой из нержавеющей сталей. Сегодня фирма «ТНМ» (г. Яньай, КНР) изготавливает такие трубы целиком из нержавеющей стали свободной ковкой из слитков ЭШП массой 80...100 т.

Интересно, что практически все последующие доклады по специальным способам плавки были посвящены сталям и сплавам для энергетики. Это вполне объяснимо, т.к. в последнее время все больше ощущается разрыв между потребностями мировой экономики в электроэнергии и известны-

ми ограничениями традиционных циклов ее производства, а также возможностями металлургов удовлетворить спрос энергетического машиностроения на стали и сплавы для работы при все более высоких температурах и давлениях. В частности, во время открытой дискуссии по проблеме крупного кузнечного слитка американские коллеги упомянули, что планировавшийся на 2016 г. пуск в эксплуатацию опытного блока ТЭС с рабочей температурой пара 700 °С отложен из-за того, что не решена проблема ротора паровой турбины на ультра сверхвысокие параметры. Всеобщий интерес вызвал доклад А. И. Балицкого (ФМИ им. Г. В. Карпенко, Украина), в котором сделан подробный обзор материалов для современной энергетики.

Именно информация о новых сталях и сплавах стала связующим звеном между металлургами и сварщиками, принимавшими участие в симпозиуме. Ряд докладов, представленных ведущими специалистами по сварке ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, вызвал неподдельный интерес и у металлургов. Это касается исследований свариваемости никелевых суперсплавов (доклады К. А. Ющенко и Н. О. Червякова), высокопрочных сталей (В. Д. Позняков) и сварки в энергетическом машиностроении (В. Ю. Скульский). Особенно интересной была четко проведенная в этих докладах взаимосвязь между металлургическим качеством (чистотой) сталей и сплавов и их свариваемостью.

Практически каждый доклад вызывал немало вопросов к выступающим и постоянные дискуссии стали основой для оживленных обсуждений проблемы получения крупного качественного кузнечного слитка. Одним из интересных результатов этих обсуждений стало поддержанное многими специалистами заключение о том, что на новом этапе при изготовлении все больших и больших машин возможно появление комбинированной технологии изготовления многотонных деталей сваркой из поковок сравнительно небольшой массы из новых материалов.

В ходе этого обсуждения специалист в области ЭШП тяжелых листовых слитков А. Г. Богаченко предложил учредить премию имени его Учителя — Б. И. Медовара для награждения авторов лучших работ по ЭШП, широко представляемых на международных конференциях по специальной электрометаллургии. Это предложение одобрили коллеги из США, где будет проходить следующая конференция в 2017 г. На правах организаторов они обещали включить такое награждение в ее работу.

А. П. Стовпченко

*С трудами симпозиума «Proceedings of the Medovar Memorial Symposium»
можно ознакомиться в библиотеке ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины*

12-Я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ «ЕВТ-2016»



13–18 июня 2016 г. в Варне (Болгария), состоялась традиционная 12-я Международная конференция по электронно-лучевым технологиям «ЕВТ-2016». Конференция организована Технологическим центром электронно-лучевых и плазменных технологий, созданным на базе Института электроники Болгарской академии наук. Председателем оргкомитета конференции традиционно был всемирно известный ученый в области электронно-лучевых технологий профессор Георгий Младенов.

Как и на всех предыдущих конференциях «ЕВТ», основной тематикой были технологии, основанные на использовании в качестве источников нагрева лучей высокой мощности, главным образом электронных. Рассматривались как традиционные аспекты теории и практики применения электронных лучей в промышленности и научных исследованиях, так и современные тенденции в использовании электронно-лучевых устройств для реализации новых технологических решений в наиболее перспективных направлениях науки и техники.

Учеными из 19 стран (Болгарии, Германии, Украины, Великобритании, Японии, Китая, США, России, Чехии, Словакии, Турции, Румынии, Франции, Испании, Италии, Финляндии, Таиланда, Беларуси, Казахстана) представлено более 70 пленарных и стендовых докладов по следующим основным темам:

- физика электронных лучей высокой мощности;
- электронно-оптические системы, средства контроля и управления электронными лучами;
- электронно-лучевая сварка;
- электронно-лучевая плавка и рафинирование;
- аддитивное производство;
- нанесение металлических покрытий из паровой фазы;
- электронно-лучевая модификация поверхности и нанесение тонких пленок;
- электронно-лучевая термообработка;

- электронно-лучевая литография;
- применение электронных лучей для обработки полимеров и композиционных материалов;
- ионная литография, ионная имплантация;
- моделирование физических процессов при взаимодействии потоков заряженных частиц с материалами;
- применение потоков заряженных частиц в нанотехнологиях и нанoeлектронике;
- применение потоков заряженных частиц в медицине и обработке пищевых продуктов;
- электронно-лучевое оборудование и автоматизация технологических процессов.

Некоторые темы, например аддитивное производство, электронно-лучевая литография и ряд других, были представлены на конференции «ЕВТ» впервые. В целом, такая широта и разнообразие тематик исследований, объединенных иногда не более чем только ключевыми словами «электронный луч», стала главным отличительным качеством и достоинством конференции «ЕВТ-2016» по сравнению с предыдущими. Существенно расширилась и география участников, причем как количественно, так и качественно.

Большинство докладов отличались весьма высоким исследовательским уровнем, проработанным научным обоснованием и убедительными экспериментальными данными. Прикладной характер большинства работ и нацеленность на конкретный конечный результат в виде отработанной технологии, подготовленной к внедрению в промышленность, является тенденцией последних конференций «ЕВТ». Высокие требования к разрабатываемым технологиям, выдвигаемые заказчиками из реального промышленного сектора, которые финансируют многие исследования





и разработки, безусловно повышают ответственность исследовательских центров и лабораторий за практический результат таких работ, что, несомненно, положительно сказывается на уровне докладов.

Целый ряд докладов посвящен применению разнообразных электронно-лучевых технологий в широко распространенных во всем мире гражданских отраслях промышленности, например медицине, автомобилестроении, производстве пищевых продуктов и прочих. Спектр материалов, для обработки которых применяются электронно-лучевые технологии, также смещается в сторону обычных дешевых промышленных материалов, таких как сплавы алюминия, меди, никеля и даже чугунов. Конференция «ЕВТ-2016» доказывает, что электронно-лучевые технологии перестают быть экзотикой, применяемой только в отдельных случаях для работы с дорогими металлами, а становятся нормальной промышленной практикой. Это не может не радовать и не обнадеживать наших ученых и инженеров, имеющих богатый опыт в разработке разнообразных технологий специального назначения, и заинтересованных в новом применении своих знаний и опыта.

Следует подчеркнуть, что разработка новых промышленных электронно-лучевых технологий продвигает как научные исследования в этой области, так и способствует прогрессу в развитии электронно-лучевого оборудования, средств контроля и автоматизации технологических процессов. Именно в Болгарии на конференциях «ЕВТ» представляли альтернативные способы и средства генерирования электронного луча, например газоразрядные электронные пушки и источники электронов с плазменным катодом, которые тра-

диционно разрабатывались в Украине и России соответственно.

Украина была достойно представлена на конференции «ЕВТ-2016» рядом интересных и разнообразных докладов. ПрАТ «НВО «Червона Хвиля» представило новую технологию и оборудование для аддитивного производства, в основе которой лежит использование уникального полого конического электронного луча. Совместный доклад ПАО «Мотор Сич» и ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ посвящен гибридной технологии сварки магниевых сплавов. НПП «Элтехмаш» представило новые композиционные материалы на основе меди, получаемые осаждением из паровой фазы. В докладе ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ проанализированы гидродинамические и тепловые процессы в жидком металле при электронно-лучевой сварке в особых условиях. Доклад НТУУ «КПИ» посвящен рассмотрению некоторых числовых алгоритмов, используемых для симуляции высоковольтного тлеющего разряда в газоразрядных электронных пушках. Таким образом, украинские докладчики подтвердили высокий уровень украинской электронно-лучевой школы, продемонстрировав как глубокие теоретические исследования, так и передовые разработки для решения прикладных промышленных задач.

Необходимо отметить традиционно прекрасную организацию проведения мероприятия и исключительное болгарское гостеприимство оргкомитета конференции во главе с профессором Георгием Младеновым. Все без исключения участники и гости были окружены поистине семейным вниманием и заботой. Благодаря этим качествам конференции «ЕВТ» всегда являются не только официальным мероприятием, но и дружеской встречей коллег.

Д.В. Ковальчук

Л. Я. ШВАРЦМАНУ — 75. ОПЫТ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЙ ПЕРСПЕКТИВЫ НАУКИ

18 июля 2016 г. исполнилось 75 лет со дня рождения и 50 лет научной и педагогической деятельности известного ученого в области металлургии, лауреата премии Совета Министров СССР, заслуженного изобретателя Украины, доктора философии, кандидата технических наук Леонида Яковлевича Шварцмана.

Вся многолетняя научная деятельность Леонида Яковлевича связана с решением актуальных проблем теории и технологии получения кремния, германия, титана и магния и физико-химических процессов образования неорганических соединений. Многообразие и сложность проблем термодинамики и кинетики процессов в реальных условиях промышленного производства были источником целеустремленного поиска этих решений, обеспечивающих эффективность производства.

30 лет работы Л. Я. Шварцмана в Центральной лаборатории заводского сектора науки связаны с вопросами получения полупроводникового кремния (уникальная плазмохимическая технология получения синтетических кварцевых тиглей, технология кремниевого литья, рециркуляционная технология производства поликристаллического кремния), ректификации и хлорирования в расплаве, легирования германия и титана.

На сегодняшний день ученым ведутся работы в области аддитивных технологий, позволяющие сделать настоящий прорыв в титановой отрасли.

Многие решения были пионерскими, обеспечивая внедрение современных достижений науки в реальное производство и являлись элементами в значительной степени оригинального технологического комплекса титано-магниевого и полупроводникового производства в городе Запорожье. Значимость работ характеризуется созданием экологически оптимальной технологии получения кремния.

За создание безотходной технологии производства полупроводникового кремния Леониду Яковлевичу, в составе творческого коллектива, была

присуждена премия Совета Министров СССР (1985 г).

Л. Я. Шварцман — заслуженный изобретатель Украины, автор 150 патентов и 250 публикаций в научно-технических изданиях.



Работы по ключевым проблемным вопросам металлургии и химии полупроводникового кремния (вопросы химической технологии), выполненные при участии и под руководством Л. Я. Шварцмана, обобщены в монографии «Технология полупроводникового кремния», созданной коллективом авторов Запорожского титано-магниевого комбината. Следует отметить, что указанная монография стала настольной книгой для инженеров и научных работников, обеспечивающих развитие технологии полупроводников.

Являясь признанным и известным специалистом в полупроводниковой и титановой отрасли, Леонид Яковлевич достойно представляет научную школу производственного коллектива, которая воспитала более ста кандидатов технических наук и четырех докторов наук.

Великолепно владея методикой научного анализа и научных исследований, Леонид Яковлевич предвидит революционный прорыв в технологии производства полупроводников. Накопленные знания и опыт в развитии отдельных переделов и оборудования существующих типовых технологий подводят к пониманию необходимости качественно новых технологических решений в области металлургии кремния, германия, титана и магния. И эти решения есть. Есть и желание их реализовать.

От всей души, с благодарностью за помощь и сотрудничество, поздравляем юбиляра. Желаем ему крепкого здоровья и дальнейших творческих успехов.

Коллектив ООО «Инфоком»
и ООО «Солнечные стандартные решения»

ПОДПИСКА–2017 на журнал «Современная электрометаллургия»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
240 грн	480 грн	1800 руб.	3600 руб.	30 дол. США	60 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Прессцентр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала
«Современная электрометаллургия»
 на сайте: www.patonpublishinghouse.com

Правила для авторов: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules
 Лицензионное соглашение: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license
 В 2016 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2008–2014 гг.

РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×90 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;
 200-54-84; 205-22-07
 E-mail: journal@paton.kiev.ua

Технические требования к рекламным материалам

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

Все файлы в формате 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
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 14.09.2016. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
 Усл. печ. л. 7,8. Усл. кр.-отт. 8,1. Уч.-изд. л. 9,3
 Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, пр. Акад. Вернадского, 34/1.