

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ**

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

*Ученые ИЭС им. Е. О. Патона*

д.т.н. **Г. М. Григоренко** (зам. гл. ред.),  
д.т.н. **С. В. Ахонин**, **Д. М. Дяченко** (отв. секр.),  
д.т.н. **И. В. Кривцун**, д.т.н. **Л. Б. Медовар**,  
д.т.н. **Б. А. Мовчан**, д.т.н. **А. С. Письменный**,  
д.т.н. **А. И. Устинов**, д.т.н. **В. А. Шаповалов**

*Ученые университетов Украины*

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

*Зарубежные ученые*

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

*Учредители*

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

Адрес редакции журнала  
«Современная электрометаллургия»

Институт электросварки  
им. Е. О. Патона НАН Украины  
Украина, 03150, г. Киев-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**, **Т. В. Юштина**  
Электронная верстка  
**Л. Н. Герасименко**, **Т. Ю. Снегирева**

Свидетельство о государственной регистрации  
КВ 6185 от 31.05.2002  
ISSN 2415-8445  
doi.org/10.15407/sem

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

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

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

**СОДЕРЖАНИЕ**

**ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ**

**Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Сибирь А. В., Волченков Е. А.,  
Педченко Е. А., Полишко А. А., Лебедь В. А.** Моделирование  
непрерывной разливки комбинированным процессом  
МНЛЗ + ЭШП ..... 3

**ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ**

**Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Микитчик А. В., Оноприенко Е. В.**  
Структура и свойства конденсационных градиентных термобарьерных  
металлокерамических покрытий со связующим слоем NiAl,  
легированным Y, Hf, Dy ..... 8

**Клочихин В. В., Гречанюк Н. И., Смашнюк Ю. А., Гречанюк И. Н.,  
Наумик В. В.** Структура и свойства слитков, полученных  
электронно-лучевым переплавом кондиционных возвратных  
отходов жаропрочного сплава ЖС26-ВИ ..... 17

**ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ**

**Костецкий Ю. В.** Рафинирование железоуглеродистых расплавов от  
меди методом сульфидирования ..... 28

**НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

**Квасницкая Ю. Г., Наривский А. В., Максютя И. И., Михнян Е. В.**  
Применение усовершенствованной технологии для получения  
ориентированной структуры в высокоточных отливках из  
жаропрочного сплава, содержащего рений и тантал ..... 37

**Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В.** Многокритериальная  
оптимизация состава литейного жаропрочного коррозионностойкого  
никелевого сплава для получения лопаток методом направленной  
кристаллизации ..... 44

**ИНФОРМАЦИЯ**

Международная конференция по лучевым технологиям ..... 54

XIV Международный симпозиум «Самораспространяющийся  
высокотемпературный синтез» (SHS-2017) ..... 57

Мяльнице Георгию Филипповичу — 80 ..... 58

Календарь выставок и конференций в 2018 г. .... 59

ЗМІСТ

CONTENTS

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Медовар Л. Б., Стовпченко Г. П., Сибір А. В.,  
Волченков С. О., Педченко С. О., Полішко Г. О., Лебідь В. А.  
Моделювання безперервного лиття комбінованим  
процесом МБЛЗ + ЕШП ..... 3

Medovar L.B., Stovpchenko G.P., Sibir A.V., Volchenkov Ye.A.,  
Pedchenko E.A., Polishko G.A., Lebed V.A. Modeling of  
continuous casting by combined process of  
MCCB + ESR ..... 3

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

ELECTRON BEAM PROCESSES

Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Е., Микитчик А. В.,  
Онопрієнко Е. В. Структура та властивості конденсаційних  
градієнтних термобар'єрних металокерамічних  
покриттів зі сполучним шаром NiAl, легованим  
Y, Hf, Dy ..... 8

Yakovchuk K.Yu., Rudoy Yu.E., Mykytchyk A.V.,  
Onoprienko E.V. Structure and properties of condensed  
gradient metal-ceramic thermal barrier coatings with  
NiAl-bond coat alloyed with Y, Hf, Dy ..... 8

Клочихин В. В., Гречанюк М. І., Смашнюк Ю. О.,  
Гречанюк І. М., Наумік В. В. Структура і властивості  
злитків, отриманих електронно-променевим переплавом  
кондиційних зворотних відходів жароміцного сплаву  
ЖС26-ВИ ..... 17

Klochikhin V.V., Grechanyuk N.I., Smashnyuk Yu.A.,  
Grechanyuk I.N., Naumik V.V. Structure and properties of  
ingots, produced by electron beam remelting of  
conditioned return wastes of heat-resistant alloy  
ZhS26-VI ..... 17

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ СТАЛІ ТА ФЕРОСПЛАВІВ

ELECTROMETALLURGY OF STEEL  
AND FERROALLOYS

Костецький Ю. В. Рафінування залізовуглецевих  
розплавів від міді методом сульфидування ..... 28

Kostetsky Yu.V. Refining of iron-carbon melts from copper  
by the method of sulphurizing ..... 28

НОВІ МАТЕРІАЛИ

NEW MATERIALS

Квасницька Ю. Г., Нарівський А. В., Максюта І. І.,  
Михнян О. В. Використання вдосконаленої технології  
для одержання орієнтованої структури у високоточних  
вливках з жароміцного сплаву, які містять реній  
і тантал ..... 37

Kvasnytska Yu.G., Narivskyi A.V., Maksyuta I.I., Mikhnyan E.V.  
Application of advanced technology for obtaining an  
oriented structure in high-precision castings made of  
heat-resistant alloy containing rhenium and tantalum ..... 37

Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В.  
Багатокритеріальна оптимізація складу ливарного  
жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву для  
виготовлення лопаток методом спрямованої  
кристалізації ..... 44

Gayduk S.V., Kononov V.V., Kurenkova V.V. Multi-criterion  
optimization of high-temperature corrosion-resistant  
nickel-base cast alloy chemical composition applied for  
turbine blades production by directional method ..... 44

ІНФОРМАЦІЯ

INFORMATION

Міжнародна конференція по променевим  
технологіям ..... 54

International Conference on Beam Technologies ..... 54

XIV Міжнародний симпозиум «Самопоширюваний  
високотемпературний синтез» (SHS-2017) ..... 57

XIV International Symposium «International Symposium»  
(SHS-2017) ..... 57

Мяльніці Георгію Филиповичу — 80 ..... 58

Myalnitsa G.F. is 80 ..... 58

Календар виставок і конференцій в 2018 р. .... 59

Calendar of exhibitions and conferences in 2018 ..... 59

Адреса редакції журналу

«Сучасна електрометалургія»  
Інститут електрозварювання ім. С. О. Патона НАН України  
Україна, 03150, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11  
Тел./факс: (38044) 200 82 77, 200 54 84; тел.: 205 22 07  
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com  
Свідцтво про державну реєстрацію КВ 6185 от 31.05.2002  
ISSN 2415-8445, doi.org/10.15407/sem

Editorial Address

of Journal «Electrometallurgy Today»  
The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU  
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine  
Tel./Fax: (38044) 200 82 77, 200 54 84; Tel.: 205 22 07  
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com  
State Registration Certificate KV 6185 of 31.05.2002  
ISSN 2415-8445, doi.org/10.15407/sem

# МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ КОМБИНИРОВАННЫМ ПРОЦЕССОМ МНЛЗ + ЭШП

Л. Б. Медовар<sup>1</sup>, А. П. Стовпченко<sup>1</sup>, А. В. Сибирь<sup>2</sup>,  
Е. А. Волченков<sup>1,3</sup>, Е. А. Педченко<sup>1,3</sup>, А. А. Полишко<sup>1</sup>, В. А. Лебедь<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Национальная металлургическая академия Украины.

49600, г. Днепр, просп. Гагарина, 4. E-mail: nmetau@nmetau.edu.ua

<sup>3</sup>Инжиниринговая компания «Элмет-Ролл».

03150, г. Киев-150, А. я. 259. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

Проведено компьютерное моделирование комбинированного процесса непрерывной разливки с электрошлаковым обогревом рельсовой стали. Применена программа THERCAST®, позволяющая учесть особенности конструкции конкретной машины непрерывного литья. Расчетным путем установлены исходные параметры не только скорости разливки, но и вторичного охлаждения и их влияние на глубину жидкометаллической ванны непрерывнолитого слитка. Рассмотрены особенности совмещения на машине непрерывного литья заготовок отдельных рудьев с разной скоростью вытягивания слитка. Библиогр. 10, табл. 1, ил. 4.

**Ключевые слова:** непрерывная разливка; ЭШП; вторичное охлаждение; осевая неоднородность; гиперэвтектоидная рельсовая сталь

Хорошо известно, что непрерывная разливка позволила значительно повысить качество сталей различного химического состава, в т. ч. и высокоуглеродистых. Однако и сегодня широко проводятся изыскания, направленные на повышение качества металла, отливаемого непрерывным способом. В частности это касается качества сталей для железнодорожных рельсов. Железнодорожный транспорт активно развивается по всему миру, одновременно растут и требования к рельсам. Лучшие рельсы сегодня производят в Японии на Nippon Steel [1]. На территории Украины, несмотря на увеличение загрузки железнодорожных путей, все также продолжают использовать рельсы из стали М76, К76 с содержанием углерода до 0,8 %. В то же время в мире все шире применяются рельсы из гиперэвтектоидных сталей с содержанием углерода значительно превышающим 0,8 % [1] (таблица).

Отметим также, что и в новом стандарте РФ ГОСТ Р51685-2013 самые высокие требования по механическим свойствам термоупрочненных рельсовых сталей для скоростного движения уступают вышеприведенным гиперэвтектоидным сталям с содержанием углерода более 1 %.

Вполне очевидно, что в гиперэвтектоидных сталях ликвационные процессы проходят значительно интенсивнее в сравнении с традиционными марками рельсовых сталей, а следовательно, получение качественной непрерывнолитой заготовки из этих сталей требует не только особого внимания, но и особых технологических приемов. Предварительные результаты испытаний комбинированного способа не-

прерывной разливки МНЛЗ + ЭШП [2, 3] позволили предположить, что этот способ может быть успешно применен и для разливки гиперэвтектоидных рельсовых сталей. Предложенный способ, сочетающий непрерывную разливку и электрошлаковый процесс для нагрева разливаемого металла и поддержания благоприятного температурного режима в кристаллизаторе, позволяет расширить диапазон скоростей разливки металла и снизить осевую ликвацию в непрерывнолитой заготовке. Основан он на применении токоподводящего кристаллизатора в качестве кристаллизатора МНЛЗ. Отметим, что идея электрошлакового обогрева металла в кристаллизаторе МНЛЗ впервые была предложена Б. И. Медоваром и его соратниками еще на первом этапе развития непрерывной разливки и электрошлакового переплава. На рис. 1 представлена схема электрошлакового обогрева металла в кристаллизаторе МНЛЗ нерасходуемыми (графитовыми) электродами [4].

Идея базировалась на том, чтобы за счет дополнительного тепла электрошлакового процесса

Содержание углерода и механические свойства рельсовых сталей			
Рельсовая сталь	C, мас. %	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %
Стандартная М76, К76	0,71...0,82	$\geq 900$	$\geq 4$
Гиперэвтектоидная	$\geq 0,8$	$\geq 1290$	$\geq 14,1$
	$\geq 0,9$	1350...1420	13,2...13,6
	$\geq 1,0$	1440	$\geq 10,7$

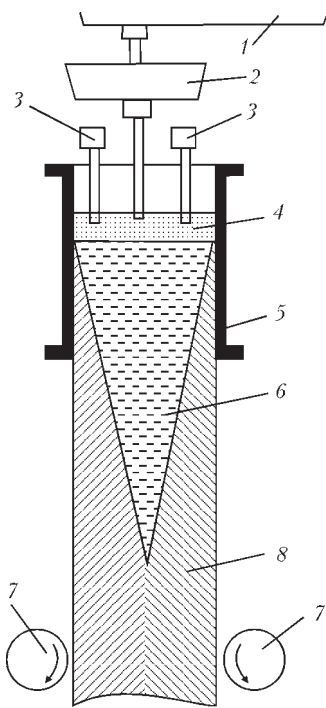


Рис. 1. Схема непрерывной разливки стали в сочетании с электрошлаковым обогревом мениска разливаемого металла в кристаллизаторе МНЛЗ: 1 — сталеразливочный ковш; 2 — промежуточный ковш; 3 — нерасходуемые электроды; 4 — шлаковая ванна; 5 — кристаллизатор; 6 — жидкий металл; 7 — тянущие валки; 8 — заготовка

добиться снижения осевой неоднородности непрерывнолитого слитка. Но в те годы, идея совмещения МНЛЗ и ЭШП не нашла применения. Тем не менее, даже при нынешнем развитии методов электромагнитного воздействия (перемешивания и торможения) на жидкометаллическую сердцевину непрерывно отливаемого слитка добиться подавления осевой ликвации удастся далеко не всегда, особенно при разливке сталей с протяженной двухфазной зоной. Поэтому при поиске методов подавления ликвации в гиперэвтектидных рельсовых сталях предположили, что снижение скорости разливки может помочь в этом. Однако хорошо известно и то, что снижение скорости непрерывной разливки невозможно ниже некоторого порога, определяемого в конечном итоге конструкцией данной машины непрерывной разливки и маркой разливаемой стали. При снижении скорости ниже этого условного порога отлить непрерывно слиток с хорошей поверхностью невозможно. Применение электрошлакового обогрева может снизить указанный порог минимальной скорости разливки, а значит и позволить уменьшить осевую неоднородность слитка.

Опыты по применению токоподводящего кристаллизатора для непрерывной и полунепрерывной разливки жидкого металла проводили в лабораторных условиях Института электросварки им. Е. О. Патона (ИЭС) с использованием кристаллизаторов с внутренним диаметром 110, 180, 215 и

350 мм, а 620 мм — в условиях «Опытного завода спецэлектрометаллургии ИЭС». Проводили их как с обычными углеродистыми сталями, так и с инструментальными типа Х12МФ и легированными типа Х18АГ18. Эти опыты подтвердили предположение о возможности снижения центральной неоднородности слитка за счет уменьшения скорости разливки. Математическое моделирование изменения глубины двухфазной зоны круглого непрерывнолитого слитка углеродистой стали провели используя традиционные подходы.

Дифференциальное уравнение теплопроводности для круглого непрерывно отливаемого слитка в цилиндрической системе координат имеет следующий вид:

$$C(T)\rho \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( \lambda(T)r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (1)$$

где  $C, \rho, \lambda$  — теплоемкость, плотность и теплопроводность соответственно.

Граничные условия в каждой из различных областей теплопередачи между непрерывно отливаемым слитком и различными технологическими элементами и зонами всех частей машины непрерывного литья определяются следующими выражениями:

на поверхности шлаковой смеси в кристаллизаторе

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{\Omega_1} = q_{slag}; \quad (2)$$

на оси непрерывно отливаемого слитка

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{\Omega_2} = 0; \quad (3)$$

в зоне плотного прилегания корочки слитка к стенке кристаллизатора

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{\Omega_3} = \alpha_1 (T - T_m); \quad (4)$$

в зоне зазора между корочкой слитка и кристаллизатором

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{\Omega_4} = \alpha_2 (T - T_m) + \sigma_0 \varepsilon_s (T^4 - T_m^4) \quad (5)$$

в зонах вторичного охлаждения водно-воздушной смесью

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{\Omega_5} = \alpha_3 (T - T_w) + \sigma_0 \varepsilon_{Me} (T^4 - T_w^4); \quad (6)$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{\Omega_6} = \alpha_4 (T - T_w) + \sigma_0 \varepsilon_{Me} (T^4 - T_w^4); \quad (7)$$

$$\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial r} \Big|_{\Omega_7} = \alpha_5 (T - T_w) + \sigma_0 \varepsilon_{Me} (T^4 - T_w^4); \quad (8)$$

в конце вытягивания непрерывного слитка

$$\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial r} \Big|_{\Omega_8} = \sigma_0 \varepsilon_{Me} (T^4 - T_0^4); \quad (9)$$



в зоне затравки

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{\Omega_9} = 0, \quad (10)$$

где  $\sigma_0 = 5,67 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>) — постоянная Стефана–Больцмана;  $\epsilon_{Me}, \epsilon_s$  — степень черноты поверхности слитка и кристаллизатора соответственно;  $\alpha$  — коэффициент теплоотдачи;  $q_{slag}$  — тепловой поток на поверхности нерасходуемого электрода (токоподводящего кристаллизатора);  $T_0$  — температура окружающей среды;  $T_w$  — температура охлаждающей воды;  $T_m$  — температура поверхности кристаллизатора;  $\Omega_{1-9}$  — соответствует положению поверхностей и/или осей теплопередачи от оси слитка до его поверхности в различных зонах по высоте кристаллизатора и условным четырем зонам вторичного охлаждения.

Теплоемкость слитка с учетом скрытой теплоты затвердевания определяли по следующей зависимости:

$$C = \begin{cases} C_L & T > T_L \\ fC_s + (1-f)C_L + \frac{L}{T_L - T_s} & T_s \leq T \leq T_L \\ C_s & T < T_s \end{cases}, \quad (11)$$

где  $C_s, C_L$  — теплоемкость металла в твердом и жидком состоянии;  $L$  — теплота фазового перехода;  $f = (T - T_s)/(T_s - T_L)$  — доля твердой фазы в двухфазной зоне.

Теплопроводность слитка определяли в соответствии с работой [5]:

$$\lambda = \begin{cases} K\lambda_L & T > T_L \\ \lambda_L [1 + (\lambda_c - 1)f^2] & T_s \leq T \leq T_L \\ \lambda_s & T < T_s \end{cases}, \quad (12)$$

где  $K$  — экспериментальный коэффициент.

Результаты расчетов для слитка диаметром 500 мм и различных скоростей разливки приведены на рис. 2. Они показали, что несмотря на то, что при расчетах были учтены эффекты влияния четырех зон вторичного охлаждения, отличающихся эффективностью теплоотвода, сохраняется практически прямолинейная зависимость уменьшения глубины жидкометаллической и двухфазной зон от уменьшения скорости разливки. Расчетное уменьшение глубины двухфазной зоны с 29 до 11 м позволяет предположить, что предлагаемый комбинированный способ непрерывной или полунепрерывной разливки в сочетании с ЭШО может быть перспективным при полунепрерывной отливке кузнечных слитков большого сечения на вертикальных машинах [6]. Отметим также, что отчетливо проявился новый виток интереса к полунепрерывной разливке, демонстрируемый в последние годы в Австрии, Германии, Китае и некоторых других странах [7]. В сочетании с фактом

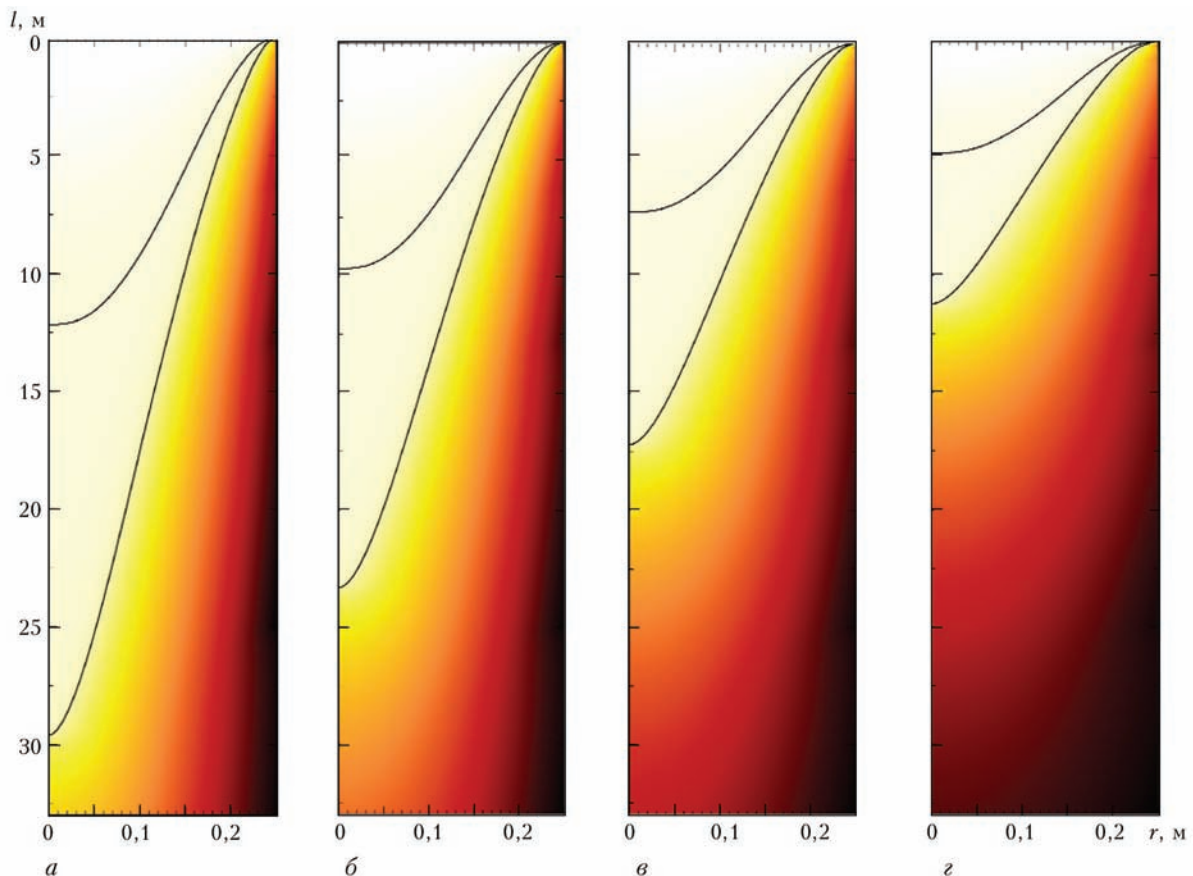


Рис. 2. Температурное поле непрерывнолитых слитков диаметром 500 мм в зависимости от скорости разливки, м/мин: а — 0,5; б — 0,4; в — 0,3; з — 0,2

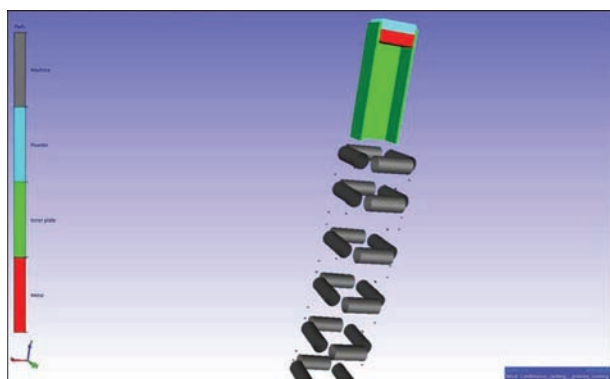


Рис. 3. Общий вид окна программы THERCAST® модели непрерывной разливки рельсовой стали

ввода в эксплуатацию в США, Ю. Корею и Китай ряда вертикальных машин непрерывного литья слитков диаметром до 1000 мм [8–10] исследования в данном направлении необходимо расширить с целью получения не только качественной заготовки для прокатки рельсов высокого качества, а и кузнечного слитка.

Полученные расчетные данные, а также проведенные в промышленных условиях испытания шлака ЭШП вместо разливочной смеси при непрерывном литье дали положительный результат [3]. Это позволило вернуться к дальнейшему поиску путей повышения качества именно рельсовой стали.

Следующим шагом к реализации способа МНЛЗ + ЭШП было создание математической модели конкретной машины непрерывного литья криволинейного типа для расчетов влияния изменения скорости разливки на затвердевание заготовки рельсовой стали. В данном случае решение обычной задачи затвердевания непрерывно-литого слитка с фиксированной системой вторичного охлаждения недостаточно. Дело в том, что при значительном уменьшении скорости разливки необходимо адекватно изменять режим вторичного охлаждения по зонам, чтобы не столкнуться с перегрузкой отдельных элементов вытягивания слитка. Для создания математической модели реальной МНЛЗ был применен программный продукт THERCAST® французской компании Transvalor [10], широко применяемый сегодня для численных исследований непрерывной разливки. Особенности этой программы позволяют учесть условия разливки на конкретной

МНЛЗ. Модель создана для МНЛЗ Днепропетровского металлургического комбината с учетом реального размера кристаллизатора, поперечное сечение которого 335×400 мм и схемы расположения направляющих и тянущих роликов. Учитывали также конфигурацию и расположение системы вторичного охлаждения. Моделирование разлива проводили от погружного стакана до окончания лунки жидкого металла, т.е. полной металлургической длины МНЛЗ. Скорость разлива: 200, 300, 500 и 600 мм/мин. Рабочая часть кристаллизатора 850 мм. Модельным материалом выбрали эвтектоидную рельсовую сталь R350TH (0,72...0,80 % C; 0,15...0,58 % Si; 0,70...1,20 % Mn; P, S ≤ 0,0204 %; Al ≤ 0,004 %; Cr ≤ 0,15 %) с  $T_L = 1467$  и  $T_S = 1174$  °C. По результатам компьютерного моделирования установлено, что с уменьшением скорости от стандартной 600 до желаемой 200 мм/мин наблюдается существенное уменьшение доли жидкого металла, находящегося в двухфазной зоне. На расстоянии 1000 мм от нижней части кристаллизатора она уменьшается с 55 до 20 %, что позволяет прогнозировать уменьшение осевой неоднородности.

На рис. 3 и 4 показаны этапы численных экспериментов по оценке изменения глубины жидкометаллической лунки при неизменных параметрах вторичного охлаждения.

Эти расчетные данные свидетельствуют о перспективности предложенного метода снижения осевой неоднородности, но они требуют предварительной оценки возможностей реального промышленного производства. Речь идет о том, что в промышленных условиях рельсовую сталь обычно разливают на 5-6-ручьевых машинах с общим промежуточным ковшем для всех ручьев. Возможные проблемы при разливке серии из нескольких плавков при существенном (в несколько раз) снижении скорости вытяжки на одном или нескольких ручьях могут возникнуть при реализации коротких серий разливок методом «плавка–наплавку». Иными словами, при переходе от разливки рельсовой стали к разливке другой марки, не требующей снижения скорости разливки, возможны ситуации, когда необходимо прерывать разливку на ручье, реализующем процесс МНЛЗ + ЭШП.

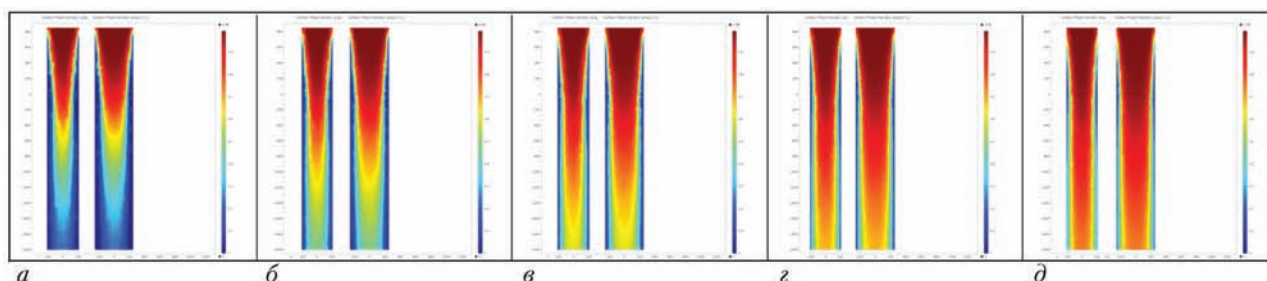


Рис. 4. Изменение глубины жидкометаллической ванны (лунки) при разливке МНЛЗ + ЭШП заготовки рельсовой стали с изменением скорости, мм/мин: 200 (а), 300 (б), 400 (в), 500 (г), 600 (д)

Список литературы

1. Nippon Steel and Sumitomo Metal (2015) *Rails*. [http://www.nssmc.com/product/catalog\\_download/pdf/K003en.pdf](http://www.nssmc.com/product/catalog_download/pdf/K003en.pdf)
2. Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Кайда П. Н. и др. (2016) Новый подход к улучшению качества заготовки для производства высокопрочных рельсов. *Современная электрометаллургия*, **1**, 7–15.
3. Kayda P., Medovar L., Polishko G., Stovpchenko G. (2015) ESR Possibilities to improve railroad rail steel performance. *Processing of 9th Intern. Conf. on Clean Steel*, Budapest, Hungary, September 8–10, 2015.
4. Медовар Б. И., Латаш Ю. В., Максимович Б. И., Ступак Л. М. (1963) *Электрошлаковый переплав*. Москва, ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии.
5. Lally B., Biegler L., Henein H. (1990) Finite difference heat-transfer modeling for continuous casting. *Metallurgical transactions B*, **21B**, 761–770.
6. Марченко И. К. (1986) *Полунепрерывное литье стали*. Москва, Металлургия.
7. (2015) <http://www.inteco.at/en/products>
8. Jumbo Bloom Vertical Caster (2017) <http://www.timkensteel.com>
9. Oversized blooms experience and market potential in Asia (2017) <http://seaisi.org/seaisi2017/file/file/presentation-file/10A-4.pdf>
10. <http://www.transvalor.com>

References

1. Nippon Steel and Sumitomo Metal (2015) *Rails*. [http://www.nssmc.com/product/catalog\\_download/pdf/K003en.pdf](http://www.nssmc.com/product/catalog_download/pdf/K003en.pdf)
2. Medovar, L.B., Stovpchenko, A.P., Kaida, P.N. et al. (2016) New approach to the improvement of quality of billets for manufacture of high-strength rails. *Sovrem. Electrometall.*, **1**, 7–15 [in Russian].
3. Kayda, P., Medovar, L., Polishko, G., Stovpchenko, G. (2015) ESR possibilities to improve railroad rail steel performance. In: *Proc. of 9th Intern. Conf. on Clean Steel* (2015, September 8–10, Budapest, Hungary).
4. Medovar, B.I., Latash, Yu.V., Maksimovich, B.I., Stupak, L.M. (1963) *Electroslag remelting*. Moscow, GNTI [in Russian].
5. Lally, B., Biegler, L., Henein, H. (1990) Finite difference heat-transfer modeling for continuous casting. *Metallurgical Transact. B*, **21B**, 761–770.
6. Marchenko, I.K. (1986) *Semicontinuous casting of steel*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
7. (2015) <http://www.inteco.at/en/products>
8. Jumbo Bloom Vertical Caster (2017) <http://www.timkensteel.com>
9. Oversized blooms experience and market potential in Asia (2017) <http://seaisi.org/seaisi2017/file/file/presentation-file/10A-4.pdf>
10. <http://www.transvalor.com>

**МОДЕЛЮВАННЯ БЕЗПЕРЕРВНОГО ЛИТТЯ КОМБІНОВАНИМ ПРОЦЕСОМ МБЛЗ + ЕШП**

Л. Б. Медовар<sup>1</sup>, Г. П. Стовпченко<sup>1</sup>, А. В. Сибір<sup>2</sup>, Є. О. Волченков<sup>1,3</sup>, Є. О. Педченко<sup>1,3</sup>, Г. О. Полішко<sup>1</sup>, В. А. Лебідь<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>Національна металургійна академія України.

49600, м. Дніпро, просп. Гагаріна, 4. E-mail: [nmetau@nmetau.edu.ua](mailto:nmetau@nmetau.edu.ua)

<sup>3</sup>Інжинирінгова компанія «Елмет-Рол».

03150, м. Київ-150, А. с. 259. E-mail: [office@elmet-roll.com.ua](mailto:office@elmet-roll.com.ua)

Виконано комп'ютерне моделювання комбінованого процесу безперервного розливання з електрошлаковим обігрівом рейкової сталі. Використано програму THERCAST<sup>®</sup>, що дозволяє врахувати особливості конструкції конкретної машини безперервного лиття. Розрахунковим шляхом встановлено початкові параметри не тільки швидкості розливання, але і вторинного охолодження та їх вплив на глибину рідкометалевої ванни безперервнолитого злитка. Розглянуто особливості поєднання на одній машині безперервного лиття заготовок струмків з різною швидкістю витягування злитків. Бібліогр. 10, табл. 1, іл. 4.

**Ключові слова:** безперервна розливка; ЕШП; вторинне охолодження; осьова неоднорідність; гіперевтектоїдна рейкова сталь

**MODELING OF CONTINUOUS CASTING BY COMBINED PROCESS OF MCCB + ESR**

L.B. Medovar<sup>1</sup>, A.P. Stovpchenko<sup>1</sup>, A.V. Sibir<sup>2</sup>, Ye.A. Volchenkov<sup>1,3</sup>, E.A. Pedchenko<sup>1,3</sup>, A.A. Polishko<sup>1</sup>, V.A. Lebed<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kiev, Ukraine. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>The National Metallurgical Academy of Ukraine.

4 Gagarin Ave., 49600, Dnepr, Ukraine. E-mail: [nmetau@nmetau.edu.ua](mailto:nmetau@nmetau.edu.ua)

<sup>3</sup>Engineering company «Elmet-Roll».

03150, Kiev-150, P.B. 259. E-mail: [office@elmet-roll.com.ua](mailto:office@elmet-roll.com.ua)

Computer modeling of a combined process of continuous casting with electroslag heating of a rail steel was carried out. The program THERCAST<sup>®</sup> was applied, which allows accounting for the peculiarities of design of a definite continuous casting machine. Using calculations, the initial parameters of not only of casting speed, but also of secondary cooling and their effect on depth of molten pool of a continuously-cast ingot were established. The peculiarities of matching the billets of separate passes at different speed of the ingot withdrawal were also studied. 10 Ref., 1 Table, 4 Fig.

**Key words:** continuous casting; ESR; secondary cooling; centerline segregation; hypereutectoid railroad steel

Поступила 02.10.2017

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОНДЕНСАЦИОННЫХ ГРАДИЕНТНЫХ ТЕРМОБАРЬЕРНЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СО СВЯЗУЮЩИМ СЛОЕМ NiAl, ЛЕГИРОВАННЫМ Y, Hf, Dy

К. Ю. Яковчук<sup>1</sup>, Ю. Э. Рудой<sup>1</sup>, А. В. Микитчик<sup>1</sup>, Е. В. Оноприенко<sup>2</sup>

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

03150, г. Киев-150, ул. Горького (Антоновича), 68. E-mail: yakovchuk@paton-icebt.kiev.ua

<sup>2</sup>ТОВ «ОПТЕК».

04070, г. Киев, ул. Ильинская, 8. E-mail: onoprienko@optecgroup.com

Проведен анализ современных методов повышения служебных характеристик жаростойкого сплава NiAl, используемого в качестве связующего слоя в термобарьерных покрытиях, путем введения в его состав активных элементов, например Y, Hf, Dy. Представлены результаты исследования структуры и свойств конденсационных термобарьерных покрытий NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> толщиной 40...50/140...160 мкм на образцах из жаропрочного сплава ЖС-32ВИ с добавками Y, Hf, Dy в NiAl, в том числе с градиентным распределением их концентрации по толщине слоя NiAl. Установлено, что добавки активных элементов уменьшают в 4–5 раз средний размер зерен конденсированного слоя NiAl. Показано, что активные элементы в связующем слое выделяются как по границам, так и внутри зерен NiAl в виде частиц размером от 5 нм до 20 мкм в зависимости от уровня их концентрации. Установлено, что наиболее высокой термоциклической долговечностью при испытаниях на воздухе по режиму 40...1150 °С обладают градиентные покрытия NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, в которых содержание диспрозия градиентно увеличивается по толщине слоя NiAl, достигая максимума (4...9 %) у границы раздела с внешним керамическим слоем. Отмечено, что позитивный эффект от введения Dy, в сравнении с Y, в состав NiAl обеспечивается благодаря торможению диффузии Al (примерно в 1,2 раза), замедлению скорости роста слоя окалины Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на границе раздела металл–керамика и повышению адгезии слоя окалины за счет вращающихся выделений оксидов на основе диспрозия в слой окалины. Библиогр. 19, ил. 13.

**Ключевые слова:** конденсационные градиентные термобарьерные покрытия; внешний керамический слой на основе диоксида циркония; жаростойкий связующий слой NiAl; активные элементы Y, Hf, Dy; жаропрочные сплавы; термоциклическая долговечность термобарьерных покрытий

Современные термобарьерные покрытия (ТБП), применяемые для защиты лопаток газотурбинных двигателей (ГТД), представляют собой многослойные композиции: жаростойкий связующий слой, наносимый на поверхность подложки (защищаемой детали), и внешний керамический слой с низким уровнем теплопроводности, как правило, на основе ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (YSZ). Между этими слоями находится тонкий слой окалины на основе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (так называемый TGO — thermally grown oxide), обеспечивающий адгезионную связь слоев покрытия. Жаростойкий связующий слой и внешний керамический слой наносятся путем нескольких последовательных технологических процессов, например диффузионным насыщением, катодным распылением, плазменным напылением, электронно-лучевым испарением и конденсацией в вакууме (ЕВ-РВД) [1–4].

В качестве материала жаростойкого связующего слоя используют сплавы типа М–Cr–Al–Y (где

М — это Ni, Co, Fe, взятые в отдельности или в комбинации), но их уровень жаростойкости резко снижается при температуре выше 1150 °С. Сплавы на основе алюминиды никеля (β-модификация NiAl) обладают более высоким уровнем жаростойкости (до температуры 1200 °С) и поэтому также могут использоваться в качестве жаростойкого связующего слоя термобарьерных покрытий [5–7].

Долговечность термобарьерных покрытий при высокой температуре в условиях теплосмен во многом определяется процессами окисления поверхности жаростойкого связующего слоя NiAl (в основном скоростью роста слоя Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на границе контакта NiAl/внешний керамический слой и адгезией слоя Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Замедление процессов окисления поверхности жаростойкого связующего слоя NiAl и повышения его адгезии способствует увеличению времени до скалывания внешнего керамического слоя и, соответственно, повышению долговечности термобарьерного покрытия. С этой



целью связующий слой NiAl дополнительно легируют введением небольшого количества (от 0,01 до 1 мас. %) различных активных к кислороду химических элементов, например Y, Zr, Ce, La, Hf, Dy [8–10], которые позволяют замедлить скорости роста слоя окалины  $Al_2O_3$  на поверхности NiAl, а также повысить адгезию слоя окалины. Позитивный эффект от введения указанных активных элементов (АЭ) связывают прежде всего с образованием «клиновидных» выделений на границе раздела окалины и NiAl, которые увеличивают сцепление слоя окалины с металлом, формированием слоя окалины с более совершенной структурой, а также с подавлением роста пустот/пор на межфазной границе и уменьшению «вспучивания» (rumpling) слоя окалины [11–14]. При одновременном легировании такими элементами, как Hf и Y, достигается наиболее высокая жаростойкость NiAl за счет синергетического эффекта [1].

Характерной особенностью приведенных выше результатов исследований, а также и многих других аналогичных публикаций, является гомогенное легирование (или модифицирование микроструктуры) жаростойкого связующего слоя NiAl максимально возможным количеством активных химических элементов и соединений для повышения жаростойкости и термической стабильности, а также для улучшения адгезии слоя окалины  $Al_2O_3$ , в результате чего повышается общая долговечность термобарьерного покрытия.

Представляется целесообразным дальнейшее совершенствование термобарьерных металлокерамических покрытий с жаростойким связующим слоем NiAl проводить в направлении как экономного легирования за счет создания градиентных по составу и структуре покрытий, так и путем нанесения подобных многослойных структур за один технологический процесс.

В настоящей статье рассмотрены результаты исследований структуры, а также термоциклической долговечности различных вариантов многослойных термобарьерных покрытий NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных путем электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме (ЕВ-РVD) по одностадийной технологии на образцах из жаропрочных сплавов с введением активных элементов Y, Hf, Dy в жаростойкий связующий слой NiAl, включая их градиентное распределение по содержанию.

**Объекты и техника эксперимента.** В качестве объекта исследований использовали образцы (подложки) жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ в виде шайб диаметром 14,5 мм и толщиной 6 мм следующего химического состава,

мас. %: основа — Ni; 5,0 Cr; 9,0 Co; 1,0 Mo; 8,3 W; 4,0 Ta; 4,0 Re; 1,5 Nb; 6,0 Al.

Перед нанесением покрытий поверхность образцов полировали с использованием шлифовальных бумаг до значения  $R_a = 0,8$  мкм.

Нанесение термобарьерных покрытий NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> производили за один технологический цикл на электронно-лучевых установках типа УЭ-202 и УЭ-207 путем последовательного испарения таблетки NiAl (без добавок и с добавками активных элементов) и слитков ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> из двух расположенных рядом испарителей. Для испарения применяли таблетки предварительно сплавленных NiAl, NiAlY и NiAlDy (содержание Al в таблетках составляло 48 %) массой 115 г. При введении добавок гафния в жаростойкий связующий слой NiAl использовали одновременное совместное испарение таблетки NiAl и прутка Hf, расположенного в отдельном тигле рядом с испарителем с таблеткой NiAl. Технологические особенности подготовки испаряемых материалов и осаждения покрытий NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также методика исследования их структуры и свойств изложены в работе [15]. Толщина осажденного жаростойкого связующего слоя NiAl составляла около 40 мкм, а внешнего керамического — 140...160 мкм. Для изучения влияния содержания легирующих добавок АЭ в NiAl их концентрация варьировалась в интервале от 0,05 до 1, 2 % (Y и Hf) и от 0,1 до 12 % (Dy). В ряде случаев осаждение жаростойкого связующего слоя с добавками АЭ проводили по режиму, обеспечивающему градиентное распределение содержания активного элемента, при этом оно увеличилось от минимальных значений у границы раздела с жаропрочным сплавом (подложкой) и достигло максимальной концентрации у границы раздела со слоем окалины  $Al_2O_3$ .

После осаждения градиентного ТБП проводили вакуумную термическую обработку образцов при температуре 1100 °С в течение 2 ч.

Печные термоциклические испытания образцов на воздухе проводили по режиму: нагрев до 1150 °С в течение 7 мин, выдержка на протяжении 45 мин, ускоренное охлаждение образцов потоком воздуха (вентилятором) до 50 °С в течение 8 мин. Полным разрушением термобарьерного покрытия считали скол 30 % площади внешнего керамического слоя.

**Результаты и их обсуждение.** Микроструктура термобарьерного покрытия NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, осажденного за один технологический цикл, приведена на рис. 1. Распределение химических элементов по толщине жаростойкого связующего слоя и во внешнем керамическом приведено на рис. 2.

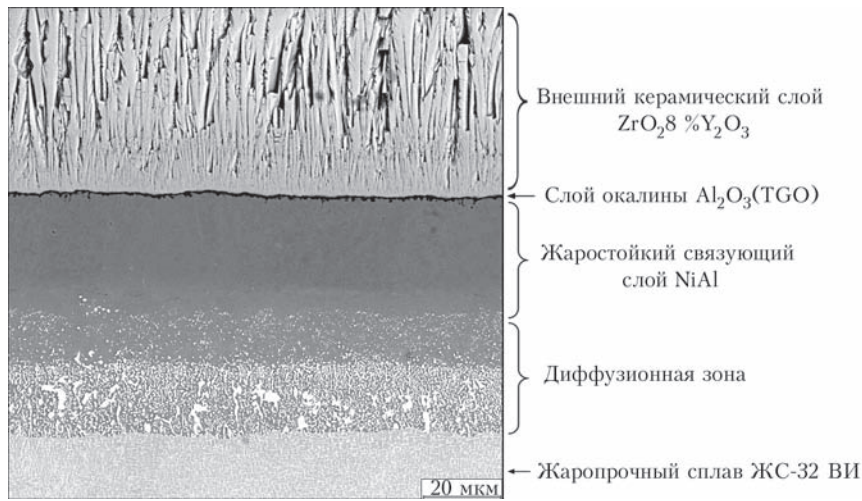


Рис. 1. Микроструктура термобарьерного покрытия NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на жаропрочном сплаве ЖС-32ВИ после вакуумной термообработки

Характер диффузионных процессов, происходящих в композиции жаропрочный сплав–конденсированный слой NiAl после его осаждения и в процессе вакуумной термической обработки детально рассмотрены в работе [15]. При градиентном распределении добавки АЭ в NiAl его содержание постепенно увеличивалось от минимальной концентрации на границе раздела с подложкой (жаропрочным сплавом) до максимальных значений у границы раздела со слоем окалины Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 3).

При введении АЭ в состав NiAl происходит измельчение его микроструктуры, при этом средний размер зерна уменьшается в 4–5 раз (рис. 4, 5). Наименьший размер зерен NiAl (3...4 мкм) отмечен при совместном легировании иттрием и гафнием.

Введение добавок АЭ в состав слоя NiAl на уровне до 1 % практически не оказывает влияния на уровень его микротвердости. При увеличении содержания АЭ выше 2...3 % микротвердость слоя NiAl повышается на 15...20 %.

Конденсированная зона моноалюминида никеля без добавок и с добавками АЭ в состоянии по-

сле вакуумного отжига имеет равноосную структуру. Содержание алюминия в конденсированной зоне покрытия во всех образцах находилось в пределах 30...34 % в состоянии после осаждения и 26...29 % после вакуумного отжига. Расшифровка электронограмм показала, что при конденсации в качестве основной фазы формируется β-NiAl. Связующий слой NiAl объединяет в себе конденсированный слой NiAl и две диффузионные зоны в жаропрочном сплаве — внешнюю и внутреннюю (рис. 1). Эти диффузионные зоны формируются в процессе осаждения и термической обработки покрытия за счет встречной диффузии алюминия из NiAl к жаропрочному сплаву (внешняя зона) и тугоплавких элементов из жаропрочного сплава в NiAl (внутренняя зона).

В результате вакуумной термообработки на межфазной границе NiAl и внешнего керамического слоя формируется прослойка окалины из

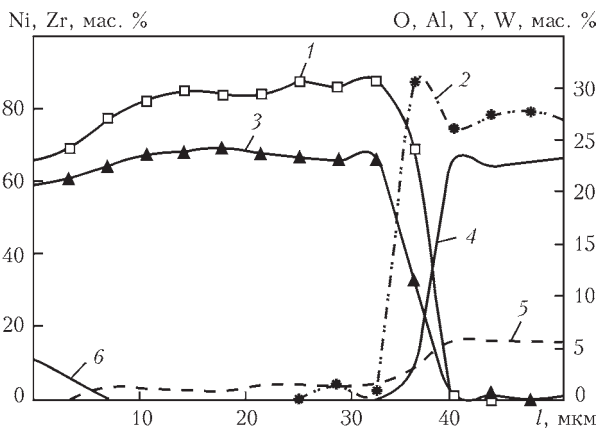


Рис. 2. Распределение основных химических элементов (1 — Al; 2 — O; 3 — Ni; 4 — Zr; 5 — Y; 6 — W) по толщине на границе раздела металл–керамика в термобарьерном покрытии NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

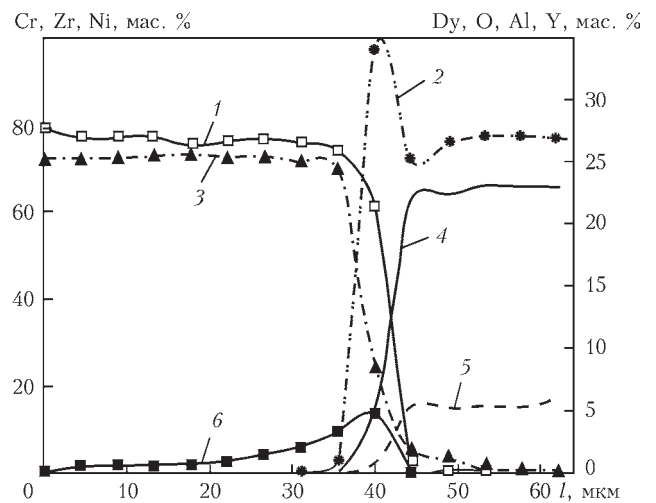


Рис. 3. Распределение основных легирующих элементов (1 — Al; 2 — O; 3 — Ni; 4 — Zr; 5 — Y; 6 — Dy) по толщине на границе раздела металл–керамика в термобарьерном градиентном покрытии NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

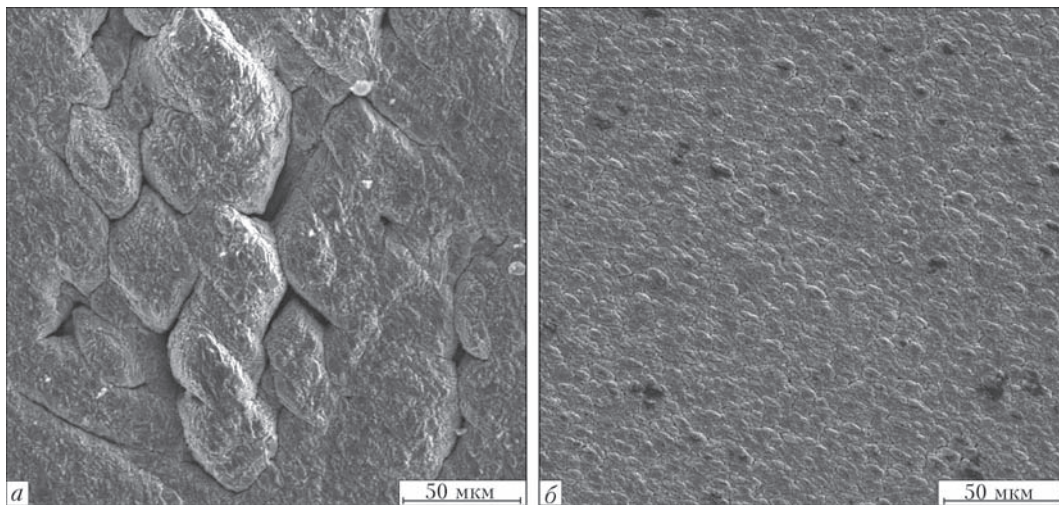


Рис. 4. Микроструктура поверхности жаростойкого слоя NiAl (а) и NiAlDy (б)

оксида алюминия (TGO, толщиной до 0,4 мкм), при этом слой окалины  $Al_2O_3$  плотно прилегает к жаростойкому связующему слою, пористость на межфазной границе отсутствует.

Отмечено, что вакуумная термическая обработка также вызывает активную диффузию АЭ из глубины конденсированного слоя к межфазной границе с TGO. Вероятной движущей силой данного процесса является высокое сродство АЭ к кислороду. В результате в слое NiAl под слоем TGO формируются частицы или их агломераты, обогащенные АЭ. Микрорентгеноспектральным анализом установлено достаточно высокое (~ до 3 %) содержание в них кислорода. При суммарном легировании конденсированного слоя больше, чем 0,2 % АЭ обнаружено присутствие в слое TGO частиц тройных соединений АЭ с алюминием и кислородом, а также частиц оксидов АЭ.

Известно, что добавки АЭ имеют ограниченную растворимость в NiAl: иттрий и диспрозий практически не растворяются [16], а раствори-

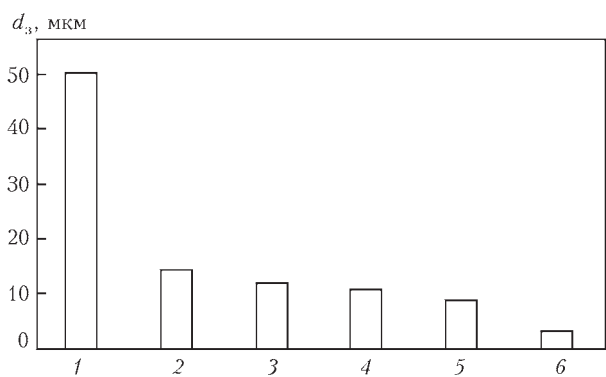


Рис. 5. Влияние добавок активных элементов (1 — NiAl; 2 — NiAlDy; 3 — NiAlY; 4 — NiAlZrY; 5 — NiAlHf; 6 — NiAlHfY) на средний размер зерна в NiAl

мость гафния не превышает 1,3 % (при 1100 °С) и 2,9 % (при 1200 °С) [16–18]. Вводимые в жаростойкий связующий слой NiAl добавки АЭ выделяются как внутри зерен, так и по границам в виде двойных или тройных интерметаллидных фаз. При этом размер этих выделений зависит от кон-

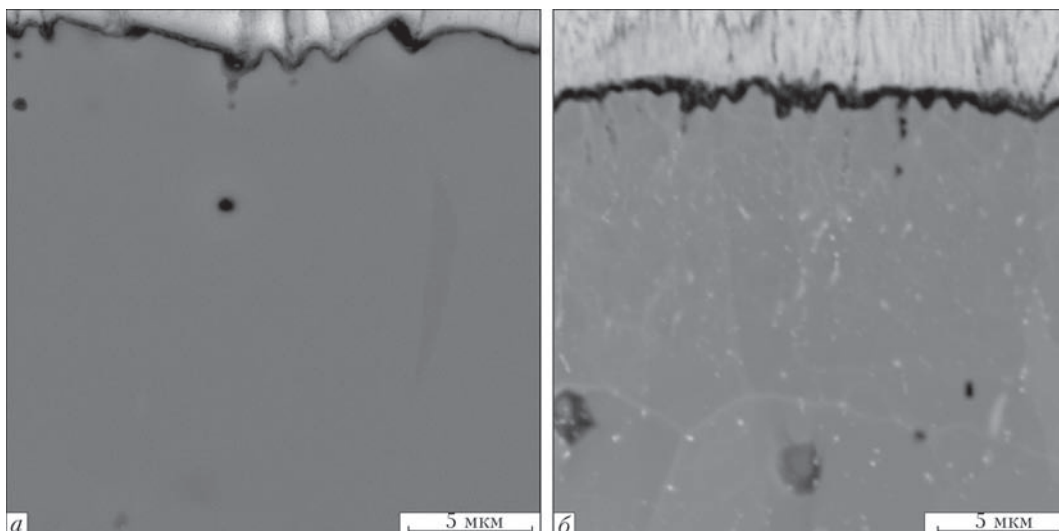


Рис. 6. Микроструктура границы контакта металл–керамика в покрытиях NiAl/  $ZrO_2$ -8 %  $Y_2O_3$  (а) и NiAlY/ $ZrO_2$ -8 %  $Y_2O_3$  (б)



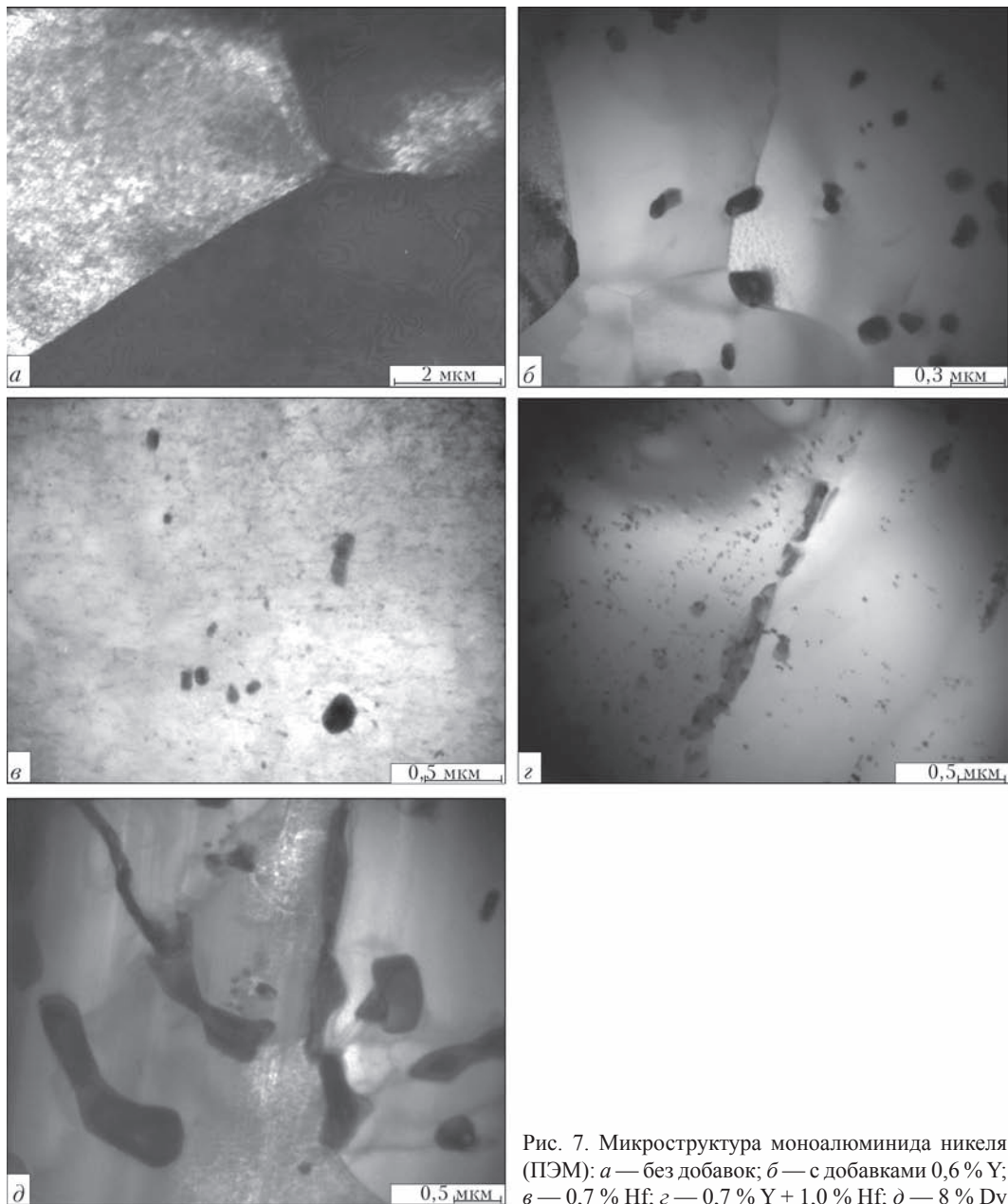


Рис. 7. Микроструктура моноалюминида никеля (ПЭМ): *a* — без добавок; *b* — с добавками 0,6 % Y; *c* — 0,7 % Hf; *z* — 0,7 % Y + 1,0 % Hf; *d* — 8 % Dy

центрации добавки Al в конкретном участке слоя NiAl. Например, при введении 0,6 % Y выделяются интерметаллидные частицы  $Ni_5Y$  размером 100...200 нм, имеющие равноосную форму и равномерную локализацию в матрице (внутри зерна моноалюминида никеля и по его границам).

На рис. 7, *a-d* представлены светлопольные изображения структуры  $\beta$ -NiAl конденсированной зоны покрытия после термической обработки без легирующих добавок (*a*) и при введении иттрия (*b*), гафния (*c*), иттрия и гафния одновременно (*z*).

При легировании  $\beta$ -NiAl гафнием наблюдается больший разброс размерных значений частиц: от наноразмерных 10...25 нм до частиц размерами около 150 нм (рис. 7, *c*). В целом размер преципитата меньше, чем при легировании иттрием. Обнаружено присутствие двух интерметаллидных фаз,

которые различаются по структуре и составу, предположительно  $Al_3Hf$  и  $Ni_2AlHf$  (фаза Гейслера).

При одновременном введении иттрия и гафния в количестве 0,4...1,0 % в матрице  $\beta$ -NiAl выявлены частицы тех же интерметаллидов, что описаны выше —  $Ni_5Y$ ,  $Al_3Hf$  и  $Ni_2AlHf$  (рис. 7, *z*). Преципитаты на основе иттрия выделяются в виде крупных частиц (до 0,3 мкм) внутри и по границам зерен моноалюминида никеля. В то же время фазы на основе гафния имеют значительно меньшие размеры (10...50 нм) и выделяются внутри зерен NiAl в виде отдельных частиц или их цепочек.

При повышении концентрации Al в NiAl до 1,2...1,4 % размер выделяемых интерметаллидных частиц увеличивается до 0,5...1,0 мкм, при этом они выделяются преимущественно в виде цепочек по границам зерен.



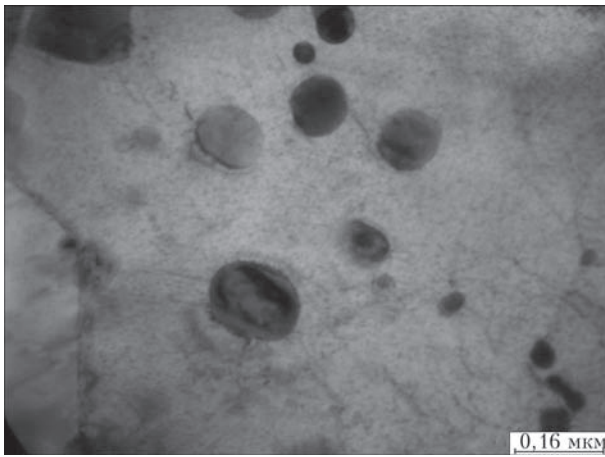
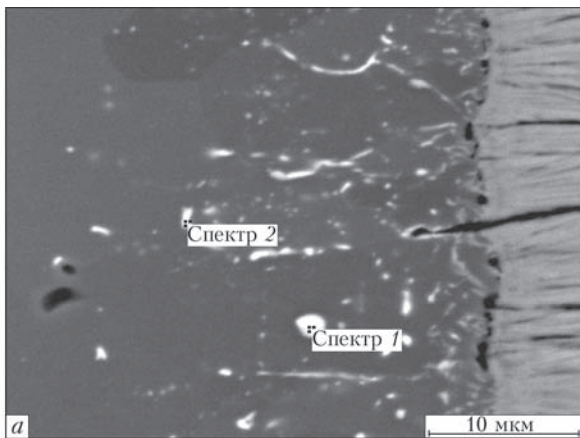


Рис. 8. Выделение частиц на основе диспрозия внутри зерен NiAl



Спектр	O	Al	Cr	Co	Ni	Dy	Всего
Спектр 1	-	8,12	-	0,68	58,21	33	100
Спектр 2	2,36	16,7	0,79	2,5	58,13	19,53	100

Рис. 9. Микроструктура границы контакта металл–керамика в градиентном покрытии NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (а) и химический состав частиц (мас. %) на основе диспрозия, выделяющихся в слое NiAl (б)

При легировании β-NiAl диспрозием наблюдается выделение глобулярных частиц DyNi<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> (данные СЭМ и EDX анализа, результаты исследований [10–12]) внутри зерен (рис. 8) и частиц вытянутой веретеноподобной формы фазы DyNiAl преимущественно по граница зерен (рис. 7, д). Размер этих частиц также зависит от концентрации диспрозия в NiAl и колеблется от 5 нм до 20 мкм при содержании Dy на уровне 0,05...0,1 и 6...8 % соответственно (рис. 9).

При исследовании термоциклической долговечности установлено, что наиболее высоким уровнем долговечности обладали варианты термобарьерных покрытий NiAlYHf/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с градиентным распределением содержания диспрозия (рис. 10).

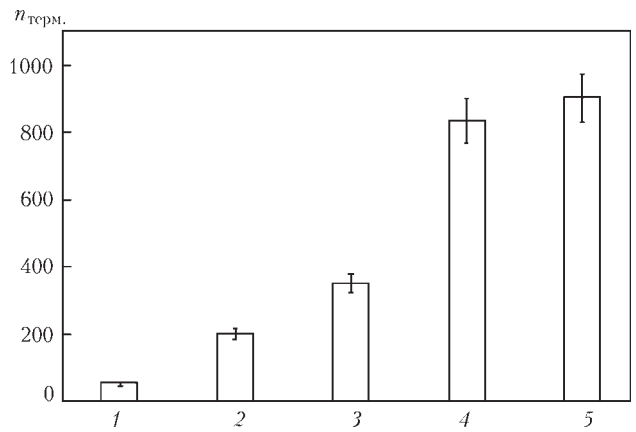


Рис. 10. Влияние добавок активных элементов (1 — NiAl; 2 — NiAlHf; 3 — NiAlY; 4 — NiAlHfY; 5 — NiAlDy) в жаростойкий связующий слой NiAl на термоциклическую долговечность покрытий NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

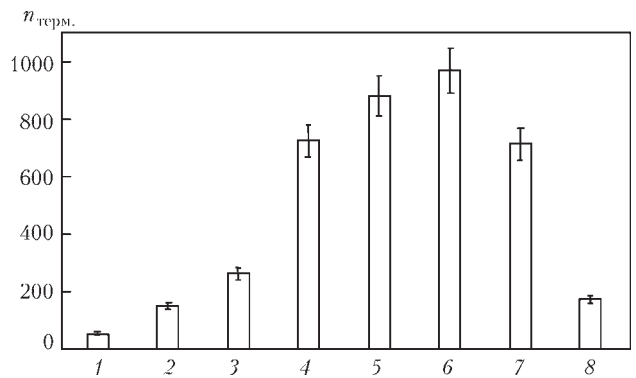


Рис. 11. Влияние содержания диспрозия (1 — 0; 2 — 0,6; 3 — 0,9; 4 — 3,2; 5 — 5,6; 6 — 8,2; 7 — 10,1; 8 — 14,2 %) в жаростойком связующем слое NiAl у границы раздела с внешним керамическим на термоциклическую долговечность покрытий NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

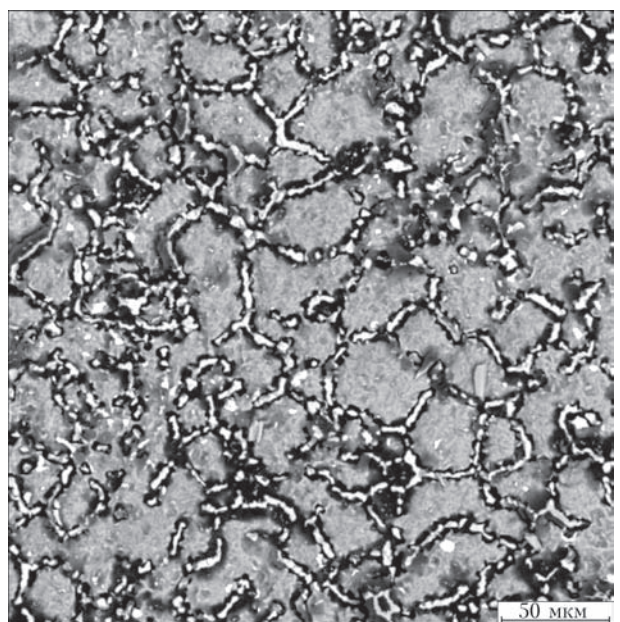


Рис. 12. Микроструктура поверхности жаростойкого связующего слоя NiAlDy после 600 термоциклов

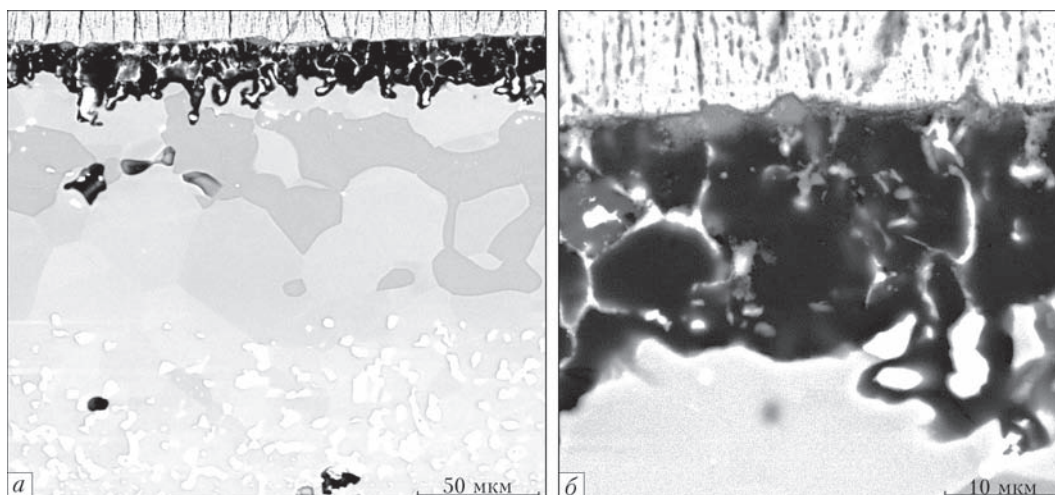


Рис. 13. Микроструктура зоны контакта металл–керамика (а) и слоя TGO (б) в градиентном покрытии NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> после 600 термоциклов

Следует отметить, что вариант покрытия с добавками иттрий–гафний является более сложным для реализации с технологической точки зрения, т.к. необходимо одновременное испарение из двух тиглей (гафний, обладавая низкой упругостью давления пара в вакууме, требует испарения из отдельного источника). Поэтому более предпочтительным для разработки промышленной технологии нанесения термобарьерных покрытий является вариант NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Результаты исследований по оптимизации содержания диспрозия в жаростойком слое NiAl приведены на рис. 11. При этом уровень содержания Dy анализировали на участках под TGO. Оптимальный диапазон содержания диспрозия в жаростойком связующем слое NiAl, обеспечивающий наиболее высокую термоциклическую долговечность покрытий, находится на уровне 5...10 %.

При исследовании образцов с покрытиями NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (без добавок и с добавками АЭ) после термоциклических испытаний установлено, что их разрушение происходит путем зарождения трещины между слоем окислы (TGO) и поверхностью связующего слоя NiAl с последующим скалыванием TGO и внешнего керамического слоя, что коррелируется с ранее выполненными исследованиями [19]. Разрушение покрытий NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> происходило относительно быстро (около 50 термоциклов), при этом толщина слоя TGO не превышала 1...2 мкм, что свидетельствует о слабой адгезии этого слоя с поверхностью NiAl.

При введении добавок АЭ в состав связующего слоя термоциклическая долговечность покрытий существенно повышалась, толщина TGO в момент начала разрушения достигала 15...20 мкм.

Позитивное влияние добавок диспрозия на термоциклическую долговечность может быть обу-

словлено следующими эффектами (помимо описанных в начале статьи):

выделяющиеся внутри и по границам зерен NiAl частицы соединений диспрозия с никелем и алюминием (в том числе и наноразмерные) замедляют диффузионные процессы как в самом жаростойком связующем слое, так и системе покрытие–подложка. Об этом свидетельствует более высокое содержание алюминия в β-фазе в слое NiAlDy после 900 термоциклов испытаний (до 13,4 %) по сравнению с содержанием алюминия (до 11 %) в NiAlY после аналогичного количества термоциклов, но при этом содержание в β-фазе (толщина зоны остаточной β-фазы в слое NiAlDy) была в 2 раза больше;

в процессе термоциклических испытаний наблюдается диффузия диспрозия к границе раздела слой NiAl–слой TGO и выделение соединений диспрозия в виде оксидов преимущественно по границам зерен (рис. 12). Клиновидные и разветвленные частицы размером до 15 мкм оксидов на основе диспрозия (вероятно DyAlO<sub>3</sub> [14]), находящиеся внутри слоя TGO в процессе окисления поверхности слоя NiAl, являются «якорями», способствующими повышению адгезии слоя окислы к NiAl (рис. 13).

## Выводы

1. Легирование связующего слоя NiAl иттрием, гафнием или диспрозием позволяет в 8–15 раз повысить термоциклическую долговечность композиционных термобарьерных покрытий, получаемых электронно-лучевым испарением и конденсацией в вакууме.

2. Наиболее высокой термоциклической долговечностью обладают композиционные термобарьерные покрытия NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с градиентным распределением диспрозия в связующем



слое NiAl при его максимальной концентрации под слоем TGO на уровне 4...9 %.

3. Установлено, что вводимый диспрозий выделяется внутри и по границам зерен NiAl в виде частиц фаз типа  $Ni_xAl_yDy_z$  размером от 5 нм до 20 мкм, а также в слое окалина  $Al_2O_3$  на границе раздела металл–керамика предположительно в виде соединения  $DyAlO_3$ .

4. Позитивный эффект от легирования диспрозием обеспечивается за счет: уменьшения размера зерна NiAl в 4-5 раз; повышения термической стабильности связующего слоя NiAl в результате замедления диффузионных процессов на 20...25 %; повышения адгезии слоя окалины  $Al_2O_3$  на границе раздела металл–керамика из-за прорастания веретенообразных частиц на основе оксида диспрозия внутрь слоя NiAl.

*Авторы выражают искреннюю благодарность В. В. Трохимченко (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) и С. М. Романенко (ГП «МЦ ЭЛТ») за помощь при подготовке статьи.*

**Список литературы/References**

1. Darolia, R. (2013) Thermal barrier coatings technology: Critical review, progress update, remaining challenges and prospects. *International Materials Reviews*, 58(6), 315–348.
2. Levi, C.G. (2004) Emerging materials and processes for thermal barrier systems. *Solid State and Materials Sci.*, 38, 77–91.
3. Clarke, D.R., Oechsner, M., Padture, N. (2012) Thermal barrier coatings for more efficient gas-turbine engines. *MRS Bulletin*, 37(10), 891–898.
4. Saini, A.K., Das, D., Pathak, M.K. (2012) Thermal barrier coatings — application, stability and longevity aspects. *Procedia Engineering*, 38, 3173–3179.
5. Haynes, J.A., Lance, M.J., Pint, B.A., Wright I.G. (2001) Characterization of commercial EB-PVD TBC systems with CVD (Ni, Pt)Al bond coatings. *Surf. Coat. Technol.*, 146–137, 140–146.
6. Kolomytsev, P.T. (1991) Thermal barrier coatings for nickel alloys. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

7. Guo, H., Sun, L., Li, H., Gong, S. (2008) High temperature oxidation of hafnium modified NiAl bond coat in EB-PVD thermal barrier coating system. *Thin Solid Films*, 516, 5732–5735.
8. Naveos, S., Oberlaender, G., Cadoret, Y., Josso, P., Bacos, M.-P. (2004) Zirconium modified aluminide by vapour pack cementation process for thermal barrier applications: Formation mechanisms and properties. *Mat. Sci. Forum*, 461–464, 375–382.
9. Nesbitt, J.A., Gleeson, B., Sordelet, D., Barrett, C.A. (2003) Pt and Hf additions to NiAl bond coats and their effect on the lifetime of thermal barrier coatings. *Ibid.*, 426–432, 209–214.
10. Li, D., Guo, H., Peng, H. et al. (2013) Improved alumina scale adhesion of electron beam physical vapor deposited Dy/Hf-doped  $\beta$ -NiAl coatings. *Appl. Surface Sci.*, 283, 513–520.
11. Guo, H., Wang, S., Wang, X., Gong, S. (2010) Cyclic oxidation behaviours of EB-PVD Dy doped  $\beta$ -NiAl coatings at 1100 °C. *Int. J. of Modern Physics B*, 24(15–16), 3143–3148.
12. Li, D., Wang, L., Peng, H. et al. (2012) Cyclic oxidation behaviour of  $\beta$ -NiAlDy alloys containing varying aluminium content at 1200 °C. *Progress in Natural Sci.: Materials Int.*, 22(4), 311–317.
13. Guo, H., Wang, X., Gong, S. (2010) Effects of Dy on the microstructure and spallation failure of the alumina scales grown on NiAl. *Int. J. of Modern Physics B*, 24(15–16), 3149–3154.
14. Zhao, X., Guo, H., Gao, Y. et al. (2011) Effects of Dy on transient oxidation behaviour of EB-PVD  $\beta$ -NiAl coatings at elevated temperatures. *Chinese J. of Aeronautics*, 24, 363–368.
15. Yakovchuk, K.Yu., Mikitchik, A.V., Rudoy, Yu.E., Akhtyrsky, A.O. (2016) Diffusion barrier layer for high-temperature protective coatings. *Sovrem. Elektrometall.*, 4, 36–44 [in Russian].
16. Kositsyn, S.V., Kositsyna, I.I. (2008) Phase and structure transformations in alloys based on nickel monoaluminide. *Usp. Fiz. Met.*, 9, 195–258 [in Russian].
17. Povarova, K.B., Kazanskaya, N.K., Drozdov, A.A., Morozov, A.E. (2006) Physical-chemical principles of interaction between nickel aluminides and alloying elements. I: Formation of solid solutions based on nickel aluminides. *Metally*, 5, 58–71 [in Russian].
18. Povarova, K.B., Kazanskaya, N.K., Drozdov, A.A., Morozov, A.E. (2008) Rare-earth metals in alloys based on nickel aluminides. I: Physical-chemical principles of interaction in systems Ni–Al–REM–AE and  $Ni_xAl_y$ –REM–AE (alloying element). *Ibid.*, 1, 58–64 [in Russian].
19. Smialek, J.L. (2015) Compiled furnace cyclic lives of EB-PVD thermal barrier coatings. *Surf. & Coat. Technol.*, 276, 31–38.

**СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ КОНДЕНСАЦІЙНИХ ГРАДІЄНТНИХ ТЕРМОБАР’ЄРНИХ МЕТАЛОКЕРАМІЧНИХ ПОКРИТТІВ ЗІ СПОЛУЧНИМ ШАРОМ NiAl, ЛЕГОВАНИМ Y, Hf, Dy**

**К. Ю. Яковчук<sup>1</sup>, Ю. Е. Рудой<sup>1</sup>, А. В. Микитчик<sup>1</sup>, Е. В. Онопрієнко<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Державне підприємство «Міжнародний центр електронно-променевої технології Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України».

03150, м. Київ-150, вул. Горького (Антоновича), 68. E-mail: yakovchuk@paton-icebt.kiev.ua

<sup>2</sup>ТОВ «ОПТЕК».

04070, м. Київ, вул. Ільїнська, 8. E-mail: Onoprienko@optecgroup.com

Проведено аналіз сучасних методів підвищення службових характеристик жаростійкого сплаву NiAl, що використовується в якості сполучного шару в термобар’єрних покриттях, шляхом введення в його склад активних елементів, наприклад Y, Hf, Dy. Представлені результати дослідження структури і властивостей конденсаційних термобар’єрних покриттів NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> товщиною 40...50/140...160 мкм на зразках з жароміцного сплаву ЖС-32ВІ з добавками Y, Hf, Dy в NiAl, в тому числі з градієнтним розподілом їх концентрації по товщині шару NiAl. Встановлено, що добавки активних елементів зменшують в 4–5 разів середній розмір зерен

конденсованого шару NiAl. Показано, що активні елементи в сполучному шарі виділяються як по границям, так і всередині зерен NiAl у вигляді частинок розміром від 5 нм до 20 мкм в залежності від рівня їх концентрації. Встановлено, що найбільш високою термоциклічною довговічністю при випробуваннях на повітрі по режиму 40...1150 °С мають градієнтні покриття NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, в яких вміст диспрозію градієнтно збільшується з товщиною шару NiAl, досягаючи максимуму (4...9 %) біля межі розділу з зовнішнім керамічним шаром. Відзначено, що позитивний ефект від введення до складу NiAl Dy, у порівнянні з Y, забезпечується завдяки гальмуванню дифузії Al (приблизно в 1,2 рази), уповільненню швидкості росту шару окалини Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на межі розділу метал-кераміка і підвищенню адгезії шару окалини за рахунок вrostання веретеноподібних виділень оксидів на основі диспрозію в шар окалини. Бібліогр. 19, іл. 13.

**Ключові слова:** конденсаційні градієнтні термобар'єрні покриття; зовнішній керамічний шар на основі діоксиду цирконію; жаростійкий сполучний шар NiAl; активні елементи Y, Hf, Dy; жароміцні сплави; термоциклічна довговічність термобар'єрних покриттів

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF CONDENSED GRADIENT METAL-CERAMIC THERMAL BARRIER COATINGS WITH NiAl-BOND COAT ALLOYED WITH Y, Hf, Dy**

**K.Yu. Yakovchuk<sup>1</sup>, Yu.E. Rudoy<sup>1</sup>, A.V. Mykytchuk<sup>1</sup>, E.V. Onoprienko<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>State-Run Enterprise «International Center for Electron Beam Technologies of E.O. Paton Electric Welding, NASU». 68 Gorky (Antonovich) Str. 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: yakovchuk@paton-icebt.kiev.ua

<sup>2</sup>«ОПТЕС» Group.

8 Illinskaya Str., 04070, Kyiv, Ukraine. E-mail: onoprienko@optecgroup.com

The analysis of modern methods for improving the service characteristics of NiAl heat-resistant alloy, used as a bond coat in thermal barrier coatings (TBC), was carried out by introducing active elements (AE), for example Y, Hf, Dy, into its composition. The article contains results of investigation of structure and properties of NiAl/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> condensed TBC of 40...50/140...160 μm thickness on ZhS-32VI super alloy samples with Y, Hf, Dy additives in NiAl, including gradient distribution of their concentration across the thickness of NiAl layer. It was found that the additions of active elements reduce the average grain size of the condensed NiAl layer by 4–5 times. It was shown that AEs in the bond layer are precipitated both along the boundaries and also inside the NiAl grains in the form of particles ranging in size from 5 nm to 20 μm, depending on the level of their concentration. It has been established that graded NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings, in which the dysprosium content gradiently rises with NiAl layer thickness, reaching a maximum (4...9 %) at the interface with outer ceramic layer, possess the highest thermal cyclic life during tests in air at the 40...1150 °C temperature mode. It is noted that the positive effect of Dy, as compared to, Y introduction into the NiAl composition, is provided due to the inhibition of Al diffusion (about 1, 2 times), delaying the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> scale growth rate at the metal-ceramic interface and the increase of adhesion of the scale layer by the growing-in of spindle-shaped precipitates of oxides on dysprosium base into the scale layer. 19 Ref., 13 Fig.

**Key words:** condensed gradient thermal barrier coatings; outer ceramic layer on zirconium dioxide base; heat-resistant NiAl bond coat; active elements Y, Hf, Dy; super alloys; thermal cyclic life of TBC

Поступила 28.07.2017



**МЕТАЛ ОБЛАДНАННЯ ІНСТРУМЕНТ**

**VIII спеціалізована виставка**

**«Метал. Обладнання. Інструмент 2018»**

25–27 квітня 2018 р.

Палац спорту «Україна», вул. Мельника, 18, м. Львів

Виставка «Метал. Обладнання. Інструмент-2018» —

це місце зустрічі провідних фахівців у галузі машинобудування і русло потужного інформаційного потоку.

**Тематичні розділи виставки**

- обладнання для обробки металу; • металорізальні верстати та оснастка; • лазерне, плазмове обладнання і технології;
- обладнання для розкрою листа і прокату; • металорізальні інструменти; • зварювальне обладнання;
- ковальське обладнання та ін.

Детальна інформація про проект та архів заходів на сайті: <http://met.expolviv.ua>



# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛИТКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ КОНДИЦИОННЫХ ВОЗВРАТНЫХ ОТХОДОВ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЖС26-ВИ

В. В. Клочихин<sup>1</sup>, Н. И. Гречанюк<sup>2</sup>, Ю. А. Смашнюк<sup>3</sup>,  
И. Н. Гречанюк<sup>3</sup>, В. В. Наумик<sup>4</sup>

<sup>1</sup>АО «Мотор Сич».

69068, г. Запорожье, просп. Машиностроителей, 15. E-mail: tb.ugmet@motorsich.com

<sup>2</sup>Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины.

03680, г. Киев-142, ул. Кржижановского, 3. E-mail: dir@ipms.kiev.ua

<sup>3</sup>Научно-производственное предприятие «Элтехмаш».

21011, г. Винница, ул. Ватутина, 25. E-mail: vin25ebt@ukr.net

<sup>4</sup>Запорожский Национальный технический университет.

69063, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64. E-mail: naumik@zntu.edu.ua

Исследованы структура и физико-механические свойства слитков, полученных электронно-лучевым переплавом кондиционных возвратных отходов жаропрочного сплава ЖС26-ВИ. Проведена сравнительная оценка свойств сплавов, полученных из возвратных отходов, и стандартных сплавов, выплавленных из чистых шихтовых материалов в вакуумной печи способом равноосной кристаллизации. Показано, что свойства сплавов, полученных по двум вышеуказанным способам, сравнимы и соответствуют требованиям ТУ. Библиогр. 3, табл. 8, ил. 11.

**Ключевые слова:** электронно-лучевая плавка; жаропрочные сплавы; возвратные отходы; структура; физико-механические свойства

**Введение.** Как известно, свойства металлических сплавов главным образом определяются их химическим составом и содержанием в них газов и примесей. Для рафинирования металлов и сплавов часто применяют их переплав. Материалы высокой чистоты получают путем переплава в вакууме с помощью электронного пучка. В отличие от вакуумной дуговой плавки при электронно-лучевом переплаве легко устанавливать скорость плавки и подводимую электрическую мощность независимо друг от друга, тем самым варьируя температуру материала и время его пребывания в расплавленном состоянии [1]. Исходя из этого, электронно-лучевой переплав является наиболее эффективным технологическим процессом переплава сложных по своему составу отходов сплавов с жесткими допусками по составу легирующих компонентов. К ним относятся отходы жаропрочных сплавов. В литейном производстве они представляют собой технологически неизбежный остаток исходного сплава, не вошедший в массу годных отливок. Высокая стоимость первичных жаропрочных сплавов обусловила появление тенденции использования при шихтовке плавки для литья лопаток отходов литейного производства, что позволило снизить себестоимость продукции [2].

Системные исследования по рафинированию отходов жаростойких сплавов ИС70-ВИ, ИС88У-ВИ для литья лопаток стационарных ГТД и ЖСЗДК-ВИ, ЖС26-ВИ для литья лопаток авиационных ГТД с использованием совмещенного индукционного и электронно-лучевого нагрева выполнены в работах [2, 3].

Исходными материалами для плавки при совмещенных вакуумно-индукционной плавке (ВИП) и электронно-лучевой плавке (ЭЛП) служили заготовки после переплава кондиционных отходов жаропрочных сплавов массой до 9,5 кг способом ВИП.

Режимы плавки при совмещенном электронно-лучевом нагреве следующие: температура расплава в тигле при ВИП около 2023 К, выдержка — 21 мин, обработка электронным лучом жидкого расплава в тигле — 5 мин.

Анализ полученных данных свидетельствует, что составы всех полученных образцов сплавов соответствуют установленным требованиям. Совмещенная плавка обеспечивает рафинирование сплавов от свинца, кислорода, азота. Наблюдается также тенденция снижения фосфора. В то же время в выплавленных по данной двухстадийной технологии заготовках диаметром 90 мм наблюдается повышенное содержание газов в верхних частях,

что указывает на необходимость усовершенствования процесса формирования заготовок.

Электронно-лучевой переплав с промежуточной емкостью с порционной подачей и выдержкой жидкого металла в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе обеспечивает более эффективное рафинирование от газов, легкоплавких металлических и неметаллических примесей [1], чем это происходит в фиксированном объеме расплава [2, 3]. Следует отметить, что с увеличением объема расплава степень его рафинирования при фиксированных выдержках уменьшается.

Данная работа посвящена оптимизации технологии переплава кондиционных отходов жаропрочного сплава ЖС26-ВИ с использованием технологической схемы с промежуточной емкостью.

**Техника эксперимента и методики исследования.** Переплав кондиционных отходов жаропрочного сплава ЖС26-ВИ проводили на промышленной электронно-лучевой установке УЭ-174 конструкции ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, модернизированной в НПП «Элтехмаш», г. Винница. Общий вид и технологическая схема установки приведены на рис. 1. В состав установки (рис. 1, б) входят: рабочая камера 1, в верхней части которой на медной водоохлаждаемой плите размещены четыре плоско-лучевых электронных нагревателя 3 мощностью по 100 кВт каждый с отдельной откачкой катодно-анодного узла. К боковой стенке рабочей камеры 1 пристыкован механизм подачи шихты под плавку (на рисунке не показан). В рабочей камере размещены два медных водоохлаждаемых тигля: прямоугольной формы с внутренними размерами 320×170×50 мм, ко-

торый в технологическом процессе используется как промежуточная емкость 6 и цилиндрический диаметром 100 мм 7, служащий непосредственно для формирования слитка. Внизу рабочей камеры на одной оси с цилиндрическим кристаллизатором пристыковано нижнюю камеру с механизмом вытягивания слитка 9. Рабочая камера оснащена двумя стробоскопическими системами для визуального контроля за ходом переплава 4.

Вакуумная система установки обеспечивает раздельную откачку с рабочей камеры и камеры пушек и оснащена насосами: диффузионным паромасляным насосом Н-400, двумя бустерными паромасляными НВ5М-400, одним НВБМ-250 и форвакуумным АВЗ-125. Средний уровень вакуума в зоне плавки  $1,3 \cdot 10^{-2}$  Па, камере пушек  $5 \dots 6 \cdot 10^{-3}$  Па. В состав установки входят также другие узлы и механизмы, обеспечивающие ее работоспособность.

Исходными материалами для переплава служили слитки кондиционных отходов сплава ЖС26-ВИ после вакуумно-индукционного переплава диаметром 90 мм и длиной до 500 мм. Общее количество поставленного сплава 280 кг.

Усредненный химический состав слитков после вакуумно-индукционного переплава следующий, мас. %: 4,9 Cr; 8,9 Co; 0,92 Mo; 11,65 W; 5,9 Al; 0,93 Ti; 1,5 Nb; 0,98 V; 0,15 C; 0,06 Fe; 0,12 Si; 0,009 Mn; 0,007 S; 0,004 P; 0,018 B; 64,1 Ni; O и N не определяли.

Входной контроль химического состава исходных слитков проводили на мультиэлементном экспрессанализаторе состава сплавов «EXPERT-3L».

На первом этапе переплава необходимое количество слитков помещали в камеру бокового механизма подачи шихтовых материалов и сплавляли в

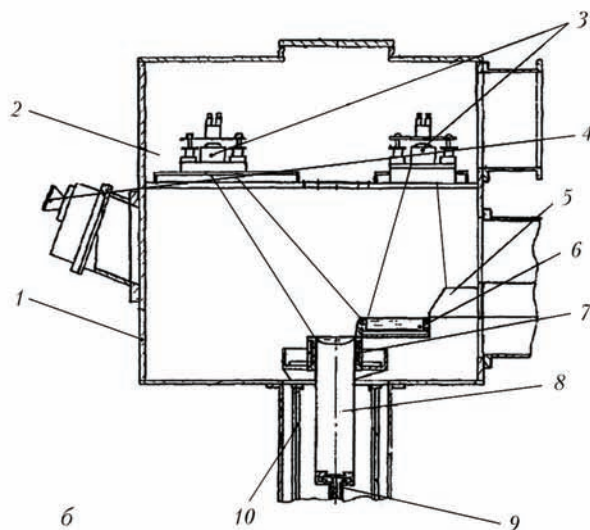
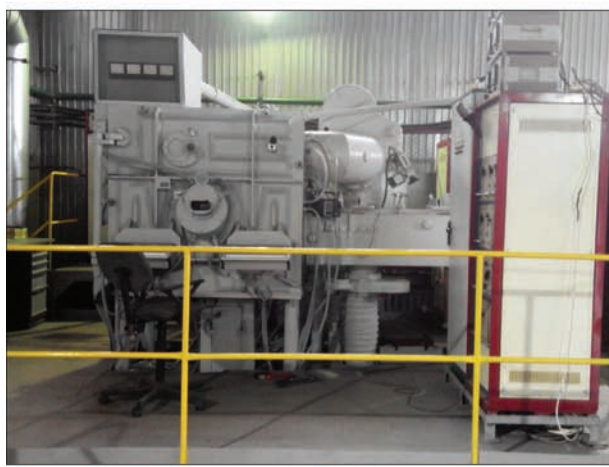


Рис. 1. Общий вид (а) и схема установки УЭ-174 (б): 1 — рабочая камера; 2 — камера пушек; 3 — электронные пушки; 4 — смотровая система; 5 — шихтовая заготовка; 6 — промежуточная емкость; 7 — медный водоохлаждаемый тигель (кристаллизатор); 8 — выплавленный слиток; 9 — поддон для формирования и вытягивания слитка; 10 — теплоотражающий экран

Т а б л и ц а 1. Химический состав заготовки-отливки диаметром 97 мм, полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП, мас. %

Место отбора пробы	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe
Верх	0,137	4,70	8,96	11,50	6,10	1,02	1,00	0,06
Середина	0,129	4,94	9,03	11,53	5,74	0,90	1,00	0,06
Низ	0,132	4,94	9,03	11,53	5,74	0,90	1,00	0,06
ТУ1-92-177-91	0,12...0,17	4,3...5,3	8,7...9,3	11,2...12,0	5,6...6,1	0,8...1,2	0,8...1,2	≤0,5

**Окончание табл. 1**

Место отбора пробы	Nb	V	Ni	Si	Mn	S	P	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
Верх	1,43	0,90	Основа	<0,2	<0,3	0,003	0,003	0,00068	0,00109
Середина	1,64	0,91	->-	<0,2	<0,3	0,003	0,003	0,00070	0,00106
Низ	1,64	0,91	->-	<0,2	<0,3	0,003	0,003	0,00074	0,00105
ТУ1-92-177-91	1,4...1,8	0,8...1,2	->-	≤0,2	≤0,3	≤0,005	≤0,010	≤0,002	≤0,002

промежуточную емкость. При проведении плавки одновременно были задействованы три электронно-лучевых нагревателя. Одним из них сплавляли исходные слитки (ток луча 2,2...2,4 А), двумя другими с помощью разверток (ток луча 0,8...0,9 А) поддерживали постоянным уровень жидкой ванны в промежуточной емкости глубиной 3...5 мм. Таким образом, при постоянной подаче слитков в зону плавки одновременно происходили наполнение и плавная кристаллизация жидкого металла в промежуточной емкости. Слябы размерами 320×170×50 мм формировали в течение 25...30 мин.

Рафинирование сплава происходило вследствие фракционной дистилляции легкоплавких примесей, обезгаживания и удаления неметаллических включений. Полученные слябы извлекали из промежуточной емкости. На поверхности закристаллизованной ванны визуально наблюдали мелкие шлаковые включения и пленки, образованные вследствие всплытия оксидных включений при затвердевании сплава. Толщина пленок не превышала 50...70 мкм. Комплексный химический и рентгенофазовый анализ позволили определить их состав на поверхности сплава ЖС26-ВИ после первичного электронно-лучевого переплава и он следующий, мас. %: 96,45 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 0,62 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 0,51 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 0,27 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 0,8 NiO; 0,29 TiO<sub>2</sub>; 0,4 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 0,3 Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>.

Анализ химического состава оксидов однозначно указывает на факт взаимодействия жидкого металла и формы при ее заливке, в состав которой преимущественно входит оксид алюминия.

Для удаления шлаковых включений и оксидных пленок поверхность сляба последовательно подвергали шлифованию и химическому травлению.

Таким образом было получено 12 заготовок в виде слябов массой более 20 кг каждый. Заготовки помещали в камеру бокового механизма пода-

чи шихтовых материалов и повторно сплавляли в промежуточную емкость. Сформированные заготовки второго переплава также подвергали шлифованию и химическому травлению.

На третьем этапе переработки заготовки сплавляли в промежуточную емкость и осуществляли выдержку жидкой ванны с незначительным перегревом (30...50 °С) в течение 8...12 мин для интенсификации процесса рафинирования с последующим сливом жидкого металла в водоохлаждаемый кристаллизатор диаметром 100 мм. Осуществляли порционный слив металла на поверхность жидкой ванны высотой 20...25 мм с выдержкой в жидком состоянии 2...3 мин. С использованием трехэтапной переработки получено 9 слитков длиной 390...488 мм, массой 23,0...31,3 кг. Чистой диаметр слитков после проточки составлял 94,5...97,5 мм.

Структуру, химический, фазовый состав, механические и жаропрочные свойства полученных материалов определяли по методикам принятия в АО «Мотор-Сич», г. Запорожье, Украина.



Рис. 2. Внешний вид поверхности заготовки-отливки диаметром 97 мм, полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП: I — верхняя часть заготовки; II — средняя; III — нижняя



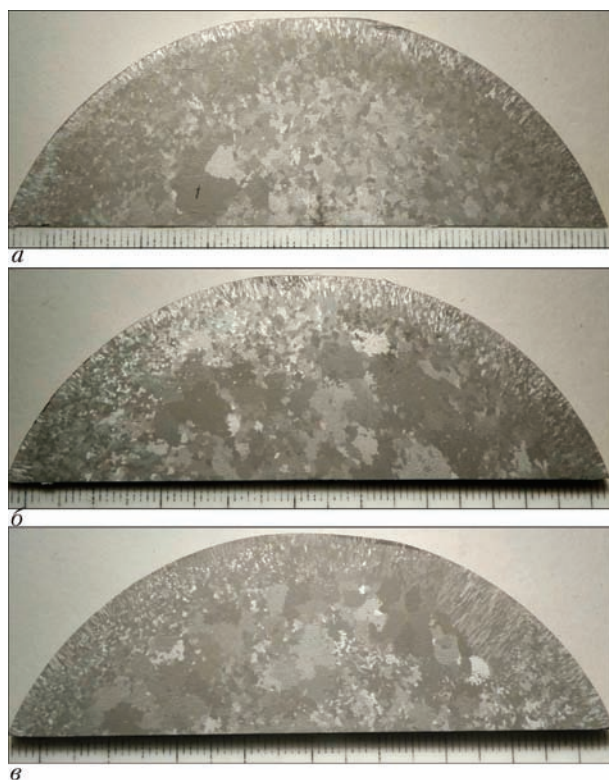


Рис. 3. Макроструктура в поперечном сечении заготовки диаметром 97 мм, полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП: а — верх; б — середина; в — низ

**Обсуждение результатов исследований.** Для исследований выбрана прутковая заготовка после торцевой обработки диаметром 97 мм (плавка Н2).

Химический состав поступившей заготовки, удовлетворительный и отвечает требованиям ТУ1-92-177-91 (табл. 1).

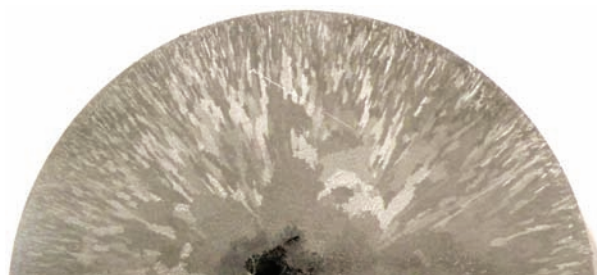


Рис. 4. Макроструктура в поперечном сечении средней части заготовки диаметром 80 мм из сплава ЖС26-ВИ

Поверхность заготовки-отливки чистая с наличием единичных лунок (рис. 2). На торцах заготовок имеются следы зачистки усадочных раковин и незначительные лунки.

Макроструктура в поперечном сечении верхней, средней и нижней частей заготовки, полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП, представлена на рис. 3.

В структуре поступивших на исследование фрагментов заготовок-отливок наблюдаются кристаллизационные зоны мелких подкорковых, столбчатых и равноосных кристаллов.

Усадочная раковина, осевая усадочная рыхлота и пористость в центральной зоне исследуемых макротемплетов не выявлены.

Сравнительное исследование макроструктурного состояния материала проводили на исходной заготовке диаметром 80 мм из сплава ЖС26-ВИ (плавка 9Н6021/Н211) производства ОАО «СМКомпания» (г. Ступино), полученной в вакуумной печи способом равноосной кристаллизации.

**Т а б л и ц а 2.** Параметры макроструктуры заготовки-отливки диаметром 97 мм (плавка Н2), полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП и исходной заготовки 9Н6021/Н211

Исследуемая заготовка-отливка	Место отбора пробы	Размер кристаллизационных зон кристаллов, мм			Размер макрозерна, мм
		мелких подкорковых	столбчатых	равноосных	
ЭЛП	Верх	0,5...1,0	3...10	~ 78	0,75...5,0
	Середина	0,5...1,0	3...8	~ 78	0,3...5,0
	Низ	0,5...1,0	3...12	~ 78	0,3...4,0
9Н6021/Н211	Середина	1,5...2,0	14...18	44...52	3,0...5,0

**Т а б л и ц а 3.** Размеры структурных составляющих в заготовке диаметром 97 мм из сплава ЖС26-ВИ

Место вырезки микрошлифа	Место замера	Размер структурных составляющих, мкм			Размер микропор, мкм (не более)	Расстояние между осями дендритов 2-го порядка, мкм
		эвтектика ( $\gamma-\gamma'$ )	карбиды типа MeC	оксиды (не более)		
Верх	Край	5...25	1,5...16	18	34	20...45
	Центр	10...56	2...23	19	44	40...65
Середина	Край	6...22	1,5...11	12	34	25...45
	Центр	10...40	2...14	21	46	45...60
Низ	Край	3...10	1,5...10	14	21	16...42
	Центр	5...40	2...8	24	30	34...53



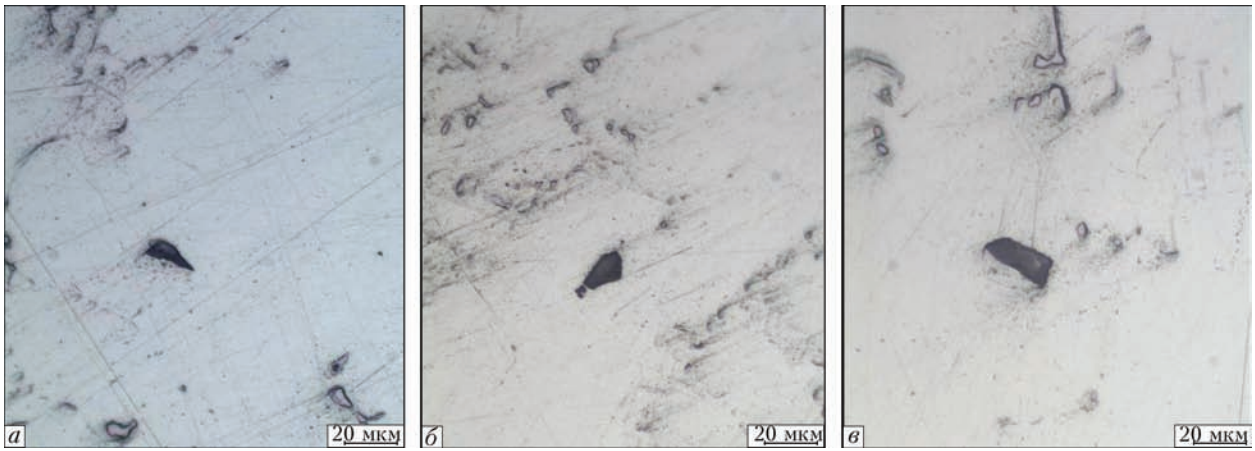


Рис. 5. Оксидные включения в прутковой заготовке диаметром 97 мм, полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП: *a* — верх; *б* — середина; *в* — низ

В структуре заготовки-отливки плавки 9Н6021/Н211 производства «СМК» наблюдали аналогичные кристаллизационные зоны. Кроме того следует отметить, что в центральной зоне макротемплета, вырезанного из средней части прутковой заготовки,

имеется усадочная раковина диаметром до 15 мм, а также осевая усадочная рыхлота (рис. 4).

Результаты замера параметров макроструктуры исследуемых заготовок приведены в табл. 2.

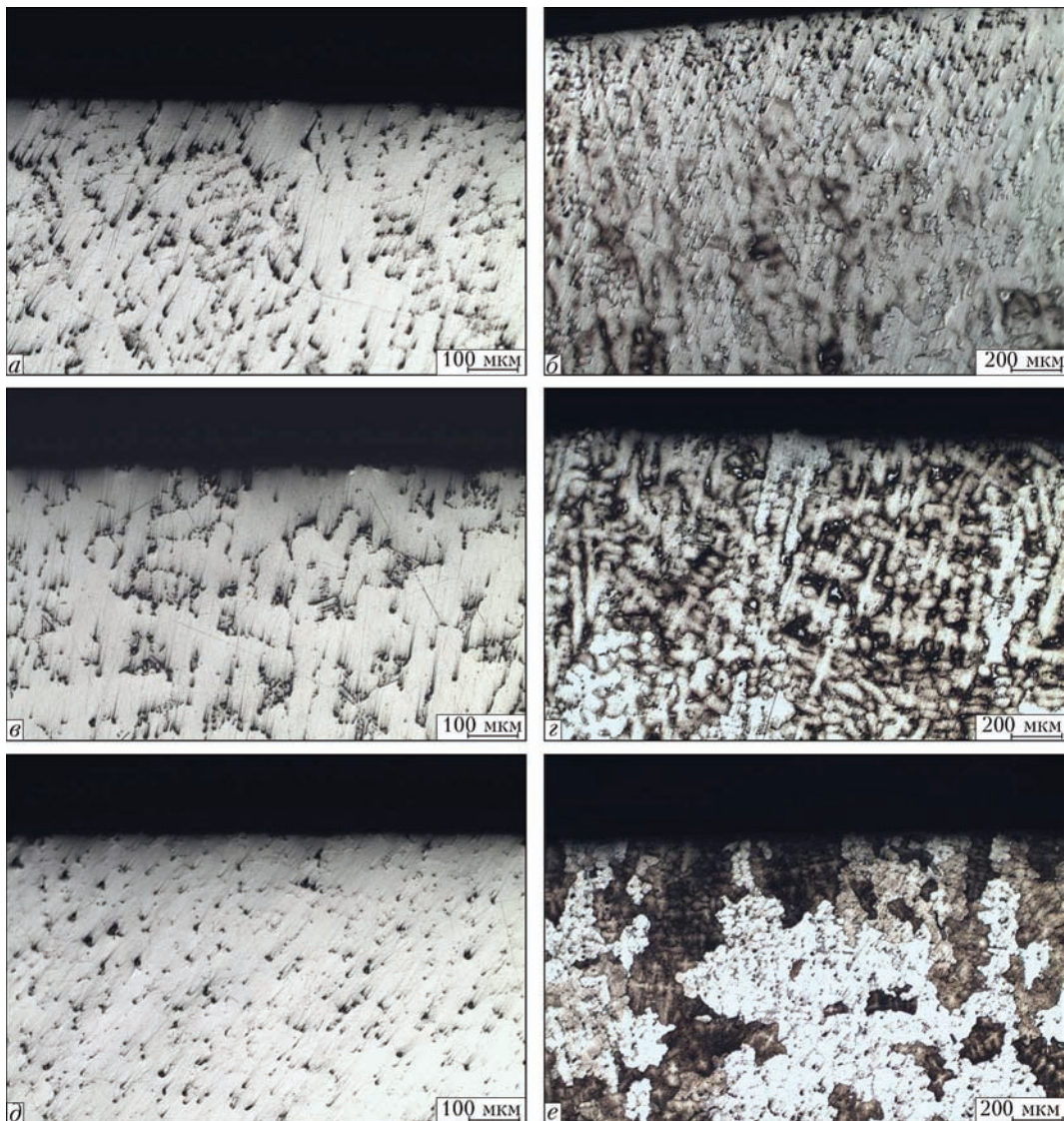


Рис. 6. Микроструктура в верхней (*a, б*), средней (*в, г*) и нижней (*д, е*) частях краевой зоны заготовки диаметром 97 мм, полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП: *a, в, д* — до травления; *б, г, е* — после травления



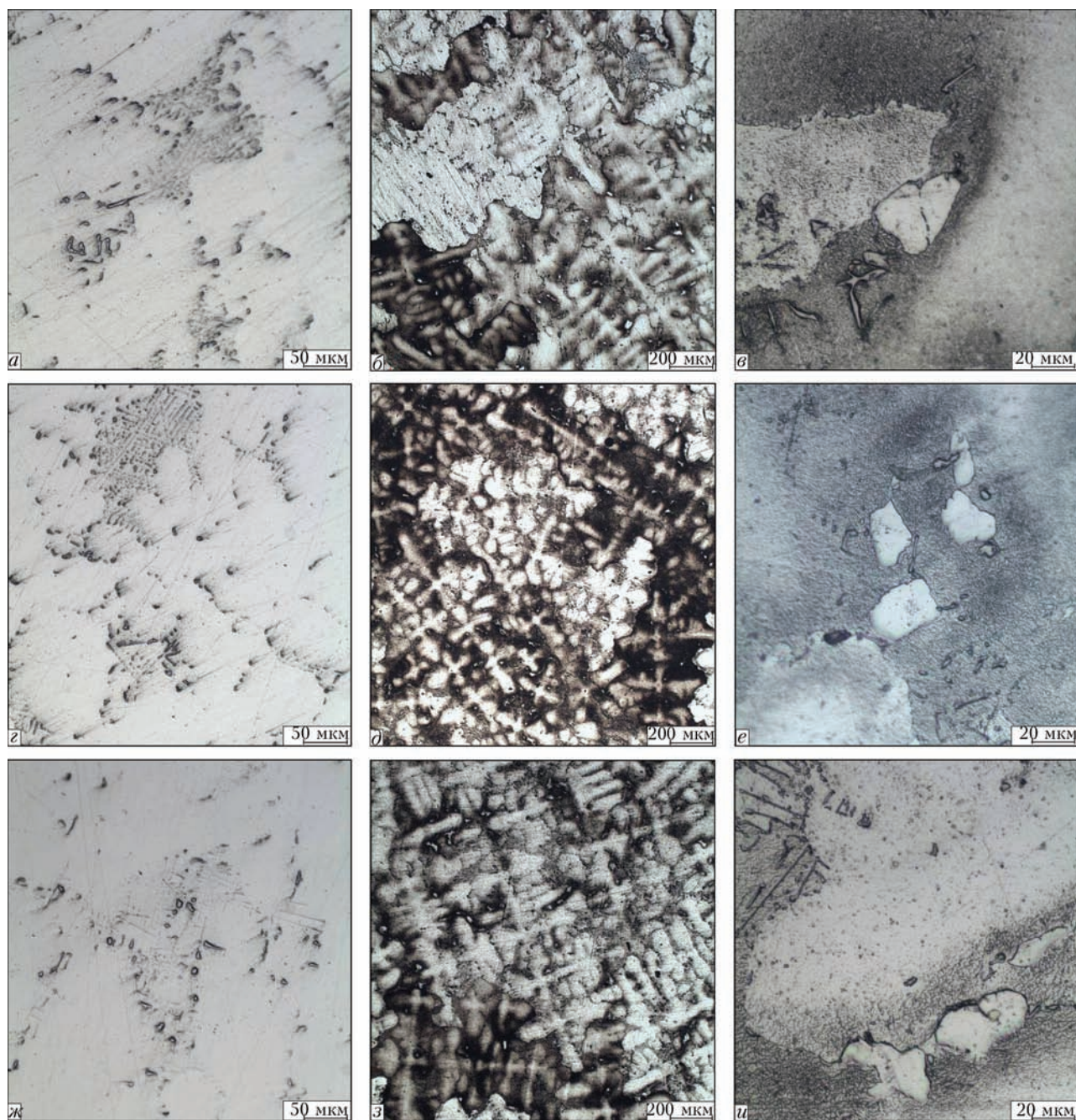


Рис. 7. Микроструктура в верхней (а–в); средней (з–е); нижней (ж–и) частях центральной зоны заготовки диаметром 97 мм, полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП: а, з, ж — до травления; б, в, д, е, з, и — после травления

При металлографическом исследовании в материале заготовки диаметром 97 мм (ЭЛП) загрязнений металла в виде плен, грубых шлаковых включений и их скоплений не обнаружено. Размер редко встречающихся оксидов достигает 24 мкм (табл. 3, рис. 5).

Микроструктура представляет собой  $\gamma$ -твердый раствор с наличием интерметаллидной  $\gamma'$ -фазы, эвтектической ( $\gamma$ - $\gamma'$ )-фазы, карбидов, карбонитридов и соответствует литому состоянию сплава ЖС26-ВИ (рис. 6, 7).

Расстояние между осями дендритов 2-го порядка в краевой зоне (столбчатых кристаллов) примерно в 2 раза меньше, чем в центре заготовки-отливки и

уменьшается по высоте заготовки от верхней части к нижней (табл. 3). При этом следует отметить, что изменение размеров усадочной микропористости аналогично изменению расстояния между осями дендритов 2-го порядка (табл. 3, рис. 8).

При исследовании заготовок-отливок диаметром 80 мм из сплава ЖС26-ВИ производства «СМК» установлено, что размеры оксидных включений не превышали 30, а микропор — 50 мкм (при наличии в центральной зоне усадочных рыхлоты и раковины).

Для определения механических и жаропрочных свойств из прутковой заготовки диаметром 97 мм, полученной из возвратных отходов сплава



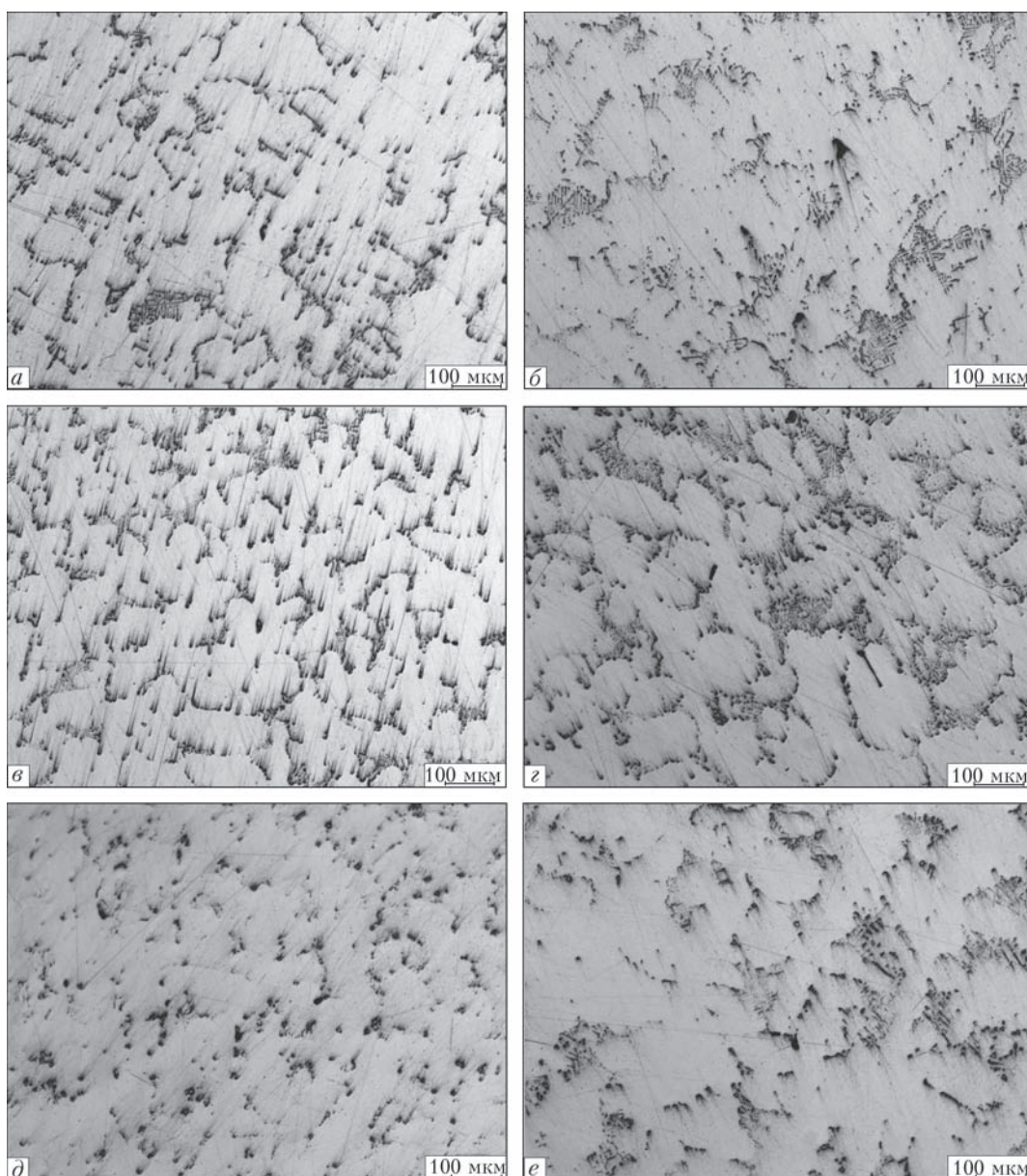


Рис. 8. Микропористость в краевой (*a, в, д*) и центральной (*б, з, е*) зонах заготовки диаметром 97 мм, полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП: *a, б* — верх; *в, з* — середина; *д, е* — низ

ЖС26-ВИ способом ЭЛП, отлиты образцы (диаметр 15 мм; длина 135 мм) методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК).

Химический состав образцов, полученных согласно Паспорту №П-В-008-2013, представлен в табл. 4.

Образцы с индивидуальными номерами 9753, 9754, 9755, 9756, 9757, 9758, 9774, 9775 и 9776 (вариант 1) отлиты из 100%-ного сплава ЖС26-ВИ (плавка Н2), полученного из возвратных отходов способом ЭЛП, а 9813, 9814, 9815, 9816, 9818, 9819, 9820, 9821, 9822, 9823 и 9824 (вариант 2) — из 50%-ного сплава ЖС26-ВИ (плавка Н2), полученного из возвратных отходов сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП и 50%-ного сплава ЖС26-ВИ производства «СМК».

Для сравнения в табл. 4 представлен химический состав образцов из сплава ЖС26-ВИ (плавка 9Н6021/Н211) производства ОАО «СМКкомпания» (вариант 3).

Из результатов, приведенных в табл. 4, видно, что химический состав образцов из сплава ЖС26-ВИ (ВНК) (варианты 1 и 2), а также полученных из материала прутковых заготовок производства «СМК» (вариант 3), удовлетворительный, отвечает требованиям ТУ и находится на одном уровне.

На стартовых конусах образцов с монокристаллической структурой, отлитых методом ВНК, определяли кристаллографическую ориентацию (КГО).

Результаты замеров отклонения направления [001] от оси Z в угловых градусах представлены в табл. 5 (вариант 1) и 6 (вариант 2).



**Т а б л и ц а 4.** Химический состав образцов из сплава ЖС26-ВИ диаметром 15 мм, полученных методом направленной кристаллизации, мас. %

Способ получения сплава	Номер образца	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Nb
Вариант 1	9776	0,13	4,52	9,00	11,73	5,92	0,98	1,00	<0,5	1,40
Вариант 2	9824	0,13	4,72	8,96	11,65	5,92	0,93	0,98	<0,5	1,42
Вариант 3		0,16	4,86	8,77	11,74	5,85	0,91	0,91	<0,5	1,42
Нормы ТУ1-92-177-91		0,12...0,17	4,3...5,3	8,7...9,3	11,2...12,0	5,6...6,1	0,8...1,2	0,8...1,2	≤ 0,5	1,4...1,8

**Окончание табл. 4**

Способ получения сплава	Номер образца	V	Ni	Si	Mn	S	P	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
Вариант 1	9776	0,91	Основа	<0,2	<0,3	0,003	0,003	0,00072	0,00116
Вариант 2	9824	0,91	-»-	<0,2	<0,3	0,003	0,003	0,00097	0,00117
Вариант 3		0,91	-»-	<0,2	<0,3	0,003	0,003	-	-
Нормы ТУ1-92-177-91		0,8...1,2	-»-	≤0,2	≤0,3	≤0,005	≤0,010	≤0,002	≤0,002

Из данных, приведенных в табл. 5, 6 видно, что отклонение направления [001] от оси Z соответствует требованиям ТУ и составляет в образцах, отлитых из:

100%-ного сплава ЭЛП — 0,3...4,3 угл. град.;

50%-ного сплава ЭЛП + 50%-ного сплава производства «СМК» — 0...6,8 угл. град.

Механические и жаропрочные свойства определяли согласно 18Т-ТУ-197 на нетермообработанных образцах согласно вариантам 1 и 2, а также после термообработки по стандартному режиму (гомогенизация при температуре 1265 ± 10 °С в течение 1 ч 15 мин., вакуум — 1·10<sup>-4</sup> мм рт. ст.).

Результаты механических испытаний и на длительную прочность приведены в табл. 7.

Из представленных данных видно, что механические и жаропрочные свойства образцов из сплава ЖС26-ВИ (варианты 1 и 2), а также полученных из материала прутковых заготовок производства «СМК» (вариант 3), удовлетворительные, отвечают требованиям ТУ и находятся примерно на одном уровне.

Установлено, что термическая обработка по стандартному режиму способствует некоторому

повышению как механических, так и жаропрочных свойств, а также получению более стабильных результатов, что обусловлено повышением структурной однородности сплава.

На рис. 9 показана структура изломов, полученных при испытании образцов на растяжение, отлитых из сплава ЖС26-ВИ по 1-му и 2-му вариантам. Установлено, что изломы характеризуются дендритным строением, разрушение в процессе испытания произошло по кристаллографической плоскости [001].

Микроструктура монокристаллических образцов (диаметр 15 мм; длина 135 мм), полученных из материала заготовки диаметром 97 мм из ЖС26-ВИ, отлитых по 1-му и 2-му вариантам, после термообработки отличается большей однородностью и наличием небольшого количества выделений эвтектической (γ-γ')-фазы (вследствие ее практически полного растворения в γ-твердом растворе в процессе термической обработки при температуре 1265 °С) по сравнению с литым состоянием сплава ЖС26-ВИ.

**Т а б л и ц а 5.** КГО образцов, отлитых из 100%-ного сплава ЖС26-ВИ, полученного из возвратных отходов способом ЭЛП

№ п/п	Номер образца	Отклонение направления [001] от оси Z, угл. град.	№ п/п	Номер образца	Отклонение направления [001] от оси Z, угл. град.
1	9753	4,2	6	9758	2,9
2	9754	3,0	7	9774	0,3
3	9755	0,7	8	9775	2,8
4	9756	1,7	9	9776	4,3
5	9757	2,4			
Нормы ТУ		≤ 20	Нормы ТУ		≤ 20

**Т а б л и ц а 6.** КГО образцов, отлитых из 50%-ного сплава ЖС26-ВИ, полученного из возвратных отходов сплава ЖС26-ВИ способом ЭЛП и 50%-ного сплава ЖС26-ВИ производства «СМК»

№ п/п	Номер образца	Отклонение направления [001] от оси Z, угл. град.	№ п/п	Номер образца	Отклонение направления [001] от оси Z, угл. град.
1	9813	1,9	7	9820	3,6
2	9814	6,8	8	9821	1,3
3	9815	1,3	9	9822	2,5
4	9816	0	10	9823	1,7
5	9818	2,2	11	9824	4,3
6	9819	2,4			
Нормы ТУ		≤ 20	Нормы ТУ		≤ 20

Т а б л и ц а 7. Механические и жаропрочные свойства образцов, полученных из сплава ЖС26-ВИ

Получение образцов	Состояние материала	Номер образца	Механические свойства при $t = 20\text{ }^\circ\text{C}$			Время до разрушения ( $T_{исп} = 975\text{ }^\circ\text{C}$ , $\sigma = 26\text{ кГс/мм}^2$ ), ч
			$\sigma_b$ , кГс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	
Вариант 1	Без термообработки	9775	94,4	11,2	12,4	72 <sup>20</sup>
		9776	102,3	8,8	10,4	72 <sup>50</sup>
	После термообработки	9754	116,6	8,4	15,4	98 <sup>00</sup>
		9757	114,2	9,2	12,0	76 <sup>30</sup>
		9758	100,4	8,0	13,5	95 <sup>30</sup>
Вариант 2	Без термообработки	9814	96,7	10,0	10,4	78 <sup>50</sup>
		9824	99,5	10,0	11,3	72 <sup>20</sup>
	После термообработки	9816	117,7	8,0	13,1	74 <sup>00</sup>
		9820	109,1	10,8	13,1	76 <sup>00</sup>
		9822	104,5	8,4	12,0	87 <sup>00</sup>
Вариант 3	После термообработки	4966 (КГО = 0,7°)	101,1	8,0	–	89 <sup>00</sup>
Нормы 18Т-ТУ-197; 18Т-ТУ-165; 436ТУ-6; 317ТУ-2; 222ТУ-20			$\geq 90,0$	$\geq 6,0$	–	$\geq 40,0$

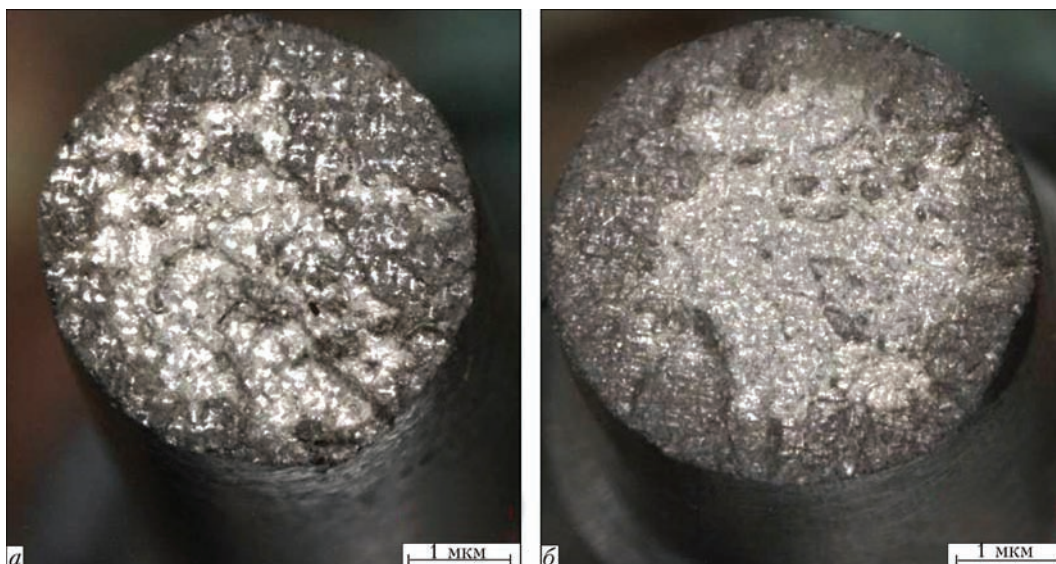


Рис. 9. Структура изломов образцов из сплава ЖС26-ВИ после испытания на растяжение, отлитых по вариантам 1 (а) и 2 (б)

Карбиды MeC выделяются как в виде дискретных глобулярных частиц, так и пластин сложной формы, располагающихся преимущественно в междендритных пространствах и по границам зерен.

Размеры структурных составляющих в термообработанных монокристаллических образцах диаметром 15 мм из сплава ЖС26-ВИ (варианты 1 и 2) представлены в табл. 8.

Микроструктурное исследование показало, что в материале образцов, полученных по варианту 1, сформировалась структура с более крупной дендритной ячейкой в сравнении со сплавом, полученным по варианту 2 (рис. 10). При этом расстояние между осями дендритов 2-го порядка в образцах, отлитых по варианту 1, приблизительно в 2,8 раза больше, чем в образцах варианта 2. Примерно такое же соотношение наблюдается в

Т а б л и ц а 8. Размеры структурных составляющих в монокристаллических образцах из сплава ЖС26-ВИ

Получение образцов	Размер структурных составляющих, мкм		Размер микропор, мкм (не более)	Расстояние между осями дендритов, мкм	
	эвтектики ( $\gamma-\gamma'$ )	карбидов типа MeC		1-го порядка	2-го порядка
Вариант 1	10...92	2...12 (пластинчатых — до 43)	127	185...350	80...105
Вариант 2	7...11 (редко)	1...6 (пластинчатых — до 23)	38	120...245	25...40



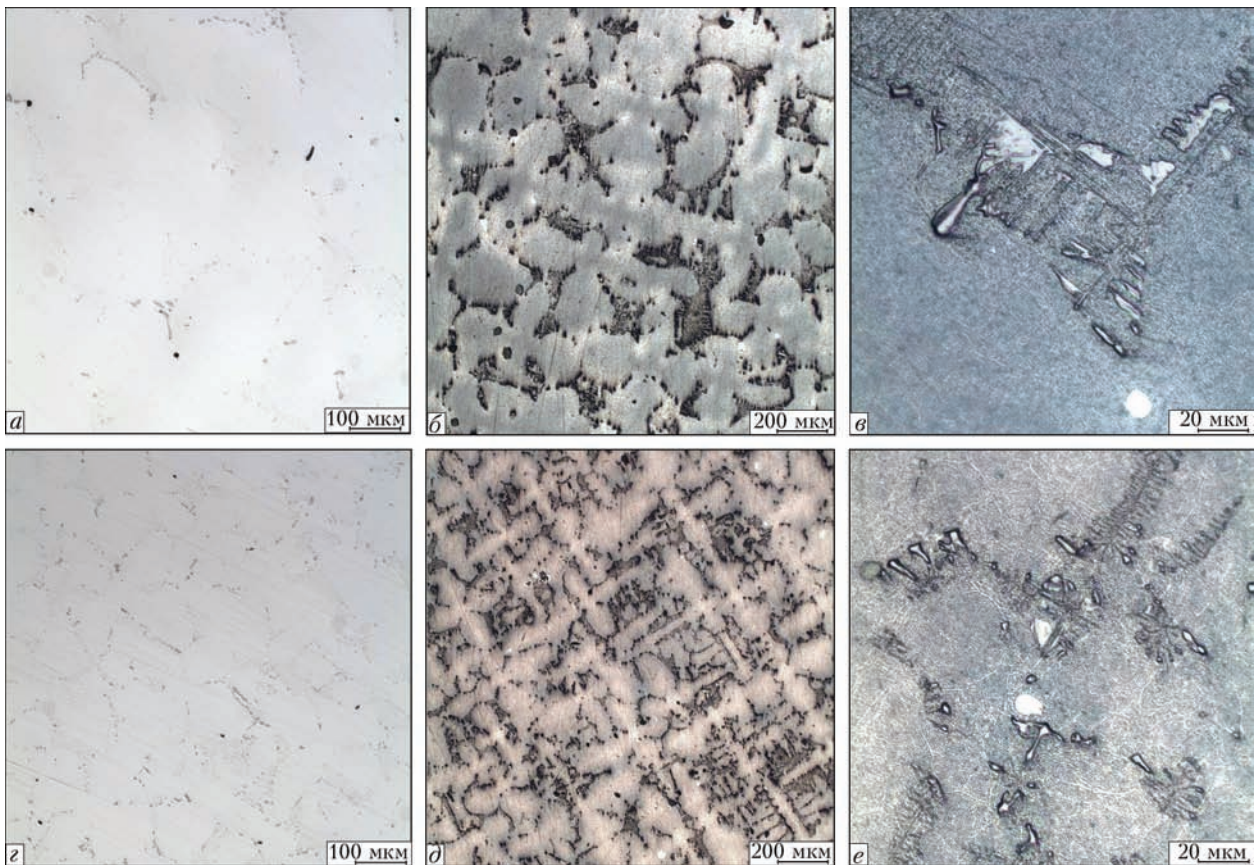


Рис. 10. Микроструктура термообработанных по стандартному режиму монокристаллических образцов из сплава ЖС26-ВИ, отлитых по вариантам 1 (а, б, в) и 2 (з, д, е)

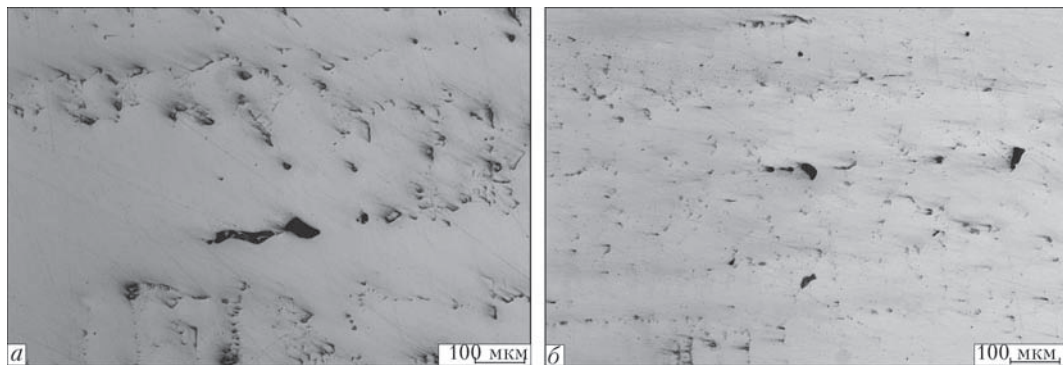


Рис. 11. Усадочная микропористость в образцах из сплава ЖС26-ВИ, отлитых по вариантам 1 (а) и 2 (б)

изменении размеров структурных составляющих и микропор (рис. 11, табл. 8).

**Выводы**

1. Качество материала заготовки-отливки диаметром 97 мм (плавка Н2), полученной из кондиционных возвратных отходов сплава ЖС26-ВИ способом электронно-лучевого переплава на ООО НПП «Элтехмаш», удовлетворительное и соответствует требованиям технических условий.

2. В материале исследуемой заготовки диаметром 97 мм загрязнения металла в виде плен, грубых шлаковых включений и их скоплений не

обнаружены. Размер встречающихся оксидов не превышает 24 мкм.

3. Механические и жаропрочные свойства образцов из сплава ЖС26-ВИ (ЭЛП: варианты 1 и 2), а также полученных из материала прутковых заготовок производства «СМК», удовлетворительные, отвечают требованиям ТУ и находятся примерно на одном уровне.

**Список литературы**

1. Шиллер З., Гайзиг У., Панцер З. (1980) *Электронно-лучевая технология*. Москва, Энергия.
2. Ладохин С. В. (ред.) (2007) *Электронно-лучевая плавка в литейном производстве*. Киев, Сталь.
3. Аникин Ю. Ф., Добкина Ю. Г., Клочихин В. В. и др. (2002) Совмещенная индукционная и электронно-лучевая



плавка литейных отходов сплавов ЖСЗДК и ЖС26-ВИ. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **2**, 43–49.

## References

1. Shiller, Z., Gajzig, U., Pantser, Z. (1980) *Electron beam technology*. Moscow, Energiya [in Russian].
2. (2007) *Electron beam technology*. Ed. by S.V. Ladokhin. Kiev, Stal [in Russian].
3. Anikin, Yu.F., Dobkina, Yu.G., Ladokhin, S.V. et al. (2002) Combined induction and electron beam melting of casting production wastes of heat-resistant alloys ZhS3DK and ZhS26-VI. *Advances in Electrometallurgy*, **2**, 37–43.

**СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗЛИТКІВ, ОТРИМАНИХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИМ ПЕРЕПЛАВОМ  
КОНДИЦІЙНИХ ЗВОРОТНИХ ВІДХОДІВ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ЖС26-ВИ**

**В. В. Ключихин<sup>1</sup>, М. І. Гречанюк<sup>2</sup>, Ю. О. Смашнюк<sup>3</sup>, І. М. Гречанюк<sup>3</sup>, В. В. Наумік<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>АТ «Мотор Січ».

69068, м. Запоріжжя, просп. Машинобудівників, 15. E-mail: tb.ugmet@motorsich.com

<sup>2</sup>Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України.

03680, м. Київ-142, вул. Кржижанівського, 3. E-mail: dir@ipms.kiev.ua

<sup>3</sup>Науково-виробниче підприємство «Елтехмаш».

21011, м. Вінниця, вул. Ватутіна, 25. E-mail: vin25ebt@ukr.net

<sup>4</sup>Запорізький Національний технічний університет.

69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64. E-mail: naumik@zntu.edu.ua

Досліджено структуру та фізико-механічні властивості злитків, отриманих електронно-променевим переплавом кондиційних зворотних відходів жароміцного сплаву ЖС26-ВИ. Проведена порівняльна оцінка властивостей сплавів, отриманих із зворотних відходів, і стандартних сплавів, виплавлених з чистих шихтових матеріалів у вакуумній печі способом рівноосної кристалізації. Показано, що властивості сплавів, отриманих за двома вищезазначеними способами, можна порівняти і вони відповідають вимогам ТУ. Бібліогр. 3, табл. 8, іл. 11.

**Ключові слова:** електронно-променева плавка; жароміцні сплави; зворотні відходи; структура; фізико-механічні властивості

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF INGOTS, PRODUCED BY ELECTRON BEAM REMELTING OF CONDITIONED  
RETURN WASTES OF HEAT-RESISTANT ALLOY ZhS26-VI**

**V.V. Klochikhin<sup>1</sup>, N.I. Grechanyuk<sup>2</sup>, Yu.A. Smashnyuk<sup>3</sup>, I.N. Grechanyuk<sup>3</sup>, V.V. Naumik<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>JSC «Motor Sich».

15 Mashinostroitelej Ave., 69068, Zaporozhye, Ukraine. E-mail: tb.ugmet@motorsich.com

<sup>2</sup>I.N. Frantsevich Institute of Problems of Materials Science.

3 Krzhyzhanovsky Str., 03680, Kiev-142, Ukraine. E-mail: dir@ipms.kiev.ua

<sup>3</sup>Scientific-Production Enterprise «Eltechmash».

25 Vatutin Str., 21011, Vinnitsa, Ukraine. E-mail: vin25ebt@ukr.net

<sup>4</sup>Zaporozhye National Technical University.

64 Zhukovsky Str., 69063, Zaporozhye, Ukraine. E-mail: naumik@zntu.edu.ua

Structure and physical-mechanical properties of ingots, produced by electron beam remelting of conditioned return wastes of heat-resistant alloy ZhS26-VI were studied. The comparative evaluation of properties of alloys, produced of return wastes, and standard alloys, melted of pure charge materials in vacuum furnace by the method of equiaxial crystallization is given. It is shown that the properties of alloys, produced by two above-mentioned methods, are comparable and in appliance with the specification requirements, 3 Ref., 8 Tables, 11 Fig.

**Key words:** electron beam melting; heat-resistant alloys; return wastes; structure; physical-mechanical properties

Поступила 03.07.2017

# РАФИНИРОВАНИЕ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ ОТ МЕДИ МЕТОДОМ СУЛЬФИДИРОВАНИЯ\*

Ю. В. Костецкий

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.  
03150, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты экспериментальных исследований по рафинированию железоуглеродистых расплавов от меди методом сульфидирования. В ходе лабораторных исследований испытано два варианта сульфидной обработки жидкого металла с использованием серы и соды. При этом установлено, что рафинирование металла от меди происходит как в случае присадки соды в предварительно насыщенный серой металл, так и при совместном вводе серы и соды в составе смеси. Для варианта обработки с вводом соды в насыщенный серой жидкий металл определено влияние удельного расхода этого реагента на степень рафинирования металла от меди. Техника сульфидного рафинирования с использованием смеси серы и соды опробована в опытно-промышленных условиях. Опытные плавки с обработкой жидкого чугуна такой смесью показали возможность понижать концентрацию меди в металле с 0,5...1,0 % до значений, не превышающих 0,3 %. Данная техника может быть использована для создания промышленной технологии рафинирования железоуглеродистых расплавов от меди. Обсуждены технологические аспекты организации процесса рафинирования и технологического процесса производства стали из металлолома, загрязненного медью. Библиогр. 33, табл. 2, ил. 1.

*Ключевые слова:* металлолом; железоуглеродистый расплав; рафинирование; медь; сульфиды; сода

Концепция устойчивого развития сталеплавильного производства предполагает как можно более полное использование ресурсов стального лома для выплавки стали [1, 2]. Переплав лома позволяет сократить удельный расход первичных ресурсов и энергии на производство тонны стали, уменьшая тем самым техногенную экологическую нагрузку на окружающую среду [3].

Стальной лом используют в шихте сталеплавильных агрегатов всех типов. Однако наибольшее количество металлолома переплавляют в дуговых сталеплавильных печах, в которых он составляет основу завалки. Согласно прогнозам объемы производства электростали в будущем будут увеличиваться, а ее доля в общемировом производстве стали будет расти [3–5]. Соответственно будет расти и потребление стального лома.

Серьезной проблемой при выплавке стали с использованием металлолома является наличие в нем примесей цветных металлов [5–7]. И прежде всего меди. Поступая в ванну сталеплавильного агрегата с металлошихтой, она не может быть удалена из расплавленного металла в ходе окислительного рафинирования [6, 8]. Повышенное содержание меди в выплавленной стали может быть причиной образования трещин при непрерывной разливке и горячей деформации металла [7]. В связи с этим стандарты ограничивают содержа-

ние меди на уровне 0,2...0,3 % для большинства марок сталей. Исключение составляют стали, в которых медь выступает как легирующий элемент и используется для формирования основных полезных свойств. Однако эти марки сталей не являются массовыми.

Сталеплавильщики не располагают технологическими возможностями для коррекции содержания меди в жидком металле в ходе плавки. В связи с этим необходимо контролировать химический состав металлозавалки, ограничивая поступление меди в ванну сталеплавильного агрегата с шихтой. Содержание меди в стальном ломе можно уменьшить в процессе его предварительной подготовки за счет отделения медьсодержащих частей и специальной обработки [9]. Однако медь, находящуюся в стали в растворенном виде, удалить таким образом невозможно и при переплавке металлолома она полностью переходит в жидкий металл. При этом уменьшить содержание меди в завалке можно только «разбавлением», то есть включением в ее состав шихты, чистой по цветным примесям [10]. В итоге это усложняет выбор шихтовых материалов при выплавке качественных сталей и увеличивает производственные затраты.

Таким образом, актуальной задачей является создание промышленной технологии, обеспечивающей рафинирование железоуглеродистых распла-

вов от растворенной меди в процессе производства стали. Как показали специальные исследования такое рафинирование может быть реализовано как на основе перевода меди в газовую фазу, так и за счет ее сорбирования конденсированной средой, контактирующей с жидким металлом.

Исследования показали, что несмотря на физическую возможность удаления растворенной меди из жидкого железа в газовую фазу при пониженном давлении, низкая скорость процесса испарения затрудняет организацию эффективного рафинирования в технологическом цикле производства стали из-за необходимости длительной выдержки жидкого металла под вакуумом [11, 12]. В определенной степени интенсифицировать процесс испарения меди из металлического расплава можно за счет использования активных газов или локального нагрева [13, 14]. Однако это не решает проблему кардинально. Следует полагать, что сфера применения данного метода рафинирования ограничена задачами по обработке относительно небольших объемов металла.

При изучении альтернативного подхода к организации процесса рафинирования в качестве рафинирующих сред исследователи опробовали ряд оксидных шлаковых систем [15], сульфидные флюсы [16–18] и нерастворимые в железе легкоплавкие металлы [19, 20]. Учитывая достигнутые результаты, возможные затраты на реализацию процесса и экологические требования, наибольший интерес представляет вариант рафинирования с использованием сульфидных флюсов.

Идея удаления меди из железоуглеродистых расплавов за счет ее перевода в сульфидную фазу была запатентована еще в 1950 г. [21]. В дальнейшем выполнен целый ряд работ по изучению закономерностей процесса сульфидного рафинирования [22–27]. Данный метод отличается относительной простотой реализации и не имеет очевидных ограничений на объем обрабатываемого металла, что обуславливает его привлекательность. К настоящему времени накоплено значительное количество лабораторных экспериментальных данных, позволяющих принципиально оценить возможности метода сульфидного рафинирования. Однако практические аспекты его реализации в условиях процесса производства не обсуждались в литературе. В частности, интерес представляет разработка и опробование технологических приемов, обеспечивающих проведение процесса рафинирования на базе современного технологического оборудования, а также рассмотрение особенностей построения технологическо-

го процесса производства стали с использованием техники сульфидного рафинирования.

В данной статье представлены результаты исследований, целью которых было изучение процесса сульфидного рафинирования железоуглеродистых расплавов от растворенной меди с использованием серы и соды для формирования сульфидной фазы и опробование разработанной техники сульфидного рафинирования в опытно-промышленных условиях.

**Теоретические основы сульфидного рафинирования.** Возможность удаления растворенной меди из железоуглеродистых расплавов путем ее перевода в сульфидную фазу обусловлена тем, что при температурах сталеплавильных процессов химическое сродство меди к сере больше, чем у железа. Тем не менее непосредственное выпадение сульфидов меди в объеме жидкого металла даже при повышенных концентрациях растворенной серы не происходит [28]. Однако медь может переходить из жидкого металла в сульфидную фазу на основе сульфида железа. Этот процесс можно представить реакцией:



Выражение для константы равновесия данной химической реакции записывается следующим образом:

$$K = \frac{a_{(\text{CuS}_{0,5})}}{a_{[\text{Cu}]} a_{[\text{S}]^{1/2}}^2} = \frac{\gamma_{(\text{CuS}_{0,5})} x_{(\text{CuS}_{0,5})}}{\gamma_{[\text{Cu}]} \gamma_{[\text{S}]}^{1/2}}, \quad (2)$$

где  $a_i$ ,  $\gamma_i$ ,  $x_i$  — активность, коэффициент активности и мольная доля соответствующего компонента. В формуле (2) активности меди и ее сульфида даны в соответствии с законом Рауля, а активность серы в соответствии с законом Генри. После соответствующих преобразований из выражения (2) получаем зависимости для значений равновесной концентрации меди в металле

$$[\% \text{Cu}] = C_1 K^{-1} \frac{\gamma_{(\text{CuS}_{0,5})} x_{(\text{CuS}_{0,5})}}{\gamma_{[\text{Cu}]} a_{[\text{S}]^{1/2}}^2} \quad (3)$$

и равновесного коэффициента распределения меди между металлом и сульфидной фазой

$$L_{\text{Cu}} = \frac{(\% \text{Cu})}{[\% \text{Cu}]} = C_2 K \frac{\gamma_{[\text{Cu}]} a_{[\text{S}]^{1/2}}^2}{\gamma_{(\text{CuS}_{0,5})}} \quad (4)$$

где  $C_1$ ,  $C_2$  — коэффициенты пересчета мольных долей в массовые проценты.

Анализ выражений (3) и (4) показывает, что увеличение активности серы и величины коэффициента активности меди в металле, а также уменьшение величины коэффициента активности сульфида меди в сульфидной фазе, способствуют уменьшению величины равновесной концентра-



ции меди в жидком металле и ее накоплению в сульфидной фазе.

Активность серы в жидком металле определяется реакцией образования сульфида железа:



Углерод повышает коэффициенты активности меди и серы, растворенных в жидком железе [29]. Насыщение углеродом понижает температуру ликвидус расплава и, соответственно, позволяет проводить сульфидное рафинирование при более низких температурах. Понижение температуры смещает равновесие для реакции (1) в сторону образования сульфида меди, так как реакция является экзотермической. Изменение стандартной энтальпии для нее оценивают равным  $-113$  Дж/моль [30]. С понижением температуры увеличивается сорбционная способность сульфидных флюсов по отношению к меди [24]. Таким образом, наиболее благоприятные физико-химические условия для протекания процесса сульфидного рафинирования создаются при обработке насыщенных углеродом расплавов железа.

Согласно экспериментальным данным [25], значение равновесного коэффициента распределения меди между сульфидом железа и насыщенным углеродом жидким железом равно примерно 9 при температуре  $1400$  °С. При этом концентрация серы в металле достигает 1,9 % и с понижением температуры увеличивается. Безусловно такой уровень остаточного содержания серы после обработки является нежелательным с практической точки зрения.

Концентрация серы в металле, находящемся в равновесии с сульфидным флюсом, определяется реакцией (5) и соответственно

$$[\%S] = (K'f_{[\text{S}]})^{-1}a_{(\text{FeS})}, \quad (6)$$

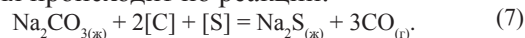
где  $K'$  — константа равновесия реакции (5);  $f_{[\text{S}]}$  — коэффициент активности серы в металле. Из выражения (6) вытекает, что при постоянной температуре уменьшать значение равновесной концентрации серы можно увеличивая значение коэффициента активности серы в металле и уменьшая активность сульфида железа. При этом возможное уменьшение значения активности серы в металле следует компенсировать увеличением величины коэффициента активности сульфида меди (см. выражения (3) и (4)), чтобы не ухудшить эффективность рафинирования.

Как показали лабораторные исследования данная задача может быть решена добавкой к сульфиду железа сульфидов некоторых щелочных и щелочноземельных металлов [16]. Наибольший интерес у исследователей вызвала система  $\text{FeS}-\text{NaS}_{0,5}$ . Лучшие результаты для нее получены при

мольной доле сульфида натрия в растворе около 40. При этом остаточная концентрация серы в металле уменьшается в несколько раз, а коэффициент распределения меди между сульфидной фазой и металлом возрастает более чем в два раза.

В большинстве исследований для формирования сульфидного флюса нужного состава применяли непосредственно сульфид натрия. Однако это соединение легко реагирует с влагой и кислородом атмосферы. Соответственно его применение в условиях производства сопряжено с рядом трудностей. Более удобной альтернативой сульфиду натрия может выступать карбонат натрия  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ . В металлургической практике есть опыт применения данного вещества для обработки жидкого металла. В частности, для десульфурации чугуна.

В процессе термического разложения соды в контакте с жидким металлом образование сульфида натрия происходит по реакции:



Таким образом, при наличии в металле достаточного количества серы сода может обеспечить получение сульфида натрия, необходимого для формирования сульфидной фазы определенного состава. В литературе есть сведения об использовании кальцинированной соды в процессе рафинирования железоуглеродистых расплавов от растворенной меди [30–32].

С целью изучения особенностей техники рафинирования с применением соды проведены эксперименты с отдельным и комбинированным вводом серы и соды в жидкий чугун.

**Методика проведения экспериментальных исследований.** Лабораторные плавки проводили на печи Таммана. В экспериментах с отдельным вводом реагентов железоуглеродистый расплав сначала насыщали серой до образования сульфидной фазы, а затем в металл вводили соду. Навеску металла, содержащего 3,93 % С, 0,17 % Mn, 0,043 % S, 0,74 % Cu, массой 350 г расплавляли в графитовом тигле. Для уменьшения окислительного влияния атмосферного воздуха под защитную крышку в рабочее пространство печи вдували аргон. Во всех опытах после расплавления металла и стабилизации температуры в печи на уровне  $1250$  °С в расплав вводили 20 г серы одной порцией в спрессованном виде. Затем делали выдержку в течение 5 мин и погружали в расплав порцию соды, также одной порцией в спрессованном виде. После трехминутной выдержки тигель извлекали из печи и сливали металл в стальную форму. Было проведено несколько лабораторных плавков с расходом соды, г: 5, 10, 20 и 35. Также выполнены

эксперименты, в ходе которых в расплав присаживали только серу, без последующей обработки содой. От металла каждой лабораторной плавки отбирали пробы на химический анализ.

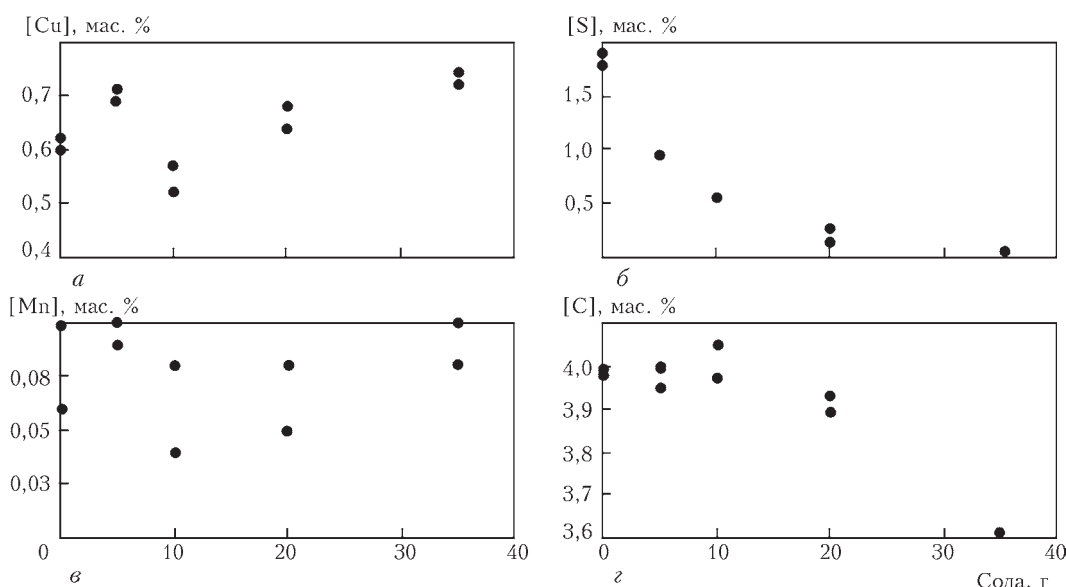
В ходе экспериментов с комбинированным (совместным) вводом реагентов в жидкий металл применяли смесь, состоящую из порошков серы, соды и углерода, взятых в соотношении 11/9/1. Порцию смеси в количестве 21 г помещали в кварцевую пробирку и фиксировали внутри нее бумажной пробкой для предотвращения преждевременного высыпания. В графитовом тигле расплавляли 350 г чугуна, содержащего 3,4 % С, 0,3 % Mn, 0,07 % S и 1,07 % Cu. Для обработки металла пробирку опускали в тигель открытой стороной вниз. За счет тепла жидкого металла смесь быстро нагревалась и плавилась. Выделяющиеся в результате протекания реакций газы выталкивали реагенты из пробирки. Через одну минуту кварцевый контейнер извлекали и выдерживали металл в печи еще две минуты. Затем расплав сливали из тигля в стальную форму.

Вариант сульфидной обработки с комбинированным вводом реагентов опробован в опытно-промышленных условиях на тигельной индукционной печи (200 кг) в условиях ЭСПЦ ПАО «Константиновский завод «ВТОРМЕТ». В ходе опытных плавов осуществляли обработку 100 кг жидкого чугуна, легированного медью. Для сульфидной обработки применяли смесь из порошков серы, соды и углерода, взятых в соотношении 12/8,6/1. Перед обработкой смесь с поверхности жидкого металла полностью удаляли шлак периода плавления. Затем расплав сливали из печи в разогретый разливочный ковш на предварительно размещенную там порцию смеси массой 5,4 кг. По-

сле кратковременной выдержки для завершения реакций металл и образовавшийся сульфидный флюс возвращали в тигель печи на вторую порцию смеси, равную по массе предыдущей. Тигель печи накрывали крышкой и выдерживали металл в печи еще в течении трех минут. Затем скачивали сульфидный флюс с поверхности металла и отбирали пробы на химический анализ. На одной из опытных плавов цикл сульфидной обработки был проведен два раза.

**Обсуждение результатов экспериментов.** Результаты лабораторных экспериментов с вводом соды в насыщенный серой жидкий чугун показали, что при определенном расходе соды имеет место рафинирование металла от растворенной меди. Так, в опытах с расходом 10 г соды концентрация меди в металле после ввода реагента уменьшилась на 23 и 30 % от начального значения (рис. а). После присадки в два раза большего количества соды концентрация меди уменьшилась лишь на 8 и 13 % от начального значения. В опытах с расходом 35 г концентрация меди практически не изменилась.

Следует отметить, что определенное уменьшение концентрации меди в металле имеет место уже после насыщения расплава серой, еще до присадки соды. Это иллюстрируют данные, соответствующие нулевому расходу соды (рис. а). Насыщение расплава серой и появление сульфидной фазы на основе сульфида железа создает условия для образования сульфида меди по реакции (1). Присадка соды приводит к десульфурации металла и изменяет химический состав сульфидной фазы в сторону ее насыщения сульфидом натрия. С увеличением расхода соды концентрация серы в



Концентрация меди (а), серебра (б), марганца (в) и углерода (г) в металле в зависимости от количества введенной соды

металле резко падает (рис. б), что обуславливает соответствующее уменьшение величины активности серы в расплаве. В совокупности с изменением состава сульфидной фазы это делает физико-химические условия неблагоприятными для сорбирования меди сульфидной фазой и, как следствие, степень удаления меди из металла уменьшается. Наименьшее остаточное содержание меди в металле получено в экспериментах с расходом соды равным 10 г (рис. а). Можно предположить, что в этом случае химический состав полученной сульфидной фазы наиболее близок к оптимальному для системы FeS–Na<sub>2</sub>S. При этом содержание серы в металле после обработки содой уменьшилось в три раза в сравнении с ее концентрацией, получаемой после ввода серы в металл. Примечательно, что в опытах с наименьшим расходом соды равным 5 г получено незначительное изменение концентрации меди против ее начального значения. Причем оно меньше, чем достигаемое после насыщения расплава серой (опыты с нулевым расходом соды).

В процессе сульфидной обработки изменяются концентрации и других примесей, присутствующих в жидком металле. Например, сходный с медью характер зависимости величины остаточной концентрации от расхода соды демонстрирует марганец (рис. в). Очевидно, что концентрации прочих сульфидообразующих элементов тоже будут изменяться в процессе сульфидной обработки вследствие образования сульфидов. Это следует учитывать, применяя данный метод рафинирования для обработки многокомпонентных железоуглеродистых расплавов.

С увеличением расхода соды также наблюдается определенное понижение концентрации углерода в металле (рис. г), вероятнее всего обусловленное увеличением расхода углерода при разложении соды по реакции (7).

Плавление и разложение соды, начинающееся после контакта с жидким металлом, сопровождается значительным выделением газов. В условиях лабораторных экспериментов это приводило к разбрызгиванию сульфидного флюса на стенки тигля, особенно при больших расходах соды, и в определенной степени ухудшало условия рафинирования.

Лабораторные эксперименты с обработкой содой предварительно насыщенного серой чугуна в целом показали принципиальную возможность реализации процесса рафинирования таким образом. Однако для получения наилучшего результата расход соды должен определенным образом соотноситься с количеством сульфидной фазы, присутствующей в системе жидкий металл–суль-

фидная фаза, на момент ввода реагента. В проведенных экспериментах лучший результат получен при соотношении расхода соды к сере равном 0,5.

В промышленных условиях при реализации рассматриваемого варианта обработки с отдельным вводом серы и соды для насыщения расплавленного металла серой и образования сульфидной фазы целесообразно использовать сульфид железа. Это технологически упростит ввод серы, имеющей в чистом виде температуру плавления 386 К, обеспечит ее стабильное усвоение и исключит расходование железа жидкого металла на образование сульфидной фазы. При этом потери тепла на нагрев и плавление сульфида железа будут значительно больше, чем при использовании серы. Однако это становится существенным лишь при комбинированном вводе реагентов в составе смеси, учитывая дополнительные затраты тепла на нагрев, плавление и разложение соды. Использование легкоплавкой серы вместо сульфида железа в составе смеси уменьшает охлаждающий эффект от ее присадки и ускоряет процесс формирования сульфидной фазы после ввода реагентов в жидкий металл. За счет этого сокращается продолжительность ввода реагентов и соответственно длительность всего процесса рафинирования в целом.

В ходе лабораторных экспериментов по обработке чугуна смесью, содержащей соду и серу, бурное выделение газов прекращалось примерно через 15 секунд после присадки порции смеси на металл. Прекращение газовой выделительной реакции свидетельствовало о завершении процесса разложения соды и формировании сульфидного флюса. В табл. 1 представлены результаты, полученные в ходе этих экспериментов. Проведено две серии опытов с разным удельным расходом смеси, по несколько плавов в каждой. В таблице для каждой серии даны усредненные по четырем плавкам значения массовых концентраций элементов. В экспериментах с удельным расходом смеси 0,06 кг/кг достигнуто уменьшение концентрации меди в металле в среднем на 27 % от начального значения, а в опытах с расходом 0,047 кг/кг — на 22 %. Остаточная концентрация серы в металле колебалась в диапазоне 0,3...0,6 %. В процессе сульфидного рафинирования концентрации марганца и никеля в металле также уменьшились, причем в существенно большей степени, чем меди. Соответственно суммарное процентное содержание этих элементов тоже уменьшилось (табл. 1). Следует отметить влияние величины удельного расхода смеси на степень рафинирования расплава от примесей цветных металлов и остаточное содержание серы.



Т а б л и ц а 1. Химический состав металла после обработки смесью реагентов, мас. %

Серия	C	Si	Mn	Cu	Ni	S	(Mn + Cu + Ni)	Удельный расход смеси, кг/кг
Исходная	3,40	1,50	0,30	1,07	0,75	0,07	2,12	–
I	3,89	1,55	0,11	0,78	0,38	0,46	1,26	0,060
II	3,50	1,49	0,12	0,84	0,48	0,40	1,43	0,047

Таким образом, полученные результаты показали, что при совместном вводе реагентов в жидкий металл достигается эффект рафинирования расплава от меди. Изученные в ходе лабораторных исследований варианты ввода реагентов показали близкие результаты. Однако при комбинированном вводе они достигнуты при меньшем удельном расходе материалов. В связи с этим для опробования в опытно-промышленных условиях выбран способ комбинированного ввода. Этот вариант также проще в организационном плане.

Рассматриваемую технику рафинирования тестировали в ходе экспериментальных плавов на индукционной печи по описанной выше методике. При этом проводили сульфидную обработку жидкого чугуна с различным начальным содержанием меди. Пробные плавки показали необходимость увеличения удельного расхода смеси на один цикл обработки до 0,1 кг/кг из-за невозможности предотвращения частичного окисления реагентов кислородом воздуха в процессе обработки расплава. На обеих представленных плавках за счет сульфидной обработки удалось понизить содержание меди в металле до концентрации меньше 0,3 % (табл. 2). Чтобы получить указанный результат для металла с начальным содержанием меди 1,12 % потребовалось выполнить два цикла сульфидной обработки. Соответственно удельный расход смеси увеличился в два раза. Как и в лабораторных исследованиях параллельно уменьшилось содержание марганца в металле. Остаточное содержание серы в расплаве несколько больше, чем в лабораторных экспериментах, что обусловлено большим удельным расходом смеси.

Представленные данные показывают, что рассматриваемая методика сульфидной обработки позволяет решать задачу рафинирования железоуглеродистых расплавов от растворенной меди. К ее

достоинствам следует отнести простоту реализации и малую продолжительность процесса обработки. В то же время при ее реализации в промышленных условиях необходимо решать задачу по изолированию зоны реакции от взаимодействия с атмосферой как из экологических соображений, так и для минимизации окислительного воздействия атмосферного воздуха. В рамках используемой в ходе экспериментов техники перелива расплава из печи в ковш и обратно сделать это сложно. Выбор данной методики был обусловлен технологическими возможностями конкретного производственного участка. Очевидно, что сульфидную обработку расплава целесообразно осуществлять в специализированном реакторе, обеспечивающем эффективное решение соответствующих технологических и экологических задач.

Проведенные эксперименты показали, что одним из обязательных условий эффективного протекания процесса рафинирования является интенсивное перемешивание реагирующих фаз. Опыты с присадкой смеси реагентов на поверхность металла без организации интенсивного перемешивания дали негативный результат. При этом концентрация серы в металле возрастала без существенного изменения концентрации меди. В связи с этим технологический агрегат для сульфидной обработки жидкого металла должен обеспечивать возможность интенсивного перемешивания реагирующих фаз в течение определенного времени тем или иным способом, а также последующую выдержку для их разделения.

Одной из серьезных технологических проблем, выявленных в ходе опытно-промышленных экспериментов, является сложность разделения сульфидной фазы и жидкого металла после обработки. Сульфидный расплав на основе сульфида железа хорошо смачивает жидкий металл и это существенно затрудняет полное скачивание флюса

Т а б л и ц а 2. Изменение концентрации примесей в металле реагентов после сульфидной обработки, мас. %

Плавка	Отбор пробы	C	Mn	Cu	S
1	Перед обработкой	3,37	0,81	1,12	0,046
	После 1-го цикла обработки	3,57	0,19	0,62	0,59
	После 2-го цикла обработки	3,98	0,15	0,23	0,93
2	Перед обработкой	3,51	0,74	0,56	0,14
	После обработки	3,67	0,15	0,29	0,68

с поверхности металла. В то же время, добиться полного разделения фаз важно как с точки зрения эффективности процесса рафинирования металлического расплава от меди, поскольку сульфидная фаза обогащена медью, так и с учетом последующей десульфурации металла. Причем данная технологическая задача имеет две составляющие. Первая связана с необходимостью удаления сульфидного расплава с поверхности металла, а вторая — это рафинирование объема металла от многочисленных сульфидных неметаллических включений, образовавшихся вследствие химических реакций и интенсивного перемешивания фаз в ходе сульфидной обработки. Возможные варианты решения данных технологических задач требуют отдельного рассмотрения.

Основным недостатком технологии сульфидного рафинирования является высокое остаточное содержание серы в металле. Оно в десять раз и более превышает концентрацию этой примеси, обычную для передельного чугуна и нерафинированной стали, что делает задачу по десульфурации полупродукта с таким содержанием серы нетривиальной для современной металлургической практики. Используемые в настоящее время в черной металлургии технологии десульфурации основываются на концепции сорбирования серы шлаковыми расплавами определенного состава на том или ином этапе технологического процесса. Непосредственное использование такого подхода для десульфурации высокосернистых расплавов безусловно будет сопряжено с повышенным расходом шлакообразующих материалов и других ресурсов. В то же время большая концентрация серы, являющейся поверхностно активным элементом, позволяет рассматривать возможность ее удаления из металла в газовую фазу за счет окисления кислородом. Известно, что в ходе сталеплавильных процессов в окислительных условиях происходит частичное окисление серы жидкого металла с образованием газообразного оксида. Специальные лабораторные исследования показали, что в процессе продувки кислородом высокоуглеродистого расплава, насыщенного серой, параллельно с обезуглероживанием протекает и десульфурация металла [33]. Совмещение процессов десульфурации и обезуглероживания высокосернистого металла дает возможность существенно сократить расход материалов на рафинирование. Таким образом, решение задачи по оптимизации затрат на дельсульфурацию металла можно основывать на комплексном подходе к организации сквозного процесса рафинирования металла, распределяя его между этапами технологического процесса, и

добиваясь достижения приемлемого уровня рентабельности технологии.

Очевидно использование технологии сульфидной обработки с целью рафинирования железоуглеродистых расплавов от растворенной меди в рамках существующих технологических процессов производства стали нерационально как с организационной, так и с экономической точек зрения. Однако она может быть реализована в рамках специализированного технологического процесса, ориентированного на переработку лома черных металлов с повышенным содержанием меди на базе мини- или микрометаллургического производства с получением шихтовой, прокатной заготовок или готовой металлопродукции.

### **Выводы**

Проблема загрязненности стального лома примесями цветных металлов, актуальная для электросталеплавильщиков, будет обостряться в связи с ростом объемов выплавки электростали на фоне ограниченности ресурсов качественного металлолома и ужесточения экологических требований, предъявляемых к металлургической отрасли в целом.

Проведенные эксперименты показывают, что на основе метода сульфидной обработки может быть реализован достаточно эффективный процесс рафинирования железоуглеродистых расплавов от меди. При этом для формирования сульфидного флюса заданного состава может быть применена смесь соды и серы. В процессе опробования разработанной технологии сульфидного рафинирования в опытно-промышленных условиях достигнуто уменьшение содержания меди в жидком металле с 0,5...1,0 до 0,25...0,30 %. Установлено, что для успешного протекания процесса рафинирования необходимо обеспечить интенсивное перемешивание реагирующих фаз, ограничить их взаимодействие с атмосферным воздухом и добиться как можно более полного разделения сульфидной фазы и жидкого металла после завершения сульфидной обработки.

В процессе сульфидного рафинирования происходит уменьшение концентрации всех сульфидообразующих элементов, присутствующих в металле. Так, в ходе экспериментов наряду с изменением содержания меди было отмечено и существенное уменьшение концентраций марганца и никеля.

Основным недостатком метода сульфидного рафинирования является повышенное содержание серы в жидком металле после обработки. Это делает нерациональным использование данного метода в рамках существующих технологии производства стали. Однако он может быть применен

в рамках специализированной технологии, ориентированной на переплав стального лома с повышенным содержанием меди. При этом процесс десульфурации металла может быть распределен между несколькими технологическими этапами производства с целью оптимизации затрат.

**Список литературы/References**

1. Birat, J. P. (2001) Sustainable steelmaking paradigms for growth and development in the early 21st century. *Revue de Métallurgie*, 98(1), 19–40.
2. Pauliuk, S., Milford, R.L., Müller, D.B., Allwood, J.M. (2013) The steel scrap age. *Environmental Sci. & Technology*, 47(7), 3448–3454.
3. Yellishetty, M., Mudd, G. M., Ranjith, P. G., Tharumarajah A. (2011) Environmental life-cycle comparisons of steel production and recycling: sustainability issues, problems and prospects. *Environmental Sci. & Policy*, 14(6), 650–663.
4. Oda, J., Akimoto, K., Tomoda, T. (2013) Long-term global availability of steel scrap. *Resources, Conservation and Recycling*, 81.
5. Daehn, K. E., Cabrera Serrenho, A., Allwood, J. M. (2017) How will copper contamination constrain future global steel recycling? *Environmental Sci. & Technology*, 51(11), 6599–6606.
6. Nakajima, K., Takeda, O., Miki, T. et al. (2011) Thermodynamic analysis for the controllability of elements in the recycling process of metals. *Ibid.*, 45(11), 4929–4936.
7. Rod, O., Becker, C., Nyleň, M. (2006) Opportunities and dangers of using residual elements in steels: a literature survey. *Jernknotoret Report 88042*, 1–59.
8. Guzenkova, A.S., Ivanov, S.S., Isaev, G.A. et al. (2008) *Production of steel without impurities of non-ferrous metals*. Ed. by V.A. Kudrin. Moscow, MGVMi [in Russian].
9. Björkman, B., Samuelsson, C. (2014) *Chapter 6 — Recycling of steel*. In: *Handbook of Recycling*, 65–83.
10. Harada, T., Tanaka, H. (2011) Future steelmaking model by direct reduction technologies. *ISIJ International*, 51(8), 1301–1307.
11. Shakhpazov, E.Kh., Zajtsev, A.I., Mogutnov, B.M. (2010) Scientific basics of steel refining from copper, tin and other non-ferrous impurities. *Problemy Chyorn. Metallurgii i Materialovedeniya*, 3, 5–12 [in Russian].
12. Jung S.-H., Kang Y.-B. (2016) Evaporation mechanism of Cu from liquid Fe containing C and S. *Metallurg. and Materials Transact. B*, 47(4), 2164–2176.
13. Katsutoshi, O., Ichise, E., Suzuki, R., Hidani, T. (1995) Elimination of copper from the molten steel by NH<sub>3</sub> blowing under reduced pressure. *Steel Research*, 9, 372–376.
14. Matsuo, T. (1988) Removal of copper and tin with plasm. *Transact. of Iron and Steel Inst. of Japan*, 28(4), 319–324.
15. Liu, X., Jeffers, J. (1989) Decopperisation of molten steel by various slags. *Ironmaking and Steelmaking*, 16(5), 331–334.
16. Wang, C., Nagasaka, T., Hino, M., Ban-Ya, S. (1991) Copper distribution between FeS-alkaline or-alkaline earth metal sul-

17. Shimpo, R., Ogawa, O., Fukaya, Y., Ishikawa, T. (1997) Copper removal from carbon-saturated molten iron with Al<sub>2</sub>S<sub>3</sub>-FeS flux. *Metallurg. and Mater. Transact. B*, 28(6), 1029–1037.
18. Cohen, A., Blander, M. (1998) Removal of copper from carbon-saturated iron with an aluminum sulfide/ferrous sulfide flux. *Ibid.*, 29(2), 493–495.
19. Yamaguchi, K., Ono, H., Usui, T. (2010) Oxidation removal of cu from carbon saturated iron via Ag phase. *Tetsu-to-Hagane*, 96(9), 531–535.
20. Yamaguchi, K., Takeda, Y. (2003) Impurity removal from carbon saturated liquid iron using lead solvent. *Mater. Transact.*, 44(12), 2452–2455.
21. Jordan J. F. (1950) *Method of desulfurizing and decopperizing ferrous metal*. Pat. US2512578 A USA.
22. Schenck, H., Roth, H., Steinmetz, E. (1970) Der Stoffumsatz des Kupfers zwischen flüssigen Eisen im Bereich der Kohlenstoffsättigung und Natriumsulfidschlacken. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, 41(7), 595–603.
23. Kudrin, V.A. (1992) Modern and prospective methods of removal of non-ferrous metal impurities from iron-carbon melts. *Staleplavilnoe Proizvodstvo*, 1. Moscow, Chermetinformatsiya [in Russian].
24. Imai, T., Sano, N. (1988) The copper partition between Na<sub>2</sub>S bearing fluxes and carbon-saturated iron melts. *Transact. of the Iron and Steel Inst. of Japan*, 28(12), 999–1005.
25. Wang, C., Nagasaka, T., Hino, M., Ban-Ya, S. (1991) Copper distribution between molten FeS-Na<sub>2</sub>S<sub>0.5</sub> flux and carbon saturated iron melt. *ISIJ Int.*, 31(11), 1300–1308.
26. Hui, K., JianJun, W., Shang-xing, G. et al. (2009) Copper removal from molten steel with FeS-Na<sub>2</sub>S slag. *High Temperature Materials and Processes*, 28(1–2), 67–72.
27. Shang-xing, G., Jian-jun, W., Li, Z. et al. (2008) Decopperization of liquid steel by fcs-na2s flux. *J. of Iron and Steel Research*, 20(10), 9–12.
28. Kashin, V.I., Katsnelson, A.M., Sojfer, L.M., Krylov, A.S. (1986) Physical- chemical principles of interaction of copper and sulfur in iron melt at sulfide slag treatment. *Stal*, 3, 29–32 [in Russian].
29. Safian, A. A., Sale, F. R. (1972) Influence of carbon on the removal of copper from iron melts with sulphide slags. *J. of the Iron and Steel Inst.*, 1, 52–56.
30. Uchida, Y., Matsui, A., Kishimoto, Y., Miki, Y. (2015) Fundamental investigation on removal of copper from molten iron with Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>-FeS fluxes. *ISIJ Int.*, 55(8), 1549–1557.
31. Katsnelson, A.M., Kashin, V.I., Sojfer, L.M. et al. (1988) Study of process of copper removal from iron melt by non-sulphurous sodium compounds. *Stal*, 3, 30–31 [in Russian].
32. Kashin, V.I., Katsnelson, A.M., Danilovich, Yu.A. et al. (1991) Experimental-industrial testing of process of refining of iron-carbon melts from copper. *Ibid.*, 7, 15–16 [in Russian].
33. Kostetsky, Y. (2015) Prospects and ways of creating steelmaking process that provides removing copper from liquid metal. In: *Proc. of 2-nd Int. Conf. on Advances in Metallurgical Processes & Materials AdMet 2014* (4–5 June, 2015, Kyiv).

**РАФІНУВАННЯ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ ВІД МІДІ МЕТОДОМ СУЛЬФІДУВАННЯ**

**Ю. В. Костецький**

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.  
03150, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлені результати експериментальних досліджень з рафінування залізовуглецевих розплавів від міді методом сульфідкування. В ході лабораторних досліджень випробувано два варіанти сульфідної обробки рідкого металу з використанням сірки і соди. При цьому встановлено, що рафінування металу від міді відбувається як



в разі присадки соди в попередньо насичений сіркою метал, так і при спільному введенні сірки і соди в складі суміші. Для варіанту обробки з введенням соди в насичений сіркою рідкий метал визначено вплив питомої витрати цього реагенту на ступінь рафінування металу від міді. Техніка сульфідного рафінування з використанням суміші сірки і соди випробувана в дослідно-промислових умовах. Дослідні плавки з обробкою рідкого чавуну такою сумішшю показали можливість знижувати концентрацію міді в металі з 0,5...1,0 % до значень, що не перевищують 0,3 %. Дана техніка може бути використана для створення промислової технології рафінування залізювуглецевих розплавів від міді. Обговорені технологічні аспекти організації процесу рафінування та технологічного процесу виробництва сталі з металобрухту, забрудненого міддю. Бібліогр. 33, табл. 2, іл. 1.

**Ключові слова:** металобрухт; залізювуглецевий розплав; рафінування від міді; сульфіді; сода

**REFINING OF IRON-CARBON MELTS FROM COPPER BY THE METHOD OF SULPHURIZING**  
**Yu.V. Kostetsky**

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.  
 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Results of experimental investigations on refining the iron-carbon melts from copper by the method of sulphurizing are given. During laboratory studies two variants of sulphide treatment of liquid metal using sulphur and sodium were tested. It was found that the metal refining from copper occurs both in case of sodium filler into a metal, preliminary saturated with sulphur, and also at a combined introducing of sulphur and sodium into mixture composition. For the variant of treatment with sodium introducing into the saturated liquid metal with sulphur the effect of specific consumption of this reagent on the degree of metal refining from copper was determined. Technique of the sulphide refining using mixtures of sulphur and sodium was tested in experimental-industrial conditions. Experimental melting with treatment of molten cast iron with such a mixture showed a possibility to decrease the copper concentration in metal from 0.5...1.0 % to values, not exceeding 0.3 %. This technique can be used for the development of the industrial technology of refining the iron-carbon melts from copper. The technological aspects of organizing the process of refining and technological process of steel production from metal scrap, contaminated with copper, were discussed. 33 Ref., 2 Tables, 1 Fig.

**Key words:** metal scrap; iron-carbon melt; refining; copper; sulphides; sodium

Поступила 14.08.2017

**МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ**  
**«Титан 2018: производство и применение в Украине»**

Посвящается 100-летию Национальной академии наук Украины

Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 11–13 июня 2018 г.

Председатели программного комитета:  
 академик Б. Е. Патон, проф. В. А. Богуслаев



Национальная академия наук Украины  
 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ  
 АО «Мотор Сич»  
 Запорожский национальный технический университет  
 Международная Ассоциация «Сварка»



**Тематика конференции**

- Применение изделий и конструкций из титановых сплавов в авиа-двигателестроении и других отраслях промышленности.
- Литейные технологии.
- Аддитивные технологии в производстве изделий из титановых сплавов.
- Новые сплавы на основе титана и его интерметаллидных соединений.
- Прогрессивные технологии и оборудование для получения слитков титана и сплавов на его основе.
- Деформационная обработка титана.
- Структура и свойства титановых сплавов.
- Прогрессивные технологии сварки и пайки изделий из титановых сплавов.

Подача заявок для участия в конференции и отправка докладов до 15 марта 2018 г.

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, отд. № 51,  
 ул. Казимира Малевича, 11,  
 г. Киев, 03680, Украина.  
 Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45, 205-22-98  
 E-mail: journal@paton.kiev.ua, lanagr@gmail.com  
 www.pwi-scientists.com/rus/titan2018



Информационная поддержка – журналы  
 «Автоматическая сварка»  
 и «Современная электрометаллургия».

# ПРИМЕНЕНИЕ УСОВЕРШЕНСТВОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОРИЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ В ВЫСОКОТОЧНЫХ ОТЛИВКАХ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА, СОДЕРЖАЩЕГО РЕНИЙ И ТАНТАЛ

**А. В. Наривский, И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, Е. В. Михнян**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины.

03680, г. Киев, бульв. Академика Вернадского 34/1. E-mail: metal@ptima.kiev.ua

Для повышения эксплуатационных характеристик рабочих лопаток газотурбинных двигателей I-й и II-ой ступеней осуществлено усовершенствование конструкции литейной установки высокоградиентной кристаллизации, а также предложено дополнительное введение в основу жаропрочного коррозионностойкого сплава типа ХН57КВЮТМБРЛ-ВИ рения и тантала. Представлен комплекс исследований по разработке новой композиции сплава и особенности технологического процесса получения деталей газотурбинных двигателей с регулярной ориентированной структурой. Библиогр. 17, табл. 4, ил. 5.

*Ключевые слова:* литейная установка высокоградиентной кристаллизации; никелевые жаропрочные сплавы; рений; тантал; направленная кристаллизация; лопатки газотурбинных двигателей

Основной проблемой современного авиационного, судового и энергетического двигателестроения остается повышение КПД за счет увеличения рабочей температуры газа. Так, температура газа на входе в турбины выросла за последние 15 лет более чем на 250 °С. При этом обеспечение температурной работоспособности и повышение ресурса работы рабочих и сопловых лопаток турбины может осуществляться как за счет усовершенствования системы легирования жаропрочных сплавов, так и путем совершенствования технологических процессов литья высокоточных деталей. В качестве резерва повышения эксплуатационных характеристик лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) как механических, так и коррозионных, успешно используется в последние годы дополнительное введение в жаропрочные сплавы тугоплавких металлов рения и тантала. Однако в литературе недостаточно систематизированных сведений о влиянии этих элементов на высокохромистые сплавы для стационарных и транспортных судовых ГТД, эксплуатирующихся в условиях агрессивного воздействия продуктов сгорания тяжелого топлива [1–4].

Проведенные ранее в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины (ФТИМС) совместно с отечественными предприятиями газотурбостроения исследовательские работы дали возможность определить оптимальное содержание легирующих тугоплавких металлов (Mo, W, Nb, Ta, Re,) и их комплексное воздействие

на жаропрочные сплавы на никелевой основе. В результате этого удалось снизить содержание хрома до 12,0...13,2 мас. % без потери уровня коррозионной стойкости, сохранить фазово-структурную стабильность и прочностные характеристики сплава в соответствии с требованиями сертификационных документов на рабочие лопатки длительного ресурса работы (25000...30000 ч), эксплуатирующиеся в продуктах сгорания дизельного топлива и природного газа [5–7]. Химический состав базового и разработанного сплавов представлены в табл. 1 [8, 9].

Целью данной работы является оптимизация технологических параметров методом направленной кристаллизации (НК) в высокоскоростных литейных агрегатах для получения высокоточных литых лопаток из нового разработанного сплава, дополнительно легированного рением и танталом.

Из литературных источников известно [4, 10, 11], что в высокоскоростных установках для НК с жидкометаллическим охладителем (олово, алюминий), которые широко используют в практике, в том числе для литья лопаток модели УВНК-8П, имеется ряд конструктивных недостатков. В частности, алюминиевый расплав может реагировать со стальной ванной, вследствие чего на первой стадии процесса плавки увеличивается вязкость и температура плавления алюминиевого расплава, что приводит к снижению интенсивности теплоотвода и впоследствии к коррозионному нарушению цельности плавильной емкости.

Таблица 1. Химический состав базового и разработанного сплавов\*, мас. %

Сплав	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb
СМ88У	0,06	15,9	11,0	1,90	5,30	3,05	4,60	0,20
Разработанный	0,05	12,75	7,15	1,15	6,30	3,25	2,05	0,30

Окончание табл. 1

Сплав	Hf	Ta	Re	B	Zr	Si	Mn	Fe
СМ88У	0,3	–	–	0,08	≤0,1	≤0,07	≤0,05	≤0,5
Разработанный	–	3,00	3,00	0,01	–	≤0,07	≤0,05	≤0,5

\*Приведены средние значения.

Эффективными для получения отливок с НК являются устройства в виде размещенной в вакуумируемой емкости вертикальной цилиндрической камеры, которая разделена термоизолирующим экраном с центральным отверстием, обращенным к зонам нагрева и охлаждения. К общему недостатку таких конструкций можно отнести недостаточную степень охлаждения, что не позволяет получить высоких уровней градиентов температур в процессе кристаллизации.

В представленной работе первичный слиток из разработанного сплава [9] получали путем вакуумно-индукционного переплава чистых шихтовых материалов в ФТИМС в промышленной печи УППФ-2. Последующий переплав методом направленной кристаллизации проводили в литейном агрегате VIM-25-175С вертикального типа для получения ориентированной дендритной структуры в отливках для лопаток II-ой ступени двигателя UGT-5000. Емкость тигля для НК составляла 15 кг. Параметры установки следующие: максимальная скорость разливки — 15 кг/с; керамическая форма для литья с направленной структурой диаметром 200 мм и высотой 400 мм. Способ контроля за температурой расплавления металла осуществляли погружной термопарой и оптическим двухцветным пирометром (прибор типа Mikron, модель М-780). Время достижения рабочего вакуума ( $7 \cdot 10^{-2}$  Па) в камере до процесса литья после загрузки шихты — 2 минуты. Определение локального химического состава полученных образцов проводили при помощи аналитического комплекса, который состоит из сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments», Великобритания). Разрешение микроскопа — до 1,2 нм, ускоряющее напряжение — от 0,5 до 30 кВ. Изображение микроструктуры образцов представлено во вторичных электронах. Фазовый анализ

сплавов и параметры кристаллических решеток фаз определяли методом рентгеноструктурного анализа на установке «ДРОН-3М» в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении ( $\lambda_{\text{CuK}\alpha 1} = 0,154187$  нм).

Задачей представленной работы являлась модернизация конструкции литейной установки высокоградиентной кристаллизации, использующейся на предприятии ГП НПКГ «Зоря»–«Машпроект». Усовершенствование состояло во введении узла дополнительного охлаждения потоком инертного газа (аргона) кристаллизующейся отливки для получения оптимальной ориентированной структуры [12]. Устройство для подачи инертного охлаждающего газа выполнено в виде кольцевого газового коллектора, который оборудован газовыми эжекторами. Последние могут изменять направления подачи охлаждающего газа и размещены в ряд на расстоянии 45...75 мм от нижней поверхности термоизоляционного экрана. Для обеспечения разных вариантов расположения эжекторов во внутренней стенке кольцевого коллектора сделаны отверстия, которые в случае ненужности могут быть закрыты заглушками. При этом процессе критический диаметр сопел составляет 0,7...1,5 мм, угол открытия раструба — 10...15°, давление газа в критическом пересечении сопла —  $(3...10) \cdot 10^5$  Па. Применение такого способа охлаждения интенсифицирует процесс кристаллизации расплава, изменяя градиент температуры на фронте кристаллизации в сравнении с конвективным охлаждением в вакууме за счет наличия медного поддона или опускания формы в жидкометаллический охладитель, и существенно образом меняет кинетику структурообразования.

В процессе НК скорость перемещения формы по вертикали от зоны нагрева в зону охлаждения регулировали в диапазоне 2...18 мм/мин, что, как показали экспериментальные данные, может существенно влиять на макро- и микроструктуру отливки. Действительно, дисперсность фазовых составляющих чувствительна как к химическому



составу сплава, поскольку она определяется диффузией в твердом состоянии, так и термокинетическим параметрам процесса НК [13–17].

Так, температурно-скоростные условия процесса кристаллизации, которые определяются скоростью перемещения керамической формы ( $V_{\text{ф}}$ , мм/мин) и градиентом температуры на фронте роста кристаллов ( $G$ , К/мм), существенным образом влияют на внутризеренную структуру, дисперсность и фазовый состав сплава. Для выявления температурных интервалов проведения процесса НК, позволяющих оптимизировать структурно-фазовые характеристики, использовали данные термического анализа методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Температуры основных фазовых превращений ( $T_s$ ,  $T_l$ ) определяли на высокоточном синхронном термическом анализаторе STA 449F1 фирмы «NETZSCH» (Германия) по специально разработанной методике (рис. 1). Точность измерения температур составляла  $\pm 1,5$  °С.

Установлено смещение уровня значений для критических точек ( $T_s$ ,  $T_l$ ) в сторону повышения, а именно, с температуры 1272, 1332 до 1326, 1385 °С соответственно, при введении рения и тантала (до 3,0 мас. % каждого). Это является подтверждением факта положительного влияния этих элементов на температурный порог растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы состава  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  и определяет повышение температурного уровня работоспособности нового сплава. В работах [5, 6]

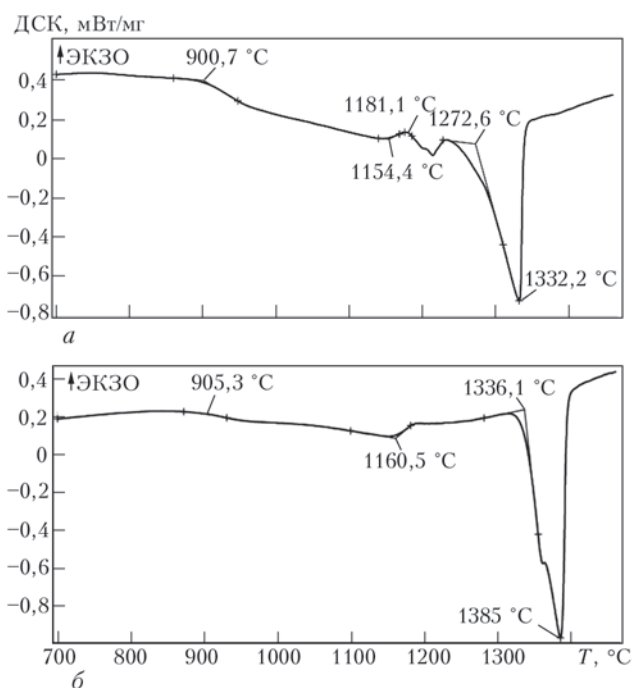


Рис. 1. Определение температур фазовых превращений методом ДСК исследуемых сплавов: а — сплав CM88Y; б — разработанный сплав CM88Y + (Ta, Re)

показано, что совместное легирование танталом и рением обеспечивает резкое снижение диффузионной подвижности элементов в сплаве, особенно при высокой температуре, значительное упрочнение твердого раствора и стабилизацию  $\gamma'$ -фазы, в частности, замедление процессов коагуляции крупных частиц  $\gamma'$ -фазы и растворение ее мелких частиц. Однако введение в сплавы исследуемого типа высокого содержания тугоплавких металлов

Таблица 2. Влияние температуры и длительности старения на фазовый состав и параметры фаз разработанного сплава

Температура старения, °С	Время старения, ч	Фазовый состав***	Количество $\gamma'$ -/ $\sigma$ -фаз, мас. %	Параметр кристаллической решетки, нм		Разность параметров решетки $\gamma$ - $\gamma'$ , нм
				$\gamma$ -фазы	$\gamma'$ -фазы	
850	1000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	48,8	0,35867	0,3598	-0,0011
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	49,8	0,35722	0,3584	-0,0012
	3000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , $\sigma$ -фаза	41,1/2,4	0,3581	0,3593	-0,0011
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	40,7	0,3572	0,3583	-0,0012
	5000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , $\sigma$ -фаза	41,3/4,4	0,3583	0,3594	-0,0012
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , $\sigma$ -фаза	41,3/4,2	0,3572	0,3584	-0,0011
900	1000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	49,3	0,3581	0,3593	-0,0012
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	52,9	0,3582	0,3594	-0,0012
	3000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	47,5	0,3581	0,3593	-0,0012
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	41,3	0,3583	0,3595	-0,0012
	5000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , $\sigma$ -фаза	46,2/4,7	0,3583	0,3594	-0,0012
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	47,1	0,3582	0,3594	-0,0011

Примечание. Данные приведены при  $\Sigma\text{TM} = 26,4$  мас. %: \* — образцы в литом состоянии; \*\* — образцы после ТО ( $T = 1050$  °С,  $\tau = 16$  ч).

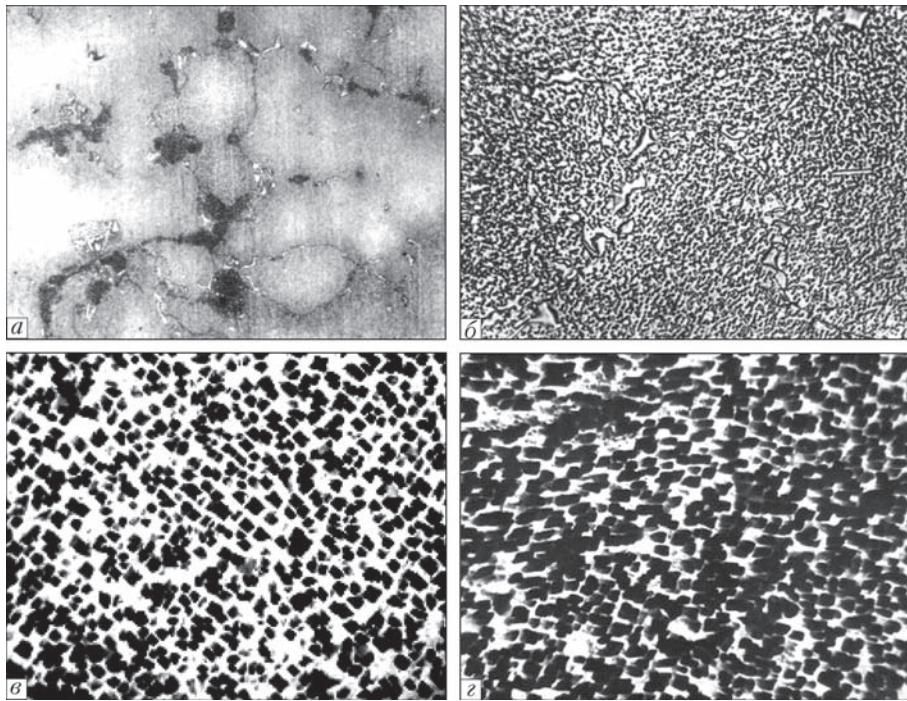


Рис. 2. Микроструктура образцов разработанного сплава после НК: электронная микроскопия (а), экстракционные реплики с напылением (б-з); а, б — после ТО (старение 16 ч при  $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ),  $\times 100$  и  $\times 800$  соответственно; в — выделения  $\gamma'$ -фазы в литом состоянии,  $\times 7000$ ; з — выделения  $\gamma'$ -фазы после испытаний на длительную прочность,  $\times 7000$

сопряжено с опасностью образования в них охрупчивающих интерметаллидных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз и, прежде всего,

$\sigma$ -фазы  $(\text{Cr, Mo})_x(\text{Ni, Co})_y$ , где  $x$  и  $y$  могут изменяться в пределах от 1 до 7 [2]. Кристаллическая структура  $\sigma$ -фазы относится к тетрагональной системе со сложной элементарной ячейкой, содержащей 30 атомов. Поскольку кристаллические решетки  $\sigma$ -фазы и карбида  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  когерентны, то  $\sigma$ -фаза часто зарождается на выделениях карбида  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . Такого типа фазы, выделяясь в виде пластин, резко снижают сопротивление сплавов разрушению при высокой температуре и оказывают при этом отрицательное влияние на пластичность и долговечность жаропрочных сплавов [2, 5, 6]. Полученные авторами данные термовременной зависимости появления ТПУ фаз во время длительного старе-

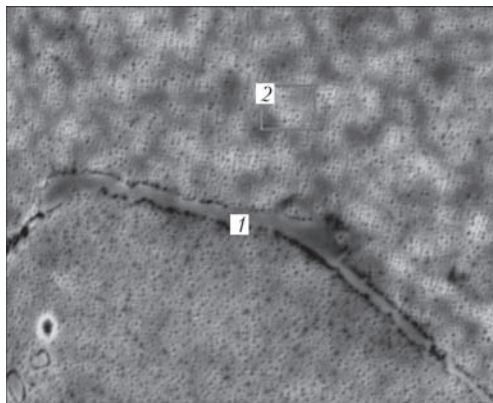


Рис. 3. Микроструктура исследуемых участков разработанного сплава,  $\times 4500$

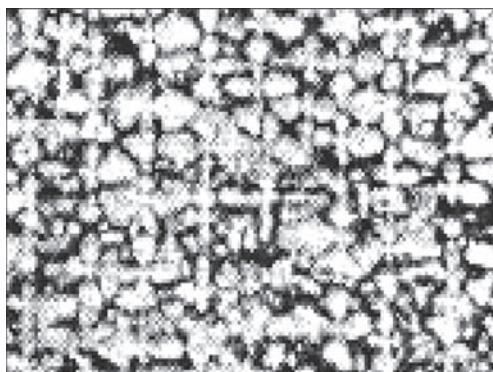


Рис. 4. Дендритная структура в состоянии после НК (поперечное сечение) образца разработанного сплава,  $\times 100$

Т а б л и ц а 3. Влияние скорости передвижения формы на параметры структурных составляющих разработанного сплава с рением и танталом

Скорость передвижения формы, мм/мин	Средние параметры структурных составляющих, мкм		
	Условный диаметр эвтектических областей $\gamma/\gamma'$ -фазы	Размер частиц	
		упрочняющей $\gamma'$ -фазы	карбидов МС-типа
2...4	25...27	0,5...0,7	2,0...2,4
5...7	18...25	0,4...0,6	1,5...2,0
10...12	12...16	0,2...0,3	1,5
15...18	10...12	0,1...0,2	1,0...1,5

Примечание. Относительная точность определения указанных величин составила 5...10 %.

Таблица 4. Химический состав исследуемых участков разработанного сплава, мас. %

Зона сканирования	C	Al	Si	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
1	12,80	0,17	0	20,43	4,91	1,65	8,62	4,34	3,40	29,52	14,15	0
2	3,03	2,16	0	2,47	13,74	9,48	58,31	0	1,69	1,23	5,29	2,59

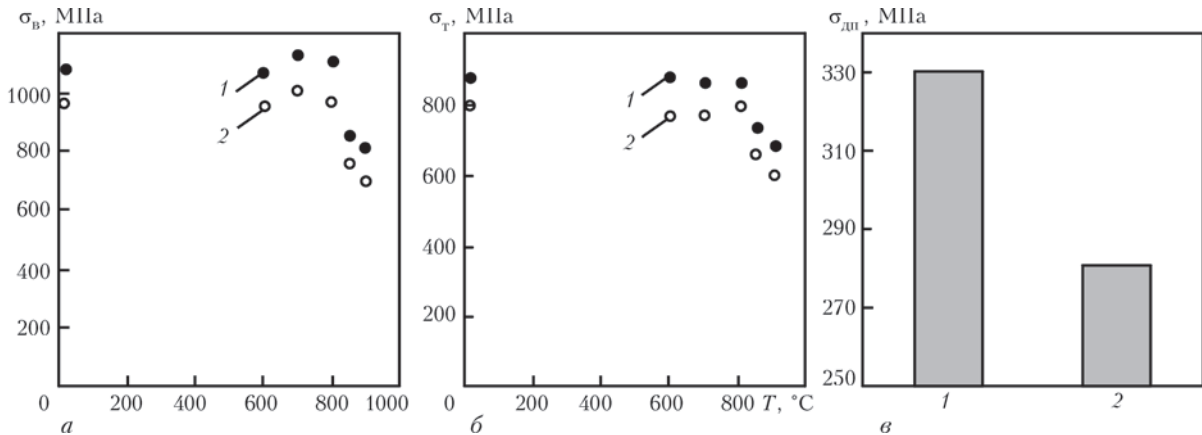


Рис. 5. Сравнительные эксплуатационные характеристики разработанного (1) и стандартного сплава SM88Y (2) в зависимости от температуры: а — предел прочности ( $\sigma_{в}$ ); б — предел текучести ( $\sigma_{т}$ ); в — длительная прочность ( $\sigma_{дл}$ ) при  $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $\tau = 100\text{ ч}$

ния, говорят о безопасном уровне легирования тугоплавкими металлами разработанной композиции сплава, если их суммарное содержание  $\Sigma\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W} + \text{Nb} + \text{Re} + \text{Ta}$  (далее  $\Sigma\text{TM}$ ) не превышает 26,4 мас. % [5]. Также проводили сопоставление расчетных значений параметров решеток  $\gamma$  и  $\gamma'$ -фаз с результатами прецизионного определения параметров решетки рентгеноструктурным методом. Расхождения не превышали нескольких единиц в четвертом знаке после запятой. Результаты экспериментальных данных показаны в табл. 2.

Процесс НК образцов-свидетелей и деталей ГТД проводили при термовременных параметрах, представленных в табл. 3. Локальные значения параметров процесса НК в течение плавки рассчитывали по распределению температуры в объеме кристаллизуемой отливки, измеренной экспериментально в четырех точках вдоль оси отливки с помощью вольфрам-рениевых термопар (тип ВР 5/20, диаметр электродов 0,30 мм). Построенные по результатам экспериментальных замеров термокинетические кривые позволяют определить распределение температуры в объеме металла в любой момент времени. Скорость погружения формы в зону охлаждения непосредственно влияет на скорость кристаллизации расплава. Проведенные эксперименты дали возможность определить связь кинетических параметров НК с количеством, морфологическими особенностями, в том числе дисперсностью основных структурных составляющих. Массовую долю и размер фа-

зовых составляющих замеряли на растровом микроскопе JSM-840 (табл. 3, рис. 2).

На рис. 3 представлен фрагмент микроструктуры образца разработанного сплава оптимального состава, полученного по выработанному технологическому регламенту, а в табл. 4 — элементный состав основных фаз. Так, соответственно представленным данным (рис. 3), атомы тантала входят в карбидную фазу типа MC, что способствует повышению ее температуры плавления, а атомы рения легируют аустенитную матрицу, тем самым замедляя диффузионную подвижность элементов в сплаве в процессе эксплуатации.

Образцы, выплавленные в агрегате VIM-25-175C с дополнительным охлаждением инертным газом методом НК, имеют регулярную дендритную структуру (рис. 4).

Результаты проведенных испытаний (механические свойства и длительная прочность) показали, что уровень эксплуатационных характеристик разработанного сплава превышает на 15...20 % аналогичные показатели для образцов стандартного сплава SM88Y (рис. 5).

### Выводы

1. Усовершенствование конструкции литейного агрегата VIM-25-175C за счет введения узла дополнительного охлаждения потоком инертного газа, способствовало интенсификации процесса охлаждения кристаллизатора при НК и гаранти-



ровало получение регулярной ориентированной структуры отливок.

2. Установлено, что введение рения и тантала (до 3 мас. % каждого) в состав базового жаропрочного коррозионностойкого сплава CM88Y приводит к стабилизации его структурно-фазового состояния за счет упрочнения  $\gamma$ -твердого раствора, повышения температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы и благодаря упрочнению межосных участков матрицы после НК большим объемом количеством стабильных дисперсных выделений MeC,  $M_{23}C_6$ -карбидов. Появление карбидов с высоким содержанием хрома и тантала может снизить вероятность выделения в твердом растворе при длительном высокотемпературном воздействии на сплав охрупчивающих фаз типа  $\sigma$  и  $\mu$  за счет снижения растворимости этих тугоплавких элементов в твердом растворе.

3. Испытания образцов из разработанного сплава с оптимизированным легирующим комплексом, включающим рений и тантал (до 3,0 мас. %) после проведения процесса НК на модернизированной установке VIM-25-175C и термообработки (старение 16 ч, при  $T = 1050$  °C) показали, что механические характеристики и длительная прочность превышает уровень свойств сплава CM88Y в среднем на 15...20 %. Достигнутый уровень эксплуатационных характеристик соответствуют требованиям регламентированным технической документацией на данное изделие.

#### Список литературы

1. Богуслаев В. А., Муравченко Ф. М., Жеманюк П. Д. и др. (2003) Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. *Лопатки турбины*. Ч. II. Запорожье, ОАО «Мотор Сич», 137–147.
2. Каблов Е. Н. (2001) *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)*. Москва, МИСИС.
3. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. и др. (1997) *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов*. Москва, Машиностроение.
4. Каблов Е. Н. (2000) Производство турбинных лопаток ГТД методом направленной кристаллизации. *Газотурбинные технологии*, **3**, 10–14.
5. Верховлюк А. М., Максютя І. І., Квасницька Ю. Г. та ін. (2016) Фазово-структурна стабільність жароміцного корозійностійкого сплаву для лиття робочих лопаток ГТУ. *Металознавство та обробка металів*, **3**, 3–9.
6. Максютя І. І., Клясс О. В., Квасницька Ю. Г. и др. (2014) Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом. *Современная электрометаллургия*, **1**, 41–48.
7. Мьяльница Г. Ф., Максютя І. І., Квасницька Ю. Г. и др. (2012) Получение ориентированной структуры в отливках из жаропрочного никелевого сплава, легированного рением. *Процессы лиття*, **6**, 54–61.
8. (2015) *Технические условия ГП НПКГ «Зоря»–«Машпроект», Спецификация Z88PRTTF1 на поставку шихтовых заготовок из сплава CM-88PRT*.

9. Квасницька Ю. Г., Клясс О. В., Крещенко В. А., Мьяльница Г. П., Максютя І. І., Шинський О. Й. (2016) *Жароміцний корозійностійкий сплав на нікелевій основі для лопаток газотурбінних двигунів*, Україна, Пат. 110529.
10. Висик Е. М., Каблов Е. Н., Герасимов В. В., Дубровский В. А. (1995) Регламентированная тонкостолбчатая структура — неиспользованный резерв высокоскоростной направленной кристаллизации. *Литейное производство*, **12**, 7–9.
11. Денисов А., Савин В., Зеленцов А., Авдюхин С. (2000) Монокристаллические турбинные лопатки. *Газотурбинные технологии*, **3**, 24–26.
12. Кац Э. Л., Лубенец В. П., Skorobogatых В. Н., Кузнецов К. Ю., Яковлев Е. И., Виноградов А. И., Берестевич А. И., Копин П. А., Жабрев С. Б. (2014) *Способ получения отливки лопатки газовой турбины с направленной и монокристаллической структурой*, Россия, Пат. 2536853.
13. Патон Б. Е., Строганов Г. Б., Кишкин С. Т. и др. (1987) *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления*. Киев, Наукова думка.
14. Пигрова Г. Д., Коркка С. И., Литвиненко В. А. (1978) Фазовый состав литого сплава ЭП539 МЛ. *Литые жаропрочные коррозионностойкие сплавы*. Киев, Институт проблем литья АН УССР.
15. Каблов Е. Н. (2005) Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений. *Вестник Московского университета*. Серия 2. Химия, **46**, **3**, 155–157.
16. Толорайя В. Н., Орехов Н. Г., Чуварова Е. Н. (2012) Безуглеродистые Re-содержащие сплавы для турбинных лопаток. *Литейное производство*, **6**, 16.
17. Светлов И. Л., Кулешова Е. А., Монастырский В. П. и др. (1990) Влияние направленной кристаллизации на фазовый состав и дисперсность структуры никелевых сплавов. *Металлы*, **1**, 86–93.

#### References

1. Boguslaev, V.A., Muravchenko, F.M., Zhemanjuk, P.D. et al. (2003) Technological support of operational characteristics of GTE parts. In: *Turbine blades*. Part 2. Zaporozhye, «Motor Sich», 137–147 [in Russian].
2. Kablov, E.N. (2001) *Cast blades of gas turbine engines (alloys, technology, coatings)*. Moscow, MISIS [in Russian].
3. Shalin, R.E., Svetlov, I.L., Kachanov, E.B. et al. (1997) *Monocrystals of nickel high-temperature alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
4. Kablov, E.N. (2000) Production of turbine blades of GTE by the method of directional crystallization. *Gazoturbinnye Tekhnologii*, **3**, 10–14 [in Russian].
5. Verkhovlyuk, A.M., Maksyuta, I.I., Kvasnytska, Yu.G. et al. (2016) Phase-structural stability of high-temperature corrosion-resistant alloy for casting of gas turbine blades. *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **3**, 3–9 [in Ukrainian].
6. Maksyuta, I.I., Klyass, O.V., Kvasnitskaya, Yu.G. et al. (2014) Technological features of high-chromium nickel complex alloy with rhenium and tantalum. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 41–48 [in Russian].
7. Myalnitsa, G.F., Maksyuta, I.I., Kvasnitskaya, Yu.G. et al. (2012) Getting oriented structure in castings of high-temperature nickel alloy, doped with rhenium. *Protsessy Litya*, **6**, 54–61 [in Russian].
8. (2015) *Technical requirements of GP SPC «Zorya-Mashproekt». Specification Z88PRTTF1 on delivery of charge billets from CM-88PRT alloy* [in Russian].
9. Kvasnytska, Yu.G., Klyass, O.V., Kreshchenko, V.A. et al. (2016) *High-temperature corrosion-resistant nickel-based*

- alloy for gas turbine engine blades*. Pat. 110529 Ukraine [in Ukrainian].
10. Visik, E.M., Kablov, E.N., Gerasimov, V.V., Dubrovky, V.A. (1995) Regulated thin-columned structure — unused reserve of high-speed directional crystallization. *Litejnoe Proizvodstvo*, **12**, 7–9 [in Russian].
  11. Denisov, A., Savin, V., Zelentsov, A., Avdyukhin, S. (2000) Monocrystal turbine blades. *Gasoturbinnye Tekhnologii*, **3**, 24–26 [in Russian].
  12. Kats, E.L., Lubenets, V.P., Skorobogatykh, V.N. et al. (2014) *A method of producing a casting of gas turbine blade with directed and monocrystal structure*. Pat. 2536853 RU [in Russian].
  13. Paton, B.E., Stroganov, G.B., Kishkin, S.T. et al. (1987) *The heat resistance of cast nickel alloys and their protection against oxidation*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
  14. Pigrova, G.D., Korkka, S.I., Litvinenko, V.A. (1978) *The phase composition of the cast high-temperature corrosion-resistant alloys*. Kiev, PTIMA [in Russian].
  15. Kablov, E.N. (2005) Physico-chemical and technological features of the creation of high-temperature alloys containing rhenium. *Vestnik Moskovskogo Universiteta*, **46**, 155–157 [in Russian].
  16. Toloraiya, V.N., Orekhov, N.G., Chuvarova, E.N. (2012) Carbon-free Re-containing alloys for turbine blades. *Litejnoe Proizvodstvo*, **6**, 16 [in Russian].
  17. Svetlov, I.L., Kuleshova, E.A., Monastyrsky, V.P. et al. (1990). Influence of directional crystallization on the phase composition and dispersity of the structure of nickel alloys. *Metally*, **1**, 86–93 [in Russian].

**ВИКОРИСТАННЯ ВДОСКОНАЛЕНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ОРІЄНТОВАНОЇ СТРУКТУРИ У ВИСОКОТОЧНИХ ВИЛИВКАХ З ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ, ЯКІ МІСТЯТЬ РЕНІЙ І ТАНТАЛ**

**Ю. Г. Квасницька, А. В. Нарівський, І. І. Максютя, О. В. Михнян**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України.

03680, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського 34/1. E-mail: metal@ptima.kiev.ua

Для підвищення експлуатаційних характеристик робочих лопаток газотурбінних двигунів I- і II-ї ступенів здійснено удосконалення конструкції ливарної установки високоградієнтної кристалізації, а також запропоновано додаткове введення в основу жароміцного корозійностійкого сплаву типу ХН57КВЮТМБРЛ-ВІ ренію та танталу. Представлено комплекс робіт по розробці нової композиції сплаву та особливості технологічного процесу одержання деталей газотурбінних двигунів с орієнтованою структурою. Бібліогр. 17, табл. 4, іл. 5.

**Ключові слова:** ливарна установка високоградієнтної кристалізації; нікелеві жароміцні сплави; реній; тантал; спрямована кристалізація; лопатка газотурбінних двигунів

**APPLICATION OF ADVANCED TECHNOLOGY FOR OBTAINING AN ORIENTED STRUCTURE IN HIGH-PRECISION CASTINGS MADE OF HEAT-RESISTANT ALLOY CONTAINING RHENIUM AND TANTALUM**

**Yu.G. Kvasnytska, A.V. Narivskiy, I.I. Maksyuta, E.V. Mikhnyan**

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of NASU.

34/1 Vernadskogo Blvd., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: metal@ptima.kiev.ua

To improve the operational characteristics of blades of gas turbine engines of the I and II stages, the modernization of design of the casting installation for the high-gradient crystallization was carried out, as well as an additional introducing of rhenium and tantalum into the base of heat-resistant corrosion-resistant alloy of KhN57KVYuTMBRL-VI type was proposed. The article presents a complex of works on the development of a new alloy composition and features of the technological process for producing the GTE parts with a regular oriented structure. 17 Ref., 4 Tables, 5 Figures.

**Key words:** casting installation for high-gradient crystallization; superalloys; Rhenium; Tantalum; directional solidification; GTE blades

Поступила 03.07.2017

# МНОГОКРИТЕРИАЛЬНАЯ ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛОПАТОК МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

С. В. Гайдук<sup>1</sup>, В. В. Кононов<sup>1</sup>, В. В. Куренкова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Запорожский национальный технический университет.

69063, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64. E-mail: rector@zntu.edu.ua

<sup>2</sup>ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз».

03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: VKurenkova@patontt.com

По алгоритму разработанной комплексной расчетно-аналитической методики (КРАМ) спроектирован новый литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ 3У-М1 для изготовления турбинных лопаток методом направленной (моно-) кристаллизации. Разработанный сплав характеризуется коррозионной стойкостью на уровне промышленного коррозионностойкого сплава ЗМИ-3У, при этом имеет повышенные характеристики жаропрочности  $\sigma_{40}^{975} = 260$  МПа на уровне авиационного литейного жаропрочного никелевого сплава ЖС26-ВИ направленной кристаллизации. Библиогр. 27, табл. 11, ил. 2.

**Ключевые слова:** литейные жаропрочные никелевые сплавы; параметры работоспособности; методика КРАМ; регрессионная модель; регрессионное уравнение; служебные свойства

**Введение.** Увеличение рабочей температуры современных газотурбинных установок (ГТУ) и авиационных газотурбинных двигателей (АГТД) требует применения для их составляющих жаропрочных сплавов направленной кристаллизации или монокристаллических сплавов (II–IV поколений), обеспечивающих необходимые служебные характеристики компонентов при сохранении кристаллической структуры во время эксплуатации.

Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов нашла широкое применение при изготовлении лопаток газовых турбин. Этот процесс разработан для того, чтобы зерна, характеризующиеся сниженным модулем упругости, ориентированные вдоль кристаллографического направления  $\langle 001 \rangle$ , росли вдоль оси Z отливаемых лопаток [1–7]. Отсутствие в лопатке поперечных границ зерен в сочетании со сниженным модулем упругости обеспечивает металлу трех-пятикратное увеличение долговечности в условиях термической усталости по сравнению с отливками, имеющими равноосную структуру.

Поэтому одним из важных направлений повышения эксплуатационных характеристик ответственных деталей ГТД является получение турбинных лопаток методом направленной (или моно-) кристаллизации из новых литейных коррозионностойких никелевых сплавов, имеющих повышенную жаропрочность [1–6]. В настоя-

щее время к наиболее известным литейным жаропрочным никелевым сплавам (ЖНС), широко применяемым для изготовления лопаток методом направленной (моно-) кристаллизации, относятся промышленные сплавы ЖС6У, ЖС26 и др. Так, например, сплав ЖС26, легированный алюминием в количестве 5,5...6,2 мас. %, в котором объемная доля  $\gamma'$ -фазы достигает 58...62 об. %, имеет более высокую жаропрочность и лучшее сопротивление высокотемпературной ползучести материала при 1000 °С по сравнению с коррозионностойким промышленным сплавом ЗМИ-3У, легированным алюминием в количестве 2,8...4,0 мас. % при объемной доле упрочняющей фазы 44...52 об. %. Промышленный сплав ЖС26 не отличается стойкостью к газовой коррозии, что делает его применение для стационарных ГТУ малоперспективным. В то же время промышленный сплав ЗМИ-3У имеет необходимый уровень высокотемпературной коррозионной стойкости, однако не отличается требуемым уровнем жаропрочности, что также ограничивает его возможности применения в перспективных ГТУ [6–11].

Следовательно, проектирование и внедрение в производство новых литейных коррозионностойких ЖНС с повышенным уровнем жаропрочности для получения лопаток методом направленной (моно-) кристаллизации для перспективных ГТУ с помощью разработанного экспрессного метода компьютерного проектирования, заменившего



Таблица 1. Химический состав промышленных литейных никелевых сплавов ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ среднего уровня легирования [6], мас. %

Марка сплава	С	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	V	Y	B	Ni
ЗМИ-3У	0,11	13,3	5,0	0,8	7,3	3,4	4,8	–	–	0,03	0,015	Основа
ЖС26-ВИ	0,15	5,0	9,0	1,1	11,7	5,9	1,0	1,6	1,0	–	0,015	Основа

малоэффективный эмпирический метод «проб и ошибок», является в настоящее время актуальным, конкурентным и экономически выгодным направлением развития.

**Постановка задачи.** Целью настоящей работы являлось проектирование с помощью разработанного экспрессного комплексного расчетно-аналитического метода (КРАМ) [12] нового литейного коррозионностойкого ЖНС с повышенными прочностными характеристиками на уровне литейного жаропрочного сплава ЖС26 для изготовления литых лопаток первой ступени методом направленной (моно-) кристаллизации для турбин типа Д-336 разных модификаций.

Поиск перспективных композиций разрабатываемого сплава проводили по алгоритму компьютерного моделирования методом КРАМ на основе системы легирования промышленного литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЗМИ-3У, взятого как прототип. Его химический состав приведен в табл. 1 вместе с составом промышленного жаропрочного сплава ЖС26-ВИ с хорошими механическими характеристиками.

В основную систему легирования сплава ЗМИ-3У (Ni–Co–Cr–Al–Ti–Mo–W–Y–B–C) вводили новый элемент — тантал. Его введение базировалось на том, что тантал способствует:

увеличению объемной доли основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы и повышению ее термодинамической стабильности;

повышению температуры эвтектических превращений и температуры полного растворения основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, а следовательно, увеличению остаточного количества  $\gamma'$ -фазы при рабочих температурах, что положительно влияет на характеристики жаропрочности, особенно длительную прочность;

сужению интервала кристаллизации, что положительно влияет на ликвационную однородность сплава и на технологичность сплава при получении бездефектной направленной (моно-) структуры в образцах и лопатках,

а также положительно влияет на температурную стабильность и морфологию карбидной фазы типа MeC, заметно подавляя при этом механизм образования неблагоприятных и менее термодинамически устойчивых карбидов типа Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, что

способствует повышению структурной и фазовой стабильности материала.

Опираясь на изложенное выше, сформулированы исходные условия для проектирования сплава в новой системе многокомпонентного легирования Ni–Co–Cr–Al–Ti–Mo–W–Ta–B–Y–La–C.

Ниже приведены основные контролируемые параметры, закладываемые в расчет для многокритериальной оптимизации состава проектируемого сплава.

**Основные параметры для многокритериальной оптимизации состава**

Параметр стабильности	
$P_{\text{ТНУ}} = \% \text{Cr} / [\% \text{Cr} + \% \text{Mo} + \% \text{W}]$ . . . . .	$0,825 \pm 0,025$
Суммарное количество электронных вакансий в $\gamma$ -тв. растворе $N_{\text{в}}$ . . . . .	$2,40$
Суммарное к-во валентных электронов в $\gamma$ -тв. растворе $M_{\text{д}}$ . . . . .	$0,93$
Суммарное к-во валентных электронов в сплаве $M_{\text{дс}}$ . . . . .	$0,980 \pm 0,008$
Параметр дисбаланса системы легирования $\Delta E$ . . . . .	$\pm 0,04$
Суммарное содержание $\sum_{\gamma} = (\text{Mo} + \text{W} + \text{Ta} + \text{Re} + \text{Ru})$ , мас. % . . . . .	$\geq 11,0$
Суммарное содержание $\sum_{\gamma'} = (\text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf})$ , мас. % . . . . .	$\geq 11,0$
Температура солидус $t_s$ , °C . . . . .	$\geq 1290$
Температурный интервал кристаллизации $\Delta t_{\text{кр}}$ , °C . . . . .	$\leq 80$
Температурный интервал для гомогенизации $\Delta t_{\text{гом}}$ , °C . . . . .	$\geq 20$
Количество упрочняющей $\gamma'$ -фазы (20 °C) $V_{\gamma'}^{20}$ , об. % . . . . .	$\geq 60$
Размерное несоответствие решеток $\gamma$ - и $\gamma'$ - (мисфит) $\delta$ , % . . . . .	$0,15 \dots 0,45$
Предел кратковременной прочности (20 °C) $\sigma_B^{20}$ , Па . . . . .	$\geq 950$
Относительное удлинение (20 °C) $\delta^{20}$ , % . . . . .	$\geq 5,0$
Длительная прочность ( $\tau_{\text{разр.}}$ ) при $\sigma_{260}^{975}$ , ч . . . . .	$\geq 40$
Критическая температура ускоренной ВТК $t_{\text{крит.}}$ , °C . . . . .	$\geq 800$
Параметр коррозии $P_{\text{КС}} = \% \text{Cr} / [\% \text{Ti} / \% \text{Al}]$ . . . . .	$\geq 3,0$
Уровень выхода годного литья лопаток по макроструктуре, % . . . . .	на уровне сплава ЖС26-ВИ

**Анализ результатов.** В данной работе представлены результаты компьютерного проектирования и экспериментальных исследований нового литейного коррозионностойкого никелевого сплава, отличающегося повышенными прочностными характеристиками, а также технологичностью на уровне промышленного сплава ЖС26 ВИ при изготовлении рабочих лопаток первой ступени методом направленной (моно-) кристаллизации для установок типа Д-336 разных модификаций в условиях промышленного производства ГП «Ивченко-Прогресс».

Следует отметить, что в отличие от более жаропрочного промышленного сплава ЖС26, содержащего 5 % Cr; 1,0 % Ti и не отличающегося



Рис. 1. Алгоритм компьютерного расчета проектируемого сплава ЗМИ-3У-М1 по разработанной методике КРАМ [12]

коррозионной стойкостью, промышленный коррозионностойкий сплав ЗМИ-3У содержит в составе большее количество хрома и титана — 13,3 и 4,8 % соответственно. При этом сплав ЗМИ-3У не имеет требуемый уровень жаропрочности, так как количество основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы не соответствует условию ( $V_{\gamma'}^{20} \geq 60 \%$ ).

Указанные выше значения характеристик для разрабатываемого сплава достигались путем многокритериальной оптимизации состава, легированного танталом на основе промышленного сплава ЗМИ-3У, взятого как прототип, с помощью алгоритма разработанного экспрессного метода КРАМ (рис. 1).

В качестве переменных факторов для исследуемых расчетных составов выбраны следующие варьируемые легирующие элементы (ЛЭ) — новый вводимый элемент тантал, а также элементы, входящие в состав базового сплава ЗМИ-3У — хром и углерод. Диапазон варьирования концентраций исследуемых компонентов в выбранной новой системе легирования Ni–Co–Cr–Al–Ti–Mo–W–Ta–Y–B–C задавался в следующих пределах, мас. %: 0,0...5,0 Ta; 11,0...13,5 Cr; 0,04...0,16 C.

Изначально в компьютерном эксперименте проводилась оценка структурной стабильности сплавов расчетных составов в заданном диапазоне варьирования химического состава указанными элементами по параметрам  $N_{v\gamma}$ ,  $M_{d\gamma}$ ,  $M_{dc}$  и  $\Delta E$  как традиционными методами по известным регрессионным уравнениям (РУ) [1–4, 6, 7, 13–18], так и по математическим регрессионным моделям (РМ) в соответствии с алгоритмом (рис. 1) разработанной методики КРАМ [12, 19–22].

В табл. 2 представлены варианты опытных составов №№ 1...5 проектируемого сплава, вместе с составами промышленных сплавов ЗМИ-3У и ЖС26 среднего уровня легирования. Композиции составов, которые удовлетворяли условиям:  $P_{ТПУ} = 0,80...0,85$ ;  $N_{v\gamma} \leq 2,40$  и  $M_{d\gamma} \leq 0,93$ ;  $-0,04 < \Delta E < 0,04$  и  $0,972 < M_{dc} < 0,988$ , считались фазовостабильными. Расчеты параметров структурной стабильности  $N_{v\gamma}$ ,  $M_{d\gamma}$ ,  $\Delta E$ ,  $M_{dc}$  проводили путем перевода химических составов  $\gamma$ -твердых растворов и общих составов в ат. %.

Из табл. 2 видно, что опытные составы 1...4, а также промышленные сплавы ЖС26 и ЗМИ-3У сбалансированы с точки зрения условий дисбаланса легирования  $\Delta E = \pm 0,04$ . Величина дисбаланса системы легирования  $\Delta E$  в опытных составах 1...4 находится в пределах от 0,0054 до  $-0,0400$ , что удовлетворяет условиям сбалансированного легирования. Вместе с тем, величина дисбаланса системы легирования состава 5 ( $\Delta E = -0,0856$ ) не удовлетворяет условиям сбалансированного легирования состава.

Далее в соответствии с алгоритмом методики КРАМ (рис. 1, табл. 2) для фазовостабильных композиций 1...4 рассчитывали группы параметров: структурно-фазовые, физические, температурные, коррозионные и прочностные.

При выборе оптимальной композиции проектируемого сплава установлено, что структурная стабильность является необходимым, но не достаточным условием для достижения требуемых показателей жаропрочности. Необходимыми структурными и физическими факторами, обеспечивающими требуемый уровень жаропрочности в температурном интервале 800...1000 °С, является

**Таблица 2.** Влияние варьирования количества легирующих элементов в базовом составе промышленного сплава ЗМИ-3У на параметры структурной стабильности

Номер состава	Варьирование элементами, мас. %			Количество, об. %	Мисфит, %	Параметры структурной стабильности				
	С	Ta	Cr	$V_{\gamma'}^{20}$	$\delta$	$P_{\text{тпв}}$	$N_{\nu}$	$M_{d_{\gamma}}$	$M_{d_C}$	$\Delta E$
ЗМИ-3У	0,12	–	13,5	50,9	0,207	0,8419	2,2801	0,9164	0,9870	0,0356
1	0,12	1,0	13,0	53,9	0,230	0,8434	2,2846	0,9168	0,9813	0,0054
2	0,10	2,0	12,5	57,0	0,275	0,8381	2,2941	0,9178	0,9772	–0,0167
3	0,08	3,0	12,0	59,9	0,318	0,8325	2,3036	0,9187	0,9729	–0,0393
4	0,06	4,0	11,5	62,6	0,359	0,8265	2,3016	0,9185	0,9728	–0,0400
5	0,04	5,0	11,0	65,0	0,399	0,8200	2,3241	0,9207	0,9642	–0,0856
ЖС26-ВИ	0,16	–	5,0	61,9	0,207	0,5614	1,9604	0,8852	0,9835	0,0168

**Таблица 3.** Параметры структурной стабильности сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 19]

Метод расчета	$P_{\text{тпв}} = 0,825 \pm 0,025$	$N_{\nu} \leq 2,40$	$M_{d_{\gamma}} \leq 0,93$	$\Delta E = \pm 0,04$	$M_{d_C} = 0,980 \pm 0,008$
РУ	–	2,2159	0,9020	–0,0400	0,9720
РМ	0,8265	2,3016	0,9185	–0,0400	0,9728

величина объемной доли  $\gamma'$ -фазы, которая должна достигать 60 об. %, а также мисфит — фактор, величина которого должна находиться в пределах  $\delta = 0,15...0,45$  %.

Путем сравнительного анализа полученных данных по группам расчетных характеристик для опытных композиций путем многокритериальной оптимизации состава по контролируемым параметрам для дальнейших экспериментальных исследований был выбран опытный состав 4 (табл. 2), получивший обозначение ЗМИ-3У-М1.

Экспериментальные исследования проводили на образцах тестовых плавок по заданным параметрам, приведенным выше. Химический состав оптимального уровня легирования спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 следующий, мас. %: 0,06 С; 11,5 Cr; 5,0 Со; 3,5 Al; 4,5 Ti; 7,0 W; 0,8 Мо; 4,0 Та; 0,03 Y; 0,01 La; 0,010 В; Ni — основа.

Для сравнительной оценки структурной и фазовой стабильности оптимизированного состава спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 использовали как традиционные расчетные методы PHASOMP ( $N_{\nu}$ ) [7, 11], New PHASOMP ( $M_{d_{\gamma}}$ ) [13],  $\Delta E$ -метод [14, 15] с их известными регрессионными уравнениями (РУ), так и полученные мате-

матические РМ [12, 19–22]. Полученные данные представлены в табл. 3.

На основе критериев (параметров) работоспособности литейных ЖНС, обоснованных в работах [12, 19–22], проведены расчеты методом CALPHAD [23] по структурно-фазовым и физическим параметрам [24]. Компьютерное моделирование процесса кристаллизации сплава осуществлялось от температуры жидкого состояния (1400 °С) до комнатной температуры (20 °С) с температурным шагом 10 °С по всему диапазону, что позволило спрогнозировать наиболее вероятный тип, количество и состав выделившихся фаз в процессе кристаллизации. В табл. 4 и 5 представлены расчетные значения структурно-фазовых и физических параметров спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 оптимального уровня легирования.

В табл. 6 представлены расчетные и экспериментальные значения, которые получены методом дифференциального термического анализа (ДТА) на установке ВДТА-8М в среде гелия при постоянной скорости нагрева (охлаждения), равной 80 °С/мин [25, 26].

Комплекс сравнительных экспериментальных исследований проводили на опытных образцах тестовых

**Таблица 4.** Значения структурно-фазовых параметров сплава ЗМИ-3У-М1 [24]

Тип фазы	Количество фазы, об. %		CALPHAD-метод [23]									
			Расчетный химический состав фаз при 20 °С, мас. %									
	Эксперимент	Расчет	С	Со	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	Ni	
$\gamma$ -	38,2...35,55	36,05	–	10,34	25,73	0,28	0,06	0,61	7,59	0,15	55,24	
$\gamma'$ -	60,5...63,0	62,6	–	2,19	1,52	5,43	6,90	0,04	4,38	6,09	73,45	
MC	0,35...0,45	0,40	10,40	–	0,28	–	27,29	0,12	9,15	52,76	–	
$M_{23}C_6$	0,95...1,00	0,95	5,11	0,84	73,19	–	–	14,59	4,31	–	1,96	



Т а б л и ц а 5. Значения физических параметров при 20 °С сплава ЗМИ-ЗУ-М1 (CALPHAD-метод) [24]

Сплав ЗМИ-ЗУ-М1	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$E$ , ГПа	$\alpha \cdot 10^6$ , 1/К	$C_p$ , Дж/(г·К)	$r \cdot 10^6$ , Ом·м	$\lambda$ , Вт/(м·К)	$a_\gamma$ , 10 <sup>-4</sup> мкм	$a_\alpha$ , 10 <sup>-4</sup> мкм	$\delta$ , %
CALPHAD	8,46	213,66	11,29	0,42	0,70	10,39	3,591	3,578	0,359

*Примечание.*  $\rho$  — удельная плотность;  $E$  — модуль упругости Юнга;  $\alpha$  — коэффициент термического расширения;  $C_p$  — удельная теплоемкость;  $r$  — удельное электросопротивление;  $\lambda$  — теплопроводность;  $a_\gamma$  — параметр кристаллической решетки  $\gamma'$ -фазы;  $a_\alpha$  — параметр кристаллической решетки  $\gamma$ -твердого раствора;  $\delta$  — размерное несоответствие параметров решеток (мисфит).

Т а б л и ц а 6. Температурные параметры сплава ЗМИ-ЗУ-М1

Метод оценки	$\Sigma_\gamma$	$t_L$	$t_S$	$\Sigma_\alpha$	$t_{эвт.}$	$t'_{н.р.}$	$t'_{п.р.}$	$t_{кр}$	$\Delta t_{гом}$	$t_{гом}$
Расчет по РМ	11,8	1374	1296	12,1	1293	850	1258	78	38	—
Эксперимент	—	1365	1305	—	1290	—	1248	60	42	1250

*Примечание.*  $\Sigma_\gamma$  — суммарное содержание элементов, упрочняющих  $\gamma$ -твердый раствор;  $\Sigma_\alpha$  — суммарное содержание элементов, стабилизирующих  $\gamma'$ -фазу;  $t_L$  — температура ликвидус;  $t_S$  — температура солидус;  $t_{эвт.}$  — температура локального плавления эвтектической  $\gamma'$ -фазы;  $t'_{н.р.}$ ,  $t'_{п.р.}$  — температуры начала и полного (конца) растворения  $\gamma'$ -фазы;  $t_{кр}$  — интервал кристаллизации сплава;  $\Delta t_{гом}$  — температурный интервал для проведения гомогенизации;  $t_{гом}$  — оптимальная температура гомогенизации для сплава.

вых плавков из разработанного сплава ЗМИ-ЗУ-М1, в сравнении с аналогичными образцами промышленных сплавов ЗМИ-ЗУ и ЖС26-ВИ. Опытные образцы из спроектированного сплава ЗМИ-ЗУ-М1 получали вакуумно-индукционной плавкой на установке марки УВНК-8П для направленной (моно-) кристаллизации по серийной технологии.

Расчетные исследования ВТК-стойкости проводили для состава спроектированного сплава ЗМИ-ЗУ-М1 для синтетической золы при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °С на базе 100 ч по полученным математическим РМ для данной группы параметров [12, 21]. Экспериментальные исследования ВТК-стойкости образцов тестовой плавки сплава ЗМИ-ЗУ-М1 с направленной (моно-) [001] структурой проводили в синтетической золе при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °С, в сравнении со сплавами ЗМИ-ЗУ и ЖС 26ВИ по методике, широко применяемой в отрасли [8–10]. В табл. 7 представлены расчетные и экспериментальные значения параметров коррозионной стойкости спроектированного сплава ЗМИ-ЗУ-М1. Количество  $\gamma'$ -фазы в разработанном сплаве ЗМИ-ЗУ-М1 представлено в табл. 8.

Механические испытания проводили на стандартных цилиндрических образцах из разработанного сплава ЗМИ-ЗУ-М1 с направленной (моно-) структурой на кратковременную и длительную

прочность стандартными методами. Испытания на кратковременную прочность проводили на образцах с направленной (моно-) [001] структурой при температурах 20, 800, 900 и 1000 °С на разрывных машинах УМЭ-10ТМ и ГСМ-20 (ГОСТ 1497–61, ГОСТ 9651–73, ГОСТ 1497–84), а на длительную прочность при температурах 800, 900, 975 и 1000 °С на машинах АИМА-5-2 и ZTZ 3/3 (ГОСТ 10145–81).

В табл. 9, 10 представлены расчетные и экспериментальные значения пределов кратковременной и длительной прочности соответственно образцов тестовых плавков спроектированного сплава ЗМИ-ЗУ-М1 при разных температурах.

Путем многокритериальной оптимизации состава на основе расчетных и экспериментальных исследований спроектированный сплав ЗМИ-ЗУ-М1 при заданных условиях проектирования обеспечивает необходимый уровень требуемых параметров и характеристик. Сбалансированный состав сплава содержит с указанными пределами легирования оптимальное содержание Та —  $4,0 \pm 0,3$  мас. %; более низкое содержание Сг —  $11,5 \pm 0,3$  мас. % и С —  $0,06 \pm 0,02$  мас. %, чем у сплава ЗМИ-ЗУ, взятого за прототип; более низкое содержание W —  $7,0 \pm 0,3$  мас. %, чем у сплава ЖС26-ВИ, взятого за аналог.

В табл. 11 представлены сравнительные результаты расчетных и экспериментальных зна-

Т а б л и ц а 7. Средняя скорость коррозии сплава ЗМИ-ЗУ-М1 при разных температурах [12, 21]

Метод оценки	Средняя скорость коррозии $V_q'$ , г/(м <sup>2</sup> ·с)					$t_{крт.}$ , °С
	$\Pi_{ис} \geq 3,0$	$V_q^{800} \cdot 10^3$	$V_q^{850} \cdot 10^3$	$V_q^{900} \cdot 10^3$	$V_q^{950} \cdot 10^3$	
Расчет по РМ	4,24	0,0322	0,6653	2,5354	4,4107	829
Эксперимент	—	0,02	0,60	2,50	3,95	830

Т а б л и ц а 8. Количество  $\gamma'$ -фазы в сплаве ЗМИ-3У-М1 при разных температурах [12, 22]

Метод оценки	$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$
Расчет по РМ	62,60	63,00	58,70	51,60
Эксперимент	61,80	–	–	–

Т а б л и ц а 9. Прочностные свойства сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 22]

Метод оценки	Предел кратковременной прочности $\sigma'_B$ , МПа				Относительное удлинение, %			
	$\sigma_B^{20}$	$\sigma_B^{800}$	$\sigma_B^{900}$	$\sigma_B^{1000}$	$\delta^{20}$	$\delta^{800}$	$\delta^{900}$	$\delta^{1000}$
Расчет по РМ	1112	1025	914	628	–	–	–	–
Эксперимент	1090...1220	930...1030	835...900	620...680	5,4...7,3	8,0...10,1	14,0...19,7	14,0...18,2

Т а б л и ц а 10. Предел длительной прочности (100- и 1000-часовой) сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 22]

Метод оценки	$\sigma_{100}^{800}$	$\sigma_{1000}^{800}$	$\sigma_{100}^{900}$	$\sigma_{1000}^{900}$	$\sigma_{100}^{1000}$	$\sigma_{1000}^{1000}$
Расчет по РМ	648	490	405	195	200	90
Эксперимент	580...640	460...500	380...400	180...220	180...200	80...90

чений характеристик разработанного сплава ЗМИ-3У-М1 по группам параметров: структурная стабильность, структурно-фазовые, физические, температурные, коррозионные и прочностные характеристики, в сравнении со значениями аналогичных характеристик для промышленных сплавов ЗМИ-3У [27] и ЖС26-ВИ [3–6].

Выход годных лопаток, отлитых из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1, составлял 48...50 % по сравнению с 20..25 и 48...50 % годных лопаток при отливке из сплавов ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ соответственно.

Исследования микроструктуры опытных образцов из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 с направленной (моно-) структурой проводили на нетравленных и травленных микрошлифах, плоскость которых была ориентирована вдоль и по нормали к поверхности образцов, на световом оптическом микроскопе «Olympus IX-70» с цифровой видеокамерой «ExwaveHAD color video camera Digital Sony» при увеличениях  $\times 200, 1000$ .

Металлографические исследования показали, что после литья образцы и отливки лопаток из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1 имели типичную для ЖНС направленную литую структуру, в которой  $\gamma$ -твердый раствор первично кристаллизовался в виде дендритов (рис. 2, а, б). Как известно, в сплавах направленной кристаллизации при малом количестве углерода или полном его отсутствии имеет место ликвационная неоднородность структуры основы. Вследствие микроликвации легирующих элементов в микроструктуре образцов и отливок лопаток сплава ЗМИ-3У-М1 наблюдалась

химическая и структурная неоднородность, которая в большей степени устранялась последующей термической обработкой.

После термообработки, проведенной по оптимальному режиму, гомогенизация при  $1250 \pm 10$  °С в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе, произошло достаточно полное растворение неравновесной пограничной эвтектики  $\gamma + \gamma'$ . Размеры и распределение частиц  $\gamma'$ -фазы по дендритной ячейке практически выравнялось, однако в осях дендритов частицы  $\gamma'$ -фазы несколько мельче, чем в междендритных областях (см. рис. 2). Таким образом, регулярное распределение в матрице кубоидных частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы размером 0,1...0,3 мкм (60...63 об. %) является эффективным структурным фактором, повышающим сопротивление ползучести сплава при высокой температуре (рис. 2, в–е).

В результате комплексных исследований путем многокритериальной оптимизации состава по требуемым параметрам спроектирован сплав ЗМИ-3У-М1, который в условиях промышленного производства ГП «Ивченко-Прогресс» аттестован по прочностным характеристикам на двух плавках общим весом 1000 кг. Из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1 изготовлены пять опытных комплектов рабочих лопаток первой ступени установки Д-336. Лопатки первого комплекта отстояли более 10 тыс. ч с положительным результатом и после восстановления защитного покрытия, технологически совмещенного с восстановительной термообработкой структуры, эксплуатируются до настоящего времени.

Т а б л и ц а 11. Сравнительные значения характеристик сплавов

Характеристики параметров по группам	Значения характеристик сплавов		
	Сплав ЗМИ-ЗУ	Спроектированный сплав ЗМИ-ЗУ-М1	Сплав ЖС26-ВИ
Параметры структурной стабильности			
$\Pi_{\text{ГПУ}} = 0,825 \pm 0,025$	0,8419	0,8265	0,5614
$N_j \leq 2,40$	2,2801	2,3016	1,9604
$M_{d_j} \leq 0,93$	0,9164	0,9185	0,8852
$M_{d_c} = 0,980 \pm 0,008$	0,9870	0,9728	0,9835
$\Delta E = \pm 0,04$	0,0356	-0,0400	0,0168
Структурно-фазовые параметры			
$\sum \gamma' \geq 11, \text{ мас. \%}$	8,2	12,1	8,4
$\sum \gamma \geq 11, \text{ мас. \%}$	8,1	11,8	12,8
$V_{\gamma'}^{20} \geq 60, \text{ мас. \%}$	48,0...52,0	60,5...63,0	58,0...62,0
Физические параметры			
$\rho, \text{ г/см}^3$	8,29	8,46	8,57
мисфит $0,15 \leq \delta \leq 0,45 \%$	0,203	0,359	0,213
Температуры характеристические			
$t_L, ^\circ\text{C}$	1343	1365	1383
$t_S, ^\circ\text{C}$	1245	1305	1310
$\Delta t_{\text{кр.}} \leq 80, ^\circ\text{C}$	98	60	73
$t_{\text{энт.}}, ^\circ\text{C}$	1235	1290	1284
$t_{\text{Н.р.}}^{\gamma'}, ^\circ\text{C}$	840	850	855
$t_{\text{П.р.}}^{\gamma'}, ^\circ\text{C}$	1167	1248	1260
$\Delta t_{\text{гом}} 20, ^\circ\text{C}$	68	42	24
$t_{\text{гом}}, ^\circ\text{C}$	$1180^\circ \pm 10^\circ$	$1250^\circ \pm 10^\circ$	$1265^\circ \pm 10^\circ$
Параметры коррозионной стойкости			
$\Pi_{\text{КС}} \geq 3,0$	5,15	4,24	0,39
$V_q^{800} \cdot 10^3, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{с)}$	0,014	0,02	1,19
$V_q^{850} \cdot 10^3, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{с)}$	0,30	0,60	19,7
$V_q^{900} \cdot 10^3, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{с)}$	1,22	2,50	56,1
$V_q^{950} \cdot 10^3, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{с)}$	2,29	3,95	71,5
$t_{\text{крит.}}, ^\circ\text{C}$	850	830	590
Механические параметры			
Кратковременная прочность:			
$\sigma_B^{20}, \text{ МПа}$	840...940	1090...1220	860...930
$\sigma_B^{800}, \text{ МПа}$	850...955	930...1030	910...1030
$\sigma_B^{900}, \text{ МПа}$	720...750	835...900	850...880
$\sigma_B^{1000}, \text{ МПа}$	–	620...680	670...690
Длительная прочность:			
$\sigma_{100}^{800}, \text{ МПа}$	450...520	580...640	545...620
$\sigma_{1000}^{800}, \text{ МПа}$	350...390	460...500	460...500
$\sigma_{100}^{900}, \text{ МПа}$	260...280	380...400	380...410
$\sigma_{100}^{900}, \text{ МПа}$	140...170	180...220	220...240
$\sigma_{100}^{900}, \text{ МПа}$	–	180...200	180...200
$\sigma_{100}^{1000}, \text{ МПа}$	–	80...90	80...100
$\sigma_{1000}^{1000}, \text{ МПа}$	–	58...101	67...121
$\sigma_{260}^{975}, \text{ МПа (40 ч)}$			



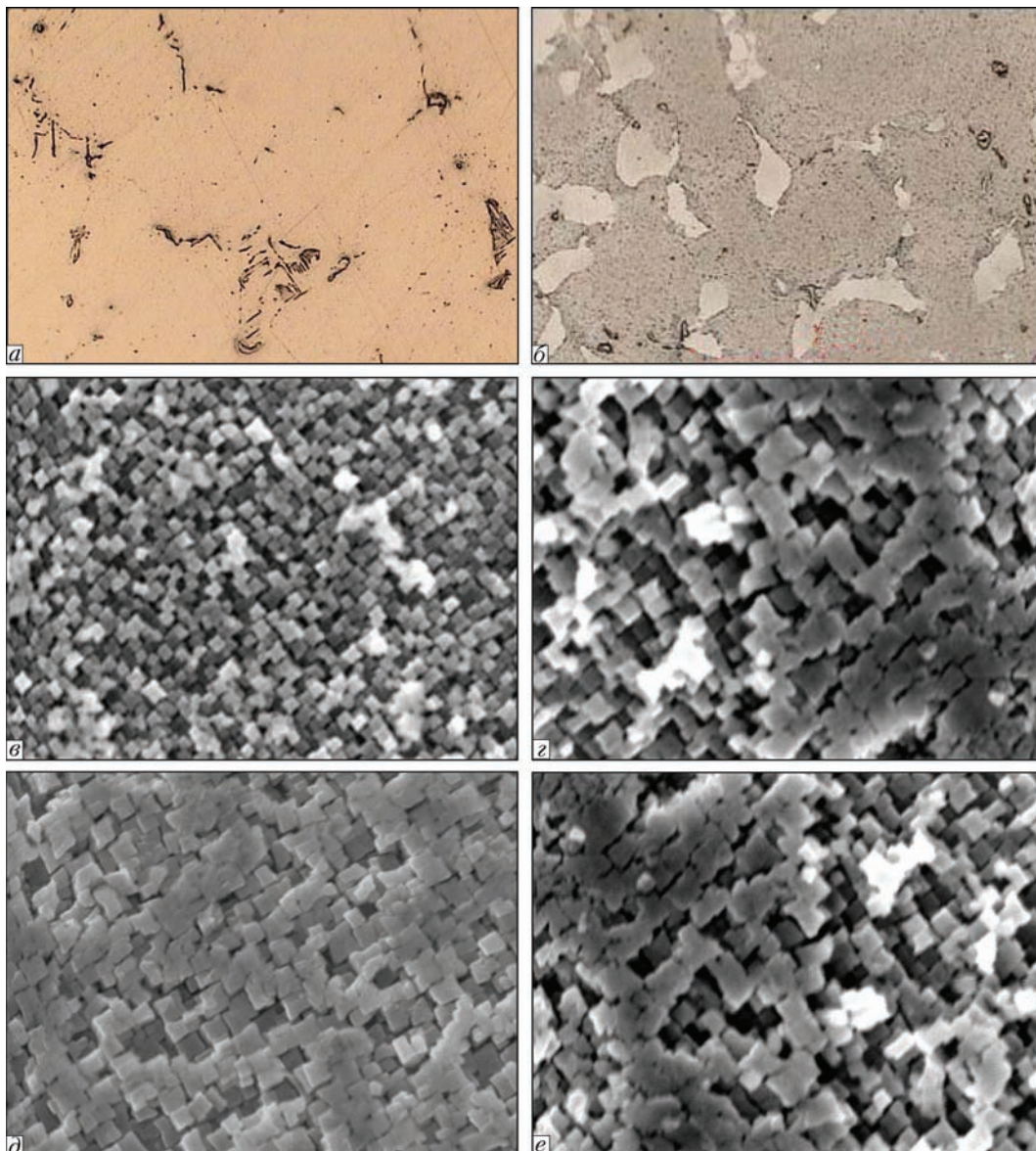


Рис. 2. Микроструктура спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 при разных увеличениях в литом состоянии (а, б,  $\times 200$ ), (в, г,  $\times 10000$ ); в термообработанном состоянии (д, е,  $\times 10000$ )

### Выводы

1. Путем многокритериальной оптимизации состава по алгоритму разработанной методики КРАМ спроектирован новый литейный сплав ЗМИ-3У-М1 для изготовления рабочих лопаток первой ступени ТВД с направленной (моно-) структурой, характеризующийся повышенными прочностными характеристиками на уровне промышленного литейного жаропрочного некоррозионностойкого сплава ЖС26-ВИ, а также имеющего коррозионную стойкость на уровне промышленного литейного коррозионностойкого никелевого сплава ЗМИ-3У.

2. Разработанный новый сплав ЗМИ-3У-М1 внедрен в промышленное производство ГП «Ивченко-Прогресс» для изготовления рабочих лопаток первой ступени ТВД с направленной (моно-) структурой установки типа Д-336 различных модифика-

ций, взамен широко применяемого некоррозионностойкого промышленного сплава ЖС26-ВИ.

### Список литературы

1. Каблов Е. Н. (2006) Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина. *Науч.-техн. сб. к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина*. Москва, Наука.
2. Каблов Е. Н. (2007) 75 лет. Авиационные материалы. *Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. Юбилейный научно-технический сборник*. Москва, ВИАМ.
3. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. и др. (1997) *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов*. Москва, Машиностроение.
4. Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В. (1987) *Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе*. Москва, Машиностроение.
5. Патон Б. Е., Строганов Г. Б., Кишкин С. Т. и др. (1987) *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления*. Киев, Наукова думка.

6. Каблов Е. Н. (2001) *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)*. Москва, МИСИС.
7. Симс Ч. Т., Столофф Н. С., Хагель У. К. (1995) *Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок*; пер. с англ. в 2-х кн. Шалин Р. Е. (ред.). Москва, Металлургия.
8. Коваль А. Д., Беликов С. Б., Санчугов Е. Л., Андриенко А. Г. (1990) *Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК)*. Препринт Запорож. машиностр. ин-т. Киев.
9. Никитин В. И. (1987) *Коррозия и защита лопаток газовых турбин*. Ленинград, Машиностроение.
10. Никитин В. И., Ревзюк М. Б., Комисарова И. П. (1978) Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива. *Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова*, **158**, 71–74.
11. Котсорадис Д., Феликс П., Фишмайстер Х. и др. (1981) *Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции*; пер. с англ. Шалин Р. Е. (ред.). Москва, Металлургия.
12. Гайдук С. В. (2015) Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, **2**, 92–103.
13. Morinaga M., Yukawa N., Adachi, Ezaki H. (1984) New PHACOMP and its application to alloy design. *Superalloys* (eds. M. Gell et al.), *AIME*, 523–532.
14. Морозова Г. И. (1993) Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов. *Металлы*, **1**, 38–41.
15. Морозова Г. И. (2012) Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **690(12)**, 52–56.
16. Логунов А. В., Шмотин Ю. Н., Данилов Д. В. (2014) Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть I. *Технология металлов*, **5**, 3–9.
17. Логунов А. В., Шмотин Ю. Н., Данилов Д. В. (2014) Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть II. *Там же*, **6**, 3–10.
18. Логунов А. В., Шмотин Ю. Н., Данилов Д. В. (2014) Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть III. *Там же*, **7**, 3–11.
19. Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. (2015) Применение аналитических методов для расчета химического состава  $\gamma$ -,  $\gamma'$ -фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Авиационно-космическая техника и технология*, **126(9)**, 33–37.
20. Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В. (2015) Получение прогнозирующих математических моделей для расчета термодинамических параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Современная электрометаллургия*, **4**, 31–37.
21. Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В. (2016) Регрессионные модели для прогнозирующих расчетов коррозионных параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Там же*, **3**, 51–56.
22. Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. (2015) Применение CALPHAD-метода для расчета количества  $\gamma'$ -фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Металлургическая и горно-рудная промышленность*, **6**, 64–68.
23. Saunders N., Fahrman M., Small C. J. (2000) The application of CALPHAD calculations to Ni-based superalloys. In «Superalloys 2000». Green K. A., Pollock T. M., Kissinger R. D. (eds.). TMS, Warrendale, pp. 803–811.
24. Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В. (2015) Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD. *Современная электрометаллургия*, **3**, 35–40.
25. Вертоградский В. А., Рыкова Т. П. (1984) Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА. *Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе*. Москва, Наука, сс. 223–227.
26. Гайдук С. В., Беликов С. Б., Кононов В. В. (2004) О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов. *Вестник двигателестроения*, **3**, 99–102.
27. Коваль А. Д., Беликов С. Б., Андриенко А. Г. и др. (1995) *Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ)*.

References

1. Kablov, E.N. (2006) Cast high-temperature alloys. S.T. Kishkin effect. In: *Transact. to 100th Anniversary of S.T. Kishkin*. Ed. by Kablov. Moscow, Nauka [in Russian].
2. Kablov, E.N. (2007) 75 years. Aviation materials. *Selected works of VIAM: Jubilee Scie.-Techn. Transact.* Ed. by E.N. Kablov. Moscow, VIAM [in Russian].
3. Shalin, R.E., Svetlov, I.L., Kachanov, E.B. et al. (1997) *Single crystals of nickel high-temperature alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
4. Kishkin, S.T., Stroganov, G.B., Logunov, A.V. (1987) *Cast high-temperature nickel-base alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. Paton, B.E., Stroganov, G.B., Kishkin, S.T. et al. (1987) *High-temperature strength of cast nickel alloys and their protection from oxidation*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Kablov, E.N. (2001) *Cast blades of gas-turbine engines (alloys, technology, coatings)*: State Scientific Center of Russian Federation. Moscow, MISIS [in Russian].
7. Sims, Ch.T., Stoloff, N.S., Hagel, U.K. (1995) *Superalloys II: High-temperature materials for aerospace and industrial power units*. Ed. by R.E. Shalin. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
8. Koval, A.D., Belikov, S.B., Sanchugov, E.L., Andrienko, A.G. (1990) *Scientific basics of alloying of high-temperature nickel alloys resistant to high-temperature corrosion (HTC)*. Zaporozhye Machine Building Institute [in Russian].
9. Nikitin, V.I. (1987) *Corrosion and protection of gas turbine blades*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
10. Nikitin, V.I., Revzyuk, M.B., Komisarova, I.P. (1978) Influence of composition of nickel alloys on their corrosion resistance in ash of gas turbine fuel. *Trudy TsKTI im. I.I. Polzunova*, **158**, 71–74 [in Russian].
11. Kotsoradis, D., Felix, P., Fishmeister, Kh. et al. (1981) High-temperature alloys for gas turbines. In: *Proc. of Int. Conf.* Ed. by R.E. Shalin. Moscow, Metallurgiya.
12. Gajduk, S.V. (2015) Complex calculated-analytical procedure for design of cast high-temperature nickel-base alloys. *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashynobuduvanni*, **2**, 92–103 [in Russian].
13. Morinaga, M., Yukawa, N., Adachi, H., Ezaki, H. (1984) New PHACOMP and its application to alloy design. Ed. by M. Gell et al. *Superalloys*, *AIME*, 523–532.
14. Morozova, G.I. (1993) Balanced alloying of high-temperature nickel alloys. *Metalloy*, **1**, 38–41 [in Russian].
15. Morozova, G.I. (2012) Compensation of disbalance of alloying of high-temperature nickel alloys. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **690(12)**, 52–56 [in Russian].
16. Logunov, A.V., Shmotin, Yu.N., Danilov, D.V. (2014) Methodological basics of automated design of high-temperature



- nickel-base alloys. Part 1. *Tekhnologiya Metallov*, **5**, 3–9 [in Russian].
17. Logunov, A.V., Shmotin, Yu.N., Danilov, D.V. (2014) Methodological basics of automated design of high-temperature nickel-base alloys. Part 2. *Ibid.*, **6**, 3–10 [in Russian].
  18. Logunov, A.V., Shmotin, Yu.N., Danilov, D.V. (2014) Methodological basics of automated design of high-temperature nickel-base alloys. Part 3. *Ibid.*, **7**, 3–11 [in Russian].
  19. Gajduk, S.V., Tikhomirova, T.V. (2015) Application of analytical methods for calculation of chemical composition of  $\gamma$ -,  $\gamma'$ -phases and parameters of phase stability of cast high-temperature nickel-base alloys. *Aviats.-Kosmich. Tekhnika i Tekhnologiya*, **126(9)**, 33–37 [in Russian].
  20. Gajduk, S.V., Kononov, V.V., Kurenkova, V.V. (2015) Construction of predictive mathematical models for calculation of thermodynamical parameters of cast high-temperature nickel alloys. *Sovrem. Elektrometall.*, **4**, 31–37 [in Russian].
  21. Gajduk, S.V., Kononov, V.V., Kurenkova, V.V. (2016) Regression models for predictive calculations of corrosion parameters of cast high-temperature nickel alloys, *Ibid.*, **3**, 51–56 [in Russian].
  22. Gajduk, S.V., Tikhomirova, T.V. (2015) Application of CALPHAD- method for calculation of  $\gamma'$ -phase and prediction of long-term strength of cast high-temperature nickel alloys. *Metallurg. i Gornorudnaya Promyshlennost*, **6**, 64–68 [in Russian].
  23. Saunders, N., Fahrman, M., Small, C.J. (2000) The application of CALPHAD calculations to Ni-based superalloys. In: *Superalloys 2000*. Ed. by K.A. Green et al. TMS, Warrendale, 803–811.
  24. Gajduk, S.V., Kononov, V.V., Kurenkova, V.V. (2015) Calculation of phase composition of cast high-temperature corrosion-resistant nickel alloy by CALPHAD method. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 35–40 [in Russian].
  25. Vertogradsky, V.A., Rykova, T.P. (1984) Investigation of phase transformations in alloys of high-temperature type by DTA method. In: *High-temperature and heat-resistant nickel-base steels and alloys*. Moscow, Nauka, 223–227.
  26. Gajduk, S.V., Belikov, S.B., Kononov, V.V. (2004) About influence of tantalum on characteristic points of high-temperature nickel alloys. *Vestnik Dvigateloostroeniya*, **3**, 99–102.
  27. Koval, A.D., Belikov, S.B., Andrienko, A.G. et al. (1995) *Certificate on high-temperature corrosion-resistant nickel alloy ZMI-ZU (khN64VMKYuT)*.

**БАГАТОКРИТЕРІАЛЬНА ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО КОРОЗІЙНОСТІЙКОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ**

**С. В. Гайдук<sup>1</sup>, В. В. Кононов<sup>1</sup>, В. В. Куренкова<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Запорізький національний технічний університет.

69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64. E-mail: rector@zntu.edu.ua

<sup>2</sup>ТОВ «Патон Турбайн Текнолоджіс».

03028, м. Київ, вул. Ракетна, 26. E-mail: VKurenkova@patontt.com

За алгоритмом розробленої комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) спроектований новий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-ЗУ-М1 для виготовлення турбінних лопаток методом спрямованої (моно-) кристалізації. Розроблений сплав має корозійну стійкість на рівні промислового корозійностійкого сплаву ЗМІ-ЗУ, при цьому має підвищені характеристики жароміцності  $\sigma_{40}^{975} = 260$  МПа на рівні авіаційного ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ зі спрямованою кристалізацією. Бібліогр. 27, табл. 11, іл. 2.

**Ключові слова:** ливарні жароміцні нікелеві сплави; параметри працездатності; методика КРАМ; регресійна модель; регресійне рівняння; службові властивості

**MULTI-CRITERION OPTIMIZATION OF HIGH-TEMPERATURE CORROSION-RESISTANT NICKEL-BASE CAST ALLOY CHEMICAL COMPOSITION APPLIED FOR TURBINE BLADES PRODUCTION BY DIRECTIONAL METHOD**

**S.V. Gayduk<sup>1</sup>, V.V. Kononov<sup>1</sup>, V.V. Kurenkova<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Zaporozhye National Technical University.

64 Zhukovsky Str., 69063, Zaporozhye, Ukraine. E-mail: rector@zntu.edu.ua

<sup>2</sup>LCC «Paton Turbine Technologies».

26 Raketnaya Str. 03028, Kyiv, Ukraine. E-mail: VKurenkova@patontt.com

According to the algorithm of a comprehensive analytical solution method (CASM), a new high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy ZMI-ZU-M1 has been developed for manufacture of turbine blades by the method of a directional (mono-) crystallization. The developed alloy is characterized by the corrosion resistance at the level of the industrial corrosion-resistant alloy ZMI-ZU, having the improved high-temperature properties ( $\sigma_{40}^{975} = 260$  MPa) at the level of the aircraft high-temperature nickel-base cast alloy ZhS26-VI with the directed crystallization. 27 Ref., 11 Tables, 2 Fig.

**Key words:** high-temperature nickel-base cast alloys; performance parameters; CASM-technique; regression model; regression equation; service properties

Поступила 05.10.2017





## МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЛУЧЕВЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ

11–15 сентября 2017 г. в Одессе на базе пансионата «Курортный» состоялась 8-я Международная конференция «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов»

(LTWMP-2017), организованная Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, НИИ лазерной техники и технологии, НТУУ «Киевский политехнический институт им. Игоря Сикорского» и Международной Ассоциацией «Сварка».

В работе конференции приняли участие более 50 ученых и специалистов из Украины, Беларуси, Польши, Ирана, Канады, а также с заочным участием специалисты из Китая. Конференция была организована в виде пленарных и стендовых сессий, рабочие языки конференции — русский, украинский и английский, обеспечен синхронный перевод докладов. Во время пленарных и стендовых сессий рассмотрено 34 доклада.

В этом году по инициативе Председателя программного комитета конференции академика И. В. Кривцуна формат конференции был расширен и к традиционной лазерной тематике в программу включены доклады по электронно-лучевым технологиям в сварке и в специальной электрометаллургии.

Открыл конференцию академик И. В. Кривцун обзорным докладом «Гибридные лазерно-дуговые процессы сварки» (ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина). В докладе отмечено, что при использо-

вании гибридных технологий достигается синергетический эффект, благодаря которому использование сварочных источников тепла относительно небольшой мощности позволяет получать существенно большее проплавление.

Отметим некоторые из докладов, которые дают представление о затрагиваемых на конференции проблемах:

«Peculiarities of formation of magnesium alloy welded joints at pulse multilayer electronbeam welding» *Nesterenkov V. M., Kravchuk L. A., Arkhangel'skiy Yu. A., Orsa Yu. V.* (Е. О. Патон Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine);

«Эффективность использования лазерной заковки для увеличения прочности зубчатых колес» *Девойно О. Г., Кардаполова М. А., Авсиевич А. М., Швец И. В.* (Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь);

«Моделирование температурных полей для различных типов трехмерных образцов при их послойном формировании на оборудовании электронно-лучевой наплавки xBeam 3D Metal Printer» *Махненко О. В., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И., Козлитуна С. С., Дзюбак Л. И.* (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Влияние электронно-лучевой сварки и локальной термической обработки на свойства сварных соединений высокопрочного псевдо β-титанового сплава ВТ19» *Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Се-*



Участники конференции

лин Р. В., Вржижевский Э. Л. (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«The New Generation Device for Laser-Microplasma (Laser-Plasma) Welding» *Krivtun I.<sup>1</sup>, Korzhyk V.<sup>1,2</sup>, Khaskin V.<sup>1,2</sup>, Sydorets V.<sup>1,2</sup>, Lou Z.<sup>3</sup>, Han S.<sup>3</sup>, Bushma A.<sup>1</sup>, Dolyanovskaya O.<sup>1</sup>* (Е.О. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine, <sup>2</sup>China-Ukraine E.O. Paton Institute of Welding, Guangzhou, P.R. China, <sup>3</sup>Guangdong Welding Institute, Guangzhou, P.R. China);

«Структура и свойства сварных соединений, полученных методом электронно-лучевой сварки титана, легированного бором» *Григоренко С. Г., Белоус В. Ю.* (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Сварка лазерным излучением в различных пространственных положениях кольцевых соединений из разнородных сталей» *Шелягин В. Д., Бернацкий А. В., Сиора А. В., Шуба И. В., Курило В. А., Сучек В. М., Дакал В. А., Бондарева В. И., Бистрикер Ф. Э.* (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Повышение эффективности изготовления алмазных покрытий абразивных инструментов с применением лазерного спекания» *Головко Л. Ф., Фади Джабер* (НТУУ «Киевский политехнический институт им. Игоря Сикорского», Киев, Украина);

«Модель испарения многокомпонентных сплавов при электронно-лучевой обработке» *Кривцун И. В., Ахонин С. В., Березос В. А., Северин А. Ю.* (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Возможности электронно-лучевой и лазерной сварки по слою активирующего флюса (А-ЭЛС и А-ЛС процессы)» *Коваленко Д. В., Абдулах В. М.* (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Новые возможности аддитивного производства с технологией xBeam 3D-Metal Printer» *Ковальчук Д. В., Мельник В. И., Мельник И. В., Тугай Б. А.* (НВО «Червона Хвиля», Киев, Украина);

«Restorative repairs of elements and assembly units of gas turbine engines» *Nesterenkov V. M.<sup>1</sup>, Orsa Yu. V.<sup>1</sup>, Khripko K. S.<sup>1</sup>, Gusev Yu. V.<sup>2</sup>* (Е.О. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine, <sup>2</sup>LRF «Motor», Lutsk, Ukraine);

«Разработка градиентных переходных зон для конденсационных защитных покрытий» *Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Микитчик А. В., Ткач Р. А.* (Государственное предприятие «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины», Киев, Украина);

«Innovative Technologies and Equipment for Laser and Hybrid Welding Processes of Guangdong Welding Institute» *Dong C.<sup>1</sup>, Korzhyk V.<sup>2</sup>, Khaskin V.<sup>2</sup>, Sydorets V.<sup>2</sup>, Lou Z.<sup>1</sup>* (<sup>1</sup>Guangdong Welding Institute,



Выступление акад. И.В. Кривцуна

Guangzhou, P.R. China, <sup>2</sup>China-Ukraine E.O. Paton Institute of Welding, Guangzhou, P.R. China);

«Дисперсные и слоистые объемные нанокристаллические материалы на основе меди и молибдена» *Гречанюк Н. И., Гречанюк В. Г.* (Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина);

«Получение слитков интерметаллидных сплавов в электронно-лучевых установках» *Ахонин С. В.<sup>1</sup>, Северин А. Ю.<sup>1</sup>, Березос В. А.<sup>1</sup>, Пикулин А. Н.<sup>1</sup>, Ерохин А. Г.<sup>2</sup>* (<sup>1</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина, <sup>2</sup>ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Distribution of alloying elements in welded joints of magnesium alloys, obtained by hybrid electron-beam technique» *Nesterenkov V.M., Kravchuk L.A., Arkhangel'skiy Yu.A.* (Е.О. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine);

«Відпрацювання технології лазерного зварювання багатокомпонентних жароміцних сплавів на основі ніобію» *Бродніковський М. П., Шелягин В. Д., Бернацький А. В., Сиора О. В., Шуба І. В.* (ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Київ, Україна);

«Principles of obtaining aerospace industry and turbine construction products by rapid prototyping method with application of electron beam techniques» *Matviichuk V., Rusynuk M.* (Е.О. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine);

«Электронно-лучевое оплавление слитков высокопрочных  $\alpha + \beta$ - и псевдо- $\beta$ -сплавов титана» *Ахонин С. В.<sup>1</sup>, Пикулин А. Н.<sup>1</sup>, Березос В. А.<sup>1</sup>, Северин А. Ю.<sup>1</sup>, Ерохин А. Г.<sup>2</sup>* (<sup>1</sup>ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина, <sup>2</sup>ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Получение высокопрочных сплавов титана методом электронно-лучевой плавки» *Ахонин С. В.<sup>1</sup>, Березос В. А.<sup>1</sup>, Пикулин А. Н.<sup>1</sup>, Северин А. Ю.<sup>1</sup>, Ерохин А. Г.<sup>2</sup>* (<sup>1</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина, <sup>2</sup>ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Роль структуры в изменении эксплуатационных свойств сварных соединений высокопроч-





Во время проведения пленарных докладов

ных статей, выполненных лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой» *Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Шелягин В. Д., Бердникова Е. Н., Бернацкий А. В., Сиора А. В., Алексеенко Т. А., Половецкий Е. В.* (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Numerical prediction of deformations in spirally welded pipes using different welding techniques» *Kubiak M., Piekarska W., Saternus Z., Domański T.* (Institute of Mechanics and Machine Design Foundations, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland);

«Study of properties of welded joint using DANTEC'S ISTRА 4D systems» *Domański T., Piekarska W., Kubiak M.* (Institute of Mechanics and Machine Design Foundations, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland).

Также были представлены доклады по применению лазеров в медицине. Вне программы конференции выступил директор ГНПП «Цирконий» (1998–2003 гг.) А. П. Мухачов с информацией о направлениях деятельности предприятия по получению гафния, циркония, ниобия и молибдена в установках электронно-лучевого переплава. В работе конференции приняли участие представители ряда промышленных предприятий Украины без докладов.

По завершению конференции проведен круглый стол «Перспективы развития и применения 3D лучевых технологий». Отмечено, что в настоящее время наибольшее количество продукции изготавливается с использованием классических технологий, таких как литье, сварка,ковка, штамповка, механическая обработка и т.д. В то же время в последнее десятилетие предложена новая и совершенно оригинальная технология 3D-печати и быстрого прототипирования. В этой техноло-



Образцы изделий компании НПО «Червона Хвиля»

гии сочетаются три основных фактора: материал, энергия (лазер, электронный луч, поток плазмы и т.д.) и математическая модель будущего изделия. Во время проведения круглого стола обсуждали актуальные проблемы развития лучевых сварочных технологий применительно к получению трехмерных изделий из различных металлических материалов, а компания НПО «Червона Хвиля» продемонстрировала образцы изделий, полученных с помощью 3D электронно-лучевой наплавки.

К концу 2017 г. будут изданы труды конференции LTWMP-2017. Труды предыдущих конференций LTWMP-2003, 2005, 2007, 2009, 2011, 2013 и 2015 гг. можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка» или получить в открытом доступе на сайте издательства ИЭС им. Е. О. Патона: <http://patonpublishinghouse.com/eng/proceedings/ltwmp>.

Доброжелательная, гостеприимная, творческая обстановка конференции способствовала развитию полезных дискуссий и установлению деловых контактов. Участники конференции выразили единодушное одобрение предложению о проведении 9-ой Международной конференции по лучевым технологиям в сварке и обработке материалов (LTWMP-2019) в сентябре 2019 г. в Одессе.

Организационный комитет конференции выражает благодарность НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона и Центру электронно-лучевой сварки ИЭС им. Е. О. Патона за помощь, оказанную в проведении 8-й Международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов».

*А. Т. Зельниченко*



## XIV МЕЖДУНАРОДНЫЙ СИМПОЗИУМ «САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ» (SHS-2017)

25–28 сентября 2017 г. в Тбилиси (Грузия) состоялся XIV Международный симпозиум по самораспространяющемуся высокотемпературному синтезу (СВС). Организаторами конференции выступили: Национальная академия наук Грузии, Институт металлургии и материаловедения им. Фердинанда Тавадзе, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН и Международный научный комитет, объединяющий специалистов из 17 стран: Армении, Беларуси, Греции, Грузии, Израиля, Индии, Испании, Италии, Казахстана, Китая, Польши, России, США, Турции, Украины, Франции, Японии. Международные симпозиумы по СВС проводятся с 1991 г. каждые два года в различных странах мира.

На симпозиуме SHS-2017 представлены пленарные доклады ведущих ученых в этой области: профессора технологического Института Хаифы (Технион) и университета Айовы (США), Нобелевского лауреата по химии проф. Д. Шехтмана (Quasi-Periodic Materials — a Paradigm Shift in Crystallography); академика НАН Грузии Г. Тавадзе (Successes and Ways of Development of SHS in Georgia); академика НАН Украины О. Ивасишина (Hydrogen Approach in Powder Metallurgy of Ti and Zr Based Alloys); члена-корреспондента РАН проф. М. Алымова (ISMAN: Present State and Perspectives); профессора Университета Нотр-Дам (США) А. Мукасяна (Fifty Years of Discovery: History and Future).

Конференция посвящена синтезу материалов, изучению структуры, физико-химических свойств получаемых материалов, использованию их в технике. Представлены новые достижения и рассмотрены перспективы разработок в области СВС по следующим направлениям: теория и моделирование горения; механизм и кинетика процессов СВС; порошковые материалы и гранулы (микронные, субмикронные и наноразмерные); объемные функциональные материалы (металлические, керамика, композиты, пены и т. п.); покрытия и слоистые материалы; новые гибридные процессы (синтез ударным воздействием, горячее прессование, аддитивные 3D-технологии и т. д.).

В работе симпозиума, проходившего в виде сессий пленарных и стендовых докладов, приняли участие 74 ученых, представлено более 100 работ авторов ведущих университетов и научно-исследовательских институтов и центров из 19 стран (Армении, Греции, Эстонии, Франции, Грузии, Ирана, Израиля, Италии, Японии, Казахстана, Польши, Южной Кореи, Непала, Румынии, России, Тайваня, Турции, Украины и США).

Высокий научный уровень докладов свидетельствует о том, что во многих странах (включая США, Японию, Китай) работы по СВС ведутся с большим размахом и высокой эффективностью. За эти годы результаты решения проблемы СВС, связанные с принципиальными и общими вопросами физико-химической кинетики и теории горения, нашли множество новых и зачастую неожиданных приложений в других областях науки и техники. Во многих случаях материалы, созданные на основе СВС, позволяют находить новые решения самых разнообразных задач — от экологии до описания природных явлений.

Следует отметить активное участие в работе конференции (более десяти докладов) ученых Грузинской академии наук (Института металлургии и материаловедения им. Фердинанда Тавадзе и Грузинского технического университета): Г. Тавадзе, Г. Онишвили, Д. Хантадзе, З. Асламазашвили, Г. Захарова, Н. Чихрадзе и др. Их доклады посвящены синтезу новых металлокерамических и композиционных материалов различных систем (Ti–Cr–C; Ti–B–C–N; Ti–B–N; Ti–Al–B–C; Ti–Al–C и др.) для аэрокосмической, энергетической, машиностроительной, химической техники, которые могут работать при высоких температурах, в агрессивных средах, выдерживать интенсивные нагрузки, а также использоваться для изготовления бронированных пластин.

Необходимо отметить участие в работе конференции ученых украинской делегации. Бердникова Е. Н. представила результаты исследований покрытий, полученных с применением установки многокамерного детонационного напыления, разработанной в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Ее доклад «Функциональные металлокерамические покрытия: структура и эксплуатационные свойства» посвящен структурным особенностям металлокерамических покрытий на основе циркониевой керамики ( $ZrSiO_4$ ), а также оценке их влияния на механические свойства и трещиностойкость. Доклад вызвал большой интерес у участников симпозиума.

Сборник трудов XIV Международного симпозиума по самораспространяющемуся высокотемпературному синтезу (SHS-2017) роздан участникам в виде компакт-дисков и доступен на веб-страницах [www.mmi.ge](http://www.mmi.ge) и [www.ism.ac.ru](http://www.ism.ac.ru).

*Г. Тавадзе, Е. Бердникова*

## МЯЛЬНИЦЕ ГЕОРГИЮ ФИЛИППОВИЧУ — 80



**24 ноября** исполнилось 80 лет известному специалисту в области материаловедения и металлургии Георгию Филипповичу Мяльнице.

Мяльница Г. Ф. родился в с. Верхняя Хортица Запорожской области в семье служащего. В 1956 г. окончил Запорожский ме-

таллургический техникум по специальности «Электрометаллургия стали и ферросплавов» и получил квалификацию техник-металлург. С 1958 по 1973 гг. работал на предприятии — изготовителе авиационных двигателей АО «Мотор Сич» и прошел путь от плавильщика, мастера цеха, технолога, начальника технического бюро до заместителя начальника литейного цеха.

В 1967 г. окончил вечернее отделение Запорожского машиностроительного института им. Чубаря по специальности «Литейное производство». С 1973 г. по настоящее время работает на Государственном предприятии, «Научно-производственный комплекс газотурбостроения «Зоря»-«Машпроект» в должности главного металлурга.

В 1980 г. Г. Ф. Мяльница защитил кандидатскую диссертацию по специальности «Материаловедение». На протяжении десятилетий преподавал на кафедре «Технология и оборудование сварочного производства» в Николаевском кораблестроительном институте им. адм. Макарова.

Основные направления научной деятельности Г. Ф. Мяльницы — это исследования, направленные на повышение качества и эксплуатационных свойств различных сплавов массового назначения, а также создание новых материалов и спла-

вов. Множество научно-исследовательских работ, выполненных под руководством и при непосредственном участии Г. Ф. Мяльницы, внесли большой вклад в создание материалов для газотурбинных двигателей нового поколения. Значительное развитие достигнуто в разработке новых оригинальных технологий наплавки и оборудования для получения изделий на основе никеля, титана, железа. Георгию Филипповичу принадлежат выдающиеся заслуги в создании серии составов покрытий нового поколения и способов их нанесения на лопатки газотурбинных двигателей.

О высоком уровне и практической значимости деятельности Мяльницы Г. Ф. свидетельствуют звания и награды. За разработку новых жаропрочных коррозионно-стойких сплавов в 1985 г. он получил Государственную премию СССР. В мае 2005 г. — звание «Заслуженный металлург Украины». За значительный вклад в развитие промышленности КНР Георгий Филиппович награжден орденом «Дружбы народов». Имеет Государственную грамоту Казахской ССР «За освоение целинных земель».

Общий научный потенциал юбиляра нашел отражение в более 100 публикациях в профессиональных изданиях и 65-ти авторских свидетельствах и патентах.

Послужной список Г. Ф. Мяльницы достаточно внушительный, но за скупыми строками приказов и множеством поощрений, наград и благодарностей — ступеньки профессионального роста и высочайшее мастерство. Металлургия стала для него не только предметом изучения, научных исследований и практического применения результатов, но и смыслом всей его жизни.

От всей души поздравляем юбиляра, желаем крепкого здоровья, энтузиазма для новых свершений, успехов и благополучия.

## Календарь выставок и конференций в 2018 г.

Дата	Место проведения	Название
16–18.01	Германия, Нюрнберг	EUROGUSS 2018 (Международная выставка технологий и оборудования для литья под давлением)
04–06.03	Китай, Гуанчжоу	Foundry & Die-casting (FDA) 2018 (Международная выставка технологий литейной промышленности)
25–27.03	Китай, Шанхай	CCEC China 2018 (Международная выставка и конференция твердых сплавов)
28–30.03	Китай, Чунцин	China High-end Metal Material Exhibition 2018 (Международная выставка высококачественных металлов и сплавов)
03–05.04	Украина, Киев	Киевская техническая ярмарка-2018
10–12.04	Польша, Кельце	EXPO-SURFACE 2018 (9-я выставка технологий защиты от коррозии и обработки поверхности)
16–20.04	Германия, Дюссельдорф	TUBE 2018, WIRE 2018 (16-я Международная выставка трубопроводов, труб, проволоки, кабеля и метизов, технологий и оборудования для их производства)
18–21.04	Беларусь, Минск	XVI Международная конференция «Ti-2018 в СНГ»
21–23.04	Китай, Фошань/Шуньдэ	FSME 2018 (Международная выставка металлургической промышленности и металлоизделий)
09–11.05	Япония, Осака	Metal Osaka 2018 (Международная выставка высокофункциональных металлов)
15–18.05	Австрия, Вена	Intertool Austria 2018 (Международная специализированная выставка металлообработки)
01–03.06	ЮАР, Йоханнесбург	INFACON 2018 (XV Международный конгресс ферросплавов)
05–06.06	Германия, Штутгарт	LASYS 2018 (Международная выставка лазерной обработки материалов)
06–08.06	Китай, Гуанчжоу	Heat Treatment, Industrial Furnaces Exhibition 2018 (Международная выставка термообработки и промышленных печей)
06–08.06	Китай, Гуанчжоу	Metal & Metallurgy Exhibition 2018 (Международная выставка металлургической промышленности)
11–13.06	Украина, Киев	Международная конференция «Титан-2018: производство и применение в Украине»
16–19.06	Китай, Пекин	Metal + Metallurgy China 2018 (Международная выставка литья, металлообработки и промышленных печей металлургической промышленности)
19–22.06	Казахстан, Астана	Astana Mining & Metallurgy 2018 (9-й Международный горно-металлургический конгресс)
09–13.09	Польша, Краков	EUROCORR 2018 (Европейский конгресс по коррозии и защите материалов)
10–14.09	Украина, Одесса	IX Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»
23–27.09	Польша, Краков	World Foundry Congress 2018 (73-й Всемирный литейный конгресс)
25–27.09	Польша, Кельце	METAL 2018 (22-я Международная ярмарка технологии литейного дела)
23–26.10	Германия, Ганновер	EuroBLECH 2018 (Международная выставка производства листового металла)
05–07.12	Япония, Токио	Metal Japan 2018 (Международная выставка высокофункциональных металлов)



## ПОДПИСКА–2018 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», «АС-Media», «ПресЦентр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Пресса России» (Россия).



Электронная версия журнала на сайте: [www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem](http://www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem)

Правила для авторов: [www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules](http://www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules)  
 Лицензионное соглашение: [www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license](http://www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license)  
 В 2018 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2008–2016 гг.

## РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»

### Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

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

### Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77;  
 200-54-84; 205-22-07  
 E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)

### Технические требования к рекламным материалам

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

### Все файлы в формате IBM PC

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

### Стоимость рекламы и оплата

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

Подписано к печати 06.12.2017. Формат 60×84/8. Офсетная печать.  
 Усл. печ. л. 7,9. Усл. кр.-отг. 8,2. Уч.-изд. л. 9,3  
 Печать ООО «ДИА», 03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.