

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 12, 2014

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 57

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЮСФИН Ю.С.

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В.

Ответственный секретарь: ПОЛУЛЯХ Л.А.

Заместитель ответственного секретаря: ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.

Члены редакционной коллегии:

АСТАХОВ М.В.
АШИХМИН Г.В.
БЕЛОВ В.Д.
ВОЛЫНКИНА Е.П.
ГОРБАТЮК С.М.
ГУОИ ТАНГ (Китай)
ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела
«Ресурсосбережение в черной металлургии»
ГРОМОВ В.Е.
ДУБ А.В., редактор раздела
«Инжиниринг в черной металлургии»
КАВАЛЛА Р.
КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М.
КОСЫРЕВ К.Л., редактор раздела
«Металлургические технологии»
КУРНОСОВ В.В.
ЛАЗУТКИН С.С.

МЫШЛЯЕВ Л.П., редактор раздела
«Информационные технологии и автоматизация
в черной металлургии»
НИКУЛИН С.А.
ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С.
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела
«Высокопрочные стали для энергетики»
СИМОНЯН Л.М., редактор раздела
«Рациональное природопользование в черной
металлургии»
СОЛОДОВ С.В.
СПИРИН Н.А.
ТЕМЛЯНЦЕВ М.В.
ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела
«Материаловедение и нанотехнологии»
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцария)
ЮРЬЕВ А.Б.

Учредители:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный
индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»,
Тел./факс: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru
www.fermet.misis.ru

654007, Новокузнецк, 7,
Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42
Сибирский государственный
индустриальный университет,
Тел.: (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» по решению ВАК входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук»

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» зарегистрирован
Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY

Chief editor: YUSFIN YU.S.

Deputy chief editor: PROTOPOPOV E.V.

Responsible secretary: POLULYAKH L.A.

Deputy responsible secretary: OLENDARENKO N.P.

Editorial board:

ASTAKHOV M.V.
ASHIHMIN G.V.
BELOV V.D.
VOLYNKINA E.P.
GORBATYUK S.M.
GUOI TANG (China)
GRIGOROVICH K.V., *Editor of the section*
"Resources Saving in Ferrous Metallurgy"
GROMOV V.E.
DUB A.V., *Editor of the section "Engineering in*
Ferrous Metallurgy"
KAVALLA R.
KOLOKOL'TSEV V.M.
KOSYREV K.L., *Editor of the section "Metallur-*
gical Technologies"
KURNOSOV V.V.
LAZUTKIN S.S.

MYSHLYAEV L.P., *Editor of the section*
"Information Technologies and Automatic Control in
Ferrous Metallurgy"
NIKULIN S.A.
PODGORODETSKII G.S.
PYSHMINTSEV I.YU., *Editor of the section*
"High-strength Steel for Power Engineering"
SIMONYAN L.M., *Editor of the section*
"The Rational Use of Natural Resources in the Steel
Industry"
SOLODOV S.V.
SPIRIN N.A.
TEMLYANTSEV M.V.
FILONOV M.R., *Editor of the section*
"Materials Science and Nanotechnologies"
SPEIDEL' M. (Switzerland)
YUR'EV A.B.

Founders:



National Research
Technological University "MISIS"



Siberian State
Industrial University

This issue of the journal was prepared by
Siberian State Industrial University

Editorial addresses:

119049, Moscow, Leninsky prosp., 4
National Research Technological
University "MISIS",
Tel./fax: +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@mis.ru
www.fermet.misis.ru

654007, Novokuznetsk, Kemerovo region,
Kirova str., 42
Siberian State Industrial University,
Tel.: +7 (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya – Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission.

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya – Ferrous metallurgy" is registered in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications **PI number FS77-35456**

СОДЕРЖАНИЕ

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Панова В.Ф., Панов С.А., Карпачева А.А. Металлургические отходы для производства цветного цемента. Оптимизация состава декоративного цемента на основе отбеленного шлака 5

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Кашлев И.М., Сидоров А.В., Нохрина О.И. Выбор восстановителей при производстве силикомарганца 11
- Лехов О.С. Исследование напряженно-деформированного состояния системы валки – полоса при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Сообщение 2 15
- Токовой О.К., Шабуров Д.В. Исследование неметаллической фазы в аустенитной нержавеющей стали 20
- Протопопов Е.В., Темлянец М.В., Запольская Е.М., Максаква К.Е., Дегтярь В.А. Исследование высокотемпературного обезуглероживания алюмопериклазоуглеродистых ковшевых огнеупоров 24

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Громов В.Е., Юрьев А.Б., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф., Алсараева К.В. Структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура дифференцированно закаленных рельсов 29

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Ляховец М.В., Ивушкин К.А., Мышляев Л.П., Чернявский С.В., Львова Е.Н. Совместный синтез объекта управления и управляющей подсистемы 33

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Феоктистов А.В., Модзелевская О.Г., Бедарев С.А. Определение относительной прочности твердого топлива при соотношении содержаний кокса и антрацита в топливных колошах в шахтных печах 37
- Антонов В.П. Создание оптимальной конусности для обеспечения направленного затвердевания отливки 39

ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ» к 80-летию Эдуарда Викторовича Козлова (продолжение, начало в № 6 – 10 2014 г.)

- Морозов М.М., Потекаев А.И., Клопотов А.А., Маркова Т.Н., Клопотов В.Д. Сплавы на основе палладия. Кристаллогеометрические и кристаллохимические параметры 46
- Лотков А.И., Батурин А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И., Тимкин В.Н. Влияние равноканально-углового прессования на измельчение зерна и неупругие свойства сплавов на основе никелида титана 54
- Власов И.В., Панин С.В., Сергеев В.П., Сундер Рамасуббу, Марущак П.О. Влияние ионно-лучевой обработки Zr^{+} на структуру и усталостную долговечность стали 30XГCH2A 60
- К 75-летию Николая Михайловича Кулагина 63
- Указатель статей за 2014 г. 64

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12

CONTENTS

RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

- Panova V.F., Panov S.A., Karpacheva A.A. Metallurgical waste for production of colored cement. Composite optimization of the decorative cement on the basis of bleached slag 5

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Kashlev I.M., Sidorov A.V., Nokhrina O.I. The choice of the reducing agent in the manufacture of silicon-manganese 11
- Lekhov O.S. Study of stress-strain state of rolls-band system at rolling of broad-flanged beam in stands of universal beam mill. Report 2 15
- Tokovoi O.K., Shaburov D.V. Study of nonmetallic phase in austenitic stainless steel 20
- Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Zapol'skaya E.M., Maksakova K.E., Degtyar' V.A. Research on high-temperature decarburization of alum-periclase-carbon ladle refractories 24

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

- Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F., Alsaraeva K.V. Structure phase states and defect substructure of differentially hardened rails 29

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- Lyakhovets M.V., Ivushkin K.A., Myshlyayev L.P., Chernyavskii S.V., L'vova E.N. The joint synthesis of the controlled object and control subsystem 33

BRIEF COMMUNICATIONS

- Feoktistov A.V., Modzelevskaya O.G., Bedarev S.A. Determination of the relative strength of solid fuel with different ratios of coke and anthracite fuel bed in shaft furnaces 37
- Antonov V.P. Formation of optimal taper for directional casting solidification 39

Topical collection of articles “NANOSTRUCTURED MATERIAL SCIENCE” To the 80th anniversary of Kozlov Eduard Viktorovich (continuation, beginning in the journals no. 6–10, 2013)

- Morozov M.M., Potekaev A.I., Klopotov A.A., Markova T.N., Klopotov V.D. Alloys on the basis of palladium. Crystal geometry and crystal chemistry parameters 46
- Lotkov A.I., Baturin A.A., Grishkov V.N., Kopylov V.I., Timkin V.N. Influence of equal-channel angular pressing on grain refinement and inelastic properties of TiNi-based alloys 54
- Vlasov I.V., Panin S.V., Sergeev V.P., Sunder Ramasubbu, Marushchak P.O. The influence of Zr^{+} ion-beam processing on structure and fatigue durability of 30CrMnSiNi2 steel 60
- To the 75th anniversary of Nikolai Mikhailovich Kulagin 63
- Index of articles for 2014 64

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.046:658.567.1:691

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ОТХОДЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА
ЦВЕТНОГО ЦЕМЕНТА. ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА
ДЕКОРАТИВНОГО ЦЕМЕНТА НА ОСНОВЕ ОТБЕЛЕННОГО ШЛАКА

Панова В.Ф., к.т.н., профессор (panova_vf@rambler.ru)

Панов С.А., к.т.н., доцент

Карпачева А.А., к.т.н., доцент

Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Описаны состав и свойства техногенных отходов металлургических предприятий для получения цветного цемента. За основу вяжущего принят отбеленный осветленный шлак. Активаторы и пигменты – техногенные продукты: пыль газоочистки производства извести – щелочной активатор, заменяющий известь; отход коксохимического производства – сульфатный активатор вместо дефицитного гипсового камня; отработанная формовочная смесь (продукт литейного производства) – активатор помола цемента; отход метизного производства – красный пигмент. Подобран оптимальный состав шлакового цемента, изучены факторы, влияющие на его свойства. Разработана технологическая схема получения цветного цемента марки 250 с активностью 27,4 МПа. Для оценки качества сырья предложен универсальный показатель – коэффициент основности.

Ключевые слова: металлургические отходы, доменные шлаки, отбеливание, декоративные строительные материалы, цветные вяжущие, оптимизация состава, рациональный состав.

В предыдущей работе [1] приведены рекомендации по осветлению доменного шлака ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». Целью настоящего исследования является разработка состава цемента на основе металлургических отходов с использованием отбеленного гранулированного шлака ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», подбора к нему щелочного, сульфатного активаторов, интенсификатора помола и пигмента, применяя при этом вторичные минеральные ресурсы. Исследования активности доменного шлака как компонента вяжущего показали, что он находится в области VI тройной диаграммы состава вяжущих (рис. 1). Это доказывает недостаток в шлаке ЗСМК щелочных оксидов в отличие от стандартных цементов (рис. 1, области III, IV, V).

Для оценки качества любого сырьевого материала, в том числе отходов промышленного производства, предложен универсальный показатель – коэффициент основности ($K_{осн}$), который определяется по формуле

$$K_{осн} = \frac{CaO + 0,93MgO + 0,6R_2O}{0,93SiO_2} - \frac{0,55Al_2O_3 + 0,35Fe_2O_3 + 0,7SO_3}{0,93SiO_2}.$$

Числитель показывает количество условно свободного оксида CaO, необходимого для образования силикатов кальция, а знаменатель – количество CaO, необходимого для связывания SiO_2 в моносилкат кальция.

Задаваясь необходимым значением $K_{осн}$ для силикатной системы, можно рассчитать соотношение

двух компонентов шихты бесклнкерного цемента. Для вяжущих веществ (цемента, гипса, жидкого стекла) значения $K_{осн}$ шихты находятся в диапазоне 1,2 – 1,6; для исследуемых шлаков они колеблются в пределах 1,10 – 1,19, что подтверждает версию о нехватке щелочного компонента [2]. В качестве последнего в цементе чаще всего используется известь, расчет количества которой можно осуществить, зада-

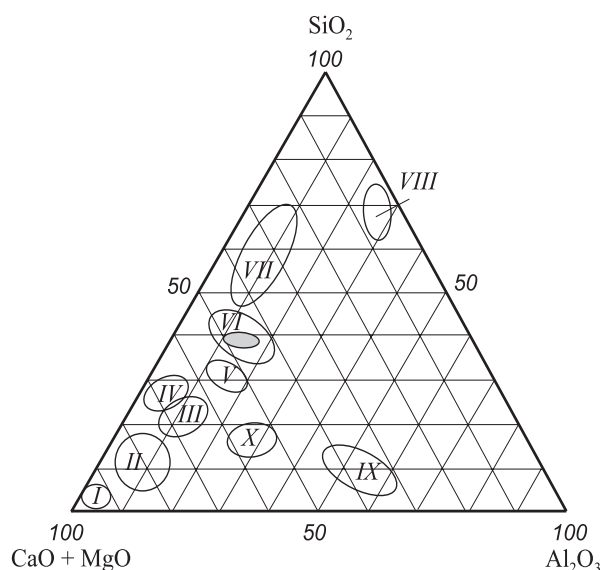


Рис. 1. Диаграмма состава вяжущих тройной системы:
I, II – области извести; III – V – области цементов;
VI, VII, X – области доменных шлаков; VIII – области трасс;
IX – область глиноземистого цемента

ваясь $K_{\text{осн}} = 1,6$. Химический состав шлака приведен в табл. 1. Используя данные этой таблицы, запишем уравнение

$$1,6 = \frac{(\text{CaO} + 0,93 \cdot 6,55) - (0,55 \cdot 10,66 + 0,35 \cdot 2,37)}{(0,93 \cdot 35,8)},$$

решая которое получаем, что количество СаО равно 53,5 %, т.е. столько извести должно быть в шихте цемента. Однако в доменном шлаке содержится 41,74 % СаО, значит необходимо добавить к нему 11,76 % щелочного компонента.

Учитывая, что на металлургическом комбинате имеется производство извести, при получении которой образуется пыль газоочистки, было предложено изучить ее состав и свойства и, по возможности, заменить чистую известь на техногенный продукт – пыль газоочистки известкового производства. Последняя образуется при обжиге извести и собирается в электрофильтрах. Исследование свойств пыли показало ее высокую дисперсность. При просеве через сито № 008 остаток составляет менее 3 %. Химический состав пыли газоочистки приведен в табл. 1.

Известковая пыль имеет насыпную плотность 660 кг/м³. Обработка ее в 5 %-ном растворе НСl позволяет подтвердить наличие в ее составе 50 – 60 % кальция СаСО₃. Кроме того, известковая пыль содержит 20 – 30 % портландита Са(ОН)₂, 5 – 6 % извести СаО и до 5 % примесей (рис. 2).

Ранее доказано, что введение тонкомолотого карбонатного наполнителя увеличивает водоудерживающую способность малощелочных растворов смесей и способствует образованию гидроминералов. Предполагается, что применение известковой пыли дает возможность повысить активность шлака, его водоудерживающую способность и устранить негативные явления в изделиях (высолы, дутики).

Произведем расчет количества известковой пыли как щелочного активатора. Для получения цемента необходимо рассчитать, какое количество щелочного компонента с коэффициентом $K_{\text{осн}} > 1$ нужно добавить в шлак ($K_{\text{осн}} < 1$) для повышения коэффициента основности смеси до 1,6. Для этого воспользуемся соотношением

Сырье с $K_{\text{осн}} > 1$: Сырье с $K_{\text{осн}} < 1$ и произведем расчет

Т а б л и ц а 1

Химический состав компонентов шлакового цемента

Содержание оксидов, %							
SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	Fe ₂ O ₃	Na ₂ O	K ₂ O	TiO ₂
в доменном гранулированном шлаке							
35,8	10,66	41,74	6,55	2,37	0,49	0,56	0,94
в известковой газоочистной пыли (две пробы)							
3,95	1,07	61,79	1,21	3,77	0,30	0,10	0,05
5,46	1,48	85,55	1,67	5,21	0,42	0,14	0,07

П р и м е ч а н и е. В шлаке, кроме представленных, еще содержалось 0,62 % МnО, а в пыли – 27,76 % ППП.

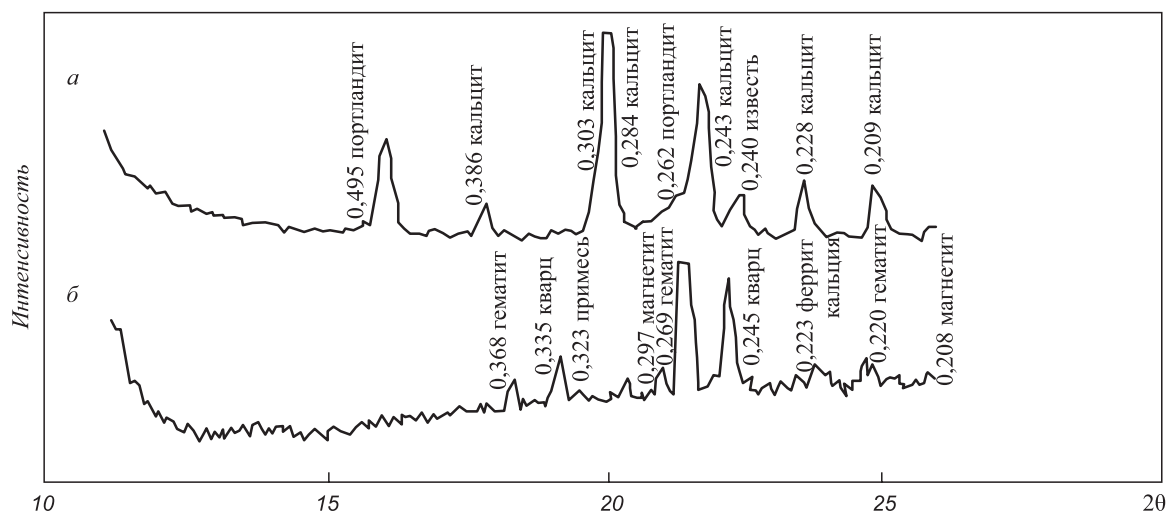


Рис. 2. Дифрактограмма газоочистной пыли известкового хозяйства:

а – обычная проба (50 – 60 % СаСО₃, 20 – 30 % Са(ОН)₂, 5 % СаО); б – проба, обработанная НСl (α-Fe₂O₃, Fe₃O₄, СаFe₂O₄, кварц)

$$\begin{aligned} & \left[(\text{CaO} + 0,93\text{MgO} + 0,6\text{R}_2\text{O}) - \right. \\ & \left. - (n0,93\text{SiO}_2 + 0,55\text{Al}_2\text{O}_3 + 0,35\text{Fe}_2\text{O}_3 + 0,7\text{SO}_3) \right] x / \\ & / (n0,93\text{SiO}_2 + 0,55\text{Al}_2\text{O}_3 + 0,35\text{Fe}_2\text{O}_3 + 0,7\text{SO}_3) - \\ & - (\text{CaO} + 0,93\text{MgO} + 0,6\text{R}_2\text{O}) = 1, \end{aligned}$$

где $n = 1,6$ – заданный коэффициент основности цементной смеси; x – количество сырья с параметром $K_{\text{осн}} > 1$ (известковая пыль), приходящееся на одну часть сырья с $K_{\text{осн}} < 1$ (шлак).

По результатам расчета получаем, что $x = 0,15$, т.е. столько частей пыли приходится на 1 часть шлака (или 13 % пыли и 87 % доменного шлака), что близко к результатам проведенного лабораторного опыта по оптимизации состава вяжущего.

Известно, что для повышения активности цемента, кроме щелочного, необходим сульфатный активатор. Сульфатная активация шлака отличается от щелочной тем, что в этом случае сульфатный компонент непосредственно взаимодействует с глиноземом, гидратом оксида кальция и водой с образованием гидросульфоалюмината кальция $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{CaSO}_4 \cdot 31\text{H}_2\text{O}$ и $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaSO}_4 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$, способствующего повышению прочности цемента за счет увеличения плотности, так как объем полученных продуктов больше, чем реагируемых.

Влияние активирующих шлак добавок можно проанализировать по рис. 2. Дифрактограмма гранулированного шлака (рис. 3, проба 1) показывает преобладание рентгеноаморфного вещества. Щелочной активатор

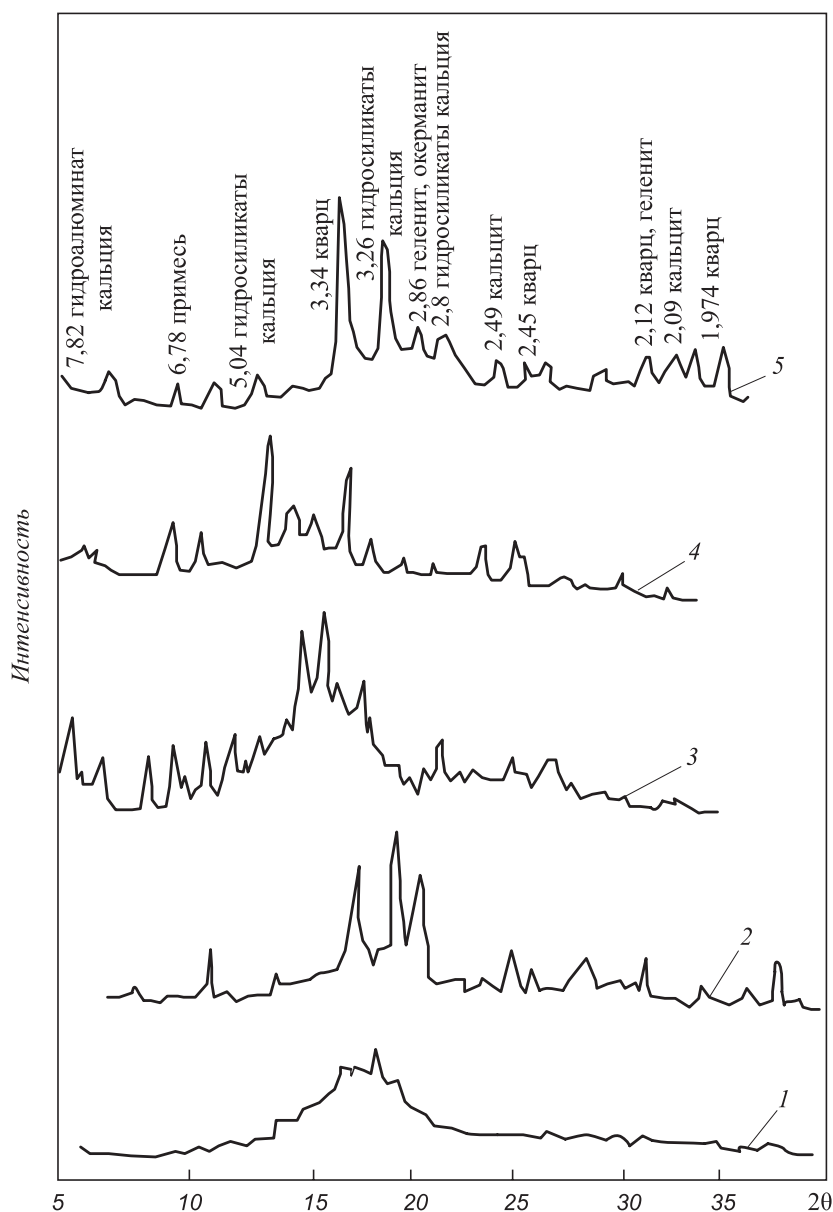


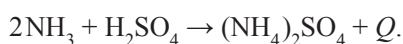
Рис. 3. Дифрактограммы активированного гранулированного шлака: 1 – без добавок; 2 – с щелочным активатором; 3 и 4 – с 15 и 5 % сульфатного активатора; 5 – шлаковое вяжущее оптимального состава (присутствуют C_4AH_{13} ; $\text{C}_2\text{SH}(\text{A})$; геленит, окерманит; кварц, кальцит)

проявляется в виде пиков на дифрактограмме (рис. 3, проба 2). Увеличение сульфатной добавки от 5 до 15 % отражается на дифрактограммах (пробы 3, 4). Новообразования в виде пиков определяются по количеству и интенсивности характерных пиков.

Дифрактограмма вяжущего оптимального состава, в котором в качестве активаторов твердения шлака были исследованы попутные продукты коксохимического производства (сульфат натрия), показывает появление различных новообразований: гидроалюминатов, гидросиликатов кальция (геленита, окерманита, эттрингита, присутствие кварца, кальцита, гидратных соединений, портландита). В результате работы карбонатной составляющей (известковой пыли) образуется $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaCO}_3 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$, а также $\text{C}_2\text{SH}(\text{A})$, C_4AH_{13} и другие гидроминералы (рис. 3, проба 5).

Далее рассмотрим состав и свойства сульфатного компонента – отхода коксохимического производства. Для сульфатной активации цементов на практике применяется порошок гипсового камня или строительный гипс, однако в Кузбассе отсутствует гипсовое сырье, но есть сульфатосодержащие отходы. В настоящей работе исследованы продукты коксохимического производства: сульфат аммония и сульфат натрия.

Сульфат аммония $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ является побочным продуктом, который образуется в сульфатном отделении цеха улавливания коксохимического производства. Исходным сырьем служит аммиак, содержащийся в коксовом газе, или гидроксид натрия. Получение сульфата аммония основано на реакции нейтрализации аммиака серной кислотой в сатураторах или адсорберах:



Образующийся сульфат представляет собой белые прозрачные кристаллы размером до 6 – 8 мм. Истинная плотность кристаллического сульфата при 20 °С составляет 1768 кг/м³. Насыпная плотность сульфата аммония колеблется в пределах 780 – 830 кг/м³. Сульфаты хорошо растворяются в воде, с повышением температуры их растворимость увеличивается. Химически чистый сульфат аммония содержит 21,24 % N₂ или 25,76 % NH₃; 10 % H₂O; 2,6 % H₂SO₄; 43,1 % веществ, нерастворимых в толуоле.

Для получения цемента, кроме химической, необходима механическая и тепловая активации шлака. Механическая активация предполагает измельчение до тонкодисперсного состояния. Если обычный портландцемент имеет удельную поверхность до 250 м²/кг, то бескланкерные шлаковые цементы должны иметь удельную поверхность 300 – 500 м²/кг [4]. Для ускорения процесса измельчения был введен инициатор помола, в качестве которого использован отход литейного производства ЗСМК – отработанная формовочная смесь (ОФС). Установлено, что она состоит из модификации кварца и примеси глины, которые претерпе-

ли термическую обработку (заливка расплава в «земляные» формы осуществляется при температуре около 1450 °С). Так называемая «формовочная земля» представляет собой сыпучий материал в виде мелкого песка с модулем крупности 1,8 – 2,0.

Гранулированный шлак подвергался измельчению без добавки и с добавкой ОФС в количестве 3 и 6 %. Время помола изменялось от 30 до 60 мин (рис. 4). Установлено, что зерна кварца ОФС являются интенсификатором помола. При одинаковом времени помола проба шлака с добавкой ОФС дает остаток на сите № 008 не более 4,5 % ($S_{\text{уд}} = 400 \text{ м}^2/\text{кг}$), а без нее – 12 % ($S_{\text{уд}} = 280 \text{ м}^2/\text{кг}$).

Можно предположить, что составляющие микронаполнителя принимают участие в формировании структуры цементного камня. Тонкоизмельченные кварцевые и связующие компоненты ОФС обладают химической активностью и способствуют образованию гидросиликатов кальция и других новообразований, особенно при тепловлажностной обработке [2]. Установлено, что время помола шлака с добавкой ОФС составляет 30 – 35 мин, увеличение времени до 60 мин не дает эффективных показателей [5 – 7].

В качестве пигмента для шлакового цемента наравне с традиционными был рассмотрен отход метизного производства (ОМП), который дает высокую степень окрашивания в количестве до 5 % без снижения активности вяжущего, практически не влияет на морозостойкость (табл. 2). Добавка пигментов (сурика железного, оксида хрома, ультрамарина) в пределах до 20 % от массы вяжущего не ухудшает морозостойкость; при введении 4 % других пигментов (киновари, охры, сажи) резко снижается морозостойкость цементного камня. Следовательно, для получения цветных бетонов, укладываемых в конструкции, подвергающихся попеременному замораживанию и оттаиванию, не все пигменты могут быть использованы [8].

Исследуемый продукт – ОМП – в виде шлама образуется после нейтрализации кислых железосодержащих обработанных травильных растворов. Шламы образуются в результате химического удаления окали-

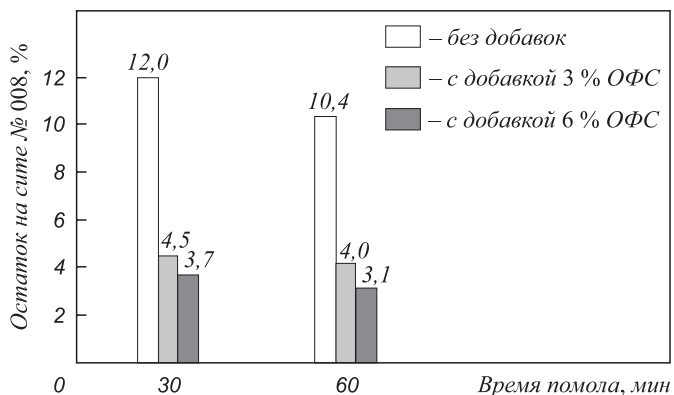


Рис. 4. Влияние интенсификатора помола на дисперсность гранулированного шлака

Т а б л и ц а 2

**Морозостойкость образцов (циклы)
из цементного камня в зависимости от вида
и количества добавляемых пигментов**

Пигмент	Морозостойкость цементного камня при содержании пигмента, %				
	0	4	8	20	30
Охра	200	150	100	50	–
Сурик железный	200	200	200	150	150
Оксид хрома	200	200	200	–	–
Пиролюзит	200	200	200	150	100
Ультрамарин	200	200	200	100	–
Киноварь	200	150	100	50	–
Сажа	200	100	50	–	–
ОМП	200	200	200	150	100

ны со стальных изделий. Окалина на стали располагается слоями в виде оксидов трех форм: Fe_2O_3 (гематита), Fe_3O_4 (магнетита) и FeO (вюститита). К химическим способам удаления окалины относятся травление (кислотное, электрохимическое, щелочное) и восстановление оксидов до железа металлическим нитратом натрия. Наибольшее распространение получило травление в растворах серной и соляной кислот. В результате нейтрализации кислых железосодержащих сточных вод и отработанных травильных растворов образуется шлам, который вывозится в отвалы. После отстаивания и сушки шлама получается порошок красного цвета, характерный для гематита; это подтвердили результаты рентгеновских исследований. Удельная поверхность дисперсного материала составляет около $700 \text{ м}^2/\text{кг}$, насыпная плотность – $650 \text{ кг}/\text{м}^3$ в рыхлом состоянии. Этот техногенный продукт предлагается в качестве пигмента для шлаковых бетонов и растворов.

Основные характеристики цветного бесклнкерного шлакового вяжущего определяли в соответствии с ГОСТ 310 – 85. Для определения активности цемента были изготовлены балочки размером $4 \times 4 \times 16 \text{ см}$, одна часть которых была испытана через 28 суток нормального твердения, а другая после ТВО по режиму $3 + 10 + 3 \text{ ч}$. Характеристика вяжущего представлена следующими данными:

Характеристика	Значение
Прочность при сжатии, МПа	25
Состав вяжущего, %:	
гранулированный шлак	71 – 79
известковая пыль – щелочной активатор	15 – 20
ОФС – инициатор помола	3 – 6
сульфатный активатор	3
ОМП – пигмент	до 5
Тонкость помола (остаток на сите № 008), %	не более 3

Удельная поверхность, $\text{м}^2/\text{кг}$	400 – 450
Водопотребность, %	28 – 30
Истинная плотность, $\text{г}/\text{см}^3$	2,6 – 2,8
Насыпная плотность в рыхлом состоянии, $\text{кг}/\text{м}^3$	980 – 1000
Начало схватывания, мин	20 – 25
Конец схватывания, ч	1 – 40
Прочность, МПа, при естественном твердении 7 суток:	
при изгибе	1,72
при сжатии	10,10
Прочность, МПа, при естественном твердении 28 суток:	
при изгибе	2,26
при сжатии	22,00
Прочность, МПа, после ТВО ($t = 90 - 95^\circ\text{C}$, режим $3 + 8 + 3 \text{ ч}$):	
при изгибе	2,48
при сжатии	27,40

На состав и способ изготовления декоративного шлакового цемента получен патент № 2232139 «Декоративный шлаковый цемент» от 13.01.2003.

На основании научно-практических экспериментов разработаны технологическая схема производства декоративного шлакового вяжущего и технологический регламент, запроектирован цех по его производству на территории ЗСМК, но из-за недостатка финансов проект был заморожен.

Выводы. Для применения доменного гранулированного шлака как основного компонента получения декоративного цемента разработана технология его отбеливания. Определены активизирующие добавки – отходы металлургии в оптимальном количестве; разработана технологическая схема получения цветного цемента марки 250 с активностью 27,4 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панова В.Ф., Панов А.С., Карпачева А.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 10. С. 5 – 9.
2. Панова В.Ф. Техногенные продукты как сырье для строительной индустрии. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2009. – 289 с.
3. Панов С.А., Панова В.Ф. Декоративные строительные материалы из отбеленного и активированного шлака. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 216 с.
4. Волженский А.В. Минеральные вяжущие вещества. – М.: Стройиздат, 1986. – 464 с.
5. Баженов Ю.М. – В кн.: Строительное материаловедение – теория и практика. Сб. трудов. Всероссийской научно-практической конференции. – М.: Изд-во СИП РИА, 2006. С. 13 – 16.
6. Кузьмина В.П. // Строительные материалы. 2000. № 5. С. 15.
7. Завадский В.Ф., Косач А.Ф., Дерябин П.П. Стеновые материалы и изделия. – Омск: СибАДИ, 2005. – 254 с.
8. Баженов Ю.М. Технология бетона. – М.: АСВ, 2003. – 500 с.
9. Горшков В.С. Комплексная переработка и использование металлургических шлаков в строительстве. – М.: Стройиздат, 1985. – 272 с.

METALLURGICAL WASTE FOR PRODUCTION OF COLORED CEMENT. COMPOSITE OPTIMIZATION OF THE DECORATIVE CEMENT ON THE BASIS OF BLEACHED SLAG

Panova V.F., *Cand. Sci. (Eng.), Professor*
(panova_vf@rambler.ru)

Panov S.A., *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*

Karpacheva A.A., *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*

Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

Abstract. The article describes the composition and properties of technogenic metallurgical waste to obtain colored cement. A basis of binder is bleached clarified slag. Activators and pigments are man-made products. They are: gas cleaning dust of lime production – alkaline activator, replacing lime; waste of by-product coke production – sulfate activator instead of scarce gypsum rock; spent sand mixture (foundry product) – activator of cement grinding; hardware production waste – red pigment. Optimal composition of slag cement is selected, the factors affecting its properties are studied. The process flow diagram of colored cement production of grade 250 with the activity of 27.4 MPa has been developed. To assess the quality of raw materials an universal indicator has been proposed – the ratio of basicity.

Keywords: metallurgical wastes; blast furnace slag, whitening, decorative building materials, coloured binders, composition optimization, rational composition.

REFERENCES

1. Panova V.F., Panov S.A., Karpacheva A.A. Metallurgical waste for the production of colored cement. Development of slag bleaching mode. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 10, pp. (In Russ.).
2. Panova V.F. *Tekhnogennyye produkty kak syir'e dlya stroiindustrii* [Technogenic products as a raw material for building industry]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2009. 289 p. (In Russ.).
3. Panov S.A., Panova V.F. *Dekorativnye stroitel'nye materialy iz otbelennogo i aktivirovannogo shlakova* [Decorative building materials of bleached and activated slag]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2010. 216 p. (In Russ.).
4. Volzhenskii A.V. *Mineral'nye vyazhushchie veshchestva* [Mineral binding agents]. Moscow: Stroiizdat, 1986. 464 p. (In Russ.).
5. Bazhenov Yu.M. Modern technology of concrete. In: *Stroitel'noe materialovedenie – teoriya i praktika. Sb. trudov. Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii* [Construction material science – theory and practice. Collected papers. All-Russian academic and research conference]. Moscow: Izd-vo SIP RIA, 2006, pp. 13–16. (In Russ.).
6. Kuz'mina V.P. The use of pigments and colored cements in the manufacture of decorative dry building mixtures. *Stroitel'nye materialy*. 2000, no. 5, pp. 15. (In Russ.).
7. Zavadskii V.F., Kosach A.F., Deryabin P.P. *Stenovye materialy i izdeliya* [Walling materials and items]. Omsk: SibADI, 2005. 254 p. (In Russ.).
8. Bazhenov Yu.M. *Tekhnologiya betona* [Concrete technology]. Moscow: ASV, 2003. 500 p. (In Russ.).
9. Gorshkov V.S. *Kompleksnaya pererabotka i ispol'zovanie metallurgicheskikh shlakov v stroitel'stve* [Composite processing and the use of metallurgical slags in building]. Moscow: Stroiizdat, 1985. 272 p. (In Russ.).

Received June 17, 2014

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

УДК 669.168

ВЫБОР ВОССТАНОВИТЕЛЕЙ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СИЛИКОМАРГАНЦА *

*Кашилев И.М.¹, к.т.н., главный инженер**Сидоров А.В.¹, начальник цеха**Нохрина О.И.², д.т.н., профессор (kafamsf@sibsiu.ru)*¹ ООО «СТМК-ферросплавы»

(654041, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кутузова, 37а)

² Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Приведены результаты двух опытных кампаний выплавки силикомарганца марки MnC17 с использованием в качестве восстановителя коксового орешка и полукокса, произведенного из бурых углей Канско-Ачинского бассейна по технологии, в основу которой положен процесс слоевой газификации угля. Опытную кампанию по выплавке силикомарганца проводили с использованием марганцевых руд с содержанием марганца 42,7 и 38,44 % в соотношении в колоше 1:3. Содержание марганца в выплавленных сплавах составило 65,9 – 68,11 %, кремния – 17,47 – 18,3 %. Установлено, что при использовании восстановительной смеси из 80 % кокса и 20 % полукокса ухудшились технико-технологические показатели процесса, при введении в восстановительную смесь бурого угля в количестве 35 % при расходе полукокса 27 % и кокса 38 % стабилизировались электрические показатели работы печи, восстановилась газопроницаемость колошника. Лучшие показатели работы были достигнуты при введении в восстановительную смесь 32,5 % полукокса, дальнейшее увеличение его количества ухудшает показатели работы печи.

Ключевые слова: марганцевая руда, кокс, полукокс, удельный расход электроэнергии, восстановительная смесь.

При производстве марганцевых ферросплавов в рудотермических печах (РТП) углеродотермическим способом большое значение имеет выбор восстановительной смеси, состав которой влияет на электрическое сопротивление ванны. Этот показатель можно увеличить за счет использования углеродистых восстановителей с высоким исходным электросопротивлением [1, 2], отчего в результате зависит рабочее напряжение печи. Также немаловажное значение при выборе восстановителя имеют и экономические показатели.

Восстановительные процессы при использовании чистого кокса имеют ряд недостатков, хотя и значимость последних зависит от конкретно выбранного сплава. На подбор и поиск оптимального сочетания восстановителей при работе рудотермической электропечи может уйти не один месяц и не всегда расчетные показатели совпадают с результатами, полученными на практике. В состав восстановительной смеси могут входить несколько компонентов. Кроме того, предъявляются требования к гранулометрическому составу восстановителей и способу загрузки на колошник печи (центр либо периферия). Поиск оптимального состава восстановительной смеси, позволяющей максимально эффективно вести процесс (максимальное восстановление элементов, посадка электродов, электрические параметры электродов) при минимальных затратах,

является очень важным вопросом при производстве любого сплава.

Установлено, что углеродистый восстановитель в зависимости от величины поданного напряжения и своей природы уже в течение нескольких минут может нагреться до высокой температуры [3]. По данным авторов работы [4] обычный коксовый орешек при напряжении 80 – 100 В может повысить свою температуру до 2000 °С уже за 20 мин, что совершенно недопустимо при использовании в качестве сырья марганцевого агломерата, содержащего в своем составе 52 % MnO. Для снижения температуры в верхних горизонтах печи и для предотвращения раннего шлакообразования необходимы охладители поверхности колошника. В качестве рыхлителей и охладителей могут быть использованы компоненты восстановительной смеси, имеющие в своем составе достаточное количество летучих и влаги, такие как древесная щепа, длиннопламенный и бурый угли. Кроме того, эти же компоненты в верхних горизонтах колошника имеют высокое удельное электросопротивление и повышают сопротивление в зоне шихтовой проводимости [5, 6].

Для улучшения работы РТП, выплавляющей силикомарганец, проведена опытная кампания по частичной замене коксового орешка полукоksom. Из данных, представленных в табл. 1, видно, что полукокс по своим физико-химическим свойствам не уступает коксовому орешку, а по некоторым показателям превосходит его. Среднее содержание углерода в обоих восстановителях можно считать примерно одинаковым, при этом полу-

* Работа выполнена в рамках проектной части государственно-го задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2014 – 2016 гг.

Т а б л и ц а 1

Физико-химические свойства углеродистых восстановителей

Показатель	Значение показателя для		
	коксового орешка	полукокса	бурого угля
Технический анализ, %:			
W ^a	9,9	1 – 1,3	35,0
A ^d	12,9	8,6	6,9
V ^{daf}	2,3	3,8	46,5
S ^d	0,42	0,13 – 0,22	0,35
P ^d	0,047	0,026 – 0,038	0,003
Содержание углерода, % (по массе)	85,1	87,9	49,8
Содержание минеральных примесей на 100 кг углерода, кг	15,2	10,2	13,9
Химический состав золы по оксидам, %*:			
SiO ₂	47,98/7,29	54,29	17,6/2,45
Al ₂ O ₃	23,72/3,61	23,25	6,8/0,95
Fe ₂ O ₃	13,12/1,99	9,53	24,2/3,36
CaO	5,56/0,85	3,93	33,2/4,61
MgO	1,88/0,29	1,67	4,7/0,65
TiO ₂	1,01/0,15	0,75	0,2/0,03
P ₂ O ₅	0,68/0,10	0,48	0,1/0,01
Реакционная способность по CO ₂ при 1000 °С, см ³ /(г·с)	0,47	2,39	5,47
Удельное электросопротивление по классу 6 – 3 мм, ρ = 0,2 кг/см ² , Ом·см	3,9	19,7	–
Плотность, г/см ³ :			
действительная	1,952	1,833	1,697
кажущаяся	1,040	0,641	0,891
Пористость, %	46,7	65,0	47,5
Структурная прочность, %	87,4	73,1	55,7
Термическая стойкость, %	98,7	80,4	25,8

* В числителе – содержание оксидов в золе, %, в знаменателе – то же, на 100 кг углерода, кг.

кокс имеет значительно более высокие реакционную способность и удельное электросопротивление. К положительным свойствам полукокса можно отнести и развитую пористую структуру [7].

Опытная кампания по выплавке силикомарганца марки МнС17 с заменой коксового орешка полукоksom была проведена в течение 25 дней. В качестве базового был взят месячный период работы печи при выплавке ферросиликомарганца марки МнС17 со следующим составом восстановительной смеси (на 600 кг марганцевой руды): 190 кг коксового орешка, 150 кг бурого угля. В течение базового периода работа печи была обычной и не имела существенных отклонений от нормального хода.

Во время опытной кампании испытаны три варианта шихтовки восстановительной смеси. Навеска полукокса составила в первом периоде 50 кг, во втором – 75 кг, в третьем – 100 кг.

Используемый полукокx произведен из бурых углей Канско-Ачинского бассейна, месторождение Итатское [8], технология разработана ООО «Сибтермо» (г. Красноярск). В основу технологии положен процесс

слоевой газификации угля на воздушном дутье в режиме «обратной тепловой волны». При этом собственно газификации подвергаются летучие компоненты угля, а скорость конверсии углерода регулируется подачей дутья. Посредством изменения режимных параметров можно вести как безостаточную газификацию топлива (остаток – только зола), так и газификацию только летучих компонентов угля, получая при этом твердый углеродсодержащий остаток – так называемый полукокx с низким (2 – 6 %) остаточным выходом летучих веществ, по данным сертификата SGS этот показатель составляет 3,8 % [4].

Опытную кампанию проводили с использованием марганцевой руды, химический состав которой следующий: для 150-кг колоши – 42,7 % Мn; 2,4 % Fe; 17,5 % SiO₂; 6,94 % CaO; 0,211 % S; для 450-кг колоши – 38,44 % Мn; 3,28 % Fe; 5,68 % SiO₂; 13,52 % CaO; 0,2 % S. Показатели работы печи опытной кампании приведены в табл. 2.

При проведении периода I была сделана попытка ведения технологии на восстановительной смеси, состоящей из 190 кг кокса и 50 кг полукокса в расчете на

Показатели выплавки силикомарганца марки МнС17

Показатель	Значения показателя в период							
	Базовый		Опытный I		Опытный II		Опытный III	
Состав углеродистой части шихты, кг/колошу:								
кокс	190		190		110;		100	
полукокс	0		50		75		100	
уголь марки Б	150		0		100		100	
Производительность печи, баз.т/сут*	28,2/100,0		27,37/97		28,94/102,6		28,5/101	
Удельный расход электроэнергии, МВт·ч/баз.т*	5,18/100,0		5,42/104,6		5,22/100,7		5,04/97,2	
Удельный расход сырья, т/баз.т:								
марганцевая руда	2283,59		2031,27		2444,48		2238,12	
кварцит	617		920,46		1037,94		1074,61	
кокс	469,84		505,16		432,37		386,23	
уголь бурый	393,96		—		406,11		358,58	
полукокс	—		192,43		337,62		333,76	
Химический состав, %:	металла							
	Mn	Si	P	S	Mn	Si	P	S
	65,9	18,3	0,2	0,01	67,5	18,9	0,19	0,01
	Mn	Si	P	S	Mn	Si	P	S
	68,11	17,58	0,2	0,01	66,94	17,47	0,2	0,01
	шлака							
	MnO	SiO ₂	CaO	MgO	MnO	SiO ₂	CaO	MgO
	14,2	46,27	24,55	3,45	18,17	47,42	25,23	3,02
	MnO	SiO ₂	CaO	MgO	MnO	SiO ₂	CaO	MgO
	22,4	47,65	22,93	2,92	26,9	47,0	20,4	2,93

* В числителе – абсолютное значение показателя, в знаменателе – относительное, в %-ном сравнении с базовым периодом.

600 кг марганцевой руды. Это в сравнении с базовым периодом привело к снижению на 3 % производительности печи и увеличению расхода электроэнергии на базовую тонну на 4,6 %, при этом значительно ухудшились электрические показатели работы печи (электроды поднялись вверх), также ухудшилась газопроницаемость колошника, в связи с чем в дальнейших опытных периодах к восстановительной смеси добавлялся бурый уголь.

По результатам периода II при работе на смеси из 110 кг кокса, 75 кг полукокса и 100 кг угля марки Б производительность печи возросла на 2,6 %, удельный расход электроэнергии на тонну практически не изменился в сравнении с базовым периодом (0,7 %), электрические показатели работы печи стабилизировались, газопроницаемость колошника восстановилась.

Итогами периода III (все составляющие шихты взяты по 100 кг) стало повышение производительности печи на 1 %, снижение удельного расхода электроэнергии на 2,8 %; электрические показатели работы печи не изменились, повысилась «запыленность» колошника, ухудшилась газопроницаемость.

По результатам проведенной кампании следует отметить, что с увеличением в навеске количества полу-

кокса возрастало содержание оксида MnO в шлаке, что указывает на неполное его восстановление (суммарное количество твердого углерода в восстановительной смеси не изменялось), увеличивалась «запыленность» колошника и дозирочного отделения.

По итогам первой опытной кампании с учетом всех факторов было определено, что оптимальная навеска полукокса в колоше составляет 70 кг. Во второй опытной кампании были проведены два периода: с использованием полукокса в количестве 70 кг и без него. Показатели работы печи этой кампании приведены в табл. 3. Усредненные показатели работы печи получены путем деления соответствующих расходных показателей на суммарную продолжительность кампании, массу выплавленного металла, расход электроэнергии.

Из данных табл. 3 следует, что использование в навеске полукокса позволило повысить производительность печи на 8,85 % и снизить удельный расход электроэнергии на 3,3 %. Электрические параметры печи при использовании полукокса не изменились, химический состав металла соответствует ГОСТ.

Выводы. По результатам двух проведенных опытных кампаний установлено, что использование в восстановительной смеси полукокса положительно влияет

Таблица 3

Показатели выплавки силикомарганца марки МнС17

Показатель	Значение показателя в опытный период							
	I				II			
Состав колоши, кг/колошу:								
марганцевая руда	600				600			
кварцит	125				125			
кокс	100				50			
полукокс	0				70			
уголь Б	130				130			
Производительность печи, баз.т/сут.	30,5				33,2			
Удельный расход электроэнергии, МВт·ч/баз.т	5,39				5,21			
Удельный расход сырья, т/баз.т:								
марганцевая руда	1969,5				2346,9			
кварцит	527,8				491,4			
кокс	304,8				183,5			
уголь бурый	459,7				454,8			
полукокс	—				271,4			
Химический состав, %:	металла							
	Mn	Si	P	S	Mn	Si	P	S
	68,92	17,24	0,2	0,01	69,89	16,5	0,2	0,01
	шлака							
	MnO	SiO ₂	CaO	MgO	MnO	SiO ₂	CaO	MgO
	20,00	45,58	22,00	3,00	17,73	46,44	22,96	3,05

на технико-экономические показатели процесса получения силикомарганца марки МнС17, но при этом его количество в восстановительной смеси не должно превышать примерно 32,5 %. При увеличении этого количества технико-экономические показатели работы печи ухудшаются, снижаются электрические параметры работы печи, газопроницаемость колошника.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Электрические параметры и конструкции рудовосстановительных электропечей / В.И. Жучков, В.Л. Розенберг, К.С. Елкин, Б.И. Зельберг. – Челябинск: Металл, 1994. – 192 с.
2. Гасик М.И. Марганец. – М.: Металлургия, 1992. – 608 с.
3. Кулинич В.И., Пирогов В.И., Матвиенко В.А., Кожевников В.А. // Электрометаллургия. 2000. № 7. С. 19 – 22.
4. Степанов С.Г., Морозов А.Б., Исламов С.Р. // Красноярскэнергонадзор. 2003. Вып. 1.
5. Романенко Ю.Е., Рожихина И.Д. // Труды 16-й Международной научно-практической конференции «Природные и интеллектуальные ресурсы Сибири», Томск: САН ВШ; В-Спектр, 2010. С. 33 – 37.
6. Романенко Ю.Е., Рожихина И.Д., Нохрина О.И. // Современные проблемы электрометаллургии стали: материалы XIV Международной конференции / Под ред. В.Е. Рощина. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2010. Ч. 1. С. 111 – 115.
7. Страхов В.М. – В кн.: Совершенствование производства ферросилиция на Кузнецком заводе ферросплавов. – Новокузнецк: изд. КЗФ, 1969. С. 74 – 81.
8. Еремин И.В., Боронец Т.М. Марочный состав углей и их рациональное использование: справочник. – М.: Недра, 1994. – 254 с.

© 2014 г. *Кашлев И.М., Сидоров А.В., Нохрина О.И.*
Поступила 14 мая 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 11–15.

THE CHOICE OF THE REDUCING AGENT IN THE MANUFACTURE OF SILICON-MANGANESE

Kashlev I.M.¹, Cand. Sci. (Eng.), Chief Engineer
Sidorov A.V.¹, Foreman
Nokhrina O.I.², Dr. Sci. (Eng.), Professor
(kafamsf@sibsiu.ru)

¹ LLC “SGMK Group” (37a, Kutuzova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654041, Russia)

² Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

Abstract. The paper presents the results of two experimental campaigns of silicon-manganese smelting brand MnS17 using coke nut and semi-coke as a reducing agent, produced from brown coal of Kansk-Achinsk basin on the technology, which is based on the slicing coal gasification process. The experienced campaign of silicon-manganese smelting was performed using a manganese ore containing 42.7 and 38.44 % of manganese in value in charge 1:3. The manganese content in the melted alloys were 65.9 – 68.11 %, silicon – 17.47 – 18.3 %. It was established that using restorative mixture of 80 % of coke and 20 % of semi-coke the technical and technological parameters of the process

deteriorated; with the introduction into restorative mixture of brown coal in the amount of 35 % at a flow rate of semi-coke of 27 % and coke of 38 % the electrical performance of the furnace stabilized, gas permeability of the furnace throat recovered. The best performance was achieved with the introduction into restorative mixture of semi-coke of 32,5 %, a further increase of its quantity affects the performance of the furnace.

Keywords: manganese ore, coke, semi-coke, specific energy consumption, reduction mix.

REFERENCES

1. Zhuchkov V.I., Rozenberg V.L., Elkin K.S., Zel'berg B.I. *Elektricheskie parametry i konstruksii rudovosstanovitel'nykh elektropetchei* [Electrical parameters and constructions of ore-reducing electric furnaces]. Chelyabinsk: Metall, 1994. 192 p. (In Russ.).
2. Gasik M.I. *Manganets* [Manganese]. Moscow: Metallurgiya, 1992. 608 p. (In Russ.).
3. Kulinich V.I., Pirogov V.I., Matvienko V.A., Kozhevnikov V.A. New approaches to melting technique management by slag and non-slag oxide reduction processes in conditions of working electric circuit. *Elektrometallurgiya*. 2000, no. 7, pp. 19–22. (In Russ.).
4. Stepanov S.G., Morozov A.B., Islamov S.R. New energy-saving ecologically pure receiving technology of carbonaceous sorbents in Krasnoyarsk. *Krasnoyarskenergonadzor*. 2003, Issue 1. (In Russ.).
5. Romanenko Yu.E., Rozhikhina I.D. Investigation of the electrical resistance of manganese ores. In: *Trudy 16-i Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Prirodnye i intellektual'nye resursy Sibiri"* [Proceedings of 16th International Academic and Research Conference "Natural and intellectual resources of Siberia"], Tomsk: SAN VSh; V-Spektr, 2010, pp. 33–37. (In Russ.).
6. Romanenko Yu.E., Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I. Investigation of the softening temperature and the electrical resistivity of manganese ores. In: *Sovremennye problemy elektrometallurgii stali: materialy XIV Mezhdunarodnoi konferentsii* [Modern issues of electrometallurgy of steel: proceedings of XIVth International Conference]. Roshchin V.E. ed. Chelyabinsk: Izdatel'skii tsentr YuUrGU, 2010. Part 1, pp. 111–115. (In Russ.).
7. Strakhov V.M. The study of physical and chemical properties of mixtures of reducing agents for the smelting of ferroalloys. In: *Sovershenstvovanie proizvodstva ferrosilitsiya na Kuznetskom zavode ferrosplavov* [Improvement of ferrosilicon production at Kuznetsk ferroalloy plant]. Novokuznetsk: izd. KZF, 1969, pp. 74–81. (In Russ.).
8. Eremin I.V., Boronets T.M. *Marochnyi sostav uglei i ikh ratsional'noe ispol'zovanie: spravochnik* [Grade coal compositions and their rational usage: reference-book]. Moscow: Nedra, 1994. 254 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed within the frames of the project part of the state task of Russian Ministry of Education and Science in the sphere of research in 2014 / 2016.

Received May 14, 2014

УДК 621.771:621.74

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ ВАЛКИ – ПОЛОСА ПРИ ПРОКАТКЕ ШИРОКОПОЛОЧНОЙ БАЛКИ В КЛЕТЯХ УНИВЕРСАЛЬНО-БАЛОЧНОГО СТАНА. СООБЩЕНИЕ 2

Лехов О.С., д.т.н., профессор (MXLehov38@yandex.ru)

Российский государственный профессионально-педагогический университет
(620012, Россия, г. Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11)

Аннотация. Изложена методика и результаты решения задачи определения поля температур и термоупругих напряжений в горизонтальных валках при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Поставлена и решена задача определения поля температур бандажированных валков. Представлен алгоритм определения термоупругих напряжений в горизонтальных валках известному полю температур. Приведены эпюры тангенциальных термоупругих напряжений по сечению горизонтального валка при прокатке балок в универсальной клетке. Показано влияние коэффициента теплоотдачи при охлаждении валков водой на уровень тангенциальных напряжений. Теоретическими исследованиями установлена величина растягивающих тангенциальных напряжений, снижающих стойкость горизонтальных валков универсальных клеток. Определено суммарное поле напряжений в горизонтальном бандажированном валке от усилия прокатки и циклического температурного воздействия с учетом остаточных напряжений. Приведены рекомендации для повышения стойкости бандажированных валков универсально-балочного стана.

Ключевые слова: широкополочная балка, прокатка, напряженно-деформированное состояние, вертикальные и горизонтальные валки, метод конечных элементов, модуль упругости, сопротивление пластической деформации, тангенциальные и радиальные напряжения.

В работе [1] были представлены результаты определения напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации, а также напряжения в валках от усилия прокатки.

Основными нагрузками, действующими на двухслойные горизонтальные валки, являются нагрузки, возникающие при посадке двухслойного бандаж на ось, циклическая нагрузка от усилия прокатки и циклическая температурная нагрузка, возникающая в процессе работы валка. Кроме указанных, в этих валках действуют еще остаточные напряжения, возникшие в области двухслойного бандаж при его изготовлении.

Используя аппарат линейной термической упругости, компоненты тензора напряжений, возникающие в горизонтальном бандажированном двухслойном валке, можно записать в виде суммы $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^{\delta} + \sigma_{ij}^{\Delta} + \sigma_{ij}^P + \sigma_{ij}^T$,

где σ_{ij}^δ , σ_{ij}^Δ и σ_{ij}^P – напряжения, возникающие при изготовлении двухслойного банджа, при посадке банджа на ось с заданным натягом и вызванные нагрузкой от усилия прокатки; σ_{ij}^T – температурные напряжения, возникающие при прокатке.

Для определения величины σ_{ij}^T следует сначала найти температурное поле, возникающее в валках при прокатке, затем по найденному полю температур определить термоупругие напряжения.

В соответствии с принятой конструкцией системы охлаждения валков при прокатке действуют следующие температурные граничные условия: контакт с горячим металлом в очаге деформации, нагрев излучением от горячего металла, а также водяное и воздушное охлаждение. Водяное охлаждение и излучение действует в зоне катающих поверхностей валков, а воздушное – на их боковых поверхностях.

Вследствие необходимости учета отвода тепла в осевом направлении валков из-за малой ширины их бочек, определение температурных полей необходимо выполнять в объемной постановке.

Температурное поле валков определяется на основе решения уравнения нестационарной теплопроводности с соответствующими начальными и граничными условиями [2]:

$$c\rho \frac{dT}{dt} = \sum_{i=1}^3 \frac{\partial}{\partial x_i} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x_i} \right), \quad (1)$$

где c – теплоемкость; ρ – плотность; λ – коэффициент теплопроводности.

Все коэффициенты принимаем в зависимости от температуры валков. Начальное условие для функции $T(\vec{X}, t)$ имеет вид

$$T(\vec{X}, t) = T_0(\vec{X}). \quad (2)$$

Для катающих поверхностей валков принимаются граничные условия третьего рода, представляющими собой заданный тепловой обмен по закону Ньютона:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = -a_1(T - T_b) + q \text{ на } S_1; \quad (3)$$

для боковых поверхностей валков

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = -a_2(T - T_b) \text{ на } S_2; \quad (4)$$

для зон контакта валков с металлом

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = -a_3(T_m - T) \text{ на } S_3; \quad (5)$$

здесь a_1 , a_2 и a_3 – соответственно коэффициенты теплоотдачи при охлаждении водой, воздухом и коэффициент контактной теплопередачи от излучаемого металла; $T_b = 30^\circ\text{C}$ – температура окружающего воздуха;

T_m – температура металла балки; q – тепловой поток от излучаемого металла; S_1 – катающие поверхности валков, охлаждаемые водой; S_2 – боковые поверхности валков, охлаждаемые воздухом; S_3 – зона контакта валков с балкой (очаг деформации).

Величину теплового потока q от излучаемого металла записываем в соответствии с законов Стефана-Больцмана [2, 3]:

$$q = \varepsilon_b \varepsilon_b c_0 z (T_{п.в}^4 - T_{п.б}^4), \quad (6)$$

где ε_b и ε_b – степень черноты материала балки и валка; c_0 – постоянная Стефана-Больцмана; $z = 1 \div 0$ – коэффициент взаимнооблучения; $T_{п.в}$ и $T_{п.б}$ – температура поверхности валка и балки.

Уравнения (2) – (6) образуют начальную краевую задачу определения нестационарного поля температур для несвязанной задачи теплопроводности.

По найденному полю температур в последующем в каждый момент времени можно определить поля деформаций и температурных напряжений в соответствии с ниже представленным алгоритмом.

Для того, чтобы учесть температурные эффекты, обычно исходят из предположения, что упругая и температурная деформации аддитивны. Тогда можно записать основное определяющее соотношение для напряжений в следующем виде:

$$\sigma_{ij} = \sum_{k,l=1}^3 C_{ijkl} (\varepsilon_{kl} - \alpha_{kl} \Delta T); \quad (7)$$

здесь σ_{ij} , ε_{kl} и C_{ijkl} – компоненты тензора напряжений, деформаций и упругих постоянных; α_{kl} – тензор коэффициентов термического расширения; $\Delta T = T - T_0$ – изменение температуры, отсчитанное от естественного (ненапряженного и недеформированного) состояния.

Соотношение (7), называемое соотношением Дюамеля-Неймона, лежит в основе линейной термической упругости [4].

Для тел, механические и теплофизические свойства которых изотропны, выражение (7) принимает следующий вид:

$$\sigma_{ij} = 2G \left(\varepsilon_{ij} + \frac{\mu}{1-2\mu} e \delta_{ij} - \frac{1+\mu}{1-2\mu} \alpha_{kl} \Delta T \delta_{ij} \right), \quad (8)$$

где G – модуль сдвига; μ – коэффициент Пуассона; δ_{ij} – символ Кронекера; $e = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z$ – объемное расширение.

Последнее слагаемое в правой части формулы (8) отражает влияние на напряжения температурной деформации.

Если ввести обозначение

$$\sigma_{ij}^0 = -2G \frac{1+\mu}{1-2\mu} \alpha_{kl} \Delta T \delta_{ij}, \quad (9)$$

то определяющее уравнение (8) примет вид уравнения, где начальные напряжения заменены соответствующими напряжениями от температурной деформации:

$$\sigma_{ij} = \sum_{k,l=1}^3 C_{ijkl} \varepsilon_{kl} + \sigma_{ij}^0 (i, j = \overline{1,3}). \quad (10)$$

Таким образом, если температурное поле в области известно, то соотношения (7) – (9) применимы к задачам термической упругости, где все параметры являются функциями температуры.

Таким образом, для определения термоупругих напряжений в валке необходимо следующее:

- в каждый момент времени определить температурное поле во всех узлах конечно-элементной сетки в соответствии с выше поставленной задачей расчета температур;

- затем для данного момента времени решить объемную задачу теории упругости, используя выражение (8) или (9), при этом в качестве граничных условий необходимо задать на всей поверхности валка только отсутствие внешних сил; тогда разрешающие уравнения (7) – (9) позволят найти температурные перемещения во всех узлах конечно-элементного разбиения, а затем определяются температурные деформации и напряжения.

Представленная схема выполнения расчетов повторяется и реализована в одном из модулей пакета ANSYS [5].

Принимаем, что вертикальные валки изготовлены из стали марки 60ХН, горизонтальные – являются бандажированными. Бандаж состоит из двух слоев: материал наружного – сталь марки 150ХНМ, внутреннего – сталь марки 100ХНМ. Двухслойный бандаж насажен на ось, изготовленную из стали марки 60ХН [6, 7].

Для решения задачи нестационарной теплопроводности (1) с краевыми условиями (2) – (5) и зависимостью (6) необходимо задать ряд параметров, конкретизирующих тепловой режим работы валков.

Степень черноты поверхности валка ε_b примем равной 0,54, исходя из данных для роликов МНЛЗ, полученных экспериментально. Принятые для расчета значения модуля упругости E , плотности ρ , теплопроводности λ , теплоемкости C , коэффициента линейного расширения α и предела текучести σ_T для стали 150ХНМ в интервале температур от 20 до 700 °С приведены ниже:

Параметр	Значение параметра при температуре, °С							
	20	100	200	300	400	500	600	700
$E \cdot 10^{-5}$, МПа	2,09	2,05	2,00	1,93	1,85	1,78	1,66	1,40
$\rho \cdot 10^6$, кг/мм ³	7,83	7,81	7,78	7,75	7,71	7,67	7,63	7,52
$\lambda \cdot 10^3$, Вт/(мм·°С)	40	45	43	40	37	35	32	28
C , Дж/(кг·°С)	469	503	519	536	553	720	611	712
$\alpha \cdot 10^6$, °С ⁻¹	10,5	11,8	12,6	13,4	14,1	14,8	13,3	15,0
σ_T , МПа	690	690	660	640	620	460	330	105

Для расчетов приняли, что величина a_1 при максимальном расходе воды 100 м³/ч для вертикальных валков диам. 1000 и горизонтальных – 1500 мм составляет 1400 Вт/(м²·°С).

Величину коэффициента a_2 теплоотдачи охлаждения боковых поверхностей воздухом рассчитаем по следующей формуле [8]:

$$a_2 = \begin{cases} 120 \cdot (0,35 \cdot 10^{-3} T + 0,12), \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{°С)}, & \text{при } T \leq 400 \text{ °С}, \\ 120 \cdot (1,46 \cdot 10^{-3} T - 0,314), \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{°С)}, & \text{при } T \geq 400 \text{ °С}. \end{cases}$$

При температуре окружающего воздуха 30 °С $a_2 = 14,5$ Вт/(м²·°С).

Принимаем для расчета значение коэффициента контактной теплопередачи на уровне 5000 Вт/(м²·°С) независимо от времени контакта валка с металлом и его температуры.

На рис. 1 представлены изолинии температур для момента прокатки балки. Для рассчитанных полей температур были определены величины тангенциальных напряжений σ_t . Результаты приведены для срединного слоя валков только на поверхности. Напряжения даны для случаев, когда прокатано только три балки для установившегося режима работы. Типовой характер эпюр тангенциальных напряжений по сечению валка представлен на рис. 2, а, результаты также даны на развертке валков по углу (рис. 2, б).

Результаты свидетельствуют, что в зоне контакта валка с металлом имеют место сжимающие напряжения. Причем они действуют практически только в зоне валка, контактирующего с металлом. В зонах, где валок не контактирует с металлом, напряжения имеют растягивающий характер. Их уровень значительно ниже, чем в зоне контакта валка с металлом.

Если проанализировать влияние параметра a_1 на характер напряженного состояния, то видно, что при

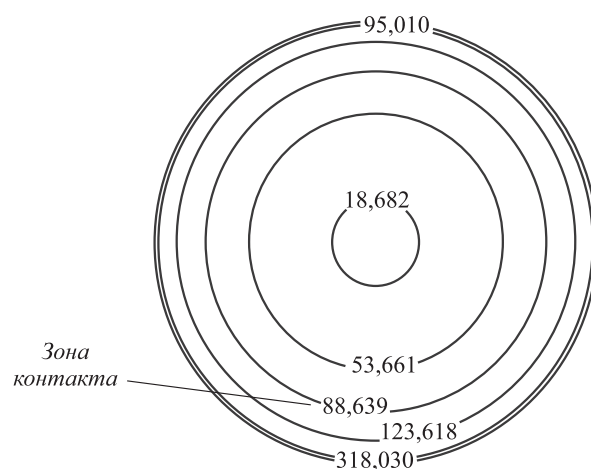


Рис. 1. Изолинии температур в горизонтальном валке (срединное сечение) при установившемся режиме работы (при прокатке балок 30Ш в клети ГУК 1 (проход 3); $a_1 = 1400$ Вт/(м²·°С); при температуре прокатки 1040 °С; изолинии приведены для момента прокатки балки)

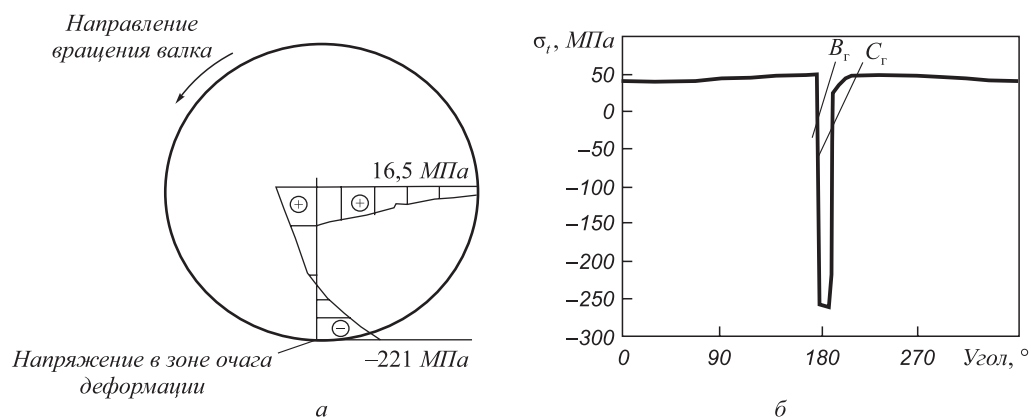


Рис. 2. Эпюры тангенциальных температурных напряжений σ_t по сечению горизонтального валка (срединное сечение) после прокатки балок 30Ш в клети ГУК 1 (проход 3):

$a - a_1 = 1400$ Вт/(м²·°С), квазистационарный температурный режим; температура прокатки 1040 °С; $b - a_1 = 2000$ Вт/(м²·°С), температура прокатки 1040 °С, точки B_r и C_r соответствуют положению очага деформации

повышении этого коэффициента, что означает увеличение подачи воды на катающую поверхность, растут как сжимающие напряжения в очаге контакта валка с металлом, так и растягивающие напряжения вне этого очага. Этот эффект закономерен, так как при большой подаче воды на валок увеличивается скорость его охлаждения, что приводит к росту градиента температур, а следовательно, и к увеличению напряжений.

При снижении подачи воды уменьшаются сжимающие напряжения в зоне контакта валка с металлом. При этом вне очага деформации напряжения в валке переходят из растягивающих в сжимающие, что более благоприятно.

Интегральные результаты расчета для горизонтальных валков при прокатке заготовки представлены в таблице.

Представленные результаты свидетельствуют о необходимости выбора рациональной системы охлаждения валков, обеспечивающей благоприятный характер напряженного состояния валков.

Таким образом, теоретическими исследованиями установлено, что циклическое изменение (разогрев до 300 и охлаждение до 90 °С) температуры валков происходит в поверхностном его слое на небольшой

(3 – 5 мм) глубине, что приводит к возникновению растягивающих тангенциальных напряжений, достигающих 103 МПа и существенно снижающих стойкость валка. Это подтверждается экспериментальными исследованиями стойкости горизонтальных валков клети универсально-балочного стана Нижнетагильского металлургического комбината, где установлено, что поперечные и продольные трещины (сетка разгара) образуются в поверхностном слое валка глубиной 3 – 6 мм.

Определим суммарное поле напряжений в горизонтальном валке от усилия прокатки и циклического температурного воздействия с учетом остаточных напряжений. Последние, возникающие в горизонтальном валке, складываются из напряжений от усилия прокатки, температурных напряжений и напряжений, возникших при его изготовлении. Примем, что при изготовлении валка на его поверхности возникают сжимающие тангенциальные напряжения, равные 187 МПа [9].

Результаты расчета суммарного поля напряжений свидетельствуют, что наличие в горизонтальном валке сжимающих остаточных напряжений приводит к тому, что тангенциальные напряжения на поверхности валка

Результаты расчета для горизонтальных валков

Клеть	Проход	Значение величины σ_r , МПа		a_1 , Вт/(м ² ·°С)	T_m , °С
		после прокатки трех балок в очаге/вне очага	при установившемся режиме работы в очаге/вне очага		
ГУК 1	3	-259/52,9	-268/47,1	2000	1040
		-221/16,5	-221/19,6	1400	
		-202/-11,8	-203/-41,6	500	
ГУК 2	5	-181/23,1	-184/31,4	1400	980
	7	-169/17,6	-167/22,4		900
		-138/25,4	-138/32,2		800
		-127/29,0	-128/37,1		700

за оборот всегда отрицательны. При отсутствии поля сжимающих остаточных напряжений каждая точка валка за один оборот имеет как сжимающие, так и растягивающие напряжения, что с точки зрения усталостной прочности и чувствительности к возникновению трещин на поверхности валка более неблагоприятно. Таким образом, для повышения стойкости бандажированных валков необходимо при их изготовлении создавать в поверхностном слое остаточные сжимающие напряжения величиной не менее 120 МПа.

Выводы. В результате теоретического исследования определено поле температур и величины термоупругих тангенциальных напряжений в поверхностных слоях горизонтальных валков универсальной клети. Даны рекомендации для повышения стойкости бандажированных горизонтальных валков клеток универсально-балочного стана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лехов О.С. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 10. С. 37 – 41.
2. Лыков А.В. Теория теплопроводности. – М.: Высшая школа, 1967. – 600 с.
3. Шорин С.Н. Теплопередача. – М.: Высшая школа, 1964. – 490 с.
4. Мэнсон С. Температурные напряжения и малоцикловая усталость. – М.: Мир, 1986. – 318 с.
5. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel.6.0. <http://www.cadferm.ru>. (Accessed: 20.02.2014).
6. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
7. Нейман Б.Е. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике. Справочник. – М.: Энергия, 1967. – 240 с.
8. Комратов Ю.С., Лехов О.С. Совершенствование производства проката в условиях НТМК. – Екатеринбург: Изд-во «Банк культурной информации», 2002. – 384 с.
9. Комратов Ю.С., Лехов О.С. // Сталь. 2007. № 11. С. 106 – 108.

© 2014 г. Лехов О.С.

Поступила 26 февраля 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 15–19.

STUDY OF STRESS-STRAIN STATE OF ROLLS-BAND SYSTEM AT ROLLING OF BROAD-FLANGED BEAM IN STANDS OF UNIVERSAL BEAM MILL. REPORT 2

Lekhov O.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor
(MXLehov38@yandex.ru)

Russian State Professional Pedagogical University (11, Mashinostroitelei str., Ekaterinburg, 620012, Russia)

Abstract. The article outlines the methodology and results of solving the task of measuring the temperature field and the thermoelastic stress in the horizontal rolls in the process of rolling of a broad-flanged beam in the universal beam mill stand. The author sets and solves the problem of measuring the temperature field of the composite rolls. The author discloses the algorithm of measuring the thermoelastic stress in the horizontal rolls with the known temperature field. The article contains distribution diagrams of the tangential thermoelastic stress in the cross section of a horizontal roll in the process of rolling beams in the universal mill stand. The author shows the effect of the heat emission factor on the level of the tangential stress in cooling the rolls with water. The theoretical research determines the value of the tensile tangential stress which lowers the endurance of the horizontal rolls of the universal mill stand. The article determines the resultant stress field in the horizontal composite rolls caused by the rolling pressure and the cyclic thermal effect with the residual stress taken into account. The author provides recommendations how to increase the endurance of the composite rolls of the universal beam mill.

Keywords: broad-flanged beam, rolling, deformation mode, vertical and horizontal rolls, finite element method, modulus of elasticity, plastic resistance, tangential and radial stress.

REFERENCES

1. Lekhov O.S. Research of a deflected mode of roll-band system when rolling broad-flanged beam in stands of universal beam mill. Report 1. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 10. pp. 37–41. (In Russ.).
2. Lykov A.V. *Teoriya teploprovodnosti* [Theory of thermal conduction]. Moscow: Vysshaya shkola, 1967. 600 p. (In Russ.).
3. Shorin S.N. *Teploperedacha* [Heat transmission]. Moscow: Vysshaya shkola, 1964. 490 p. (In Russ.).
4. Manson S.S. Thermal Stress and Low Cycle Fatigue. New York, McGraw-Hill, 1966. (Russ.ed.: Manson S. *Temperaturnye napryazheniya i malotsiklovaya ustalost'*. Moscow: Mir, 1986. 318 p.)
5. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel.6.0. Available at: <http://www.cadferm.ru> (Accessed: 20.02.2014).
6. Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. etc. *Marochnik stalei i splavov* [Steel and alloy grade guide]. Moscow: Mashinostroyeniye, 1989. 640 p. (In Russ.).
7. Neiman B.E. *Fizicheskie svoystva stalei i splavov, primenyaemykh v energetike. Spravochnik* [Physical properties of steels and alloys applied in power engineering. Reference book]. Moscow: Energiya, 1967. 240 p. (In Russ.).
8. Komratov Yu.S., Lekhov O.S. *Sovershenstvovanie proizvodstva prokata v usloviyakh NTMK* [Improvement of rolling production in the conditions of NTMK]. Ekaterinburg: Izd-vo "Bank kul'turnoi revolyutsii", 2002. 384 p. (In Russ.).
9. Komratov Yu.S., Lekhov O.S. Resistance increase of banded rolls of universal beam mill. *Stal'*. 2007, no. 11, pp. 106–108. (In Russ.).

Received February 26, 2014

УДК 669.14.018.8:669.112.227.1

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ*

Токовой О.К.¹, д.т.н., профессор, академик РАН (otok@mail.ru)

Шабуров Д.В.², к.т.н., начальник технического отдела

¹ Южно-Уральский государственный университет

(454080, Россия, г. Челябинск, пр. Ленина, 76)

² ОАО «Челябинский металлургический комбинат»

(454047, Россия, г. Челябинск, ул. 2-я Павелецкая, д. 14)

Аннотация. Методом растровой электронной микроскопии изучены неметаллические включения в литых и катаных образцах аустенитной нержавеющей стали марок 03X18H10 и 08X18H10T. В стали, легированной титаном, вокруг включений глобулярного типа с выделением второй фазы расположены скопления нитридов и оксидов титана различной дисперсности. Включения в беститанистой стали имеют преимущественно глобулярную форму и являются включениями кислородного типа сложного состава. В стали 03X18H10 отсутствуют грубые скопления неметаллических включений, что обуславливает хорошее качество поверхности холоднокатаного листа. На поверхности холоднокатаного листа стали 08X18H10T встречаются грубые дефекты в виде отслоения, состоящие из нитридов титана и шлакообразующей смеси.

Ключевые слова: аустенитная нержавеющая сталь, неметаллические включения, нитриды титана, поверхностные дефекты.

Для проведения исследований исходный металл [1 – 3] выплавляли в высокоомощной дуговой электроплавильной печи ДСП-100М электроплавильного цеха № 6 (ЭСПЦ-6) Челябинского металлургического комбината. Полупродукт, содержащий около 1,5 % С и 18 % Cr, переливали в агрегат аргоно-кислородного рафинирования, где продували его аргоно-кислородной смесью газов до заданного содержания углерода, а затем сливали в сталеразливочный ковш и передавали на агрегат комплексной обработки стали (АКОС). Металл раскисляли ферросилицием, силикокальцием, а сталь марки 08X18H10T – еще и титаном марки ФТи-70 [4] со средним расходом 6,1 кг/т. Химический состав опытных плавов по содержанию марганца (0,85 – 1,25 %), кремния (0,33 – 0,47 %), серы (0,003 – 0,004 %), фосфора (0,028 – 0,030 %), хрома (17,28 – 18,32 %) и никеля (9,21 – 9,60 %) лежал в одних и тех же пределах, но отличался по содержанию углерода и титана. В стали 08X18H10T содержание углерода составляло 0,05 – 0,07 %, титана – 0,25 – 0,28 %, а в стали 03X18H10 – соответственно 0,019 – 0,035 % и 0,006 – 0,007 %.

После доведения металла до заданного химического состава и температуры нержавеющей сталь разливали на машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) в слябы сечением 170×1100 мм. Разливку металла производили сериями по 4 – 5 плавов. Средняя температура металла составила 1491 – 1497 °С при средней скорости разливки 0,84 – 0,87 м/мин.

От трех плавов каждой марки стали отбирали литые пробы металла из сталеразливочного ковша после об-

работки на АКОСе и разливки на МНЛЗ, а также пробы горячекатаного листа толщиной 4 – 5 мм и холоднокатаного листа толщиной 1,0 мм.

Изучение неметаллических включений осуществляли в два этапа [5, 6]. На первом этапе на оптическом микроскопе НЕОРНОТ производили качественную оценку неметаллических включений и дефектов. Определяли и отмечали наиболее часто встречающиеся включения. Второй этап производили на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6460LV с энерго-дисперсионным спектрометром фирмы «Oxford Instruments» Южно-Уральского государственного университета.

Сталь 03X18H10

Неметаллическая фаза в литых пробах металла из сталеразливочного ковша после обработки на АКОСе представляет собой включения двух типов: глобулярные включения сложного состава и крупные (до 80 мкм) остроугольные включения кристаллов корунда. Преимущественный размер глобулярных включений 20 – 30 мкм, однако встречаются крупные глобулы размером до 150 мкм силиката и алюмосиликата кальция (рис. 1) с выделением второй фазы из хромистой шпинели, магнезии и кристаллов разнообразного состава. Среднее количество включений на просматриваемой площади шлифа (~180 мм²) составляло около 10.

В пробах металла с разливки большая часть неметаллических включений имеет размер 20 – 40 мкм. Изредка встречаются глобулярные включения до 85 мкм. Среднее количество включений на просматриваемой площади шлифа составляет около 12. Глобулярные неметаллические включения имеют состав, близкий к составу включений из ковша: это глобулы алюмосиликатов кальция с выделением кристаллов

* Исследование выполнено в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 – 2020 годы», контракт № 14.574.21.0054.

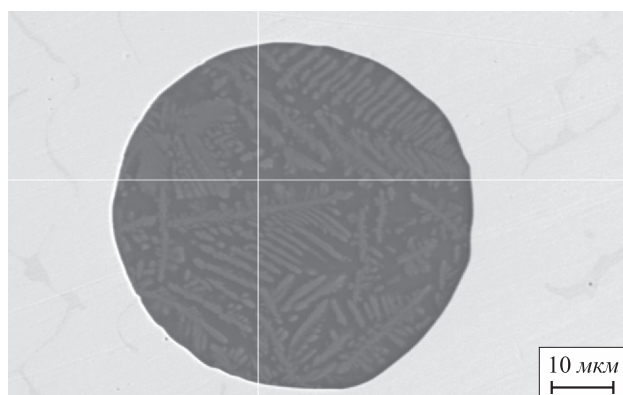


Рис. 1. Крупное глобулярное включение силиката кальция в литой пробе металла после обработки на АКОСе (здесь и на рис. 2 – 6 состав, % (по массе)): 38,95 O; 2,91 F; 8,77 Mg; 7,23 Al; 14,93 Si; 19,52 Ca; 3,30 Ti; 0,75 Cr; 3,16 Mn; 0,47 Fe

(рис. 2, *а*) или второй фазы хромомарганцевой шпинели (рис. 2, *б*).

Количественная оценка загрязненности неметаллическими включениями проб металла от горячекатаного листа толщиной 4 мм производилась по ГОСТ 1778 металлографическим методом Ш 1. Следует отметить, что исследованный металл достаточно чистый, в нем имеются небольшие строчки из оксидов кальция, алюминия и титана, а также единичные кристаллы корунда и нитридов титана. Загрязненность металла неметаллическими включениями оценена в 0,5 балла.

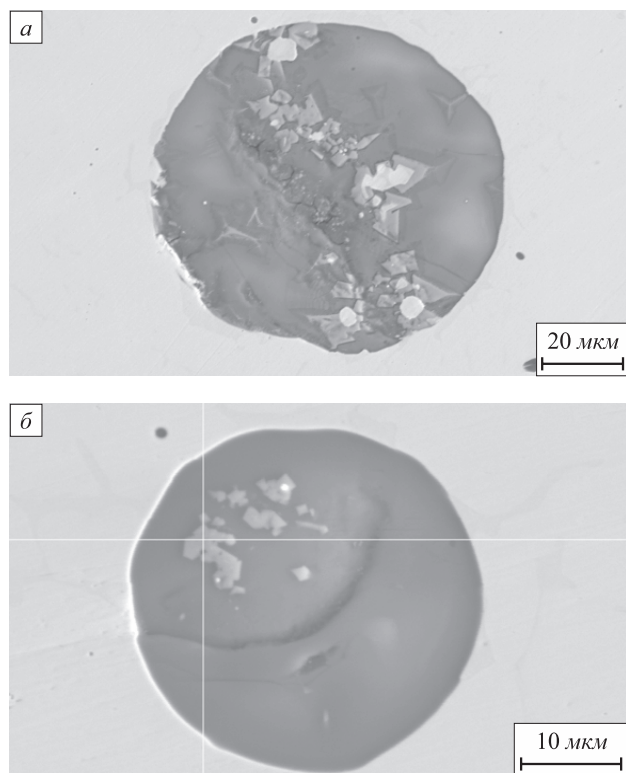


Рис. 2. Крупное глобулярное включение сложного состава с кристаллами и вкраплениями алюмохромомарганцевой шпинели в пробе металла с разливки (37,93 O; 0,65 Na; 2,94 Mg; 10,59 Al; 2,21 Si; 1,09 Ca; 2,31 Ti; 24,55 Cr; 16,71 Mn; 1,01 Fe)

Крупный размер неметаллических включений в литом металле способствовал, видимо, их достаточно полному удалению из жидкой стали. В связи с этим неметаллических включений в холоднокатаном листе толщиной 1,0 мм очень мало. Они представлены изредка встречающимися очень мелкими (3 – 5 мкм) глобулями (рис. 3, *а*) из алюмосиликата кальция и оксидов титана, а также небольшими строчками (рис. 3, *б*) сложного состава, близкими по химическому составу к глобулярным включениям в жидкой стали. Можно полагать, что это оставшиеся в стали глобули, деформированные при прокатке.

Сталь 08X18H10T

Неметаллические включения в литых пробах из сталеразливочного ковша после обработки на АКОСе представлены крупными глобулями (рис. 4, *а*) алюмината кальция с вкраплениями нитридов титана, скоплениями мелких включений алюмомагниевого шпинели, нитридов и оксидов титана (рис. 4, *б*).

В образцах металла, взятых из промежуточного ковша при разливке стали на МНЛЗ, встречаются очень крупные (более 100 мкм) включения глобулярной формы сложного состава, состоящие из оксидов титана, хрома, марганца, кальция и алюминия (отмечено поз. *а* на рис. 5). Вокруг глобулей расположены скопления нитридов титана (отмечено поз. *б* на рис. 5).

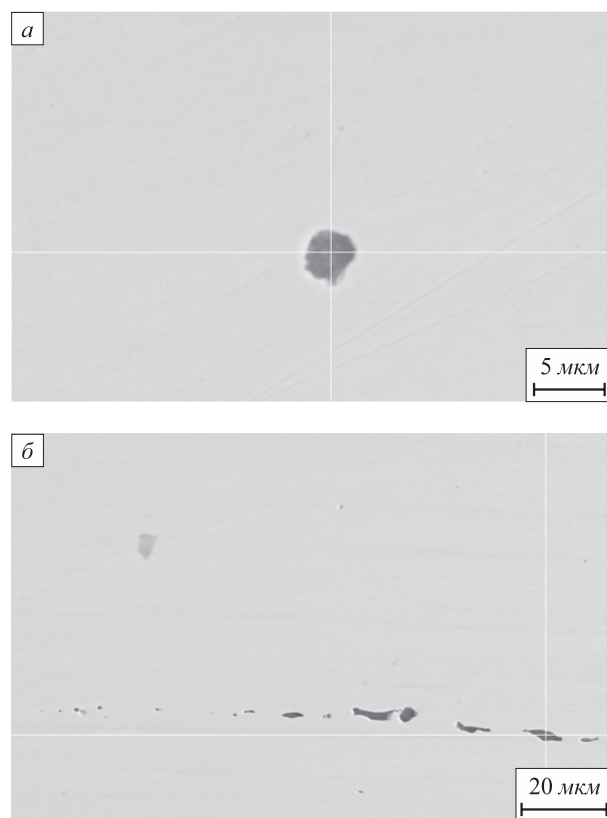


Рис. 3. Мелкое включение (*а*) состава 37,40 O; 0,98 Mg; 19,36 Al; 7,86 Si; 30,08 Ca; 1,25 Ti; 0,51 Cr; 3,07 Mn и строчки неметаллических включений (*б*) состава 27,10 O; 1,08 Mg; 11,63 Al; 10,38 Si; 13,63 Ca; 4,64 Ti; 6,95 Cr; 2,87 Mn в холоднокатаном листе нержавеющей стали толщиной 1,0 мм

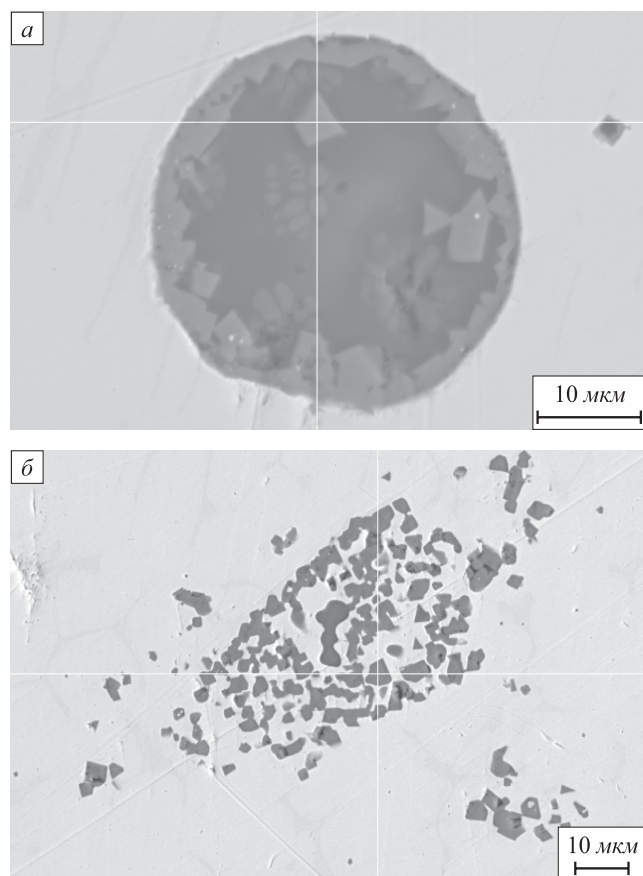


Рис. 4. Кристаллы оксидов титана в многофазном включении (а) состава 37,54 O; 2,94 F; 1,44 Al; 26,64 Ca; 30,47 Ti; 0,30 Cr; 0,68 Fe и скопление нитридов титана (б) состава 21,18 N; 76,82 Ti; 0,87 Cr; 1,13 Fe в пробе металла из ковша

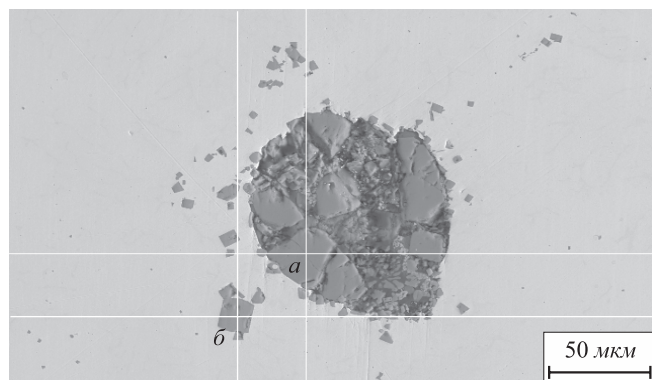


Рис. 5. Крупное включение из оксидов титана и кальция (а) состава 31,58 O; 2,45 F; 28,76 Ca; 34,97 Ti и нитрида титана (б) состава 73,35 Ti; 24,03 N; 1,48 Mg в пробе металла с разливки

Количественная оценка загрязненности неметаллическими включениями (метод Ш 1 по ГОСТ 1778) горячекатаного листа толщиной 5,0 мм показала, что в исследованном металле отсутствуют сульфиды и силикатные включения. Неметаллическая фаза представлена нитридами точечными и строчечными в совокупности со строчечными и точечными оксидами. Горячекатаный лист стали 08X18H10T больше загрязнен неметаллическими включениями по сравнению с ана-

логичным листом стали 08X18H10. Его загрязненность оценена в 2,5 балла.

В холоднокатаном листе стали 08X18H10T неметаллические включения располагаются строчками длиной 100 – 150 мкм. Они состоят из остроугольных кристаллов нитридов и оксидов титана, небольшого количества алюмомагниевого шпинели. В целом загрязненность этого листа не на много превышает загрязненность аналогичного листа из стали 03X18H10, однако на его поверхности располагаются раскатанные корочки (рис. 6, а) толщиной 70 – 108 мкм и шириной 2,0 – 2,4 мм. Корочка состоит из мелких кристаллов нитридов титана и алюмомагниевого шпинели (рис. 6, б). Можно полагать, что этот дефект образовался в результате раската крупных скоплений нитридов титана на связке из оксидов кальция, кремния и алюминия – компонентов шлакообразующей смеси, используемой при разливке стали на МНЛЗ. Эти конгломераты из стали и шлака принято называть «коржами».

Можно отметить, что металл исследованных плавов стали 03X18H10 достаточно чистый, так как содержит небольшое количество неметаллических включений. При обработке стали на АКОСе и при разливке на МНЛЗ в литых пробах металла неметаллические включения представляют собой очень крупные глобулы, которые в соответствии с законом Стокса всплывают и достаточно полно удаляются из металла.

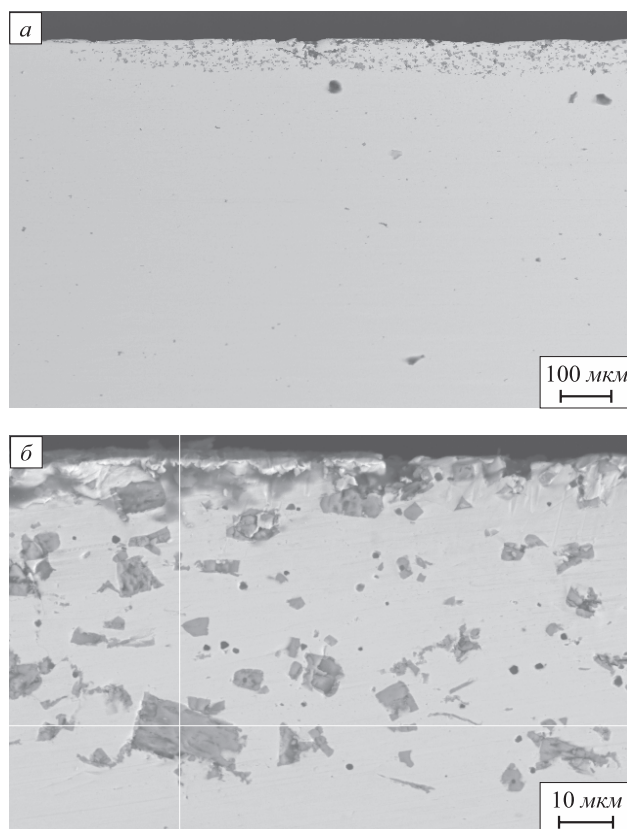


Рис. 6. Раскатанная корочка (а) и включения в ней нитридов титана состава 20,53 N; 0,75 Mg; 0,34 Al; 76,65 Ti; 0,80 Cr (б) на поверхности холоднокатаного листа

В горяче- и холоднокатаных листах всех исследованных плавов отсутствовали грубые неметаллические скопления. Неметаллическая фаза представлена небольшими строчками либо редко встречающимися мелкими глобулами. Холоднокатаный лист из такой стали имел поверхность хорошего качества [7]. Выход высшей марки стали М2А по качеству поверхности на всех плавках составил более 90 %.

Неметаллическая фаза в литых образцах стали 08X18N10T представлена такими же крупными глобулами, однако состав их иной. В глобулярных включениях имеются выделения кристаллов оксидов и нитридов титана, оксидов хрома, марганца и алюминия. Крупные глобулы окружены мелкими кристаллами нитридов титана. Горяче- и холоднокатаные листы стали этой марки, хотя несколько больше загрязнены неметаллическими включениями, которые располагаются строчками и состоят преимущественно из оксидов и нитридов титана, кристаллов корунда, однако это отличие не так велико. Главное, что отличает холоднокатаный лист стали марки 08X18N10T – это наличие грубых дефектов на поверхности проката [8, 9].

Поверхностные дефекты располагаются хаотично с двух сторон листа. Они ориентированы вдоль направления прокатки и представляют собой отслоения от металла в виде полос. Их ширина достигает 8 мм, протяженность – до 200 мм. Этот дефект классифицирован как «раскатанная корочка» и представляет собой деформированный конгломерат, состоящий из нитридов титана и шлакообразующей смеси.

Выводы. Методом растровой электронной микроскопии изучены неметаллические включения в литых и катаных образцах аустенитной нержавеющей стали марок 03X18N10 и 08X18N10T. Металлографическое и электронномикроскопическое исследования неметаллических включений показали зависимость типа включений от легирования стали титаном. В стали, легированной титаном, вокруг включений глобулярного типа с выделением второй фазы расположены скопления нитридов и оксидов титана различной дисперсности. Включения в беститанистой стали имеют преимущественно глобулярную форму и являются включениями

кислородного типа сложного состава. Неметаллическая фаза в стали обеих марок в литых образцах, взятых после внепечной обработки на АКОСе и при разливке металла на МНЛЗ, представлена крупными глобулярными включениями кислородного типа с выделениями второй фазы, которые хорошо удаляются из жидкой стали. Металл всех изученных плавов достаточно чистый и содержит небольшое количество неметаллических включений, однако сталь марки 08X18N10T несколько больше загрязнена неметаллической фазой по сравнению со сталью 03X18N10. В последней отсутствуют грубые скопления неметаллических включений, что обусловило практически полное отсутствие дефектов сталеплавильного происхождения и, как следствие, хорошее качество поверхности холоднокатаного листа. На поверхности холоднокатаного листа стали 08X18N10T встречаются дефекты в виде отслоения, состоящие из нитридов титана и шлакообразующей смеси.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бородулин Г.М., Мошквич Е.И. Нержавеющая сталь. – М.: Металлургия, 1073. – 319 с.
2. Бабаков А.А., Приданцев М.В. Коррозионностойкие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 320 с.
3. Поволоцкий Ф.Я., Гудим Ю.А. Производство нержавеющей стали. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 1998. – 236 с.
4. Nunnington R.C., Sutcliffe N. The steelmaking and casting of Ti stabilized stainless steels. Present at the 59-th Electric Furnace Conference, Phoenix, Arizona, Nov., 2001, pp. 1 – 39.
5. Данков П.Д., Игнатов Д.В., Шишаков Н.А. Электронографическое исследование окисных и гидроокисных пленок на металлах. – М.: Изд АН СССР, 1953. – 200 с.
6. Акшенцева А.П. Металлография коррозионностойких сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1991. – 288 с.
7. Левада А.Г., Макаров Д.Н., Антонов В.И., Токовой О.К. Улучшение качества листов из коррозионно-стойкой стали без титана // Сталь. 2008. № 3. С. 74, 75.
8. Левада А.Г., Антонов В.И., Токовой О.К., Фомченко С.М. Совершенствование технологии производства стали 08-12X18N10T // Металлург. 2008. № 6. С. 43 – 45.
9. Левада А.Г., Антонов В.И., Токовой О.К., Фомченко С.М. Улучшение технологии производства стали 08-12X18N10T // Сталь. 2008. № 3. С. 40 – 43.

© 2014 г. Токовой О.К., Шабуров Д.В.

Поступила 17 июня 2013 г.

STUDY OF NONMETALLIC PHASE IN AUSTENITIC STAINLESS STEEL

Tokovoi O.K.¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Academy of Natural Science (otok@mail.ru)

Shaburov D.V.², Cand. Sci. (Eng.), Head of Technical Department

¹ South Ural State University (76, Lenin pr., Chelyabinsk, 454080, Russia)

² JSC “Chelyabinsk Metallurgical Plant” (14, 2-ya Paveletskaya str., Chelyabinsk, 454047, Russia)

Abstract. Nonmetallic inclusions in the cast and rolled samples of austenitic stainless steel C0.03-Cr18-Ni10 and C0.08-Cr18-Ni10-Ti1 were studied by scanning electron microscopy. In steel alloyed with titanium, titanium nitrides and oxides of different dispersion were found around globular nonmetallic inclusions with separation of second phase. The inclusions in titanium-free steel have predominantly globular shape and represent oxide inclusions of complex composition. In C0.03-Cr18-Ni10 steel there is no big clusters of nonmetallic inclusions; that leads to high quality of cold-rolled sheet surface. On

a surface of a cold-rolled sheet of C0.08-Cr18-Ni10-Ti1 steel there are defects as delaminations from the surface of the sheet, containing titanium nitride and slag-forming mixture.

Keywords: austenitic stainless steel, nonmetallic inclusions, titanium nitride, surface defects.

REFERENCES

1. Borodulin G.M., Moshkevich E.I. *Nerzhavayushchaya stal'* [Stainless steel]. Moscow: Metallurgiya, 1073. 319 p. (In Russ.).
2. Babakov A.A., Pridantsev M.V. *Korroziionnostoikie stali i splavy* [Corrosion-resistant steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1971. 320 p. (In Russ.).
3. Povolotskii F.Ya., Gudim Yu.A. *Proizvodstvo nerzhavayushchei stali* [Stainless steel production]. Chelyabinsk: Izd-vo YuUrGU, 1998. 236 p. (In Russ.).
4. Nunnington R.C., Sutcliffe N. The steelmaking and casting of Ti stabilized stainless steels. *Present at the 59-th Electric Furnace Conference*, Phoenix, Arizona, Nov., 2001, pp. 1–39.
5. Dankov P.D., Ignatov D.V., Shishakov N.A. *Elektronograficheskoe issledovanie okisnykh i gidrookisnykh plenok na metallakh* [Elect-

ron diffraction studies of oxide and hydroxide layers on metals]. Moscow: Izd-vo AN SSSR, 1953. 200 p. (In Russ.).

6. Akshentseva A.P. *Metallografiya korroziionnostoikikh staley i splavov* [Metallography of corrosion-resistant steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1991. 288 p. (In Russ.).
7. Levada A.G., Makarov D.N., Antonov V.I., Tokovoi O.K. Improving the quality of titanium-free corrosion-resistant steel sheet. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 3, pp. 249–251.
8. Levada A.G., Antonov V.I., Tokovoi O.K., Fomchenko S.M. Improvement of production process for 08-12Kh18N10T steel. *Metalurgist*. 2008, vol. 52, no. 5–6, pp. 353–357.
9. Levada A.G., Antonov V.I., Tokovoi O.K., Fomchenko S.M. Technology improvement of 08-12Cr18Ni10Ti steel production. *Stal'*. 2008, no. 3, pp.40–43. (In Russ.).

Acknowledgements. The study was performed in the framework of the Federal Target Program “Research and Development in priority directions of scientific-technological complex of Russia for 2014 – 2020 years”, contract no. 14.574.21.0054.

Received June 17, 2013

УДК 669.18

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ АЛЮМОПЕРИКЛАЗОУГЛЕРОДИСТЫХ КОВШЕВЫХ ОГНЕУПОРОВ*

Протопопов Е.В., д.т.н., профессор

Темлянцев М.В., д.т.н., профессор

Запольская Е.М., аспирант (beloglazova-ekat@mail.ru)

Максакова К.Е., аспирант

Дегтярь В.А., д.х.н., профессор

Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Представлены результаты исследования кинетики обезуглероживания алюмопериклазоуглеродистых огнеупоров, которые получили широкое распространение на металлургических предприятиях для выполнения рабочего слоя футеровки сталеразливочных ковшей. Показана зависимость глубины обезуглероживания от температурно-временных факторов, а также от состава атмосферы. С точки зрения эксплуатационной стойкости алюмопериклазоуглеродистых смолосвязанных огнеупоров важное значение имеет не только пористость, но и наличие чешуйчатого графита и углеродных частиц в поверхностных слоях, поскольку они снижают смачиваемость поверхности огнеупора металлом и шлаком, а также уменьшают равномерность теплофизических и механических свойств огнеупора по сечению. Различие составов обезуглероженного и основного слоя огнеупора может привести к возникновению трещин и сколов, вызванных термическими напряжениями при нагреве и охлаждении футеровки. Изучено влияние температуры и состава атмосферы на пористость алюмопериклазоуглеродистых ковшевых огнеупоров. Проведенные исследования показали, что воздействие высоких температур приводит к увеличению пористости материала. Тепловая обработка огнеупоров в бескислородной атмосфере устраняет обезуглероживание, однако водопоглощение и пористость огнеупоров меняет незначительно.

Ключевые слова: алюмопериклазоуглеродистые огнеупоры, тепловая обработка, окислитель, глубина обезуглероживания, пористость.

В настоящее время углеродсодержащие огнеупоры получили широкое распространение как материал для выполнения рабочего слоя футеровки сталеразливочных ковшей [1]. Наиболее высокий комплекс эксплуата-

ционных свойств показывают безобжиговые периклазоуглеродистые (ПУ) и алюмопериклазоуглеродистые (АПУ) огнеупоры [2, 3]. Одним из недостатков углеродсодержащих футеровок является взаимодействие при высоких температурах углерода, содержащегося в огнеупоре, с кислородом и другими газами (окислителями), в результате чего на поверхности футеровки образуется обезуглероженный слой. Характерно, что обезуглеро-

* Работа выполнена согласно заданию на выполнение государственных работ в сфере научной деятельности в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России НИР № 1622ПГЗ.

живание углеродсодержащих ковшевых футеровок происходит не только во время транспортирования жидкой стали, внепечной обработки и разливки, но и на стадии разогрева футеровки перед приемом расплава [4 – 6]. Наиболее интенсивно обезуглероживание происходит при первом разогреве новой футеровки, поскольку на ее поверхности отсутствуют остатки металла и шлака, препятствующие свободному доступу газов-окислителей к огнеупорам. Как показывают проведенные ранее исследования глубина обезуглероженного слоя после первого разогрева футеровки сталеразливочных ковшей может достигать 8 – 10 мм, а в некоторых случаях и более [4, 5]. Поскольку обезуглероженный слой огнеупоров характеризуется более высокими пористостью, смачиваемостью металлом и шлаком, пониженными эксплуатационными свойствами, его разрушение происходит гораздо быстрее, чем огнеупора с исходным количеством углерода. Проблема повышения стойкости ковшевых футеровок и срока их службы в настоящее время является актуальной задачей.

Анализ специальной технической литературы показывает, что сведения по кинетике обезуглероживания алюмопериклазоуглеродистых ковшевых огнеупоров фактически полностью отсутствуют, в то время как данные по влиянию на нее тепловой обработки и состава окислительной атмосферы необходимы при разработке малообезуглероживающих температурных и тепловых режимов предплавочного разогрева футеровок сталеразливочных ковшей.

В настоящей работе проведено исследование влияния различных факторов (температуры и времени разогрева, состава атмосферы) на обезуглероживание ковшевых огнеупоров ООО «Группа Магnezит» (Dalmond) марки APC-75H1, содержащих 75 % Al_2O_3 , 10 % MgO , 7 % C [7 – 9].

Образцы для исследований в виде параллелепипедов с размерами в длину 45 – 52, в ширину 21 – 26 и в высоту 20 – 26 мм выпиливали из кирпичей. Нагрев исследуемого материала проводили в электрической печи сопротивления СУОЛ-0,25.1/12,5-И1 с нагревателями из карбида кремния в атмосфере воздуха. Огнеупоры нагревали до температур t 900, 1000, 1100, 1200, 1250 °C и выдерживали при постоянной температуре в течение 1, 2 и 3 ч. Температуру образца непрерывно измеряли хромель-алюмелевой термопарой, показания которой фиксировали многоканальным программным регулятором температур «Термодат 19Е2». Массу образцов до и после эксперимента определяли на весах Vibra AF-220CE.

Для установления влияния состава атмосферы провели две серии экспериментов. В первой серии в процессе эксперимента загрузочное окно печи было открыто для свободного доступа атмосферного воздуха. Во второй серии экспериментов образец помещали в трубку из кварцевого стекла, концы которой герметично закрывали пробками. Доступ атмосферного воздуха во

внутреннее пространство трубки, в котором находился образец, отсутствовал. Количественно интенсивность обезуглероживания огнеупора определяли по глубине δ обезуглероженного слоя в изломе образцов (рис. 1) и по потере их массы.

При обработке полученных экспериментальных данных принимали, что зависимость глубины обезуглероженного слоя от времени t подчиняется закону квадратного корня, который отражает диффузионный механизм обезуглероживания, а константа скорости окисления подчиняется уравнению Аррениуса [6].

На рис. 2, а представлено влияние температурно-временного фактора на обезуглероживание огнеупора в атмосфере воздуха, из которого видно, что увеличение температуры от 800 до 1200 °C и времени выдержки от 60 до 180 мин приводит к росту глубины обезуглероженного слоя с 2 до 5 мм. Также из графика можно сделать вывод о том, что температура не является основным фактором, влияющим на интенсивность выгорания углерода из огнеупора. При этом повышение температуры интенсифицирует обезуглероживание АПУ огнеупора марки APC-75H1 в меньшей степени, чем ПУ огнеупоров, исследованных в работе [6]. Этот факт связан с непрерывным расширением АПУ огнеупоров ввиду образования шпинели на рабочей поверхности там, где температура достаточна для реакции. В связи с



Рис. 1. Внешний вид алюмопериклазоуглеродистых огнеупоров после тепловой обработки (горизонтальные ряды слева на право время выдержки 1, 2 и 3 ч, вертикальные ряды сверху вниз температура выдержки 900, 1000, 1100, 1200, 1250 °C)

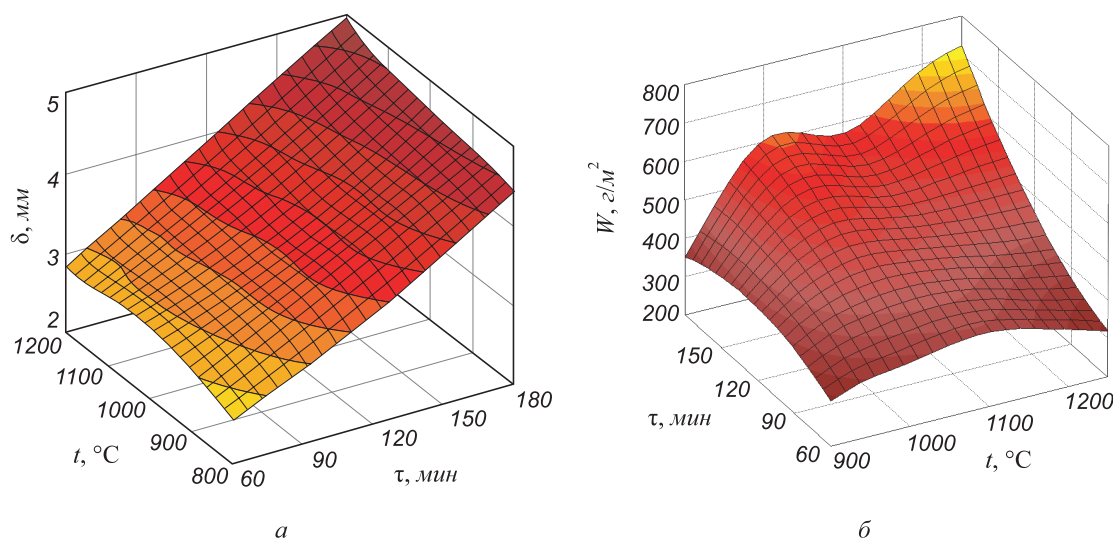


Рис. 2. Зависимость глубины обезуглероженного слоя (а) и изменение водопоглощения (б) при различных режимах тепловой обработки образцов

этим, как было отмечено выше, огнеупор уплотняется, что препятствует проникновению кислорода в его слои и соответственно выгоранию углерода.

В результате статистической обработки экспериментальных данных для осуществления прогнозных расчетов получена зависимость, связывающая потери массы образца и глубину обезуглероженного слоя, которая представлена на рис. 3.

Для прогнозных расчетов получено соотношение, позволяющее определить толщину обезуглероженного слоя огнеупора в зависимости от температуры и времени:

$$\delta = 0,5119 \exp\left(\frac{-494,0}{T}\right) \sqrt{\tau}, \quad (1)$$

где T – температура, К.

Первая серия экспериментов по нагреву образцов в атмосфере воздуха, содержащей 21 % O_2 , показала, что обезуглероживание алюмопериклазоуглеродистого огнеупора марки DALMOND APC-75H1 происходит достаточно интенсивно. Прогнозные расчеты с применением соотношения (1) показывают, что в зависимости

от режима разогрева в промышленных условиях величина δ может составлять 7 – 10 мм.

Вторая серия экспериментов, в которой образцы нагревали в бескислородной атмосфере, показала, что в таких условиях, несмотря на продолжительные выдержки и высокие температуры нагрева, обезуглероживание образцов не происходит. Характерно, что потери массы образцов составили от 0,9 до 1,1 %, это почти на порядок меньше, чем при нагреве в атмосфере воздуха, при этом потери с влагой составляют всего 0,1 % от первоначальной массы огнеупора. Таким образом, разогрев футеровки в безокислительной атмосфере является эффективным способом предотвращения обезуглероживания поверхностного слоя огнеупоров.

Для исследования влияния параметров тепловой обработки на изменение пористости огнеупоров провели серию экспериментов, в которых использовали образцы в исходном состоянии, после тепловой обработки в воздушной и бескислородной атмосферах. Пористость огнеупоров характеризовали величиной водопоглощения W , г/м², с единицы площади поверхности, которую определяли по следующему соотношению:

$$W = \frac{m_{\text{в.о}} - m_{\text{с.о}}}{F}, \quad (2)$$

где $m_{\text{в.о}}$ – масса образца после выдержки в емкости с водой, г; $m_{\text{с.о}}$ – масса высушенного в сушиле образца, г; F – площадь обезуглероженной поверхности образца, м².

Поскольку выгорание углерода происходит в поверхностных слоях огнеупора, то определенное в экспериментах водопоглощение характеризует изменение пористости огнеупоров лишь качественно.

Результаты обработки экспериментальных данных представлены на рис. 2, б, из которого видно, что увеличение температуры и времени тепловой обработки

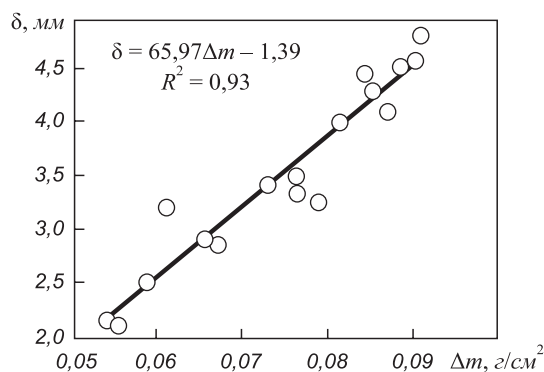


Рис. 3. Зависимость глубины обезуглероженного слоя от потерь массы огнеупора

в целом приводит к увеличению водопоглощения. Характерно, что для исходных (не подвергнутых тепловой обработке) образцов величина W составила всего 28 г/м^2 , т.е. на порядок меньше, чем у образцов прошедших тепловую обработку. Для образцов, нагретых до температуры 1000°C и выдержанных в течение 120 мин в бескислородной атмосфере, водопоглощение составляет 466 г/м^2 , т.е. всего на 10,5 % меньше чем у образцов, прошедших аналогичную тепловую обработку в атмосфере воздуха.

При тепловой обработке алюмопериклазоуглеродистых огнеупоров водопоглощение, а соответственно и пористость зависят от множества факторов, однако основными процессами, влияющими на них, являются следующие:

1. Деструкция связующего, придающего до тепловой обработки практически монолитную макроструктуру смолосвязанным огнеупорам. Связующее заполняет все поры между зёрнами (MgO и Al_2O_3) огнеупорного материала и чешуйчатого графита (рис. 4, а). Это обеспечивает крайне низкое водопоглощение огнеупору в исходном состоянии. При тепловой обработке происходит деструкция (термическое разложение) связующего, сопровождающаяся испарением летучих веществ и образованием углеродных (сажистых) частиц. С одной стороны, деструкция связующего приводит к увеличению пористости и водопоглощения, с другой, образование сажистых частиц способствует заполнению образовавшихся пор и некоторому снижению пористости (водопоглощения).

2. Шпинелеобразование, сопровождающееся расширением и уплотнением огнеупора. Степень развития этого процесса зависит от состава огнеупора и температурно-временного режима тепловой обработки.

3. Обезуглероживание, причем можно выделить два его вида: выгорание чешуйчатого графита, имеющегося в исходном составе огнеупора, а также выгорание углеродистых (сажистых) частиц, образовавшихся в результате термического разложения связующего.

Роль состава атмосферы схематично проиллюстрирована на рис. 4, б, в. При нагреве в кислородсодержащей атмосфере после тепловой обработки происходит образование обезуглероженного слоя глубиной δ , он имеет характерный светлый цвет, в нем отсутствуют че-

шуйчатый графит и углеродистые частицы. Этот слой имеет максимальную пористость и водопоглощение. Однако процессы шпинелеобразования способствуют снижению последних.

При тепловой обработке в бескислородной среде образование обезуглероженного слоя не происходит [10 – 13]. В изломе образцы по всему сечению имеют темный (черный) цвет, содержат чешуйчатый графит и сажистые частицы. Однако, не смотря на это, пористость и водопоглощение, обусловленные разложением исходного связующего, хотя и меньше, чем у огнеупора, прошедшего тепловую обработку в окислительной атмосфере, но остаются на достаточно высоком уровне и процесс шпинелеобразования не компенсирует их в полном объеме.

С точки зрения эксплуатационной стойкости алюмопериклазоуглеродистых смолосвязанных огнеупоров важное значение имеет не только пористость, но и наличие чешуйчатого графита и углеродных частиц в поверхностных слоях, поскольку они снижают смачиваемость поверхности огнеупора металлом и шлаком, а также равномерность теплофизических и механических свойств огнеупора по сечению. Различие составов обезуглероженного и основного слоя огнеупора может привести к возникновению трещин и сколов, вызванных термическими напряжениями при нагреве и охлаждении футеровки.

Выводы. Проведенные исследования показали, что при тепловой обработке в окислительной атмосфере алюмопериклазоуглеродистых смолосвязанных огнеупоров происходит выгорание углерода в поверхностных слоях. Глубина выгорания зависит от температуры и времени разогрева, а также от состава атмосферы. В результате воздействия высоких температур исследуемый материал становится более пористым. Тепловая обработка огнеупоров в бескислородной атмосфере устраняет обезуглероживание, однако водопоглощение и пористость огнеупоров меняет незначительно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кривандин В.А., Егоров А.В. Тепловая работа и конструкции печей черной металлургии. – М.: Металлургия, 1989. – 464 с.
2. Маргишвили А.П., Можжерин А.В., Мусевич В.А., Дука А.П. // Новые огнеупоры. 2011. № 11. С. 15 – 21.

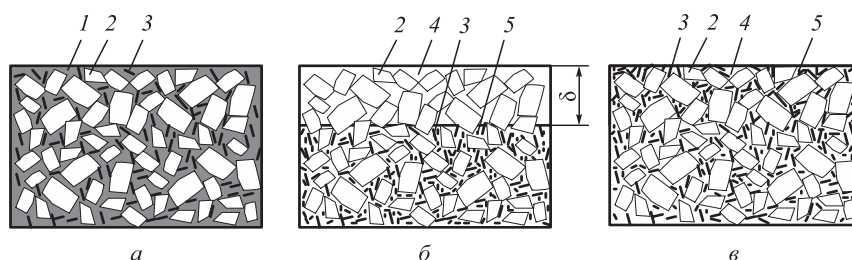


Рис. 4. Схематичное изображение макроструктуры смолосвязанных огнеупоров в исходном состоянии и после тепловой обработки: 1 – связующее (смола и т.п.); 2 – зёрна MgO и Al_2O_3 ; 3 – чешуйчатый графит; 4 – поры, образовавшиеся в результате выгорания связующего и чешуйчатого графита; 5 – углеродистые частицы, образовавшиеся в результате термического разложения связующего

3. Вислогузова Э.А., Кашеев И.Д., Серова Л.В., Хороших М.А. // Новые огнеупоры. 2010. № 1. С. 7 – 10.
4. Темлянцев М.В., Матвеев М.В. // *Металлург*. 2010. № 8. С. 60 – 62.
5. Темлянцев М.В., Матвеев М.В. // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2010. № 10. С. 38 – 40.
6. Темлянцев М.В., Матвеев М.В., Темлянцева Е.Н. // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2011. № 10. С. 32 – 36.
7. Темлянцев М.В., Матвеев М.В., Костюченко К.Е., Темлянцева Е.Н. // *Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии*. 2012. Вып. 29. С. 58 – 62.
8. Гош Н.К., Кужур М.К., Ройчоудхури П.К. и др. // Новые огнеупоры. 2011. № 9. С. 5 – 8.
9. Ивашченко Л.В., Романовский Л.Б., Шевченко Г.И. и др. // Огнеупоры. 1986. № 11. С. 8 – 12.
10. Кашеев И.Д., Сизов В.И., Панин О.А. // Огнеупоры. 1989. № 8. С. 7 – 9.
11. Повышение стойкости к окислению высокоуглеродистых бетонов с применением смеси антиоксидантов / Пер. с англ. И.Г. Очаговой // *ОАО «Черметинформация»: Новости черной металлургии за рубежом*. 2011. № 1. С. 88 – 91.
12. Симонов К.В., Коптелов В.Н., Бурдина Г.В., Сакк В.И. // Огнеупоры. 1989. № 10. С. 32 – 34.
13. Да Сильвейра В., Фальк Г., Клазен Р. // Огнеупоры и техническая керамика. 2010. № 10. С. 32 – 41.

© 2014 г. Протопопов Е.В., Темлянцев М.В.,
Запольская Е.М., Максаква К.Е., Дегтярь В.А.
Поступила 7 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 24–28.

RESEARCH ON HIGH-TEMPERATURE DECARBURIZATION OF ALUM-PERICLASE-CARBON LADLE REFRACTORIES

Protopopov E.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor
Temlyantsev M.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor
Zapol'skaya E.M., Postgraduate
(beloglazova-ekata@mail.ru)
Maksakova K.E., Postgraduate
Degtyar' V.A., Dr. Sci. (Ch.), Professor

Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk,
Kemerovo Region, 654007, Russia)

Abstract. The article examines the results of the kinetics studies of decarburization of alum-periclase-carbon refractories, which are widespread at the metallurgical enterprises to perform the working layer of casting ladle linings. The article describes the dependence of decarburization depth on the time – temperature factors, as well as on the composition of the atmosphere. From the point of view of durability of alum-periclase-carbon resin-binded refractories not only the porosity is important but also the presence of flaked graphite and carbon particles in the surface layers, because they reduce the surface wettability of the refractory by metal and slag, as well as reduce the uniformity of the thermal and mechanical properties of refractories by the section. The difference of the compositions of de-carbonized and the base layer of refractories can result in a formation of cracks and spallings caused by thermal stresses during heating and cooling of the lining. The influence of temperature and atmospheric composition on porosity of alum-periclase-carbon ladle refractories is studied. The studies show that high-temperature exposure leads to an increase of the porosity of the material. Heat treatment of refractories in oxygen-free atmosphere eliminates the decarburization, however, water absorption and porosity of the refractory changes slightly.

Keywords: alum-periclase-carbon ladle refractories, thermal processing, oxidant, depth of decarburization, porosity.

REFERENCES

1. Krivandin V.A., Egorov A.V. *Teplovaya rabota i konstruktzii pechei chernoi metallurgii* [Thermal work and furnace construction in ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1989. 464 p. (In Russ.).
2. Margishvili A.P., Mozhzherin A.V., Musevich V.A., Duka A.P. Optimization of the lining design of casting ladles of JSC “Seversk pipe plant” supply of JSC BRP and the increase of durability. *Novye ogneupory*. 2011, no. 11, pp. 15–21. (In Russ.).
3. Visloguzova E.A., Kashcheev I.D., Serova L.V., Khoroshikh M.A. Corundum-silicate-carbon refractories for the lining of steel ladles. *Novye ogneupory*. 2010, no. 1, pp. 7–10. (In Russ.).
4. Temlyantsev M.V., Matveev M.V. Decarbonization of periclase-carbon refractories during heat treatment of the linings of steel-pouring ladles. *Metallurgist*. 2010, vol. 54, no. 7–8, pp. 536–539.
5. Temlyantsev M.V., Matveev M.V. Study of decarburization of alum-periclase-carbon refractories during heating of casting ladle lining before the melt tapping. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 10, pp. 38–40. (In Russ.).
6. Temlyantsev M.V., Matveev M.V., Temlyantseva E.N. Effect of different factors on decarburization of alum-periclase-carbon ladle refractories. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 10, pp. 32–36. (In Russ.).
7. Temlyantsev M.V., Matveev M.V., Kostyuchenko K.E., Temlyantseva E.N. Effect of temperature-time factors and atmosphere on decarburization of alum-periclase-carbon refractories. *Vestnik gornometallurgicheskoi sekti Rossiiskoi akademii estestvennykh nauk. Otdelenie metallurgii*. 2012. Issue 29, pp. 58–62. (In Russ.).
8. Gosh N.K., Kuzhur M.K., Roichoudkhuri P.K., Garai S.K., Mukhezhi S., Banerzhi S.K., Tivari L. Lifespan increase of casting ladle, lined with Mg–C and Al₂O₃–MgO–C refractory. *Novye ogneupory*. 2011, no. 9, pp. 5–8. (In Russ.).
9. Ivashchenko L.V., Romanovskii L.B., Shevchenko G.I. Influence of the nature of technological ligaments and carbonaceous matter on the burning of carbon from periclase-carbon mixtures. *Ogneupory*. 1986, no. 11, pp. 8–12. (In Russ.).
10. Kashcheev I.D., Sizov V.I., Panin O.A. Properties of periclase-carbon refractories with the metal powder additive. *Ogneupory*. 1989, no. 8, pp. 7–9. (In Russ.).
11. Ochagova I.G. Increase in oxidation resistance of high-carbon castables using a mixture of antioxidants. *OAO “Черметинформация”: Novosti chernoi metallurgii za rubezhom*. 2011, no. 1, pp. 88–91. (In Russ.).
12. Simonov K.V., Koptelov V.N., Burdina G.V., Sakk V.I. Effect of antioxidant additives on the properties of periclase-carbon refractories on a non-toxic ligaments. *Ogneupory*. 1989, no. 10, pp. 32–34. (In Russ.).
13. Falk G., Clasen R., Da Silveira W. “Colloidal Processing of Antioxidants for Manipulation of Microstructure in Magnesia-Carbon Bricks”, 52. *Internationales Feuerfest-Kolloquium*, 23rd-24th September 2009, Aachen, Germany, ISBN 978-3-00-028128-0, pp. 148–153.

Acknowledgements. The work was produced according to the task to perform public works in the field of scientific activity within the project of the state assignment of the Russian Ministry of research no. 1622PGZ.

Received October 7, 2014

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 669.18:669.04:669.12

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И ДЕФЕКТНАЯ СУБСТРУКТУРА ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ*

*Громов В.Е.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой (gromov@physics.sibsiu.ru)**Юрьев А.Б.², д.т.н., управляющий директор**Морозов К.В.¹, соискатель**Иванов Ю.Ф.^{3,4}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник**Алсараева К.В.¹, аспирант*¹ Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

² ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

(654043, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., шоссе Космическое, 16)

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

⁴ Институт сильноточной электроники СО РАН

(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

Аннотация. Дифференцированная закалка рельсов сжатым воздухом является самым перспективным методом упрочнения. Методами просвечивающей электронной микроскопии проведен послойный анализ дифференцированно закаленных рельсов, установлены количественные параметры структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры, проведено их сравнение для различных режимов закалки. Установлено, что дифференцированная закалка рельсов сжатым воздухом в различных режимах сопровождается формированием морфологически различной структуры, образующейся по диффузионному механизму $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и состоящей из зерен пластинчатого перлита, свободного феррита и зерен феррито-карбидной смеси. Формирующаяся структура имеет явно выраженный градиентный характер: состояние поверхностного слоя исследуемой рельсовой стали зависит не только от режима закалки, но и направления исследования и глубины залегания анализируемого слоя. Выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры.

Ключевые слова: закалка, рельсы, структура, фазовый состав, дислокационная субструктура.

Технология закалочного охлаждения рельсов во многом определяет их механические и эксплуатационные свойства. При производстве рельсов длиной 100 м, как показывает анализ современных мировых тенденций термической обработки, используется дифференцированная закалка воздухом [1].

Исследования структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры, образующихся в сечении рельсов в результате термомеханических воздействий, очень важны для понимания физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно формировать эксплуатационные параметры изделий. Для выявления природы и механизмов формирования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры и, как следствие, установления оптимальных режимов обработки рельсов принципиально важное значение приобретают выявление количественных закономерностей и анализ структурно-фазовых состояний и параметров тонкой структуры рельсов [2 – 6].

Цель настоящей работы – анализ и классификация структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, формирующихся в поверхностном слое рельсов, подвергнутых дифференцированной закалке воздухом.

В качестве материала исследования использовали образцы рельсов длиной 100 м типа ДТ350 из стали Э76ХФ (ГОСТ 51685 – 2000, ТУ 0921-276-01124323 – 2012), прошедших дифференцированную закалку воздухом по режимам 1 – 3. Механические свойства образцов приведены ниже:

Режим	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ , %	Ψ , %
1	1250	850	12,0	37
2	1270	860	10,5	40
3	1290	880	11,0	37

Исследования структурно-фазовых состояний стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (ПЭМ) [7, 8] вдоль двух направлений: по центральной оси и по выкружке (рис. 1). Исследования осуществляли в слоях, расположенных на поверхности катания и на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности катания.

* Работа выполнена при финансовой поддержке государственно-го задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы и гранта РФФИ № 14-38-50548 мол_нр.

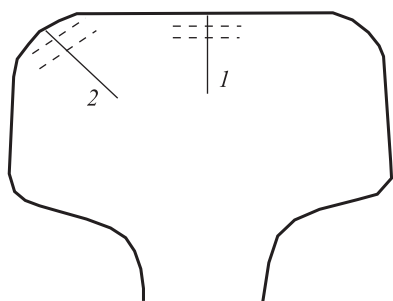


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании методами ПЭМ:
 — — направления по центральной оси (1) и по выкружке (2);
 - - - - места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг

Анализ (методом ПЭМ) структуры и фазового состава рельсов показал, что независимо от режима дифференцированной закалки в поверхностном слое образцов толщиной примерно 10 мм формируется поликристаллическая структура, представленная зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы (зерна феррито-карбидной смеси) и зернами структурно свободного феррита (зернами феррита, не содержащими в объеме частиц карбидной фазы).

Относительное содержание данных типов структуры зависит от режима закалки и от глубины залегания исследуемых слоев. Основным типом структуры рельсовой стали является перлит пластинчатой морфологии, относительное содержание которого изменяется в пределах 34 – 87 %. Несколько меньше относительная объемная доля зерен феррито-карбидной смеси (от 12 до 65 % структуры стали). Относительная объемная доля зерен структурно свободного феррита мала и изменяется в пределах от 1 до 5 % структуры стали. С увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зерен пластинчатого перлита увеличивается. По-видимому, поверхностный слой рельсовой стали характеризуется более неравновесным состоянием структуры, что, очевидно, обусловлено повышенной скоростью его охлаждения при дифференцированной закалке.

Зерна структурно свободного феррита располагаются цепочками или протяженными прослойками между зернами перлита. Размеры зерен структурно свободного феррита изменяются в пределах от десятых долей до единиц микрометров. Часто вдоль границ таких зерен располагаются частицы цементита преимущественно глобулярной формы. Размеры частиц изменяются в пределах от десятков до сотен нанометров.

Зерна пластинчатого перлита преимущественно несовершенны. Часто пластины цементита искривлены и непараллельны друг другу, имеют различного типа сrostки, наблюдаются ферритные мостики (участки феррита, разделяющие пластину цементита).

Дисперсность структуры перлита оценивали по величине межпластинчатого расстояния (рис. 2). Можно отметить, что величина межпластинчатого расстояния изменяется в пределах от 105 до 200 нм, снижается при переходе от поверхности катания к слою, расположенному на глубине 10 мм (режим 1 и 2), или не зависит от расстояния до поверхности катания (режим 3). Для режимов 1 и 2 среднее по исследованному поверхностному объему стали толщиной примерно 10 мм межпластинчатое расстояние практически одинаково и составляет 145,0 и 142,5 нм соответственно. При использовании режима 3 среднее межпластинчатое расстояние меньше и составляет 124 нм.

Зерна феррито-карбидной смеси характеризуются наличием в объеме частиц карбидной фазы, размеры и форма которых изменяются в широких пределах. Выделяются частицы глобулярной формы и частицы в виде коротких пластинок. Можно предположить, что зерна с глобулярными частицами цементита являются зернами глобулярного перлита; зерна с частицами цементита в виде коротких пластинок можно отнести к зернам высокодефектного пластинчатого перлита. Зерна феррито-карбидной смеси фрагментированы, т.е. разбиты на области с небольшой разориентацией. По границам фрагментов располагаются частицы карбидной фазы пластинчатой или глобулярной формы. Размеры частиц изменяются в пределах 20 – 40 нм. Средние размеры фрагментов составляют 120 нм. Фрагменты разделены малоугловыми границами. Азимутальная составляющая полного угла разориентации фрагментов ($\Delta\alpha$), определенная по методике работы [9], изменяется в пределах 5,1 – 10,0°. Усреднение по анализируемому объему образцов (объему слоя толщиной 10 мм) показывает, что величина $\Delta\alpha$ для режима 1 составляет 6,3°, для режимов 2 и 3 – 7,4 и 8,1°.

На рис. 3 приведены результаты морфологического анализа частиц карбидной фазы, присутствующих в объеме зерен феррито-карбидной смеси. Видно, что объемная доля зерен с глобулярными частицами карбидной фазы изменяется в пределах 1,0 – 21,4 %. Для

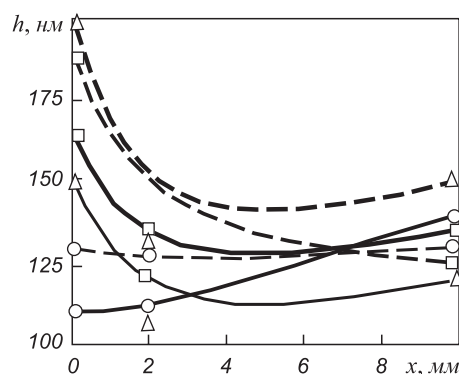


Рис. 2. Зависимость межпластинчатого расстояния зерен (h) пластинчатого перлита вдоль центральной оси (—) и по выкружке (---) от расстояния от поверхности катания (x) при режимах обработки 1 (□), 2 (Δ) и 3 (○)

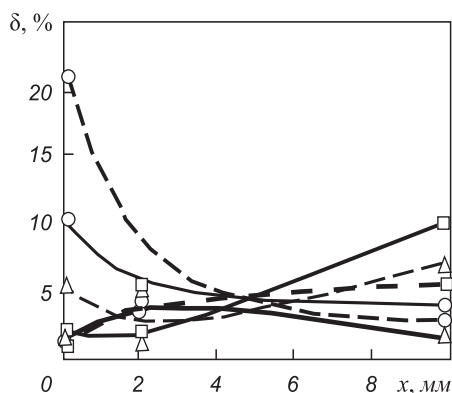


Рис. 3. Зависимость относительного содержания зерен феррито-карбидной смеси с глобулярными частицами вдоль центральной оси (—) и по выкружке (---) от расстояния от поверхности катания при режимах обработки 1 (□), 2 (Δ) и 3 (○)

режима 1 объемная доля зерен с глобулярными частицами карбидной фазы увеличивается по мере удаления от поверхности образца; для режима 2 увеличивается незначительно, максимум (минимум) наблюдается в слое, расположенном на глубине 2 мм; для режима 3 уменьшается по мере удаления от поверхности образца. Усреднение по анализируемому объему образцов (объему слоя толщиной 10 мм) показывает, что объемная доля зерен с глобулярными частицами карбидной фазы составляет 4,2, 4,3 и 7,8 % для режимов 1, 2 и 3 соответственно.

Ферритная составляющая структуры стали дефектна. Методами ПЭМ выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры. В феррите перлитных зерен наблюдаются лишь первые два типа дислокационной субструктуры (субструктура дислокационного хаоса и сетчатая дислокационная субструктура); ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры выявляются лишь в зернах структурно свободного феррита и в зернах феррито-карбидной смеси.

Скалярная плотность дислокаций ($\langle \rho \rangle$) в ферритной составляющей структуры исследованных образцов стали изменяется в широких ($2,0 \cdot 10^{10} - 8,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) пределах. Максимального значения она достигает вблизи глобулярных частиц карбидной фазы и составляет $8,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Результаты анализа дислокационной субструктуры ферритной составляющей зерен перлита и зерен феррито-карбидной смеси позволили выявить некоторые закономерности в изменении данной характеристики стали. А именно, в зернах феррито-карбидной смеси скалярная плотность дислокаций (рис. 4) несколько выше, чем в ферритной составляющей зерен перлита независимо от режима закалки, направления исследования и расстояния исследуемого слоя от поверхности образца. С другой стороны, скалярная плотность дислокаций (в пределах ошибки измерения, составляющей $\pm 15\%$ от измеренного значения [9])

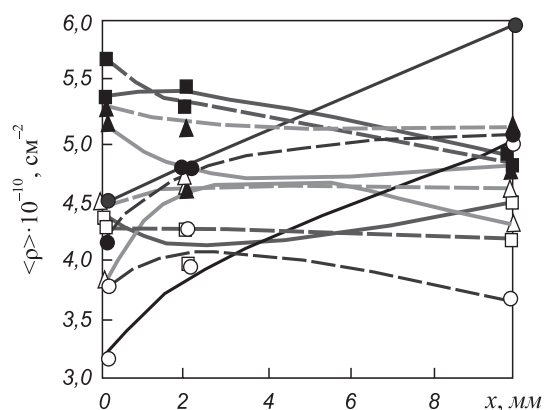


Рис. 4. Зависимость скалярной плотности дислокаций в структурных составляющих рельсовой стали вдоль центральной оси (—) и по выкружке (---) от расстояния от поверхности катания при режимах обработки 1 (□, ■), 2 (Δ, ▲) и 3 (○, ●) (светлые и темные точки – значения в ферритной составляющей зерен перлита и зерен феррито-карбидной смеси)

практически не зависит от расстояния до поверхности исследуемых образцов.

Выводы. Выполненный ПЭМ послойный анализ рельсов выявил присутствие в материале независимо от режима дифференцированной закалки направления исследования (по центральной оси или по выкружке) и глубины залегания анализируемого слоя трех морфологически различных составляющих структуры (зерен пластинчатого перлита, зерен феррито-цементитной смеси и зерен структурно свободного феррита), что указывает на диффузионный характер полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Осуществлен количественный анализ и выявлены основные параметры, характеризующие состояние структуры стали. Формирующаяся структура имеет явно выраженный градиентный характер: состояние поверхностного слоя (толщиной примерно 10 мм) исследуемой рельсовой стали зависит не только от режима закалки, но и направления исследования (по центральной оси или по выкружке) и глубины залегания (0, 2 и 10 мм) анализируемого слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Борц А.И., Шур Е.А., Рейхарт В.А. и др. Перспективы развития рельсового производства в России [Электронный ресурс] – Режим доступа www.rusnauka.com/17_AVSN_2012/Economics/9_112679.doc.htm
2. Повышение усталостного ресурса рельсовой стали электронно-пучковой обработкой / К.В. Волков, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, В.А. Гришунин. – Новокузнецк: ИнтерКузбасс, 2013. – 215 с.
3. Olivares R.O., Garsia C.I., DeArdo A., etc. // Wear. 2011. Vol. 271. P. 364 – 373.
4. Liu Cheng-jun, Huang Ya-he, Jiang Mao-fa // Journal of iron and steel, research, international. 2011. Vol. 18(3). P. 52 – 58.
5. Kang Hao, Wu Di, Zhao Xiam-ming // Journal of iron and steel, research, international. 2013. Vol. 20(2). P. 33 – 37, 67.
6. Mingxin G., Hua S., Hao J., etc. // Advanced in Control Engineering and Information Science. 2011. Vol. 15. P. 4579 – 4584.
7. Electron microscopy of thin crystals / P.B. Hirsch, A. Howie, R.B. Nicholson, D.W. Pashley and M.J. Whelan. – Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977. – 574 p.

8. Andrews K.W., Dyson D.J., Keown S.R. Interpretation of electron diffraction patterns. – London, UK: Adam Hilger Ltd, 1971. – 293 p.
9. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

© 2014 г. Громов В.Е., Юрьев А.Б.,
Морозов К.В., Иванов Ю.Ф.,
Алсараева К.В.
Поступила 1 ноября 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 29–32.

STRUCTURE PHASE STATES AND DEFECT SUBSTRUCTURE OF DIFFERENTIALLY HARDENED RAILS

Gromov V.E.¹, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of
Department (gromov@physics.sibsiu.ru)

Yur'iev A.B.², Dr. Sci. (Eng.), Managing Director

Morozov K.V.¹, Applicant

Ivanov Yu.F.^{3,4}, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher

Alsaraeva K.V.¹, Postgraduate

¹Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

²OJSC “EVRAZ – WSMP” (16, Kosmicheskoe highway, Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654043, Russia)

³Institute of High Current Electronics SB RAS (2/3, Akademicheskii pr., Tomsk, 634036, Russia)

⁴National Research Tomsk Polytechnic University (Tomsk, Russia) (30, Lenina pr., Tomsk, 634036, Russia)

Abstract. The differential quenching of the rails by compressed air is the most perspective strengthening method. The layer by layer analysis of differentially quenched rails is carried out using transmission electron microscopy methods and the quantitative parameters of structure, phase composition and dislocation substructure are established and comparison of these parameters for different quenching regimes is made. It is established that the differentiated hardening of rails by compressed air in different regimes is accompanied by the formation of morphologically different structure, being formed according to the diffusion mechanism of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation and consisting of plate perlite grains, free ferrite grains and grains of ferrite-carbide mixture. The being formed structure has the expressed gradient character: surface layer state of rail steel depends not only on the quenching regime but on the investigation direction and the depths of analyzed layer from the surface. The dislocation substructure in the form of chaos, nets, cells and fragments is revealed.

Keywords: hardening, rails, structure, phase composition, dislocation substructure.

REFERENCES

1. Borts A.I., Shur E.A., Reihart V.A., Khlyst C.V., Gontar' A.V. *Perspektivy razvitiya rel'sovogo proizvodstva v Rossii* [Prospects for the development of rail production in Russia]. Available at: www.rusnauka.com/17_AVSN_2012/Economics/9_112679.doc.htm (In Russ.).
2. Volkov K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Grishunin V.A. *Povyshenie ustalostnogo resursa rel'sovoi stali elektronno-puchkovoi obrabotkoi* [Improving of fatigue life of rail steel by electron-beam processing]. Novokuznetsk: InterKuzbass, 2013. 215 p. (In Russ.).
3. Olivares R.O., Garsia C.I., DeArdo A. etc. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use. *Wear*. 2011, Vol. 271, pp. 364–373.
4. Liu Cheng-jun, Huang Ya-he, Jiang Mao-fa. Effects and Mechanisms of RE on Impact Toughness and Fracture Toughness of Clean Heave Rail Steel. *Journal of iron and steel, research, international*. 2011, Vol. 18(3), pp. 52–58.
5. Kang Hao, Wu Di, Zhao Xiam-ming. Surface Temperature Change of U75V 60 kg/m Heavy Rail During Heat Treatment. *Journal of iron and steel, research, international*. 2013, Vol. 20(2), pp. 33–37, 67.
6. Mingxin G., Hua S., Hao J., etc. Study on the Temperature Chaning Rules of U75V Rail in the Cooling Process. *Advanced in Control Engineering and Information Science*. 2011, Vol. 15, pp. 4579–4584.
7. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. *Electron microscopy of thin crystals*. Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977. 574 p.
8. Andrews K.W., Dyson D.J., Keown S.R. *Interpretation of electron diffraction patterns*. London, UK: Adam Hilger Ltd, 1971. 293 p.
9. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in physical metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973. 584 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed with financial support of the task no. 3.1496.2014/K and RFBR grant no. 14-38-50548 mol_nr.

Received November 1, 2013

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.184:681.5.01

СОВМЕСТНЫЙ СИНТЕЗ ОБЪЕКТА УПРАВЛЕНИЯ И УПРАВЛЯЮЩЕЙ ПОДСИСТЕМЫ

Ляховец М.В.¹, к.т.н., доцент (lyakhovets_mv@siu.sibsiu.ru)

Ивушкин К.А.², к.э.н., первый заместитель генерального директора

Мышляев Л.П.¹, д.т.н., профессор

Чернявский С.В.³, старший научный сотрудник

Львова Е.И.¹, д.т.н., профессор

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Кемеровская область, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² ООО «Объединенная компания «Сибшахтострой»

(654034, Россия, Кемеровская область, г. Новокузнецк, шоссе Кузнецкое, 9)

³ НФИ Кемеровский государственный университет

(654041, Россия, Кемеровская область, г. Новокузнецк, ул. Циолковского, 23)

Аннотация. Предложен новый подход к построению систем управления, заключающийся в совместном синтезе объекта управления и управляющей подсистемы. Сделана постановка задачи такого синтеза на основе набора моделей объектов и алгоритмов управления с формированием допустимых комбинаций «модель объекта – алгоритм управления». Предложено эффективное решение поставленной задачи путем имитационного натурно-математического моделирования. Представлены примеры синтеза системы управления кислородно-конвертерной плавки стали. Выявлена необходимость расширения моделей плавки стали путем включения факторов, влияющих на параметры конвертера в процессе продувки кислородом. Получены технико-экономические показатели различных вариантов систем управления. Показано, что система «комбинированная модель объекта с оперативным изменением параметров конвертера – комбинированный алгоритм управления» имеет лучшие технико-экономические показатели.

Ключевые слова: система управления, моделирование, натурно-математическое имитационное моделирование, модель объекта, управляющая подсистема, алгоритм управления, кислородно-конвертерный процесс.

Возможности выполнения требований к динамическим свойствам систем управления должны закладываться на стадии их проектирования. Традиционная же последовательность проектирования промышленных комплексов заключается в проектировании сначала технологических схем (объектов), а затем управляющей подсистемы. Из этого следует, что на управляющую подсистему возлагается достижение требуемых свойств всей системы управления. Это может привести либо к значительному усложнению управляющей подсистемы, либо даже к невозможности получения требуемого свойства всей системы. Более эффективен совместный синтез и объекта, и управляющей подсистемы.

Вариант постановки задачи такого рода синтеза можно представить в следующем виде.

Постановка задачи совместного синтеза объекта управления и управляющей системы

Дано: 1. Конечное множество структур моделей Φ_j объекта

$$Y_j(t) = \Phi_j(t) \begin{bmatrix} U(t - \theta_U), Y(t - \theta_Y), \\ W(t - \theta_W), \xi(t - \theta_\xi) \end{bmatrix}, \quad (1)$$

где $Y(t)$, $U(t)$, $W(t)$, $\xi(t)$ – соответственно векторы выходных, управляющих, внешних и неконтролируемых воздействий в t -ый момент времени; t – непрерывное или дискретное время; $\theta_U, \theta_Y, \theta_W, \theta_\xi \geq 0$ – время динамической памяти; $j = 1, J, J$ – количество структур моделей объекта; Φ_j – оператор преобразования модели j -ой структуры;

2. Конечное множество алгоритмов управления

$$U_l(t) = F_l(t) \begin{bmatrix} U(t - \theta_{U_l}), Y(t - \theta_{Y_l}), \\ W(t - \theta_{W_l}), Y^*(t) + \theta_{Y^*}^* \end{bmatrix}, \quad (2)$$

где F_l – оператор l -го алгоритма управления, $l = \overline{1, L}$; L – количество алгоритмов управления объектом; Y^* – вектор задающих воздействий; $\theta_{Y^*}^*$ – длительность интервала времени известных предстоящих траекторий Y^* ; $\theta_{U_l}, \theta_{Y_l}, \theta_{W_l} \geq 0$ – заданные длительности интервалов времени;

3. Критерий эффективности вариантов систем управления

$$Q_m = q_m[U_l, Y_j, Y^*, t], \quad (3)$$

где q_m – оператор m -го критерия эффективности вариантов системы управления, $m \in \{j, l\}$;

4. Ограничения

$$U \in \bar{U}, Y \in \bar{Y}, \quad (4)$$

где $\bar{U}$ и $\bar{Y}$ – векторы заданных ограничений на управляющие и выходные воздействия.

Требуется: синтезировать систему управления, оптимизирующую показатель (3) при выполнении ограничений (4).

Эффективное решение поставленной задачи можно осуществить на основе натурно-математического имитационного моделирования [1, 2] вариантов систем управления, сформированных из различных сочетаний моделей объектов и управляющих алгоритмов.

Пример совместного синтеза для условий кислородно-конвертерного производства стали

Совместный синтез объектов управления и управляющих подсистем заключается в выполнении следующих операций:

1. Формирование множества моделей кислородно-конвертерного процесса производства стали (объекта управления):

– балансово-термодинамическая модель, построенная на основе фундаментальных физико-химических закономерностей [3 – 6];

– функциональная модель, построенная, преимущественно, статистическими методами и отражающая вход-выходные зависимости [7 – 12];

– комбинированная модель, объединяющая базовую составляющую движения и компоненту в приращениях к опорному движению [13].

2. Формирование набора алгоритмов управления кислородно-конвертерным процессом:

– балансовый алгоритм управления, основу которого составляет балансовая модель [14 – 16];

– алгоритм восстановительно-прогнозирующего управления [17, 18];

– комбинированный алгоритм, объединяющий балансовый и восстановительно-прогнозирующий алгоритмы [13, 19].

3. Формирование набора моделей систем управления из сочетаний объекта «модель объекта – алгоритм управления».

Решение данной задачи привело к необходимости введения в структуру модели новых факторов (соотношения глубины жидкой ванны расплава к ее диаметру, угла раскрытия сопел продувочной фурмы, топографии износа футеровки конвертера по ходу кампании), позволяющих учитывать влияние изменения объекта управления по ходу его эксплуатации на его выходные показатели.

Для получения комплексной оценки эффективности сочетаний «модель объекта – алгоритм управления» было проведено натурно-математическое имитационное моделирование на основе технологических данных кислородно-конвертерного цеха ОАО «Северсталь». В табл. 1 представлены результаты имитационного мо-

Т а б л и ц а 1

Результаты имитационного моделирования

Вариант «модель объекта – алгоритм управления»	Показатели плавки					
	Доля попадания в заданные пределы, %			Расход извести, кг/т	Выход жидкой стали, %	Изменение цикла плавки, мин
	по T	по $\{C, T\}$	по $\{C, T, P\}$			
Балансовая модель – балансовый алгоритм	50	42	39	45,3	83,1	2,3
Балансовая модель – восстановительно-прогнозирующий алгоритм	53	47	43	45,4	83,4	1,7
Балансовая модель – комбинированный алгоритм	56	52	47	42,3	84,3	1,3
Функциональная модель – балансовый алгоритм	52	43	40	42,9	84,6	2,0
Функциональная модель – восстановительно-прогнозирующий алгоритм	53	50	48	41,7	85,5	0,6
Функциональная модель – комбинированный алгоритм	57	53	51	39,3	86,2	0,5
Комбинированная модель – балансовый алгоритм	55	49	46	41,8	86,2	0,5
Комбинированная модель – восстановительно-прогнозирующий алгоритм	59	54	49	40,3	86,9	0,6
Комбинированная модель – комбинированный алгоритм	69	62	55	38,4	87,6	0,6

П р и м е ч а н и е. С и Р – содержание углерода и фосфора в металле; T – температура металла на первой повалке.

Т а б л и ц а 2

Результаты имитационного моделирования по комбинированной модели

Тип системы управления	Показатели плавки						Технико-экономические показатели		
	Доля попадания в заданные пределы, %			Расход извести, кг/т	Выход жидкой стали, %	Изменение цикла плавки, мин	Изменение затрат на технологические нововведения, млн. руб	Затраты на реализацию алгоритмов, млн. руб	Суммарный экономический эффект, млн. руб в год
	по T	по $\{C, T\}$	по $\{C, T, P\}$						
Комбинированная модель – балансовый алгоритм	$\frac{55}{64}$	$\frac{49}{61}$	$\frac{46}{57}$	$\frac{41,8}{39,1}$	$\frac{86,2}{87,1}$	$\frac{0,5}{0}$	0,2	6,91	$\frac{-15,2}{-12,2}$
Комбинированная модель – восстановительно-прогнозирующий алгоритм	$\frac{59}{71}$	$\frac{54}{59}$	$\frac{49}{53}$	$\frac{40,3}{38,8}$	$\frac{86,9}{87,9}$	$\frac{0,6}{-0,3}$	-1,3	6,93	$\frac{+52,2}{+55,2}$
Комбинированная модель – комбинированный алгоритм	$\frac{69}{81}$	$\frac{62}{73}$	$\frac{55}{71}$	$\frac{38,4}{34,1}$	$\frac{87,6}{88,9}$	$\frac{0,6}{-0,6}$	-2,1	7,02	$\frac{+90,2}{+112,2}$

П р и м е ч а н и е. В числителе – значения показателей без изменения объекта управления, в знаменателе – с дополнительными изменениями.

делирования сформированных систем управления без учета изменений свойств объекта в процессе эксплуатации. Из всех возможных комбинаций «модель объекта – алгоритм управления» лучшей оказалась комбинированная модель в сочетании с комбинированным алгоритмом управления.

Поскольку наиболее эффективными системами управления оказались системы с комбинированной моделью объекта, то для них проведены дополнительные исследования с учетом влияния изменений свойств объекта управления по ходу его эксплуатации на выходные показатели кислородно-конвертерного процесса. В табл. 2 представлены результаты пересчетного имитационного моделирования.

Выводы. Совместный синтез объекта управления и управляющей подсистемы позволяет эффективнее достигать требуемых свойств системы управления в целом. Использование такого подхода позволило уже на первых стадиях решения конкретных производственных задач сформировать проектные предложения, повышающие технико-экономические показатели функционирования конвертерного цеха.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мышляев Л.П., Щелоков А.Е., Евтушенко В.Ф. Библиотека сборника «Математические и экономические модели в оперативном управлении производством». Вып. 4. – М.: Электрика, 2000. – 49 с.
2. Мышляев Л.П., Ивушкин К.А., Грачев В.В., Шипунов М.В. // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2012. № 2. С. 35 – 40.
3. Бигеев А.М. Математическое описание и расчеты сталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1982. – 160 с.
4. Цымбал В.П. Математическое моделирование сложных систем в металлургии: учебник для вузов. – Кемерово: Кузбассвузиздат-АСТИ; М.: Российские университеты, 2006. – 431 с.
5. Jalkanen H. Experiences in physicochemical modelling of oxygen converter process (BOF) // Sohn International Symposium; Advanced Processing of Metals and Materials. Vol. 2: Thermo and Physicochemical Principles: Iron and Steel Making. 2006. Vol.2. P. 541 – 554.
6. Lytvynuk Y., Schenk J., Hiebler M., Sormann A. Thermodynamic and Kinetic Model of the Converter Steelmaking Process. Part 1: The Description of the BOF Model // Steel research international. 2014. Vol. 85(4). P. 537 – 543.
7. Колпаков С.В., Тедер Л.И., Дубровский С.А. Управление конвертерной плавкой. – М.: Металлургия, 1981. – 144 с.
8. Соколов Б.М., Шепелявый А.И., Медведев А.В. // Вестник Санкт-Петербургского университета. Серия I: Математика. Механика. Астрономия. 2003. № 2. С. 58 – 65.
9. Богушевский В.С., Сухенко В.Ю., Сергеева Е.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 8. С. 24 – 27.
10. Hideaki S., Ryo I. Thermodynamic Assessment of Hot Metal and Steel Dephosphorization with MnO-containing BOF Slags // ISIJ International. 1995. Vol. 35(3). P. 258 – 265.
11. Brooks G.A., Dogan N., Alam M., Naser J., Rhamdhani M.A. Developments in the modelling of oxygen steelmaking. Guthrie Symposium Montreal: McGill University. 2011.
12. Dogan N., Brooks G.A., Rhamdhani M.A. Comprehensive model of oxygen steelmaking part 1: model development and validation // ISIJ international. 2011. Vol. 51(7). P. 1086 – 1092.
13. Способы расчета масс материалов конвертерного производства / В.П. Авдеев, Р.С. Айзатулов, Л.П. Мышляев и др. – М.: Металлургия, 1994. – 192 с.
14. Туркенич Д.И. Управление плавкой стали в конверторе. – М.: Металлургия, 1976. – 292 с.
15. Глинков Г.М., Маковский В.А. АСУТП в черной металлургии. – М.: Металлургия, 1999. – 310 с.

16. Han M., Zhao Y. Dynamic control model of BOF steelmaking process based on ANFIS and robust relevance vector machine // *Expert Systems with Applications*. 2011. Vol. 38(12). P. 14786 – 14798.
17. Кошелев А.Е., Соловьев В.И., Айзатулов Р.С. и др. // *Приборы и системы управления*. 1977. № 1. С. 9 – 11.
18. Jun T., Xin W., Tianyou C., Shuming X. Intelligent control method and application for BOF steelmaking process // *World Congress*. 2002. Vol. 15(1). P. 724 – 726.

19. Комбинированное управление конвертерной плавкой / М.И. Волочков, В.П. Авдеев, И.П. Герасименко, Е.В. Протопопов. – Кемерово: Кн. изд-во, 1990. – 142 с.

© 2014 г. Ляховец В.М., Ивушкин К.А.,
Мышляев Л.П., Чернявский С.В.,
Львова Е.И.

Поступила 27 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 33–36.

THE JOINT SYNTHESIS OF THE CONTROLLED OBJECT AND CONTROL SUBSYSTEM

Lyakhovets M.V.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*
(lyakhovets_mv@siu.sibsiu.ru)

Ivushkin K.A.², *Cand. Sci. (Economics), First Deputy Director*

Myshlyayev L.P.¹, *Dr. Sci. (Eng.), Professor*

Chernyavskii S.V.³, *Senior Researcher*

L'vova E.I.¹, *Dr. Sci. (Eng.), Professor*

¹ **Siberian State Industrial University** (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

² **LLC “United Company “Sibshakhtostroi”** (9, Kuznetskoe road, Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654034, Russia)

³ **Novokuznetsk Institute (branch) of Kemerovo state University** (23, Tsiolkovskogo str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654041, Russia)

Abstract. This article proposes a new approach to building control systems, consisting in the joint synthesis of the controlled object and the control subsystem. The authors made the formulation of such a synthesis based on a set of object models and control algorithms with the formation of allowable combinations “model of object – control algorithm”. The effective solving of the problem by simulation of natural and mathematical modeling was proposed. The article shows the examples of synthesis of control systems of steel melting in basic oxygen furnace (steel melting control system in basic oxygen converter). The authors identified the need to expand models for steel melting by including factors affecting the parameters of the converter during oxygen blowing. The technical and economic performances of various control systems were received. It is shown that the system “The combined model of the object with the operational settings of the converter characteristics – the combined control algorithm” has the best technical and economic indicators.

Keywords: synthesis of control systems, modeling, natural-mathematical modeling, object model, control subsystem, control algorithm, the oxygen-converter process.

REFERENCES

1. Myshlyayev L.P., Shchelokov A.E., Evtushenko V.F. *Biblioteka sbornika “Matematicheskie i ekonomicheskie modeli v operativnom upravlenii proizvodstvom”* [Library collection “Mathematical and economic models in the operational management of production”]. Issue 4. Moscow: Elektriya. 2000. 49 p. (In Russ.).
2. Myshlyayev L.P., Ivushkin K.A., Grachev V.V., Shipunov M.V. The combined simulation modeling – the basis of the problem decision of automated system development. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2012, no. 2, pp. 35–40. (In Russ.).
3. Bigeev A.M. *Matematicheskoe opisanie i raschety staleplavil'nykh protsessov* [Mathematical description and calculations of steelmaking processes]. Moscow: Metallurgiya, 1982. 160 p. (In Russ.).
4. Tsymbal V.P. *Matematicheskoe modelirovanie slozhnykh sistem v metallurgii* [Mathematical modeling of complex systems in metal-

lurgy]. Kemerovo: Kuzbassvuzizdat-ASTSh; Moscow: Rossiiskie universitety, 2006. 431p. (In Russ.).

5. Jyalkanen H. Experiences in physicochemical modelling of oxygen converter process (BOF). *Sohn International Symposium; Advanced Processing of Metals and Materials*. Vol. 2: Thermo and Physicochemical Principles: Iron and Steel Making. 2006. Vol. 2, pp. 541–554.
6. Litvinyuk Y., Schenk J., Hiebler M., Sormann A. Thermodynamic and Kinetic Model of the Converter Steelmaking Process. Part 1: The Description of the BOF Model. *Steel research international*. 2014. Vol. 85(4), pp. 537–543.
7. Kolpakov S.V., Teder L.I., Dubrovskii S.A. *Upravlenie konverternoi plavkoi* [Control of the converter process]. Moscow: Metallurgiya, 1981. 144 p. (In Russ.).
8. Sokolov B.M., Shepelyavii A.I., Medvedev A.V. Adaptive control of the converter melting of steel. *Vestnik Sankt-Peterburgskogo universiteta. Seriya 1: Matematika. Mekhanika. Astronomiya*. 2003, no. 2, pp. 58–65. (In Russ.).
9. Bogushevskii V.S., Sukhenko V.Yu., Sergeeva E.A. A mathematical model of the control of the blowing mode of converter smelting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 8, pp. 24–27. (In Russ.).
10. Hideaki S., Ryo I. Thermodynamic Assessment of Hot Metal and Steel Dephosphorization with MnO-containing BOF Slags. *ISIJ International*. 1995. Vol. 35(3), pp. 258–265.
11. Brooks G.A., Dogan N., Alam M., Naser J., Rhamdhani M.A. Developments in the modelling of oxygen steelmaking. *Guthrie Symposium Montreal*. McGill University. 2011.
12. Dogan N., Brooks G.A., Rhamdhani M.A. Comprehensive model of oxygen steelmaking. Part 1: model development and validation. *ISIJ international*. 2011. Vol. 51(7), pp. 1086–1092.
13. Avdeev V.P., Aizatulov R.S., Myshlyayev L.P., Petrunin M.V., Sarapulov Yu.A. *Sposoby rascheta mass materialov konverternogo proizvodstva* [Methods of material mass calculating of converter production]. Moscow: Metallurgiya, 1994. 192 p. (In Russ.).
14. Turkenich D.I. *Upravlenie plavkoi stali v konvertore* [Control of steel melting in the converter]. Moscow: Metallurgiya, 1976. 292 p. (In Russ.).
15. Glinkov G.M., Makovskii V.A. *ASUTP v cherno metallurgii* [APCS in ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1999. 310 p. (In Russ.).
16. Han M., Zhao Y. Dynamic control model of BOF steelmaking process based on ANFIS and robust relevance vector machine. *Expert Systems with Applications*. 2011. Vol. 38(12), pp. 14786–14798.
17. Koshelev A.E., Solov'ev V.I., Aizatulov R.S., Petrunin M.V., Avdeev V.P. Experience of adapting control systems of technological processes. *Pribory i sistemy upravleniya*. 1977, no. 1, pp. 9–11. (In Russ.).
18. Jun T., Xin W., Tianyou C., Shuming X. Intelligent control method and application for BOF steelmaking process. *World Congress*. 2002. Vol. 15(1), pp. 724–724.
19. Volovich M.I., Avdeev V.P., Gerasimenko I.P., Protopopov E.V. *Kombinirovannoe upravlenie konverternoi plavkoi* [Combined control of the converter smelting]. Kemerovo: Kn. Izd-vo, 1990. 142 p. (In Russ.).

Received October 27, 2014

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

УДК 621.745.34.012.001.53

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ТВЕРДОГО ТОПЛИВА
ПРИ РАЗЛИЧНОМ СООТНОШЕНИИ СОДЕРЖАНИЙ КОКСА
И АНТРАЦИТА В ТОПЛИВНЫХ КОЛОШАХ В ШАХТНЫХ ПЕЧАХ***Феоктистов А.В.**, к.т.н., доцент (umu@sibsiu.ru)**Модзелевская О.Г.**, старший преподаватель**Бедарев С.А.**, к.т.н., доцентСибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Приведены расчетные данные об относительной прочности твердого топлива для различных соотношений содержаний кокса и антрацита в топливных колошах при испытаниях на установке определения прочности твердого топлива по разработанной методике. Рекомендовано оптимальное, экспериментально обоснованное соотношение содержаний антрацита и кокса в топливных колошах (60 и 40 % соответственно при относительной прочности 0,85).

Ключевые слова: вагранка, кокс, антрацит, относительная прочность, твердое топливо.

Для определения оптимальных соотношений содержаний различных видов топлива в топливных колошах и обеспечения устойчивой работы ваграночных комплексов требуется критериальное обоснование соотношений содержаний антрацита и кокса и сравнение их с эталонными показателями.

Для этого была проведена серия экспериментов на установке определения прочности твердого топлива, которая воспроизводит условия в период плавки в шахте печи с различным содержанием кокса и антрацита в топливных колошах. Подробная схема и принцип действия установки описаны в работах [1, 2] и защищены патентами РФ на полезные модели [№№ 96963, 99616, 106953, 102386].

Эксперименты с помощью установки проводили в такой последовательности: загружали в установку топливо массой M_0 , устанавливали на засыпку расчетное количество грузов в виде металлических дисков. Через окно разжигали топливо, включали вентилятор для подачи воздуха на горение, фиксировали высоту осевшего в результате горения топлива (в момент, когда выгорает половина первоначальной навески топлива $\Delta M = 0,5M_0$); затем рассчитали разницу между первоначальной высотой слоя (h_0) и высотой слоя после проведения опыта (h_1):

$$\Delta h = h_0 - h_1. \quad (1)$$

До момента измерения параметра Δh отключали вентилятор, после чего открывали шибер; остатки топлива высыпались в тару для определения конечной мас-

сы M_1 . На рисунке показана схема к расчету критериев прочности топлива.

Относительная прочность топлива при горении под нагрузкой P определяется по формуле

$$\varepsilon_h = \frac{\Delta h}{h_0} = h_0 - \frac{h_1}{h_0} = 1 - \frac{h_1}{h_0}. \quad (2)$$

Относительная прочность, зависящая от разрушения и газификации топлива, определяется выражением

$$\varepsilon_t = \frac{\Delta M}{M_0} = M_0 - \frac{M_1}{M_0} = 1 - \frac{M_1}{M_0}. \quad (3)$$

Начальная M_0 и конечная M_1 массы засыпки топлива в установку определяются формулами

$$M_0 = \rho_0 h_0 S_0; \quad M_1 = \rho_1 h_1 S_0, \quad (4)$$

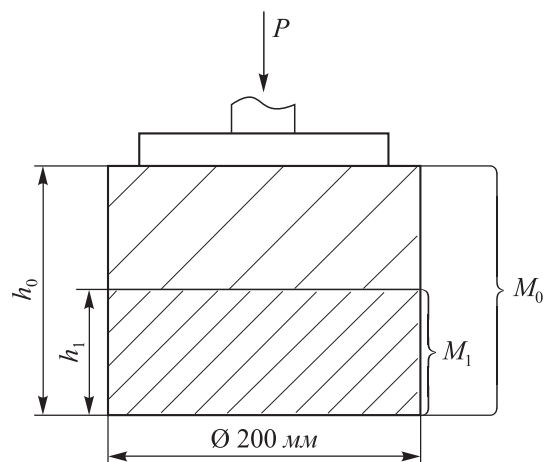


Схема к расчету относительной прочности топлива

* Работа выполнена согласно заданию № 2014/213 на выполнение государственных работ в сфере научной деятельности в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России.

где ρ_0 и ρ_1 – насыпная плотность топлива до и после опыта, кг/м³; S_0 – площадь сечения установки, м².

Из выражений (4) следует

$$\rho_0 = \frac{M_0}{h_0 S_0}; \rho_1 = \frac{M_1}{h_1 S_0}. \quad (5)$$

Под нагрузкой куски топлива растрескиваются, особенно интенсивно в период горения, образуется много мелочи, которая заполняет пустоты между крупными кусками. При этом засыпка топлива уплотняется, параметр ρ_1 становится больше ρ_0 :

$$\rho_1 = \rho_0 + \Delta\rho; \quad (6)$$

здесь $\Delta\rho$ – прирост плотности засыпки топлива в процессе эксперимента.

Подставляя уравнение (6) в выражение (4) и используя зависимости (3), (2), получаем требуемое соотношение между параметрами ε_t и ε_h :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_h \left(2 - \frac{\rho_1}{\rho_0} \right). \quad (7)$$

Полученное соотношение позволяет определить прочность твердого топлива, засыпаемого в устройство, моделирующее работу шахтной печи. Для абсолютно прочного топлива имеем $\rho_1 = \rho_0$, тогда из соотношения (7) следует, что $\varepsilon_t = \varepsilon_h$. Для топлива, имеющего недостаточную прочность, когда $\rho_1 \geq \rho_0$, $\rho_1/\rho_0 \geq 1$, из выражения (7) следует, что $\varepsilon_t \leq \varepsilon_h$. Например $\rho_1 = 1,5\rho_0$, тогда $\varepsilon_t = 0,5\varepsilon_h$.

Для топлива самой высокой прочности это соотношение будет равно $\varepsilon_t = (0,85 \div 0,95)\varepsilon_h$, для топлива средней прочности $\varepsilon_t = (0,70 \div 0,85)\varepsilon_h$, а для малопрочных топлив $\varepsilon_t = (0,5 \div 0,7)\varepsilon_h$.

Ниже приведены данные об относительной прочности твердого топлива, полученные в результате ва-

рирования соотношений содержаний, %, кокса (К) и антрацита (А) в топливных засыпках:

К	100	90	80	70	60	50	40	30	20	10	0
А	0	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100
ε_t	0,95	0,93	0,90	0,87	0,85	0,81	0,70	0,62	0,53	0,48	0,40

Выводы. При плавке чугуна в промышленных условиях в шахтных печах с диаметром горна больше 1 м высокий уровень загрузки может дать значительную просадку топливной насадки, поэтому рекомендуется экспериментально обоснованное соотношение содержаний антрацита и кокса в топливных колошах – 60 и 40 % соответственно. Относительная прочность, рассчитанная по приведенной методике, при этих содержаниях составит $\varepsilon_t = 0,85$. Уровень шихты в печи не должен превышать 3,0 м. Для этих условий кокс не теряет своей прочности при горении и имеет высокую теплотворную способность $Q = (6,2 \div 6,8) \cdot 10^3$ ккал/кг, антрацит – $Q = (7,5 \div 8,3) \cdot 10^3$ ккал/кг [3], т.е. имеем оптимальное количество тепла, необходимое для стабильного протекания процесса плавки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Филинберг И.Н. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 6. С. 23 – 26.
2. Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Бедарев С.А. // Литейное производство сегодня и завтра: Труды 9-й Международной научно-практической конференции, посвященной 20-летию образования РАЛ, 10-летию создания журнала «Литейщик России». – СПб.: Изд-во Государственного политехн. ун-та, 2012. С. 214 – 219.
3. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н.Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение, 1978. – 758 с.

© 2014 г. Феоктистов А.В., Модзелевская О.Г.,
Бедарев С.А.

Поступила 20 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 37–39.

DETERMINATION OF THE RELATIVE STRENGTH OF SOLID FUEL WITH DIFFERENT RATIOS OF COKE AND ANTHRACITE FUEL BED IN SHAFT FURNACES

Feoktistov A.V., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor
(umu@sibsiu.ru)

Modzelevskaya O.G., Senior Lecturer

Bedarev S.A., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor

Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

Abstract. The paper presents estimated data on the relative strength of the solid fuel for various ratios of coke and anthracite coal in the fuel bed charge when carrying out tests on the facility for determination the solid fuel strength by the developed technique. The optimal experimentally reasonable value content of anthracite and coke in the fuel

bed charge (60 % and 40 %, consequently, while relative strength of 0.85) is recommended.

Keywords: cupola, coke, anthracite, relative strength, solid fuel.

REFERENCES

1. Selyanin I.F., Feoktistov A.V., Filinberg I.N., Podolnikov Ya.K., Prokhorenko A.V. Facility for the solid fuel strength analysis used in shaft furnaces. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 6, pp. 23–26. (In Russ.).
2. Selyanin I.F., Feoktistov A.V., Bedarev S.A. Facility and technique of the solid fuel strength performances analysis. *Liteinoe proizvodst-*

vo segodnya i zavtra: trudy 9-i Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii, posvyashchennoi 20-letiyu obrazovaniya RAL, 10-letiyu sozdaniya zhurnala "Liteishchik Rossii" [Foundry Today and Tomorrow: Proceedings of the 9th International scientific-practical conference dedicated to the 20th anniversary of the RAL, the 10th anniversary of the journal "Russian Foundry"]. St. Petersburg: Izd-vo Gosudarstvennogo politekhn. un-ta, 2012, pp. 214–219. (In Russ.).

3. *Spravochnik po chugunnomu lit'yu* [Iron casting. Reference book]. Girshovich N.G. ed. Leningrad: Mashinostroyeniye, 1978. 758 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed according to the task no. 2014/213 to perform public works in the field of scientific activity within the base portion of the state task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation.

Received October 20, 2014

УДК 621.746.552.669.14(043)

СОЗДАНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ КОНУСНОСТИ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ НАПРАВЛЕННОГО ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВКИ

Антонов В.П., к.т.н., доцент (kafedra_lp@mail.ru)

Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Предложен метод расчета оптимального конуса питания стенки отливки высотой до 300 мм. Представлены экспериментальные данные проверки расчетного уравнения конусности. Показано, что применение дождевой литниковой системы при отрицательной конусности позволяет создать условия для вывода усадочной раковины в прибыль.

Ключевые слова: усадочная раковина, конусность, отливка, прибыль, литейная форма, дождевая литниковая система.

Основными методами борьбы с усадочными раковинами (УР) при получении фасонного литья являются создание условий направленного затвердевания металла в литейной форме и установка прибылей, затвердевающих в последнюю очередь и питающих жидким металлом термические узлы отливки.

Обычно на практике под направленным затвердеванием понимают направленный вывод УР из тела отливки или слитка. Например, для их вывода в удаляемую часть (прибыль, прибыльную надставку слитка спокойной стали) разливку производят в расширенные кверху изложницы, в которых затвердевающий слиток имеет положительную конусность:

$$K = \frac{d_v}{d_n} \geq 1,2, \quad (1)$$

где d_v и d_n – толщина слитка в верхней и нижней частях.

При такой конусности изложницы независимо от способа разливки (сверху или снизу) усадочные раковины в теле слитка, как правило, отсутствуют.

При разливке спокойной стали в расширенные книзу изложницы, имеющие отрицательную конусность ($K = 0,965 - 0,967$), на расстоянии примерно $1/3$ высоты слитка от дна в его теле имеется концентрированная УР [1], поскольку в этом случае форма слитка не может обеспечить направленность затвердевания.

На основании анализа литературных данных [2 – 4] и результатов собственных экспериментов по изучению времени затвердевания и характера расположения усадочных раковин на многочисленных отливках было

замечено, что практически любую отливку при любом способе заливки можно получить без усадочных дефектов, если ее геометрические размеры соответствуют следующему уравнению:

$$K = \frac{d_v}{d_n} = (1,26 - 0,02d_n)^{\frac{H}{C}}; \quad (2)$$

здесь для вертикальных участков стенки отливки d_v – толщина стенки в верхней части, соединенной с прибылью или стенкой большей толщины, см; d_n – толщина стенки в нижней части, см; H – высота участка, см; для горизонтальных участков стенки отливки d_v – толщина участка стенки у прибыли или места соединения с вертикальным участком, толщина которого превышает d_v , см; d_n – толщина участка стенки на расстоянии H , см, от прибыли, см; C – коэффициент, характеризующий размеры отливки, см.

Уравнение (2) применимо для величин $H \leq 30$ см и $d_n \leq 10$ см и значений C , представленных ниже:

d_n , см	до 2,5	2,5 – 5,0	5,0 – 10,0
C , см	5	10	15

С целью проверки пригодности соотношения (2) проведены следующие эксперименты. В сырые песчаноглинистые формы отливали конусные стальные отливки высотой 30 см с диаметром внизу 1,5; 2,5; 4,0; 6,0; 7,5 см. Размеры верхнего сечения представлены ниже:

d_n , см	d_b , см	$K_{\text{опт}} = \left(\frac{d_b}{d_n} \right)_{\text{опт}}$	C , см
1,5	1,5; 2,5; 5,0; 6,0	3,33	5,18
2,5	2,5; 5,0; 6,0; 7,0	2,40	6,53
4,0	4,0; 6,0; 8,0; 10,0	2,00	7,16
6,0	6,0; 8,0; 9,0; 10,0	1,50	9,69
7,5	7,5; 8,5; 9,5; 10,0	1,27	13,09

Готовые отливки прострагивали вдоль оси. На рисунке приведены фотографии продольных разрезов отливок, имеющих величину $d_n = 1,5$ см и разную конусность (K), которая для значений d_b , равных 1,5; 2,5; 5,0; 6,0, соответственно составляет 1,0; 1,67; 3,33; 4,0. Как видно из рисунка, по мере увеличения конусности глубина залегания усадочной раковины уменьшается и при увеличении конусности сверх оптимальной величины глубина ее залегания вновь увеличивается за счет того, что резко смещается вниз тепловой узел отливки. Для такого примера наименьшая глубина залегания УР получается при оптимальной конусности $K_{\text{опт}} = 5,0/1,5 = 3,33$.

Логарифмируя уравнение (2), получаем следующее выражение:

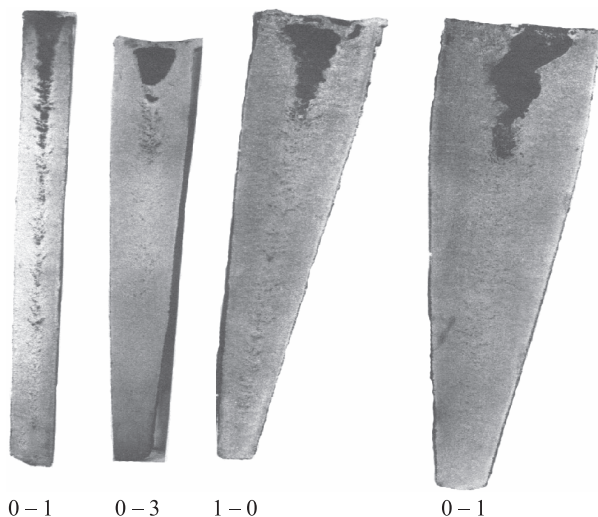
$$\ln 3,33 = \frac{H}{C} \ln (1,26 - 0,02 \cdot 1,5), \quad (3)$$

решая которое, находим значение $C = 5,18$, что не противоречит выше представленным данным.

Определение конусности и коэффициента C для других отливок толщиной d_n , равной 2,5; 4,0; 6,0; 7,5, соответствует выше представленным данным.

Расчетное значение конусности по формуле (2) для отливок $d_n = 1,5$ см равно

$$K = (1,26 - 0,02 \cdot 1,5)^{\frac{30}{5}} = 3,47,$$



Влияние конусности отливки на глубину усадочной раковины (диаметр внизу равен 15 мм)

тогда $d_b = 1,5 \cdot 3,47 = 5,2$ см.

Таким образом, проведенные эксперименты показали справедливость предложенного уравнения (2), полученного в результате обработки литературных данных.

В работе [5] показано, что применение промежуточного разливочного устройства с дождевой литниковой системой позволили создать в слитке, где нет требуемой конусности ($K = 0,96$), условия для вывода усадочной раковины в прибыль. Охлаждение стали в струях позволили создать перепад температуры по высоте слитка и начать заполнение изложницы с заданным количеством твердой фазы. По расчетам, представленным в работе [5], к моменту окончания заполнения толщина столба жидкого металла в нижней части изложницы $\delta_{ж.н} = 6,35$ см, а в верхней – $\delta_{ж.в} = 10,07$ см. Конусность столба жидкого металла в изложнице на высоте 25 см составляет $K_{ж} = \frac{10,07}{6,35} = 1,58$, а требуемая по выражению (2) $K_{тр} = (1,26 - 0,02 \cdot 6,35)25/15 = 1,23$. Следовательно, в расширенной книзу изложнице при заливке через промежуточное разливочное устройство созданы условия для вывода усадочной раковины в верхнюю часть слитка.

Выводы. Охлаждение металла в промежуточном разливочном устройстве и струях компенсирует усадку в жидком состоянии и частично при затвердевании, а заливка нижней части изложницы или литейной формы с определенным количеством твердой фазы уже в процессе наполнения создает направленность затвердевания, так как в результате прогрева промежуточного разливочного устройства и уменьшения высоты падения струй, последующие порции металла будут все горячее, а уменьшение глубины прошивания слитка струями (по сравнению с заливкой из носкового ковша) позволит образоваться корочке в нижней части слитка, что изменит конусность столба жидкого металла к моменту окончания заливки. В результате кристаллизация идет как бы в «мешке», расширенном кверху. В процессе разлива корочка металла образуется снизу быстрее, чем сверху. Затем корочка растет одинаково как снизу, так и сверху, но условия для вывода усадочной раковины в головную часть слитка сохраняется.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вишняков А.В., Михайлец С.Н. – В кн.: Производство стали и ферросплавов. Труды Сибирского металлургического института. Вып. 6. – Новокузнецк: изд. СМИ, 1969. – 199 с.
2. Гуляев Б.Б. Затвердевание и неоднородность стали. – М. – Л.: Металлургиздат, 1950. – 227 с.
3. Нехендзи Ю.А. Стальное литье. – М.: Металлургиздат, 1949. – 707 с.
4. Василевский П.Ф. Технология стального литья. – М.: Машиностроение, 1974. – 408 с.
5. Антонов В.П., Таран Н.И., Климов В.Я., Швидков Н.И. // Литейщик России. 2012. № 10. С. 37 – 40.

© 2014 г. Антонов В.П.
Поступила 4 декабря 2013 г.

FORMATION OF OPTIMAL TAPER FOR DIRECTIONAL CASTING SOLIDIFICATION

Antonov V.P., *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*
(kafedra_lp@mail.ru)

Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Kemerovo Region, Novokuznetsk, 654007, Russia)

Abstract. In this paper a method of calculating the optimum power cone of wall castings was proposed up to 300 mm.. The experimental test data of calculated taper equation was presented. It was shown that the use of rainwater gating system at a negative taper allows creating conditions for the withdrawal of shrinkage cavity in profit.

Keywords: shrinkage hole, taper, casting, profit, mold, rain gating system.

REFERENCES

1. Vishnyakov A.V., Mikhalets S.N. *Proizvodstvo stali i ferrosplavov. Trudy Sibirskogo metallurgicheskogo instituta* [Production of steel and ferroalloys. Proceedings of the Siberian Metallurgical Institute]. Issue 6. Novokuznetsk: izd. SMI, 1969. 199 p. (In Russ.).
2. Gulyaev B.B. *Zatverdevanie i neodnorodnost' stali* [Solidification and heterogeneity of steel]. Moscow – Leningrad: Metallurgizdat, 1950. 227 p. (In Russ.).
3. Nehendzi Yu.A. *Stal'noe lit'e* [Steel casting]. Moscow: Metallurgizdat, 1949. 707 p. (In Russ.).
4. Vasilevskiy P.F. *Tekhnologiya stal'nogo lit'ya* [Steel casting technology]. Moscow: Mashinostroenie, 1974. 408 p. (In Russ.).
5. Antonov V.P., Taran N.I., Klimov V.Ya., Shvidkov N.I. The method of calculating the metal cooling during the filling of the mold through an intermediate device with a gating system. *Liteishchik Rossii*. 2012, no.10, pp. 37–40. (In Russ.).

Received December 4, 2013

ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ» к 80-летию Эдуарда Викторовича Козлова (продолжение, начало в № 6 – 10, 2014 г.)

УДК 669.15.24.295:669.017.3

СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ПАЛЛАДИЯ. КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ И КРИСТАЛЛОХИМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ

Морозов М.М.¹, к.т.н., докторант

Потекаев А.И.², д.ф.-м.н., профессор, директор (potekaev@spti.tsu.ru)

Клопотов А.А.^{3,4}, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой

Маркова Т.Н.¹, аспирант

Клопотов В.Д.⁵, к.т.н., доцент

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

² Сибирский физико-технический институт Национального исследовательского Томского государственного университета
(634050, Россия, Томск, пл. Новособорная, 1)

³ Томский государственный архитектурно-строительный университет
(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

⁴ НИИ Медицинских материалов при СФТИ
(634050, Россия, Томск, пл. Новособорная, 1)

⁵ Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

Аннотация. Представлены результаты анализа фазовых равновесий упорядоченных фаз в бинарных системах на основе палладия Pd–Me (где Me – Co, Rh, Ir, Cu, Ag, Au, Ni, Pt) с целью поиска корреляций кристаллохимических и кристаллогеометрических факторов. Установлено, что коэффициент упаковки в разупорядоченных твердых растворах в бинарных системах на основе палладия близок к значению 0,74 на фоне незначительного отклонения атомного объема от закона Зена. Обнаружено, что увеличение водородопроницаемости в бинарных сплавах системы Cu–Pd коррелирует со значительным понижением коэффициента упаковки в упорядоченной фазе В2 в области 40 % Pd (ат.). Установлено, что в бинарных системах Pd–Me при определенных сочетаниях температурного и размерного факторов образуются разные структурно-фазовые состояния. Построена диаграмма в координатах температурный фактор – размерный фактор. На этой диаграмме выделено три области, которые позволяют классифицировать структурно-фазовые состояния в зависимости от соотношения температурного и размерного параметров в бинарных системах на основе палладия. В область I входят системы, образующие только твердые растворы; область II содержит системы, в которых из твердого раствора образуются упорядоченные фазы; область III – область соединений, в которых происходит расслаивание твердых растворов.

Ключевые слова: интерметаллические соединения, фазовые диаграммы систем на основе палладия, диаграмма Даркена-Гурри, размерный фактор, коэффициент заполнения пространства.

Сплавы на основе палладия обладают уникальными физико-механическими и физико-химическими свойствами. Это способствует широкому использованию этих сплавов в приборостроении, электрохимической, химической, ювелирной, медицинской и других отраслях промышленности [1]. Так, например, сплавы Ti(Ni, Pd) обладают высокотемпературным эффектом памяти формы [2]. Сплавы на основе палладия находят применение как мембранные материалы, поскольку мембранные сплавы должны обладать набором необходимых функциональных свойств: хорошей водородной проницаемостью, высокими механической прочностью и термической стойкостью в газовой среде. В ряду сплавов на основе палладия при изготовлении мембран для извлечения водорода из промышленных газовых смесей

рассматриваются сплавы в системах Pd–Cu, Pd–Ni, Pd–Ag, Pd–Au, Pd–Rh, Pd–Ru и др. [3]. Несмотря на большое количество работ по поиску оптимальных составов мембран на основе палладиевых сплавов, эта проблема еще не решена. Так, например, в работе [3] установлено, что при образовании упорядоченных структур в сплавах Cu–Pd в области эквиатомного состава наблюдается скачок водородопроницаемости.

Используемые в современной технике сплавы, как правило, являются многокомпонентными, причем число компонентов в промышленных сплавах часто весьма значительно. Уже при двух образующих систему компонентах структурно-фазовые состояния сплавов могут быть довольно сложными и разнообразными, поэтому очень важно знать, какие фазы стабильны при опреде-

ленном составе и температуре, какова их структура и в каком количественном соотношении они присутствуют в сплаве. На первом этапе использование диаграммы состояния позволяет получить на основе графического представления области стабильности различных фаз в координатах концентрация – температура и особенности изменения кристаллофизических параметров в зависимости от структурно-фазовых состояний ряд практических рекомендаций.

При исследовании функциональных материалов [4, 5] очень важно знать физическую природу стабильности структурно-фазовых состояний, закономерности формирования и изменения свойств, однако все исследования начинаются с диаграмм состояния потенциально интересных металлических систем.

В свете вышесказанного представляются актуальными исследования по поиску корреляционных закономерностей между кристаллогеометрическими и кристаллохимическими параметрами и строением диаграмм состояния в бинарных системах Pd–Me (где Me – Co, Rh, Ir, Cu, Ag, Au, Ni, Pt).

Структура сплавов и кристаллогеометрические параметры в системах Pd – Me

Палладий относится к группе VIIIA таблицы Д.И. Менделеева с недостроенной 4d-оболочкой, обладает свойствами, типичными для группы переходных элементов (см. таблицу). С большинством элементов палладий образует сложные системы с большим числом химических соединений [6, 7]. Число химических соединений в двойных системах палладия с редкоземельными металлами достигает семи (например, Pd–Ho) [7]. С другой стороны, палладий хорошо растворяет легирующие металлы, образуя значительные области твердых растворов [6, 7]. Для палладия характерно образование большого числа упорядоченных структур в твердых растворах [8]. Двойные системы

Cu–Pd и Co–Pd обладают набором сверхструктур $L1_2$, $L1_2(M)$, $L1_2(MM)$, $L1_0$ и B2 (рис. 1), которые образуются в результате совмещенного фазового перехода порядок–беспорядок и структурно-фазовых превращений [10, 11]. В выбранных для исследования системах на основе палладия вторыми образующими сплав элементами металлами являются соседи палладия в Периодической таблице: это кобальт, родий, иридий из VIIA подгруппы, никель и платина из VIIIA подгруппы (к которой и принадлежит палладий) и медь, серебро и золото из IB подгруппы. У этих вторых образующих сплав элементов близкое к палладию электронное строение (см. таблицу).

В рассматриваемых системах бинарные сплавы на основе палладия очень хорошо соответствуют условиям образования непрерывных рядов твердых растворов для металлических соединений [6]:

- кристаллические решетки образующих сплав элементов однотипны;
- имеется атомное сходство компонентов, образующих соединения (близость размеров и электронного строения атомов);
- тип химической связи в соединениях одинаков.

При указанных условиях энергия смешения $w = U_{AB} - \frac{U_{AA} + U_{BB}}{2}$ (где U_{AB} , U_{AA} и U_{BB} – потенциальная энергия взаимодействия между атомами разного сорта (AB) и одинаковыми (AA и BB) соответственно) близка к нулю, что согласно данным работ [8, 12] является необходимым условием образования твердых растворов. Известна корреляция, которая заключается в следующем. С ростом положительных значений энергии смешения ($w > 0$) наблюдается уменьшение взаимной растворимости образующих сплав элементов. В том случае, когда $w < 0$, образуются или интерметаллические соединения в результате кристаллизации из жидкого состояния, или упорядоченные структуры в результате фазовых переходов порядок–беспорядок. Однако

Электронное строение и структура сплавобразующих элементов в системах на основе палладия

Металл	Электронная структура	R, нм	Символ Пирсона / пространств. группа	Тип структуры в Strukturbericht
Co	[Ar]3d ⁷ 4s ²	1,2520	cF4 / Fm3m	A1
Rh	[Kr]4d ⁸ 4s ¹	1,3450	cF4 / Fm3m	A1
Ir	[Xe] 5d ⁷ 6s ²	1,3570	cF4 / Fm3m	A1
Ni	[Ar]3d ⁸ 4s ²	0,1246	cF4 / Fm3m	A1
Pd	[Kr]4d ¹⁰ 4s ⁰	0,1376	cF4 / Fm3m	A1
Pt	[Xe] 4f ¹ 4d ⁹ 6s ¹	0,1387	cF4 / Fm3m	A1
Cu	[Ar]3d ¹⁰ 4s ¹	0,1280	cF4 / Fm3m	A1
Ag	[Kr]4d ¹⁰ 5s ¹	0,1445	cF4 / Fm3m	A1
Au	[Xe]4f ¹⁴ 5d ¹⁰ 6s ¹	0,1442	cF4 / Fm3m	A1

Примечание. R – радиус атома.

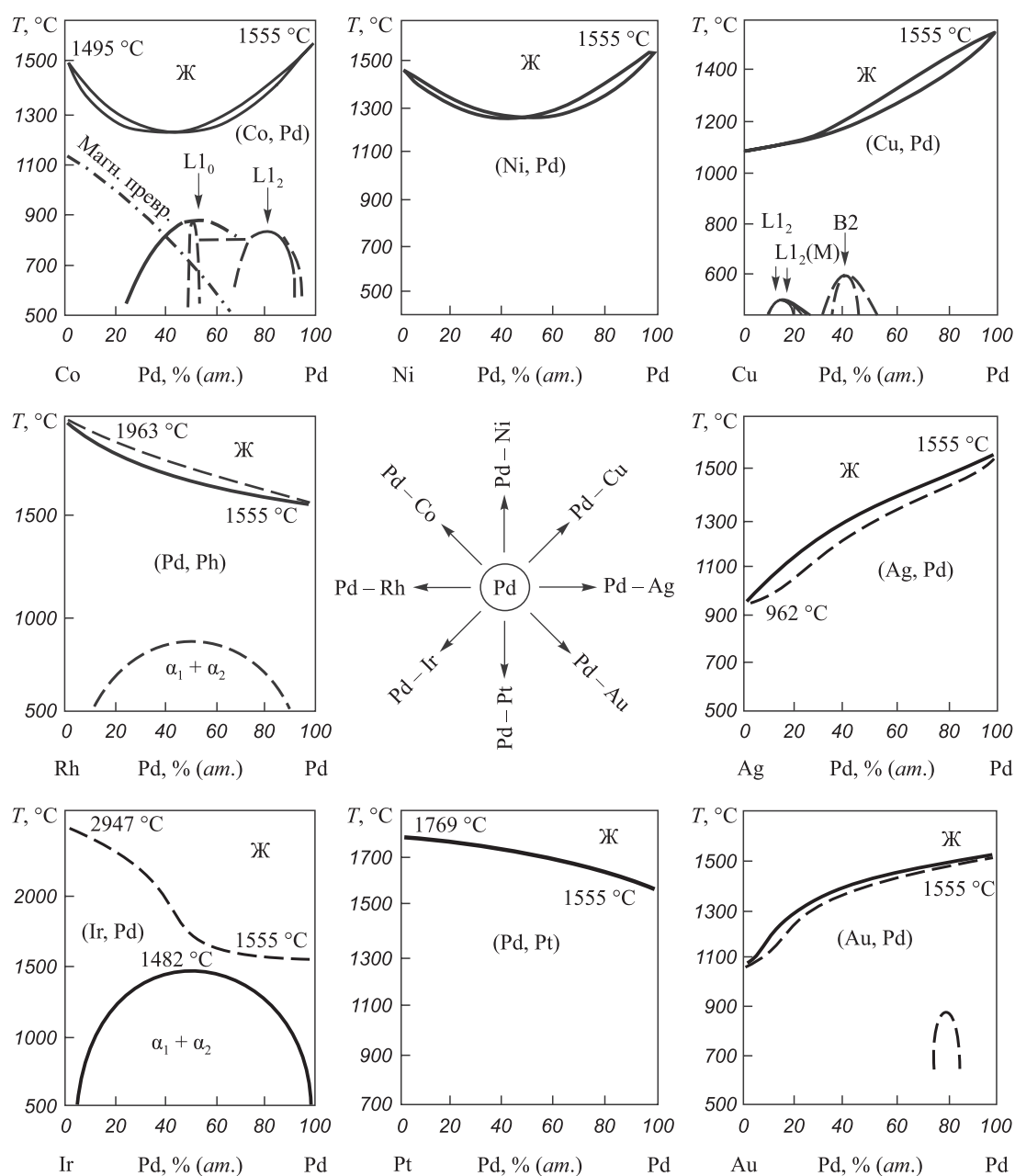


Рис. 1. Фазовые диаграммы бинарных соединений на основе палладия [7, 9]

в том случае, если происходит преобладание электронного фактора над размерным, возможно нарушение приведенных закономерностей [13].

Дальнейший анализ бинарных систем на основе палладия проведем с использованием общих, установленных Юм-Розери [14] правил (для анализа растворенных в палладии компонентов) (рис. 2). Для этого используем диаграмму Даркена-Гурри [15] (рис. 2). В основе этой диаграммы лежит построение двух эллипсов в координатах радиусы атомов – электроотрицательность атомов с полуосями, величина которых соответствует правилу Юм-Розери.

В рассматриваемом случае для сплавов на основе палладия центром эллипса служат параметры атома палладия (рис. 2). Расположение вторых элементов

относительно атомов палладия позволяет выделить предположительно системы, в которых атомы вторых элементов обладают высокой, средней и слабой растворимостью. Наличие элементов во внутреннем эллипсе (штриховая линия) с центром атомом палладия отражает ситуацию, в которой эти элементы обладают благоприятными условиями для образования широких областей твердых растворов, то есть обладают высокой растворимостью: среди этих элементов находятся платина, родий, иридий и серебро. Все это находит подтверждение на фазовых диаграммах приведенных бинарных систем (рис. 2).

Кобальт, никель, медь и золото не попадают во внутренний эллипс с центром – атомом палладия (штриховая линия), но находятся внутри большого эллипса

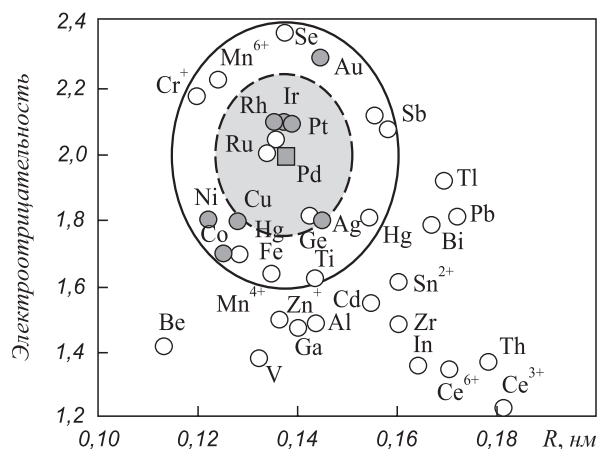


Рис. 2. Диаграмма Даркена-Гурри для компонентов, растворенных в палладии (серым цветом выделены элементы вторых сплавобразующих элементов в рассматриваемых палладиевых сплавах)

(сплошная линия). Элементы, которые находятся в области между двумя эллипсами с центром атомом палладия на диаграмме Даркена-Гурри, согласно правилам Юм-Розери, могут обладать ограниченной растворимостью в палладии. В действительности в системах Pd–Me (где Me – Co, Ni, Cu, Au) наблюдается неограниченная растворимость в палладии во всем температурном интервале. Медь и кобальт неограниченно растворяются в палладии, но в области температур ниже 600 °С в результате фазовых переходов образуются упорядоченные фазы (рис. 1).

Таким образом, приведенная диаграмма Даркена-Гурри хорошо отражает наличие неограниченной растворимости атомов кобальта, родия, иридия, никеля, платины, меди, серебра и золота в палладии.

Фазовые диаграммы бинарных систем Pd – Me

Система Co–Pd. В системе Co–Pd ниже кривой солидуса во всем концентрационном интервале наблюдается непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1 (Co, Pd) (рис. 1) [7, 9]. При понижении температуры в результате фазового перехода порядок – беспорядок происходит образование из разупорядоченной структуры A1 двух упорядоченных фаз CoPd (L1₀) и CoPd₃ (L1₂). Фаза CoPd существует в узком интервале концентраций в области эквивалентного состава. Фаза CoPd₃ обладает значительной областью гомогенности.

Система Pd–Rh. Диаграмма состояния Pd–Rh приведена на рис. 1 по данным работ [7, 9]. Ниже кривой солидуса происходит образование непрерывного ряда твердых растворов со структурой A1. При температурах ниже 1000 °С существует широкая область расслаивания твердых растворов с критической температурой 845 °С.

Система Ir–Pd. В литературе представлено два вида фазовых диаграмм системы Ir–Pd. Диаграмма из

работы [9] свидетельствует, что при сплавлении иридия и палладия образуется непрерывный ряд твердых растворов со структурой A1, в котором при понижении температуры ниже 1500 °С происходит распад твердых растворов на два (рис. 1). Диаграмма Ir–Pd [7] представляет простую диаграмму состояния перитектического типа без промежуточных фаз.

Система Ni–Pd. Диаграмма состояния системы Ni–Pd характерна для бинарных диаграмм равновесных состояний (например, диаграмм состояния системы Nb–V [7]), в которых образуется непрерывный ряд твердых растворов и в которых линии ликвидуса и солидуса не обладают монотонной зависимостью от температуры плавления от одного металла до температуры плавления другого металла (как, например, в системе Cu–Ni [7]) и имеют минимум, расположенный ниже точек плавления обеих компонент. Этот тип диаграмм характерен для систем тех металлов, у которых атомные размеры элементов заметно отличаются друг от друга (см. таблицу), то есть объемный фактор может оказать значительное влияние. Тем не менее, в системе Ni–Pd наблюдается кристаллизация сплавов с образованием непрерывного ряда твердых растворов во всем диапазоне концентраций (диаграммы I рода), свойства изменяются по линейному закону в интервале между свойствами чистых компонент. Согласно данным работ [7, 9] в низкотемпературной области предполагается образование упорядоченных фаз Ni₃Pd и NiPd₃.

В системе Ni–Pd особенность изменения атомного объема и отклонения атомного объема от закона Зена состоит в том, что вся функциональная зависимость $\Delta\Omega/\Omega^3 = f(C)$ (где $\Delta\Omega/\Omega^3 = (\Omega^3 - \Omega_3)/\Omega^3$; Ω^3 – атомный объем, приходящийся на один атом в элементарной ячейке, определенный из экспериментальных данных и на основе расчета атомных диаметров ε , рассчитанных из кратчайших расстояний между атомами в структурах; Ω_3 – атомный объем в законе Зена) проходит выше теоретически рассчитанной по закону Зена зависимости (рис. 3).

Система Cu–Pd. В этой системе при кристаллизации во всем концентрационном интервале образуется непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1 (Cu, Pd) (рис. 3) [7, 10, 11]. Это согласуется с взаимным расположением атомов палладия и меди на диаграмме Даркена-Гурри (рис. 2). При понижении температуры в результате фазовых переходов в области составов Cu₃Pd образуются, начиная с 508 °С, упорядоченные соединения с образованием сверхструктур L1₂, L1₂(M), L1₂(MM) [8]. Обнаружено два перитектоидных равновесия [7] с образованием одномерных и двухмерных длиннопериодических сверхструктур L1₂(M) и L1₂(MM). В области состава Cu–40 % Pd (ат.) при температурах примерно 600 °С из разупорядоченного твердого раствора на основе ГЦК решетки в результате структурного фазового пе-

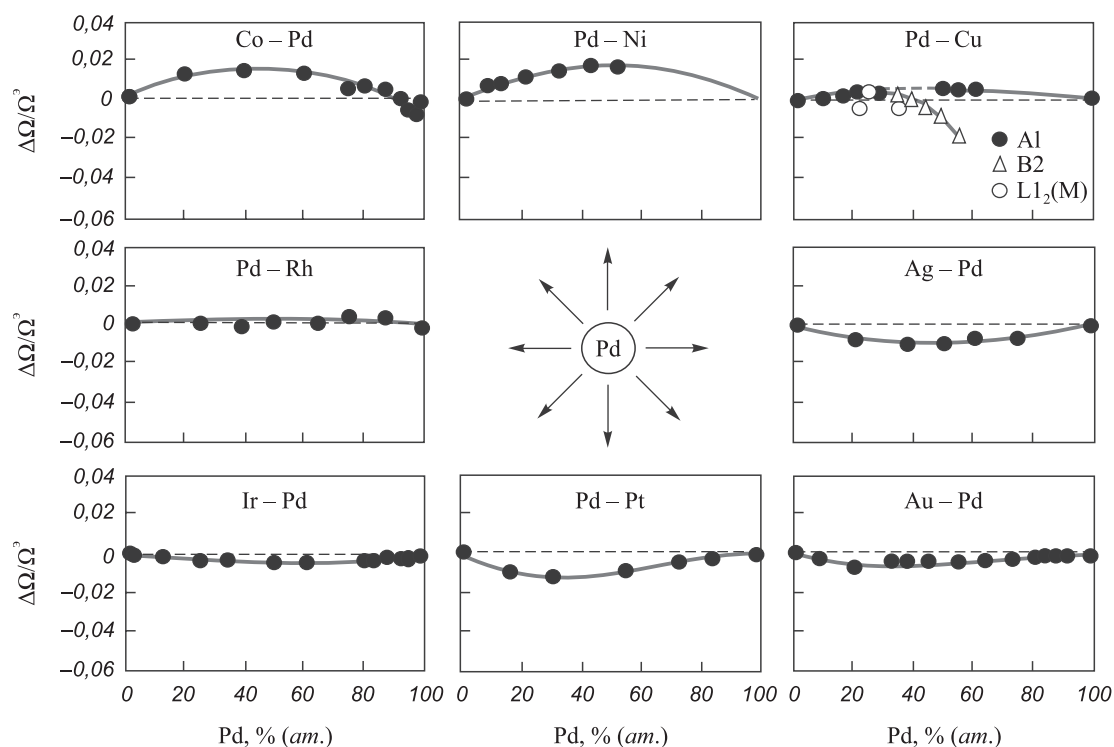


Рис. 3. Концентрационные зависимости степени отклонений атомного объема от закона Зена в бинарных соединениях на основе палладия (данные для расчета взяты из работы [16])

рехода, который сопровождается фазовым переходом порядок–беспорядок, образуется сверхструктура B2 [10, 11]. Исследованию упорядоченных структур в сплавах системы Cu–Pd уделяется большое внимание [10, 11, 17].

В системе Cu–Pd рассчитанные в фазах со структурами A1 и B2 концентрационные зависимости атомного объема и величина отклонения атомного объема от закона Зена имеют особенности, которые обусловлены наличием фазового превращения A1–B2. Это коррелирует с видом фазовой диаграммы состояния в этой системе (рис. 2, 4). Важной особенностью структурно-фазовых состояний в бинарных сплавах Cu–Pd в области состава 40 % Pd (ат.) является наличие хорошо выраженных предпереходных состояний, предшествующих структурному фазовому переходу B2–A1 и сопровождающихся фазовым переходом порядок–беспорядок [11].

Концентрационная зависимость атомного объема в фазе со структурой A1 имеет монотонную зависимость (рис. 3) и проходит выше теоретической рассчитанной по закону Зена [18] зависимости. Отклонение атомного объема от закона Зена в упорядоченной фазе B2 является значительным.

Рассчитанные по экспериментально полученным значениям [10, 16] параметров кристаллических решеток концентрационные зависимости коэффициента упаковки в фазах A1 и L1₂(M) имеют значения, близкие к коэффициенту упаковки для структуры A1, состоящей из атомов одного сорта ($\psi = 0,74$) и слабо зависят

от концентрации. Численное значение коэффициента упаковки в фазе B2 близко к значению коэффициента упаковки в разупорядоченной фазе A2 на основе ОЦК решетки ($\psi = 0,67$), причем численное значение увеличивается с ростом концентрации атомов палладия.

Система Ag–Pd. В системе Ag–Pd при кристаллизации из жидкой фазы происходит образование сплавов с разупорядоченной структурой A1 (рис. 1). Упорядоченных фаз в низкотемпературной области не обнаружено [7, 9].

Система Au–Pd. Согласно литературным данным [7, 9] система Au–Pd образует непрерывный ряд твердых растворов как в жидком, так и в твердом состоянии (рис. 1).

Отклонение от закона Зена и коэффициент упаковки в сплавах систем Pd–Me

Стандартным методом поиска общих закономерностей устойчивости структурных соединений в бинарных и многокомпонентных системах является использование определенного набора кристаллогеометрических параметров, таких как размерный фактор $\delta = R_B/R_A$ (где R_A и R_B – радиусы атомов сорта A и B в бинарных сплавах) [13, 19], величина отклонения от линейной зависимости атомного объема $\Delta\Omega/\Omega^3 = (\Omega^3 - \Omega_3)/\Omega^3$ от концентрации (закон Зена [13, 18, 19]) и др. (здесь Ω^3 – атомный объем, приходящийся на один атом в элементарной ячейке, определенный из экспериментальных данных и на основе расчета

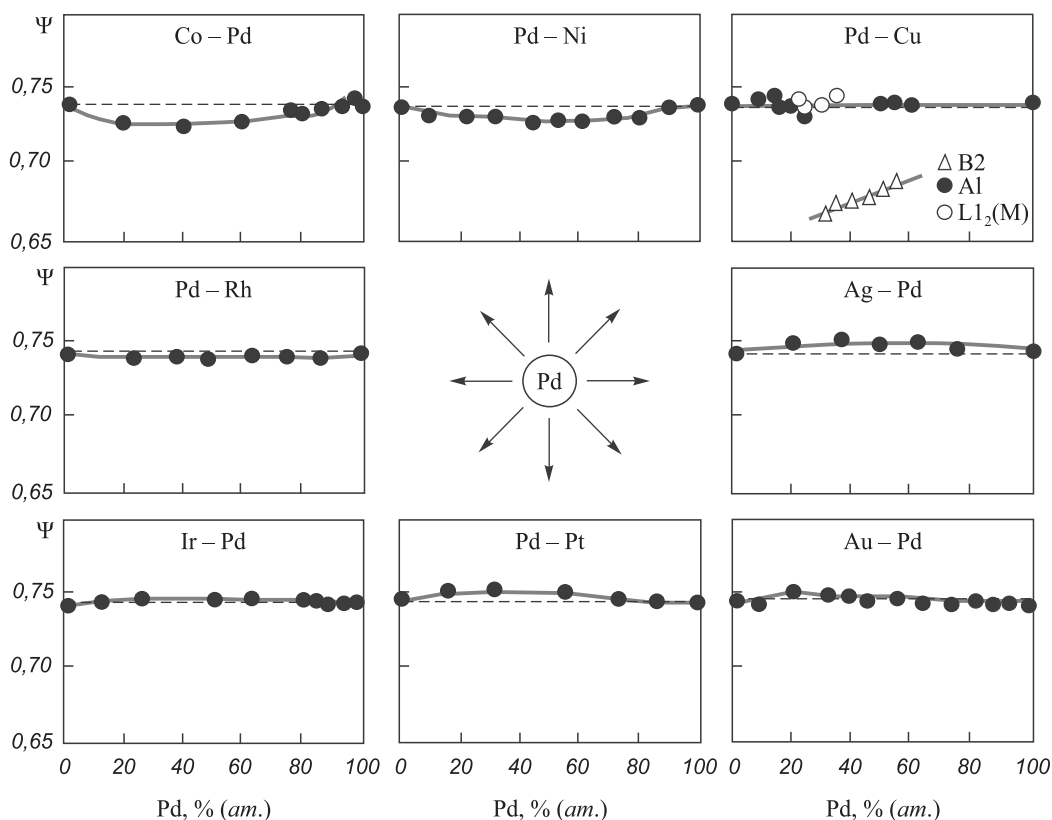


Рис. 4. Концентрационные зависимости коэффициента упаковки в бинарных соединениях на основе палладия (данные для расчета взяты из работы [16])

атомных диаметров, полученных из кратчайших расстояний между атомами в структурах; Ω_3 – атомный объем в законе Зена). Интегральным параметром, характеризующим кристаллические структуры, является коэффициент заполнения пространства ψ [18, 19]. Для анализа плотности заполнения пространства атомами различных кристаллических структур используют коэффициент заполнения пространства ψ , предложенный Лавесом-Партэ [13]. Подробное описание применения этих параметров приведено в работе [19].

По экспериментальным зависимостям параметров элементарных ячеек сплавов систем Pd–Me (где Me – Co, Rh, Ir, Ni, Pt, Cu, Ag, Au) [10, 11, 16, 20] были определены концентрационные зависимости атомных объемов, а на их основе вычислены отклонения атомного объема от закона Зена [18] и коэффициенты упаковки в фазах A1, $L1_2(M)$ и B2 (рис. 3, 4). Анализ полученных данных и фазовых диаграмм позволил выявить ряд интересных особенностей. Отметим основные. В бинарных системах на основе палладия, в которых второй образующий сплав элемент принадлежит к первому большому периоду таблицы Д.И. Менделеева (Co, Ni, Cu), линии ликвидуса и солидуса на фазовых диаграммах соответствующих систем имеют вид вогнутых кривых. После кристаллизации из жидкой фазы образуется твердый раствор со структурой A1, в котором при понижении температуры в результате фазового перехода порядок–беспорядок происходит об-

разование упорядоченных фаз. При этом наблюдается положительное отклонение атомного объема от закона Зена на экспериментальных концентрационных зависимостях атомного объема (рис. 3). В бинарных системах на основе палладия, в которых второй образующий сплав элемент из второго и третьего периодов таблицы Д.И. Менделеева (Co, Rh, Ni, Pt, Cu, Ag, Au), линии ликвидуса и солидуса на фазовых диаграммах соответствующих систем имеют вид выпуклых кривых. После кристаллизации из жидкой фазы образуется твердый раствор со структурой A1, а в низкотемпературной области не происходит образования упорядоченных фаз. Только в системах Pd–Rh и Pd–Ir наблюдается расщепление твердых растворов. В сплавах этих систем обнаружено отрицательное отклонение от закона Зена на экспериментальных концентрационных зависимостях атомных объемов (рис. 3).

Значения коэффициента упаковки (рис. 4) во всех твердых растворах в сплавах исследуемых систем находятся в области значений 0,74. В системе Pd–Cu в упорядоченной фазе B2 в области 40 % (ат.) коэффициент упаковки значительно ниже, чем в твердых растворах на основе ГЦК решетки. Это соответствует значению в однокомпонентных металлах с ОЦК решеткой ($\psi = 0,68$) [19].

Приведенные данные систем Pd–Me (где Me – Co, Rh, Ir, Ni, Pt, Cu) позволяют утверждать, что необходимо учитывать другие факторы (размерные, температур-

ные, направленные межатомные связи и т. п.), которые в кристаллических решетках твердых растворов или соединений характеризуют величину и тип межатомной связи и проявляются в образовании интерметаллических соединений различного стехиометрического состава. Используем для поиска закономерностей температурный фактор [20, 21]: $n_T = 1 - \frac{T_{Pd}^{пл}}{T_{Me}^{пл}}$, где $T_{Pd}^{пл}$ и $T_{Me}^{пл}$ – температуры плавления палладия и второго элемента.

На рис. 5 приведена диаграмма в координатах температурный фактор – размерный фактор. Видно, что на этой диаграмме можно выделить три области: область I, в которую входят системы, образующие только твердые растворы; область II содержит системы, в которых из твердого раствора образуются упорядоченные фазы; область III – область соединений, в которых происходит расслаивание твердых растворов. Выделение областей на рассматриваемой диаграмме позволяет классифицировать структурно-фазовые состояния в зависимости от соотношения температурного и размерного параметров в бинарных системах на основе палладия.

Выводы. Анализ диаграмм состояний бинарных систем на основе палладия, образующих твердые растворы при кристаллизации, с точки зрения поведения кристаллогеометрических параметров и температурного фактора позволил выявить корреляцию между видом изменения кривых ликвидуса и солидуса и характером отклонения атомного объема от закона Зена. Установлено, что в бинарных системах Pd–Me (где Me – Co, Rh, Ir, Ni, Pt, Cu, Ag, Au) при определенных сочетаниях температурного и размерного факторов образуются разные структурно-фазовые состояния. Показано, что коэффициент упаковки в разупорядоченных твердых растворах в бинарных системах Pd–Me близок к значению 0,74. Обнаружено значительное понижение коэффициента упаковки в упорядоченной фазе B2 в области 40 % Pd (ат.) в сплавах бинарной системы Cu–Pd, что коррелирует с изменением водородопроницаемости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Савицкий Е.М., Полякова В.П., Тылкина М.А. Сплавы палладия. – М.: Наука, 1967. – 215 с.
2. Клопотов А.А., Сивоха В.П., Матвеева Н.М., Сазанов Ю.А. // Изв. вуз. Физика. 1993. № 6. С. 20 – 24.
3. Бурханов Г.С., Горина Н.Б., Кольчугина Н. Б., Рошан Н.Р. // Российский химический журнал. 2006. Т. 50. С. 36 – 40.
4. Иванов Ю.Ф., Клопотов А.А., Волокитин О.Г., Потекаев А.И. // Изв. вуз. Физика. 2013. Т. 56. № 8. С. 60 – 64.
5. Потекаев А.И., Кулагина В.В., Старостенков М.Д., Клопотов А.А. // Изв. вуз. Физика. 2012. Т. 55. № 4. С. 11 – 18.

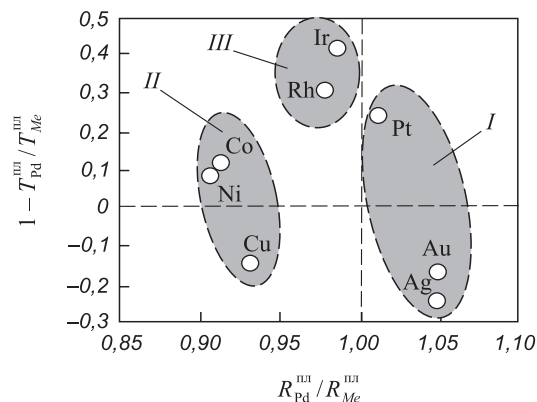


Рис. 5. Диаграмма температурный фактор – размерный фактор для систем Pd–Me (где Me – Co, Rh, Ir, Cu, Ag, Au, Ni, Pt)

6. Металлохимические свойства элементов периодической системы / И.И. Корнилов, Н.М. Матвеева, Л.И. Прякина, Р.С. Полякова. – М.: Наука, 1966. – 352 с.
7. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000. Т. 1 – 3.
8. Матвеева Н.М., Козлов Э.В. Упорядоченные фазы в металлических системах. – М.: Наука, 1989. – 247 с.
9. Благородные металлы. Справочник / Под ред. Е.М. Савицкого. – М.: Металлургиздат, 1984. – 592 с.
10. Jones F.W., Sykes C. Phase Transformation in Copper-Palladium Alloys // J. Inst. Met. 1939. Vol. 65. № 2. P. 419 – 433.
11. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Козлов Э.В., Кулагина В.В. // Изв. вуз. Физика. 2011. № 9. С. 59 – 69.
12. Иванов О.С. // Журнал неорганической химии. 1958. Том. 3. Вып. 4. С. 586 – 600.
13. Пирсон У. Кристаллохимия и физика металлов и сплавов. – М.: Мир, 1977. – 420 с.
14. Юм-Розери В., Рейнор Г. Структура металлов и их сплавов. – М.: Металлургиздат, 1958. – 391 с.
15. Даркен Л.С., Гурри Р.В. Физическая химия металлов. – М.: ГНТИ, 1960. – 582 с.
16. Pearson W.B. A handbook of lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys. – London, New York: Pergamon Press, 1958. – 1300 p.
17. Antonova O.V., Volkov A.Y. // Intermetallics. 2012. Т. 21. № 1. С. 1 – 9.
18. Zen E. // J. Mineralogist Soc. America. 1934. Vol. 41. № 5 – 6. P. 523, 524.
19. Кристаллогеометрические и кристаллохимические закономерности образования бинарных и тройных соединений на основе титана и никеля / А.А. Клопотов, А.И. Потекаев, Э.В. Козлов и др. – Томск: изд. Томского политехн. ун-та, 2011. – 312 с.
20. Воздвиженский В.М. Прогноз двойных диаграмм состояния. – М.: Металлургия, 1975. – 224 с.
21. Козлов Э.В., Клопотов А.А., Федорищева М.В. и др. // Известия РАН. Сер. физическая. 2011. Т. 75. № 8. С. 1161 – 1164.

© 2014 г. Морозов М.М., Потекаев А.И., Клопотов А.А., Маркова Т.Н., Клопотов В.Д.
Поступила 5 февраля 2014 г.

ALLOYS ON THE BASIS OF PALLADIUM. CRYSTALLO-GEOMETRICAL AND CRYSTALLO-CHEMICAL PARAMETERS

Morozov M.M.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Candidates for a degree of Dr. Sci.*

Potekaev A.I.², *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Director* (potekaev@spti.tsu.ru)

Klopotov A.A.^{3,4}, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair*

Markova T.N.¹, *Postgraduate*

Klopotov V.D.⁵, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*

¹ **Siberian State Industrial University** (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

² **Siberian physical-technical Institute of Tomsk State University** (1, Novosobornaya sq., Tomsk, 634050, Russia)

³ **Tomsk State University of architecture and construction** (2, Solyanaya sq., Tomsk, 634003, Russia)

⁴ **Research Institute of Medical materials at SIPT** (1, Novosobornaya sq., Tomsk, 634050, Russia)

⁵ **National Research Tomsk Polytechnic University** (30, Lenina pr., Tomsk, 634036, Russia)

Abstract. The article presents the results of the analysis of phase equilibrium of the ordered phases in binary systems on the basis of Pd palladium Pd–Me (where Me – Co, Rh, Ir, Cu, Ag, Au, Ni, Pt) to find correlations of crystallochemical and crystallogometrical factors. It is established that packing index in disordered solid solutions in binary systems based on palladium is close to the value of 0.74 against the background of a significant deviation of the atomic volumes from the law Zena. It is revealed that the increase in a hydrogen diffusion in binary alloys of Cu–Pd system correlates with considerable decrease in a packing index in the ordered phase B2 in the field of 40 % Pd (at). It is established that different structural and phase states are formed in binary Pd–Me systems at certain combinations of temperature and dimensional factors. The diagram in the coordinates temperature factor – size factor is constructed. This diagram is divided into three ranges which allow to categorize structurally-phase states depending on the ratio of the temperature and size parameters in binary systems based on Pd. Range I includes system forming solid solutions only; Range II contains systems in which ordered phases are formed from solid solutions; Range – III is a compounds range where a solid solutions layering occurs.

Keywords: intermetallic compounds, phase diagrams of palladium based systems, Darken-Gurri diagram, size factor, space packing index.

REFERENCES

1. Savitskii E.M., Polyakova V.P., Tylkina M.A. *Splavy palladiya* [Alloys of palladium]. Moscow: Nauka, 1967. 215 p. (In Russ.).
2. Klopotov A.A., Sivokha V.P., Matveeva N.M., Sazanov Yu.A. Characteristic features of X-ray scattering and variation of electrical resistivity in martensite transformations in TiNi–TiPd alloys. *Russian Physics Journal*. 1993, vol. 36, no. 6, pp. 526–529.
3. Burkanov G.S., Gorina M.B., Kol'chugina N.B., Roshan N.P. Palladium alloys for hydrogen power industry. *Russian chemical journal*. 2006, Vol. 50, pp. 36–40.
4. Potekaev A.I., Klopotov A.A., Ivanov Yu.F., Volokitin G.G. Modification of Structure and Properties of Titanium Surfaces During Formation of Silicides and Borides Initiated by High-Energy. *Russian Physics Journal*. 2013, Vol. 56, no. 8, pp. 914–919.
5. Kulagina V.V., Potekaev A.I., Klopotov A.A., Starostenkov M.D., The influence of the density of structural planar defects on the structural-phase transformations in low-stability tetragonal alloys. *Russian Physics Journal*. 2012, Vol. 55, no. 4, pp. 353–361.
6. Kornilov I.I., Matveeva N.M., Pryakhina L.I., Polyakova R.S. *Metallokhimicheskie svoystva elementov periodicheskoi systemy* [Metal chemistry properties of the elements of the periodic system]. Moscow: Nauka, 1966. 352 p. (In Russ.).
7. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem* [State diagrams of binary metal systems]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996–2000. Vol. 1–3. (In Russ.).
8. Matveeva N.M., Kozlov E.V. *Uporyadochennyye fazy v metallicheskih sistemakh* [Ordered phases in metallic systems]. Moscow: Nauka, 1989. 247 p. (In Russ.).
9. *Blagorodnye metally. Spravochnik* [Noble metals. Reference book]. Savitskii E.M. ed. Moscow: Metallurgizdat, 1984. 592 p. (In Russ.).
10. Jones F.W., Sykes C. Phase Transformation in Copper-Palladium Alloys. *J. Inst. Met.* 1939, Vol. 65, no. 2, pp. 419–433.
11. Klopotov A.A., Potekaev A.I., Kozlov E.V., Kulagina V.V. Weakly stable resistant pretransitional states, phase transitions order-disorder and structural transformations B2–A1 in alloys Cu – 40 Pd at. %. *Izvestiya VUZov. Fizika*. 2011, no. 9, pp. 59–69. (In Russ.).
12. Ivanov O.S. Achievements and prospects in the study of state diagrams of metallic systems. *Zhurnal neorganicheskoi khimii*. 1958, Vol. 3, Issue 4, pp. 586–600. (In Russ.).
13. Pearson W.B. *The Crystal Chemistry and Physics of Metals and Alloys*. Wiley, New York (1972), 806 p. (Russ. ed.: Pearson W. *Kristalloghimiya i fizika metallov i splavov*. Moscow: Mir, 1977. 420 p.)
14. Hume-Rothery William, Raynor G. V. *The Structure of Metals and Alloys*. London, The Inst. of metals, 1956. (Russ.ed.: Hume-Rothery W., Raynor G. *Struktura metallov i ikh splavov*. Moscow: Metallurgizdat, 1958. 391 p.)
15. Darken Lawrence S., Gurry Robert W. *Physical chemistry of metals*. New York a.o. Mc Graw-Hill, 1953. (Russ.ed.: Darken L.S., Gurry R.W. *Fizicheskaya khimiya metallov*. Moscow: GNTI, 1960. 582 p.)
16. Pearson W.B. *A handbook of lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys*. London, New York: Pergamon Press, 1958. 1300 p.
17. Antonova O.V., Volkov A.Y. Changes of microstructure and electrical resistivity of ordered Cu–40 % Pd (at.) alloys under severe plastic deformation. *Intermetallics*. 2012, Vol. 21, no. 1, pp. 1–9.
18. Zen E. Validaty of "Vegard Law". *J. Mineralogist Soc. America*. 1934, Vol. 41, no. 5–6, pp. 523, 524.
19. Klopotov A.A., Potekaev A.I., Kozlov E.V., Tyurin Yu.I., Aref'ev K.P., Solonitsyna N.O., Klopotov B.D. *Kristallogeometricheskie i kristalloghimicheskie zakonomernosti obrazovaniya binarnykh i troinykh soedinenii na osnove titana i nikelya* [Crystallo-geometrical and crystallo-chemical regularities of formation of binary and ternary compositions on the basis of titan and nickel]. Tomsk: izd. Tomskogo politekhn. un-ta, 2011. 312 p. (In Russ.).
20. Vozdvizhenskii V.M. *Prognoz dvoynykh diagramm sostoyaniya* [Forecast of binary state diagrams]. Moscow: Metallurgizdat, 1975. 224 p. (In Russ.).
21. Kozlov E.V., Klopotov A.A., Fedorishcheva M.V., Nikonenko E.L., Klopotov V.D. Structural features of triple equilibrium diagrams of the systems based on Ni–Al. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2011, Vol. 75, no. 8, pp. 1099–1102.

Received February 5, 2014

УДК 669-1:539.21

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРНА И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА*

Лотков А.И.¹, д.ф.-м.н., профессор, заместитель директора по научной работе (lotkov@ispms.tsc.ru)

Батурич А.А.^{1,2}, к.ф.-м.н., доцент, старший научный сотрудник

Гришков В.Н.¹, к.ф.-м.н., доцент, ведущий научный сотрудник

Копылов В.И.³, к.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник

Тимкин В.Н.¹, к.т.н., научный сотрудник

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

(634021, Россия, Томск, пр. Академический, д. 2/4)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ Физико-технический институт НАН Беларуси

(220141, Беларусь, Минск, ул. Купревича, 10)

Аннотация. На основе собственных результатов и литературных данных сделан обзор закономерностей и возможных механизмов измельчения зерна в сплавах на основе Ti–Ni при равноканально-угловом прессовании (РКУП). В рамках модели непрерывной динамической рекристаллизации описана зависимость размера зерна от накопленной истинной деформации. Представлены результаты экспериментального исследования влияния РКУП на функциональные свойства сплавов на основе никелида титана TiNi. Эволюция микроструктуры сплава $Ti_{50}Ni_{47.5}Fe_{2.7}$ при увеличении числа проходов РКУП немонотонно влияет на его механические свойства, закономерности накопления и возврата неупругой и развития пластической деформации в изотермических циклах нагружение–разгрузка и при формовосстановлении в процессе нагрева предварительно деформированных образцов. Показано, что максимум упрочнения, достигнутый при формировании ультрамелкозернистой структуры в образцах этого сплава после одного прохода РКУП, коррелирует с максимальным (5 %) проявлением сверхэластичности при 295 К.

Ключевые слова: сплавы на основе никелида титана TiNi, равноканально-угловое прессование, измельчение зерна, сверхэластичность, эффект памяти формы.

Исследование механизмов измельчения зерен под действием интенсивной пластической деформации (ИПД) в интерметаллических соединениях металлов представляет особый интерес из-за повышения прочностных и функциональных свойств изделий с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой [1]. Однако получить УМЗ структуру в достаточном объеме в этих материалах методами ИПД трудно из-за высокой хрупкости этих материалов. Практически все работы по получению и исследованию интерметаллидов выполнены методом кручения под высоким давлением или обработкой порошков в шаровых мельницах [2 – 4]. Сплавы на основе никелида титана являются редким исключением из интерметаллидов, в которых можно получить УМЗ структуру в достаточном объеме методами равноканально-углового прессования (РКУП) или *abc*-прессования. Поэтому эти сплавы являются перспективными не только в свете практических приложений, но и как хорошие модельные материалы для исследования механизмов фрагментации зерен в интерметаллидах.

Закономерности измельчения зерен при РКУП

Метод РКУП впервые был разработан в Физико-техническом институте НАН Беларуси (ФТИ НАН Беларуси) В.М. Сегалом с учениками [5, 6]. Известно, что при РКУП реализуется деформация, близкая к простому сдвигу. Сущность метода РКУП заключается в многократном продавливании заготовки через пересекающиеся каналы одинакового поперечного сечения, соответствующего сечению заготовки. За счет поворотов заготовки вокруг ее продольной оси перед каждым последующим продавливанием через каналы могут быть задействованы разные системы скольжения, что увеличивает эффективность измельчения зерен. Наиболее эффективной при угле пересечения каналов $\varphi = 90^\circ$ считается схема B_C , при которой заготовка перед каждым следующим проходом поворачивается на 90° по или против часовой стрелки [7]. Для сплавов на основе никелида титана TiNi данным методом выполнен ряд исследований при различных температурно-скоростных режимах прессования (в неизотермических и изотермических режимах) и с разными углами φ . Первые исследования таких сплавов методом РКУП выполнены российскими исследователями [8].

В работе [9] было выполнено РКУП в неизотермических условиях прессования. Исходная температура

* Работа выполнена в рамках Программ фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013 – 2020 гг. и поддержана РФФИ (грант № 13-08-90421 Укр_ф_а).

заготовки составляла 1123 К, после чего заготовку помещали в матрицу, предварительно нагретую до 873 К, и производили РКУП. Однако, так как температура прессования была выше температуры рекристаллизации, для сплавов на основе никелида титана TiNi УМЗ структуру получить не удалось.

В работе [10] РКУП ($\varphi = 110^\circ$) сплава $\text{Ti}_{49,4}\text{Ni}_{50,6}$ было выполнено при 723 К при восьми проходах. Средний размер зерен/субзерен после РКУП оказался близок к 300 нм (при разбросе размеров от 100 до 550 нм). В микроструктуре образцов преобладали большеугловые границы. В поперечном сечении зерна были равноосными, а в продольном (вдоль оси РКУП) отмечалась некоторая вытянутость отдельных зерен. Для внутризеренной субструктуры характерно наличие повышенной плотности дислокаций, сравнительно однородно распределенных по всем зернам и субзернам. Уменьшение температуры РКУП до 623 К привело к более сильному (до 200 нм) измельчению исходной крупнозеренной микроструктуры.

В работе [11] исследовали сплав состава $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$, который при комнатной температуре (при которой изучали микроструктуру методом просвечивающей электронной микроскопии) имел В2 структуру ($M_H = 260$ К). После первого прохода РКУП ($\varphi = 90^\circ$) при температуре деформации $T_{\text{деф}} = 773$ К исходные равноосные зерна размером 60–80 мкм измельчались, образуя вытянутую полосовую структуру с шириной полос 0,5 мкм. Во многих вытянутых зернах наблюдали области с высокой плотностью дислокаций. После четырех проходов по маршруту B_C наблюдали структуру, близкую к равноосной с преобладанием малоугловых разориентировок со средним размером зерен/субзерен 600 нм. После восьми проходов (B_C) формировалась преимущественно зеренная структура с большеугловыми разориентировками с размером зерен 300–400 нм. В части зерен в В2 фазе наблюдали экстрарефлексы $1/3\langle 110 \rangle$, свидетельствующие о формировании R-фазы. Аналогичные результаты получены в работе [12] для сплава состава $\text{Ni}_{50,2}\text{Ti}_{49,8}$ ($\varphi = 110^\circ$, $T_{\text{деф}} = 723$ К). Хотя исходный сплав при комнатной температуре имел структуру В19', закономерности измельчения и размеры структурных элементов были схожи.

Поскольку перед каждым последующим проходом РКУП заготовки выдерживали при 773 К (в течение 30 мин), очень важно знать, происходит ли за это время статическая рекристаллизация, которая может приводить к увеличению размера зерен перед следующим проходом. Этот вопрос исследовали в работе [13]; было показано, что при 773 К рост зерен из-за статической рекристаллизации практически незаметен. Это позволяет производить суммирование накопленной деформации при разном числе проходов.

В работе [14] изучен сплав $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47,3}\text{Fe}_{2,7}$, РКУП было проведено в ФТИ НАН Беларуси (г. Минск) при 723 К (до трех проходов) и при 748 К (четыре прохода),

$\varphi = 90^\circ$, скорость деформации 1 с^{-1} . Более жесткие условия деформации (чем в работе [15], где изучали сплав близкого состава) привели к формированию двойников в процессе РКУП.

После первого прохода РКУП формируется преимущественно субмикрокристаллическая структура; при этом присутствовали в основном два типа микрообъемов с разным размером зерен. На микроэлектронogramмах областей первого типа были видны яркие отражения наиболее крупных двойников в В2 фазе на фоне квазираспределения менее интенсивных рефлексов В2 фазы вдоль дебаевских колец. На светопольных изображениях микроструктуры наблюдали две системы двойников в В2 фазе, ориентированных относительно друг друга под углом 90° . Длина двойникованных микрообъемов достигает 1,5–3,0 мкм, а ширина менее 500 нм. Области второго типа имеют подобную же, но более тонкую микроструктуру, чем микроструктура областей первого типа. В этих областях наблюдаются более тонкие двойники В2 фазы (поперечный размер менее 250 нм), и заметно присутствие фракции с размерами элементов структуры около 100 нм. Размер наиболее крупных зерен не превосходит 500 нм.

После трех проходов РКУП мелкозернистая фракция не обнаружена. Отчетливо выделяется полосовой характер микроструктуры, в составе которой присутствуют двойники В2 фазы с поперечным размером 100–250 нм и протяженностью до 2,0 мкм. В составе областей с интенсивным двойникованием присутствуют островные включения наноразмерной фракции. Рядом с областями двойникования располагаются широкие (до 1,5 мкм) полосы с УМЗ микроструктурой, содержащие в основном наноструктурную фракцию с размером зерен 20–80 нм. На микроэлектронogramмах наблюдается квазикольцевое распределение рефлексов В2 фазы. В микрообъемах, основу которых составляет наноструктурная фракция, присутствует повышенный уровень остаточных напряжений, обуславливающих радиальное уширение рефлексов В2 фазы на микроэлектронogramмах. В областях с преобладанием двойников В2 фазы уровень внутренних напряжений незначителен. В микроструктуре образцов, полученной после трех проходов РКУП, наблюдаются и микрообъемы с преимущественно квазиравноосными зернами (размер 100–200 нм в поперечном сечении) и тонкие (100–200 нм в поперечном сечении) двойники В2 фазы. Кольцевая компонента микродифракции указывает на присутствие высокоугловых разориентаций кристаллических решеток элементов микроструктуры образцов.

На рис. 1 обобщены данные по изменению среднего размера зерен/субзерен при РКУП сплавов на основе никелида титана ($\varphi = 90^\circ$), полученных при близких температурах деформации (723 К). Во-первых, в данных сплавах измельчение зеренно-субзеренной структуры происходит очень активно уже на ранних стадиях

РКУП. Во-вторых, зависимость размера структурных элементов от величины накопленной деформации можно достаточно неплохо описать одной кривой. В-третьих, при величине истинной деформации $e > 4$ наблюдается выход на предельный размер зерна, характерный для данной температуры деформации.

Анализ работ [9 – 17] показывает, что механизм измельчения в сплавах на основе никелида титана TiNi реализуется по схеме: образование полосовых структур → динамический возврат (формирование субзерен) → динамическая рекристаллизация. При этом средний размер зерен не превышает 200 нм. Если включается механизм деформации двойникованием, становится возможным сформировать определенную долю наноразмерных зерен.

Лучше всего наблюдаемые закономерности формирования большеугловых границ зерен при РКУП могут быть описаны механизмом непрерывной динамической рекристаллизации. Для описания такого типа рекристаллизации использовали модельные представления, применяемые для описания процесса измельчения зерен в сплавах алюминия [18]. Предложено феноменологическое уравнение, в котором заложен предельный размер измельченных рекристаллизованных зерен ($D_{пр}$) и учтено то, что для начала развития динамической рекристаллизации требуется достичь определенного уровня дефектности, которая характеризуется величиной критической деформации e_c :

$$D = D_0 - (D_0 - D_{пр}) \left[1 - \exp \left(- \frac{k}{(e - e_c)m} \right) \right], \quad D_{пр} \leq D \leq D_0, \quad (1)$$

где $D_0 = 40$ мкм – исходный размер зерен; $D_{пр} = 0,2$ мкм; $k = 3,8$, $m = 2$ – коэффициенты, определяют интенсивность процесса динамической рекристаллизации; $e_c = 0,1$.

Приведенная формула достаточно хорошо описывает экспериментальную зависимость (рис. 1) размера

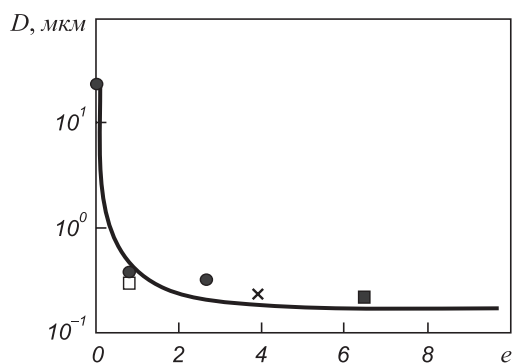


Рис. 1. Зависимость среднего размера зерен/субзерен после РКУП сплавов на основе никелида титана ($T_{деф} = 773$ К, $\varphi = 90^\circ$) от истинной деформации:
— расчет по формуле (1) (величина истинной деформации рассчитывалась по работе [5]); ● – [14]; ■ – [10, 11, 15]; × – [12]; □ – [11]

зерен/субзерен от истинной деформации в сплавах на основе никелида титана TiNi.

Неупругие свойства

Эволюция УМЗ микроструктуры сплава при увеличении числа проходов РКУП немонотонно влияет на его механические свойства, закономерности накопления и возврата неупругой и пластической деформации в изотермических циклах нагружение–разгрузка и при формовосстановлении в процессе нагрева предварительно деформированных образцов (сверхэластичность и однократный эффект памяти формы).

Результаты исследований накопления и возврата неупругой деформации в изотермических циклах нагружение–разгрузка при 295 К и величины формовосстановления при последующем нагреве для образцов с разным состоянием микроструктуры после РКУП сплава $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$ приведены на рис. 2 и 3.

Накопление деформации (γ) при 295 К происходит по кривым параболического типа при увеличении приложенного внешнего напряжения (τ) независимо от состояния микроструктуры образцов. Возврат деформации γ в процессе изотермической разгрузки образцов качест-

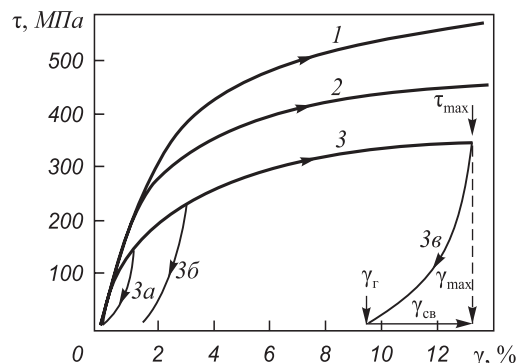


Рис. 2. Зависимости $\tau - \gamma$ накопления деформации в процессе кручения СМК образцов сплава после первого (1), второго и третьего (2) проходов РКУП и крупнозернистых образцов (3) (линии 3а, 3б и 3в – возврат деформации при промежуточных разгрузках крупнозернистых образцов при $T_{исп} = 295$ К)

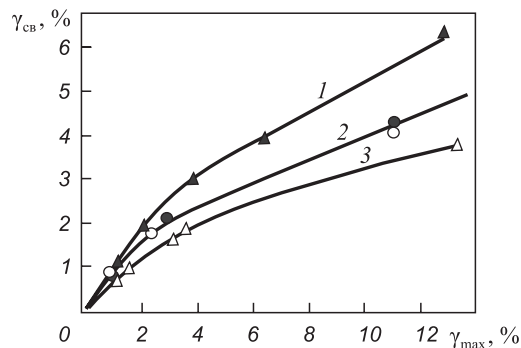


Рис. 3. Возврат деформации в процессе изотермической разгрузки образцов после одного (1, ▲), двух (2, ○) и трех (3, ●) проходов РКУП и в крупнозернистом состоянии (3, Δ) в зависимости от максимальной деформации, накопленной при нагружении при $T_{исп} = 295$ К

венно подобен зависимостям τ – γ при разгрузке крупнозернистых образцов. В циклах нагружение–разгрузка с предельной деформацией $\gamma_{\max}$ до 14 % все образцы проявляют сверхэластичность в процессе изотермической разгрузки. Величина возвращаемой при этом деформации ($\gamma_{\text{св}}$) увеличивается пропорционально $\gamma_{\max}$.

Максимальный возврат деформации в режиме проявления сверхэластичности наблюдается у образцов с УМЗ микроструктурой, полученной в результате первого прохода РКУП: при $\gamma_{\max} = 11\%$ $\gamma_{\text{св}} = 5,8\%$. При этом зависимости $\gamma_{\text{св}}$ от $\gamma_{\max}$ для образцов с микроструктурами смешанного типа на основе субмикроструктурной (СМК) и наноструктурной фракций, полученных после двух и трех проходов РКУП, идентичны, и при $\gamma_{\max} = 11\%$ $\gamma_{\text{св}} = 4,3\%$. В крупнозернистом состоянии при $\gamma_{\max} = 11\%$ в режиме сверхэластичности возвращается только 3,5 % накопленной деформации.

После изотермической разгрузки при 295 К все образцы (независимо от их микроструктурного состояния) имеют остаточную деформацию γ_r , величина которой пропорциональна предельной деформации $\gamma_{\max}$, накапливаемой в полуцикле нагружения. Максимальная величина γ_r накапливается в крупнозернистом состоянии сплава, а минимальная – в СМК состоянии, полученном после первого цикла прессования. Зависимости γ_r от $\gamma_{\max}$ для образцов после двух и трех проходов РКУП идентичны.

Остаточная деформация (γ_r) в основном содержит пластическую компоненту ($\gamma_{\text{гр}}$), а неупругая деформация, возвращаемая в процессе нагрева образцов после разгрузки при 295 К (величина однократного эффекта памяти формы), мала ($\leq 1\%$ независимо от микроструктурного состояния сплава). При этом величина $\gamma_{\text{гр}}$ в крупнозернистом состоянии вдвое превосходит значение $\gamma_{\text{гр}}$, которое накапливается образцами с СМК микроструктурой.

Величина эффекта памяти формы, реализуемого в циклах охлаждение–нагрев с постоянной нагрузкой, также зависит от микроструктурного состояния образца. Режим термоциклирования в нагруженном состоянии образцов: охлаждение от температуры 393 К, при которой образцы нагружали до достижения определенного внешнего напряжения (τ), до 163 К, затем последующий нагрев до температуры завершения формовосстановления (максимальная температура при нагреве достигала 523 К при больших значениях τ) и разгрузка образца (рис. 3).

Деформация, накапливаемая при охлаждении от 393 К (γ_n), возвращаемая в процессе нагрева неупругая деформация ($\gamma_{\text{нпф}}$) при обратных мартенситных превращениях $B19' \rightarrow R \rightarrow B2$ и/или $B19' \rightarrow B2$, остаточная пластическая деформация, не возвращаемая при нагреве ($\gamma_{\text{гр}}$), зависят от значения τ (рис. 4), предельная величина которого ограничивается накоплением $\gamma_{\text{гр}}$ до 5–8 %.

При увеличении τ значение γ_n монотонно возрастает; величина $\gamma_{\text{нпф}}$ тоже почти линейно растет с увеличе-

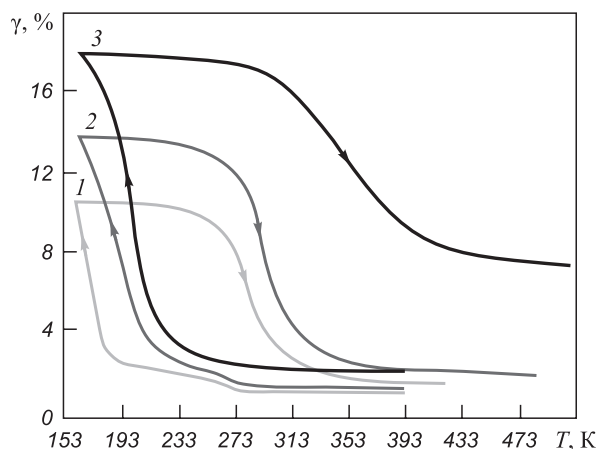


Рис. 4. Типичные зависимости накопления и возврата деформации в циклах охлаждение–нагрев с постоянной нагрузкой (образцы с УМЗ микроструктурой после первого прохода РКУП) при внешних напряжениях 209 МПа (1), 263 МПа (2) и 348 МПа (3)

нием τ до $\tau_{\max}$, а при $\tau > \tau_{\max}$ наблюдается деградация эффекта памяти формы. При этом в интервале $\tau < \tau_{\max}$ остаточная деформация $\gamma_{\text{гр}}$ слабо и почти линейно возрастает, но остается малой ($\leq 2\%$), а при $\tau > \tau_{\max}$ интенсивность накопления $\gamma_{\text{гр}}$ резко увеличивается.

Зависимости величины эффекта памяти формы, реализуемого в циклах охлаждение–нагрев при постоянной нагрузке, от состояния микроструктуры образца после РКУП отличаются в интервалах малых напряжений ($\tau < \tau_{\max}$) и при $\tau > \tau_{\max}$. В области малых значений τ наблюдается небольшое ($< 20\%$) уменьшение $\gamma_{\text{нпф}}$ при переходе от крупнозернистой к УМЗ микроструктуре образца. При этом величина $\gamma_{\text{гр}}$ тоже в целом уменьшается, а минимальное значение $\gamma_{\text{гр}}$ достигается в образцах с преимущественно СМК структурой, полученной после первого прохода РКУП. Максимальная величина ЭПФ ($\gamma_{\text{ЭПФ}}^{\max}$ – прирост 57 % относительно $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ в крупнозернистом состоянии) наблюдается тоже после первого прохода РКУП, а уже последующий проход прессования приводит к уменьшению $\gamma_{\text{ЭПФ}}^{\max}$ до значения, характерного для крупнозернистого состояния сплава. Напряжение $\tau_{\max}$, при котором реализуется $\gamma_{\text{ЭПФ}}^{\max}$, также максимально после первого прохода РКУП (прирост $\tau_{\max}$ составляет 80 %).

Выводы. Механизм измельчения зеренной структуры в сплавах на основе никелида титана TiNi во многом определяется температурой, механизмом деформации и дефектами, формирующимися в процессе РКУП. В том случае, когда создаются условия для двойникования, удается получить определенную долю объема с измельченными зернами наномасштабных размеров. Оптимальная температура получения УМЗ структуры составляет 723–673 К. Если действуют преимущественно дислокационные механизмы деформации, то минимальный размер зерен при этой температуре, которого можно достигнуть в сплавах на основе никелида титана TiNi, не превышает 200 нм. В случае реализации

дислокационных механизмов деформации эволюция микроструктуры носит черты непрерывной динамической рекристаллизации. Как в крупнозернистом, так и в УМЗ образцах после РКУП в сплаве $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47,3}\text{Fe}_{2,7}$ в изотермических циклах нагружение – разгрузка при 295 К наблюдается эффект сверхэластичности. При этом максимум упрочнения, достигнутый при формировании СМК структуры в образце после одного прохода РКУП, коррелирует с максимальным (примерно до 5 %) проявлением сверхэластичности при 295 К при незначительной (0,2 – 0,3 %) остаточной пластической деформации. Величина эффекта памяти формы немонотонно зависит от микроструктуры, сформированной при РКУП.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Валиев Р.З., Рааб Г.И., Боткин А.В., Дубинина С.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 44 – 47.
2. Yamada K., Koch C.C. // J. Mater. Res. 1993. Vol. 8. P. 1317 – 1326.
3. Huang J.Y., Zhu Y.T., Liao X.Z., Valiev R.Z. // Phil. Mag. Letters. 2004. Vol. 84. P. 183 – 190.
4. Rentenberger C., Mangler C., Scheriau S. etc. // Mater. Sci. Forum. 2008. Vol. 584-586. P. 422 – 427.
5. Процессы пластического структурообразования металлов / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др. – Минск: Наука и техника, 1994. – 232 с.
6. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115 – 123.
7. Zhu Y.Th., Lowe T.C. // Mat. Sci. Eng. A. 2000. Vol. 291. P. 46 – 53.
8. Valiev R.Z., Pushin V.G. // The Physics of Metals and Metallography. 2002. Vol. 94..Suppl. 1. P. 1 – 3.
9. Li Z., Xiang G., Cheng X. // Materials and Design. 2006. Vol. 27. P. 324 – 328.
10. Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Trubitsyna I.B. etc. // Mat. Sci. Eng. 2008. A. Vol. 481-482. P. 119 – 122.
11. Zhang X., Song J., Huang C. etc. // J. Alloys Compd. 2011. doi. org/10.1016/j.jallcom.2010.11.189.
12. Столяров В.В., Прокофьев Е.А., Прокошкин С.Д. и др. // ФММ. 2005. Т. 100. № 6. С. 91 – 102.
13. Fan Z., Xie C. // Adv. Mater. Res. 2007. Vol. 26-28. P. 385 – 388.
14. Лотков А.И., Батурич А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И. // Физическая мезомеханика. 2007. Т. 10. № 3. С. 67 – 79.
15. Прокошкин С.Д., Белоусов М.Н., Абрамов В.Я. и др. // Митом. 2007. № 2. С. 8 – 13.
16. Bondar M.P., Psakhie S.G., Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. // Physical Mesomechanics. 2013. Vol. 16. № 3. P. 191 – 199.
17. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Korotaev A.D., Denisov K.I. // Physical Mesomechanics. 2013. Vol. 16. № 4. P. 319 – 334.
18. Hallberg H., Wallin M., Ristinmaa M. // Mater. Sci. Eng. A. 2010. Vol. 572. P. 1126 – 1134.

© 2014 г. Лотков А.И., Батурич А.А., Гришков В.Н.,
Копылов В.И., Тимкин В.Н.
Поступила 30 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 54–59.

INFLUENCE OF EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING ON GRAIN REFINEMENT AND INELASTIC PROPERTIES OF TiNi-BASED ALLOYS

Lotkov A.I.¹, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Deputy Director for Research (lotkov@ispms.tsc.ru)

Baturin A.A.^{1,2}, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor, Senior Researcher

Grishkov V.N.¹, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor, Leading Researcher

Kopylov V.I.³, Cand. Sci. (Eng.), Assist Professor, Leading Researcher

Timkin V.N.¹, Cand. Sci. (Eng.), Researcher

¹ Institute of Strength Physics and Material Science Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4, Akademicheskii pr., Tomsk, 634021, Russia)

² National Research Tomsk Polytechnic University (Tomsk, Russia) (30, Lenina pr., Tomsk, 634036, Russia)

³ Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevicha str., Minsk, 220141, Belarus)

Abstract. The review of regularities and possible mechanisms of grain refinement in TiNi-based alloys under the equal-channel angular pressing (ECAP) on the basis of the experimental results and literary data is presented. The dependence of grain size on the accumulated true deformation in the framework of the continuous dynamic recrystallization model is considered. The results of experimental researches of ECAP effect on functional properties of TiNi-based alloys are presented. The microstructure evolution of $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47,3}\text{Fe}_{2,7}$ alloy with increasing number of ECAP passes affects nonmonotonically on mechanical properties, the regularities of accumulation and the recovery of inelastic deformation and the development of plastic deformation under isothermal loading–unloading cycles

and the shape recovery during heating pre-deformed samples. It is shown that the maximum of hardening achieved after the formation of ultrafine grain structure in samples of this alloy during the first pass of ECAP correlates with the maximum (5 %) of superelasticity at 295 K.

Keywords: TiNi-based alloys, equal-channel angular pressing, grain refinement, superelasticity, shape memory effect.

REFERENCES

1. Valiev R.Z., Raab G.I., Botkin A.V., Dubinina S.V. Obtaining of ultra-fine-grained metals and alloys by the methods of intensive plastic deformation. New approaches in engineering. *Izvestiya VUZov. Chernay metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 8, pp. 44–47. (In Russ.).
2. Yamada K., Koch C.C. The influence of mill energy and temperature on the structure of the TiNi intermetallic after mechanical attrition. *J. Mater. Res.* 1993, Vol. 8, pp. 1317–1326.
3. Huang J.Y., Zhu Y.T., Liao X.Z., Valiev R.Z. Amorphization of TiNi induced by high-pressure torsion. *Phil. Mag. Letters*. 2004, Vol. 84, pp. 183–190.
4. Rentenberger C., Mangler C., Scheriau S., Pippan R., Karthaler H.P. TEM study of local disordering: a structural phase change induced by high-pressure torsion. *Mater. Sci. Forum*. 2008, Vol. 584–586, pp. 422–427.
5. Segal V.M., Reznikov V.I., Kopylov V.I., Pavlik D.A., Malysh V.F. *Protsessy plasticheskogo strukturoobrazovaniya metallov* [Processes of plastic metal structure formation]. Minsk: Nauka i tekhnika, 1994. 232 p. (In Russ.).
6. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevskii A.E., Kopylov V.I. Plastic metal working by simple shear. *Izvestiya. AN SSSR. Metall.* 1981, no. 1, pp. 115–123. (In Russ.).

7. Zhu Y.Th., Lowe T.C. Observations and issues on mechanisms of grain refinement during ECAP process. *Mat. Sci. Eng. A.* 2000, Vol. 291, pp. 46–53.
8. Valiev R.Z., Pushin V.G. Bulk nanostructured metallic materials: production, structure, properties, and functioning. *The Physics of Metals and Metallography.* 2002, Vol. 94, Suppl. 1, pp. 1–3.
9. Li Z., Xiang G., Cheng X. Effects of ECAE process on microstructure and transformation behavior of TiNi shape memory alloy. *Materials and Design.* 2006, Vol. 27, pp. 324–328.
10. Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Trubitsyna I.B., Belousov M.N., Dobatkin S.V., Tatyannin E.V., Korotitskii A.V., Brailovski V., Stolyarov V.V., Prokof'ev E.A. Structure and properties of Ti–Ni-based alloys after equal-channel angular pressing and high-pressure torsion. *Mat. Sci. Eng.* 2008. A, Vol. 481–482, pp. 119–122.
11. Zhang X., Song J., Huang C., Xia B., Chen B., Sun X., Xie C. Microstructures evolution and phase transformation behaviors of Ni-rich TiNi shape memory alloys after equal channel angular extrusion. *J. Alloys Compd.* 2011. doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.11.189.
12. Stolyarov V.V., Prokof'ev E.A., Prokoshkin S.D., Dobatkin S.V., Trubitsyna I.B., Khmelevskaya I.Yu., Pushin V.G., Valiev R.Z. Structural features, mechanical properties, and the shape-memory effect in TiNi alloys subjected to equal-channel angular pressing. *Physics of Metals and Metallography.* 2005, Vol. 100, no. 6, pp. 608–618.
13. Fan Z., Xie C. Recrystallization characteristics of Ti – 50.9 at. % Ni alloy processed by equal channel angular extrusion. *Adv. Mater. Res.* 2007, Vol. 26–28, pp. 385–388.
14. Lotkov A.I., Baturin A.A., Grishkov V.N., Kopylov V.I. Possible role of crystal structure defects in grain structure nanofragmentation under severe cold plastic deformation of metals and alloys. *Physical Mesomechanics.* 2007, Vol. 10, no. 3–4, pp. 179–189.
15. Prokoshkin S.D., Belousov M.N., Abramov V.Ya., Makushev S.Yu., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Stolyarov V.V., Prokof'ev E.A., Zharikov A.I., Valiev R.Z. Creation of submicrocrystalline structure and improvement of functional properties of shape memory alloys of the Ti–Ni–Fe system with the help of ECAP. *Metal Science and Heat Treatment.* 2007, no. 1–2, pp. 51–56.
16. Bondar' M.P., Psakhie S.G., Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. On the conditions of strain localization and microstructure fragmentation under high-rate loading. *Physical Mesomechanics.* 2013, Vol. 16, no. 3, pp. 191–199.
17. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Korotaev A.D., Denisov K.I. Lattice curvature evolution in metal materials on meso- and nanostructural scales of plastic deformation. *Physical Mesomechanics.* 2013, Vol. 16, no. 4, pp. 319–334.
18. Hallberg H., Wallin M., Ristinmaa M. Modeling of Continuous Dynamic Recrystallization in Commercial-Purity Aluminum. *Mater. Sci. Eng. A.* 2010, Vol. 572, pp. 1126–1134.

Acknowledgements. The work was performed with in the frames of Fundamental scientific researches of State Academies of Science on 2013 – 2020 and supported by RFBR (grant no. 13-08-90421 Ukr_f_a).

Received December 30, 2013

УДК 620.178.311

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ Zr^{+} НА СТРУКТУРУ И УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛИ 30ХГСН2А*

Власов И.В.^{1,2}, *техник лаборатории, инженер кафедры*

Панин С.В.^{1,2}, *д.т.н., профессор, заместитель директора по научной работе, профессор кафедры (svr@ispms.tsc.ru)*

Сергеев В.П.^{1,2}, *д.т.н., профессор, заместитель директора по научно-производственной работе, профессор кафедры*

Сундер Рамасуббу², *к.т.н., доцент кафедры*

Марущак П.О.³, *д.т.н., профессор кафедры*

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
(634021, Россия, Томск, пр. Академический, 2/4)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ Тернопольский национальный технический университет им. И. Пулюя
(46001, Украина, ул. Русская, 56)

Аннотация. Методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а также рентгенодифракционного анализа изучена структура поверхностного слоя высокопрочной стали 30ХГСН2А, модифицированной ионно-лучевой обработкой. Выявлено формирование разупрочненного поверхностного слоя глубиной до 100 мкм, образованного в результате нагрева образцов в процессе обработки. Проведены испытания на статическое и циклическое растяжение образцов без обработки и после облучения пучком ионов циркония. Обнаружено, что модифицированный поверхностный слой в процессе циклического нагружения сдерживает зарождение и развитие усталостной трещины, что приводит к более равномерному распределению деформации по рабочей части образца. Проанализированы различия в характере деформационного поведения, а также изменения механических свойств. По полученным в процессе испытания фотографиям образцов построены поля векторов перемещений и распределения деформации, иллюстрирующие закономерности развития усталостной трещины в образцах без обработки и после облучения. На основании полученных данных обсуждаются причины повышения усталостной долговечности обработанных образцов.

Ключевые слова: усталостная долговечность, ионно-лучевая обработка, деформация, разрушение.

Высокопрочные стали являются высокотехнологичными металлургическими изделиями, повышенные физико-механические свойства которых достигаются как за счет значительной степени легирования, так и многоступенчатых термических обработок. По мнению директора ФГУП ВИАМ академика Е.Н. Каблова современные конструкционные стали не имеют проблем обеспечения прочности, однако их ахиллесовой пятой является усталостная долговечность. Данный недостаток обусловлен двумя основными причинами. Во-первых, крайне низкая пластичность и ограниченное количество эффективных механизмов релаксации напряжений приводят к снижению сопротивления роста трещин (и, в первую очередь, усталостных). Во-вторых, любой дефект на поверхности быстро становится опасным концентратором напряжений, релаксация которого завершается формированием микротрещин(ы) и последующим квазихрупким разрушением [1, 2]. Эти

вопросы в свете особой роли поверхностных слоев как самостоятельных подсистем в деформируемом твердом теле подробно рассмотрены в работах академика В.Е. Панина в рамках физической мезомеханики материалов [3, 4].

С учетом указанных физических закономерностей перспективным направлением повышения усталостной долговечности высокопрочных сталей является модификация поверхностного слоя прежде всего с позиции снижения его твердости (возможно, пластификации), что при сохранении прочностных свойств материала сердцевины должно позволить сохранить прочность и несущую способность конструкционного материала, и, одновременно, существенно снизить пагубное влияние концентраторов напряжений на его поверхности [5, 6].

Ионно-лучевое воздействие долгое время использовалось в качестве финишной обработки поверхности и оно получило широкое распространение в полупроводниковой и оптической промышленности. В последнее время в лаборатории материаловедения покрытий и нанотехнологий ИФПМ СО РАН разработаны режимы, позволяющие в процессе облучения пучком ионов металлов модифицировать структуру поверхностного слоя (в том числе за счет термического воздействия) на глубину до 100 – 150 мкм без потери прочностных

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проекта РФФИ № 13-08-90402 Укр_ф_а, проекта СО РАН III.20.1.3 и гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации НШ-2817.2014.1 Школа академика В.Е. Панина.

Структурные исследования частично проведены на оборудовании ЦКП «Нанотех» в ИФПМ СО РАН.

свойств в сердцевине. Формирование такого модифицированного поверхностного слоя сопровождается определенным снижением его микротвердости, но при этом может существенно повышаться усталостная долговечность образцов.

В работе [7] авторы исследовали влияние ионно-дуговой обработки пучком ионов циркония теплоустойчивой стали 12Х1МФ на изменение ее структуры, механических свойств и усталостной долговечности. В результате обработки ионным пучком зафиксировано повышение усталостной долговечности в два – три раза, а также увеличение предела прочности на 15 %. В этой связи актуальным представляется повышение усталостной долговечности высокопрочных сталей, в частности, конструкционной легированной стали 30ХГСН2А, применяемой для изготовления высоконагруженных ответственных деталей. Однако эта сталь не обладает жаропрочностью, поэтому в результате ионно-лучевой обработки могут существенно снижаться ее механические свойства. Кроме того, внедрение в тонкий приповерхностный слой ионов циркония (как еще одного легирующего элемента) должно привести к усложнению структурно-фазового состава, и вероятно, охрупчиванию. Ввиду этого был предложен специальный режим, включающий вращение образцов в процессе облучения (рис. 1), что позволяет циклически уводить образцы из зоны воздействия пучка ионов, тем самым минимизируя термическое воздействие.

Характер изменения механических свойств при использовании предложенного метода облучения иллюстрируется диаграммой нагружения (рис. 2). Можно предположить, что периодическое ионно-лучевое воздействие на образцы может также сопровождаться их сверхбыстрой закалкой, поскольку основное термическое влияние оказывается лишь в момент взаимодействия с пучком ионов циркония. В настоящей работе проведены анализ структуры и оценка изменения механических свойств образцов стали после облучения.

Плоские образцы в форме прямоугольных пластин были вырезаны из прутка стали 30ХГСН2А методом электроискровой резки. Размеры образцов для проведения статических и усталостных испытаний составляли 65×8×1 мм. В качестве концентратора напряжений

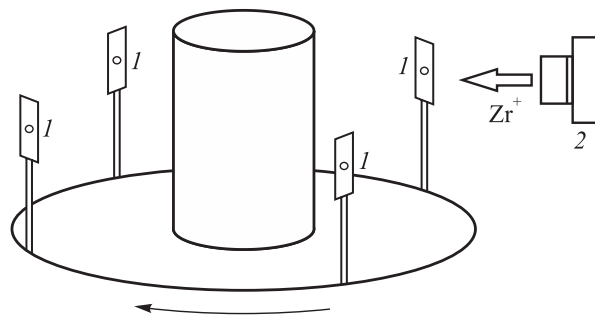


Рис. 1. Схема ионной обработки образцов:
1 – образец; 2 – ионная пушка

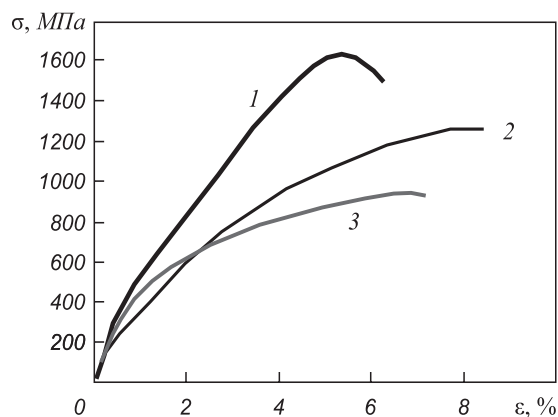


Рис. 2. Диаграммы нагружения образцов с отверстием:
1 – исходное состояние; 2 и 3 – образец после обработки и после нагрева до 700 °C

служило отверстие диам. 2 мм, расположенное на расстоянии 45 мм от одного из краев. Образцы подвергали закалке и последующей нормализации согласно стандартному режиму, описанному в марочнике сталей и сплавов [8]. Готовили три партии образцов для испытаний: 1 – материал в состоянии поставки; 2 – материал после ионно-лучевой модификации; 3 – образцы, выдержанные (высокий отпуск) в атмосфере аргона при 700 °C в течение времени, соответствующего длительности ионно-лучевой обработки (не более 20 мин). Таким образом предпринята попытка разделить вклад в изменение свойств образцов от облучения и термического воздействия. Более подробное описание режима ионно-лучевой обработки образцов можно найти в работах [7, 9, 10].

Образцы испытывали в режиме многоциклового усталости с коэффициентом асимметрии цикла $R_a = 0,1$ при максимальной нагрузке 270 МПа. Испытания проводили на сервогидравлической испытательной машине Biss UTM 150. Фрактографические исследования проводили с помощью растровых электронных микроскопов JSM-7500FA и Quanta 200 3D. Испытания на статическое растяжение выполняли на электромеханической испытательной машине Instron-5582. Рентгенофазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7. Измерение микротвердости выполняли на приборе ПМТ-3. Оптическую микроскопию проводили с помощью прибора Carl Zeiss Axiovert 25.

Структурные исследования

Металлография. Для необработанного образца характерна мартенситная структура, сформированная в процессе стандартной термической обработки (рис. 3, а). В поверхностном слое образца после обработки ионным пучком выявляется зеренная структура со средним размером структурных элементов порядка 2 – 5 мкм (рис. 3, б, з). После нагрева до 700 °C наблюдается структура сорбита (рис. 3, в), которая обычно

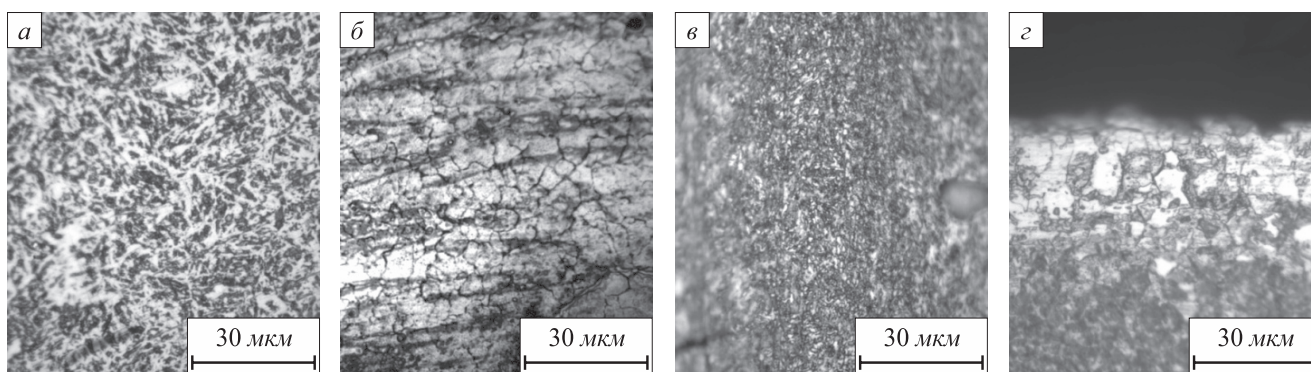


Рис. 3. Оптические фотографии поверхности образца без обработки (а), после модифицирования поверхности ионным пучком (поверхность) (б), после отпуска при 700 °С (в) и после модифицирования поверхности (з) (поперечный шлиф)

формируется при нагреве выше 650 °С с постепенным охлаждением. На поперечном шлифе облученного образца (рис. 3, з) видно, что в поверхностном слое на глубине примерно до 35 мкм формируются ферритные зерна.

Микротвердость образцов всех трех типов измеряли с нагрузкой на пирамидку Виккерса 0,98 Н. Измерения проводили при индентировании со стороны плоской грани. После обработки дополнительно был сделан поперечный шлиф, по которому оценивали изменение микротвердости по мере удаления от облученной поверхности (рис. 4, а). Минимальная твердость наблюдается вблизи поверхности. Далее микротвердость достигает максимума на глубине 150 – 160 мкм, после чего снижается и остается постоянной (примерно 5 ГПа).

Предположительно углерод в процессе ионно-лучевого воздействия на поверхность вследствие циклического кратковременного интенсивного термического

воздействия и образования ферритных зерен мог быть вытеснен на более глубокие слои, что и вызвало локальное упрочнение на глубине до 150 – 160 мкм. Повышение микротвердости в сердцевине образца после обработки может быть также обусловлено распадом остаточного аустенита и образованием бейнитно-мартенситной структуры.

Растровая электронная микроскопия. Выявлено, что в результате ионно-лучевого воздействия на поверхности образцов формируются высокодисперсные частицы размером порядка 100 нм (рис. 4, б). Проведенный рентгеноспектральный микроанализ подтвердил присутствие циркония на глубине не более 6 мкм.

Просвечивающая электронная микроскопия. На рис. 4, в представлена тонкая структура образца по поперечному сечению. Вблизи поверхности в результате нагрева сформировались ферритные зерна. На глубине до 100 мкм образовалась переходная структура сорби-

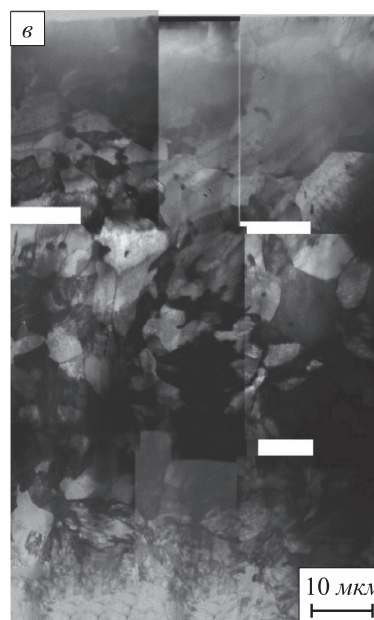
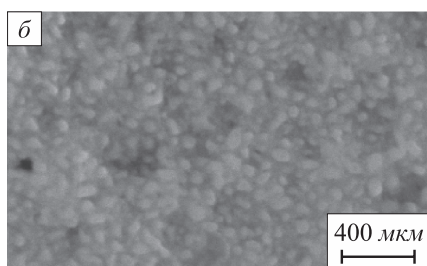
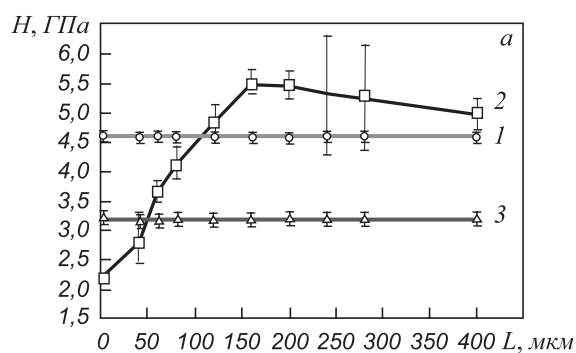


Рис. 4. Зависимость микротвердости (а) от расстояния от края образца в исходном состоянии (1), после ионно-лучевой обработки (2) и после нагрева до 700 °С (3), а также РЭМ-микрофотография поверхности образца после обработки (б) и ПЭМ-фотография поперечного сечения поверхностного слоя (в)

та. В нижележащих слоях образца на фотографии видна (исходная) мартенситная структура.

Механические испытания

Статическое растяжение. Проведены испытания на статическое растяжение образцов с отверстием (рис. 2). Предел прочности (σ_b) образца без обработки составляет 1630 МПа, относительное удлинение (ϵ) 6 %. Предел прочности и относительное удлинение облученного образца составляют 1270 МПа и 8 % соответственно. После отжига при 700 °С $\sigma_b = 935$ МПа и $\epsilon = 7$ %. Таким образом, в результате ионно-лучевой обработки образцов стали 30ХГСН2А предел прочности снизился на 22 %, относительное удлинение повысилось на 25 %; у образцов после отжига при 700 °С предел прочности снизился на 42 %, а относительное удлинение повысилось на 17 %.

Оценка деформации оптическим методом. По фотографиям образцов, сделанным во время испытания, построены поля интенсивности деформации (рис. 5). На начальном этапе нагружения заметных отличий в развитии поверхностного рельефа, а также на картинах распределения интенсивности деформации в образцах всех трех типов не наблюдается. Характерной деформационной картиной перед разрушением (также независимо от вида обработки образцов) является формирование полос локализованного сдвига, ориентированных по направлению максимальных касательных напряжений. Наиболее выражены они для материала в состоянии поставки (рис. 5, а, б); в меньшей степени их формирование проявляется в облученном образце (рис. 5, в, г) и в отожженных образцах (рис. 5, д, е). Заметим, что, несмотря на высокие показатели прочности, эта сталь даже в закаленном состоянии характеризуется высокой вязкостью: образец с концентратором напряжений в форме отверстия имеет удлинение до разрушения порядка 6 % и выраженную стадию предразрушения (чему, собственно, и соответствует формирование пары макрополос локализованной деформации). В облученном и отожженном образцах предел прочности заметно

ниже: по этой причине деформация распределена более однородно, в то время как ее максимальная величина (выявляемая по масштабной шкале) выше, чем в необлученном материале.

Испытания на циклическое растяжение. В ходе испытаний было определено количество циклов до разрушения (N_p) образцов всех типов. Для образцов без обработки $N_p = (110 \pm 31) \cdot 10^3$ циклов, для ионно-лучевой обработки $N_p = (330 \pm 40) \cdot 10^3$ циклов. Образцы после высокотемпературного отпуска разрушались после $N_p = (138 \pm 36) \cdot 10^3$ циклов. Таким образом, поверхностная модификация пучком ионов циркония образцов стали 30ХГСН2А может обеспечить повышение усталостной долговечности до трех раз.

Расчет векторов смещения. По полученным во время испытания на циклическое растяжение фотографиям (рис. 6) построены поля векторов смещений. В необлученном образце деформация локализована в области вершин усталостных трещин, распространяющихся от концентратора напряжений (рис. 6, а, б). Рост трещин сопровождается определенной пластической деформацией, что проявляется также поперечной утяжкой образца (рис. 6, в).

В целом же можно говорить о том, что деформационное поведение образца с парой усталостных трещин определяется их постепенным раскрытием и вязкоупругой реакцией окружающего материала на уменьшение площади поперечного сечения образца в этой области. Несколько отличная картина наблюдается в облученном образце, в котором поверхностный слой разупрочнен на толщину не менее 100 мкм (рис. 4, а). Подобно необлученному образцу усталостная трещина развивается от концентратора напряжений (рис. 6, г), однако ее рост сопровождается интенсивными деформациями в протяженной области вокруг отверстия, что может являться причиной диспергирования мощного концентратора напряжений за счет вовлечения значительного количества мезоконцентраторов меньшей мощности (рис. 6, д). В результате вместо раскрытия трещин по механизму нормального отрыва (как в случае необлученного образца) наблюдается квазиодно-

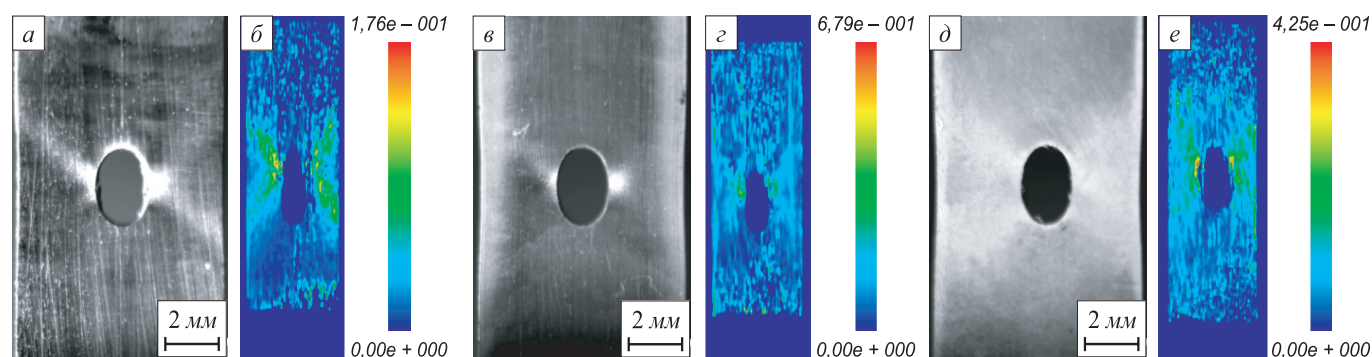


Рис. 5. Фотографии образцов (а, в, д) и поля векторов смещения (б, з, е) незадолго до разрушения:
а, б – образец без обработки; в, з – образец после облучения пучком ионов циркония;
д, е – образец, нагретый до 700 °С (степень деформации 97 %)

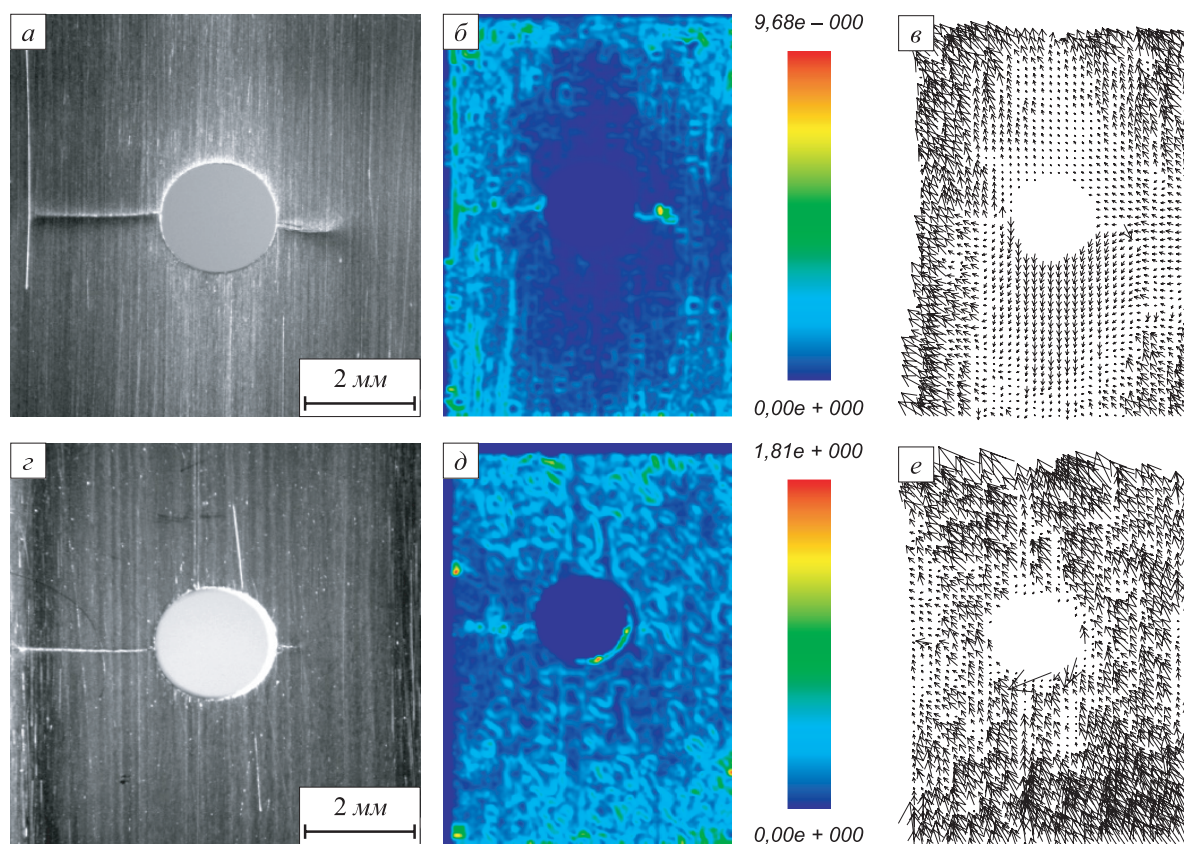


Рис. 6. Фотографии поверхности (а, с), поля векторов смещения (б, д) и вектора смещения образцов (е, ф) в исходном состоянии ($100 \cdot 10^3$ циклов) (а – в) и после облучения ионами циркония ($384 \cdot 10^3$ циклов) (с – е)

родное распределение мезоскопической деформации (рис. 6, е). Это может являться причиной сдерживания роста усталостной трещины и возрастания усталостной долговечности.

В работе предлагается следующая интерпретация полученных результатов. Обработка образцов стали 30ХГСН2А пучком ионов циркония приводит к формированию в приповерхностном слое на глубине до 6 мкм интерметаллидных соединений системы Fe–Zr, а также карбидов циркония. Предположительно именно они наблюдаются на поверхности образца (рис. 3, б). На глубине до 35 мкм от поверхности вследствие циклического влияния высоких температур происходит высокотемпературный отпуск, в результате чего формируются ферритные зерна с характерным размером порядка 2 – 5 мкм. Далее на глубине не более 100 мкм формируется структура сорбита, характерная для высокотемпературного отпуска при температуре выше 650 °С. Подобная структура наблюдается у образцов, нагретых до 700 °С; это косвенно указывает на то, что при облучении материал на глубине 35 – 100 мкм испытывает подобное термическое воздействие. В то же время на поверхности модифицированных образцов температура значительно выше, что должно приводить к образованию зеренной структуры. Глубже 100 мкм в результате термоциклирования при ионно-лучевой обработке остаточный аусте-

нит переходит в бейнит, в результате чего образуется бейнитно-мартенситная структура, наличие которой приводит к незначительному повышению твердости по сравнению с аустенитно-мартенситной структурой образца после стандартной термической обработки. По мнению авторов, наблюдаемые эффекты становятся возможными именно благодаря циклическому кратковременному термическому воздействию, происходящему в момент взаимодействия ионного пучка с поверхностью образцов.

Таким образом, реализованная ионно-лучевая обработка выгодно отличается от простого нагрева до 700 °С прежде всего тем, что ширина зоны термического влияния сводится к минимуму (поверхностный слой глубиной не более 100 мкм). При этом материал сердцевины в целом сохраняет свои прочностные характеристики. С другой стороны, на поверхности обработанного образца формируется модифицированный слой, благоприятно влияющий на сопротивление зарождению и росту усталостных трещин.

В образцах стали 30ХГСН2А, подвергнутых облучению, снижение предела прочности произошло вследствие разупрочнения поверхностного слоя, что одновременно сопровождалось повышением относительного удлинения до разрушения. Наличие модифицированного поверхностного слоя обеспечивает эффективное перераспределение концентраторов напряжений, в ре-

зультате чего магистральная трещина зарождается значительно позднее и распространяется медленнее. Это приводит к увеличению усталостной долговечности облученных образцов.

Выводы. Проведена аттестация структуры поверхностного слоя образцов стали после ионно-лучевой обработки. Показано, что в приповерхностном слое (глубиной до 6 мкм) формируются высокодисперсные частицы размером порядка 100 нм. В поверхностном слое (глубиной от 6 до 100 мкм) в результате высокотемпературного термического воздействия мартенситная структура трансформируется в феррито-перлитную. В сердцевине образца (на глубине более 100 мкм) после обработки также происходят структурные изменения, приводящие к повышению твердости на 8 %. В результате усталостных испытаний показано, что образцы после ионно-лучевой обработки имеют в три раза большее количество циклов до разрушения, чем необлученные образцы. Основной причиной выявленных изменений является снижение твердости поверхностного слоя, в то время как закаленные образцы являются крайне чувствительными к зарождению микротрещин, что завершается быстрым возникновением и ростом магистральной усталостной трещины.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Hui W., Dong H., Weng Y., Shi J., Wang M. Long life high strength steels to resist fatigue failure and delayed fracture – in advanced steels: the recent scenario in steel science and technology. – Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag GmbH; 2011.
- Murakami Y., Endo M. // International Journal of Fatigue. 1994. Vol. 16. P. 163 – 182.
- Panin V.E., Egorushkin V.E. // Physical Mesomechanics. 2013. Vol. 16. № 4. P. 267 – 286.
- Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V. // Physical Mesomechanics. 2012. Vol. 15. № 3-4. P. 133 – 146.
- Mallory C. Casperson, Jay D. Carroll, John Lambros etc. // International Journal of Fatigue 2014. Vol. 61. P. 10 – 20.
- Babu M.N., Dutt B.S., Venugopal S. etc. // Mater Sci. Eng. A 2010. Vol. 527(20). P. 5122 – 9. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.04.075>.
- Panin S.V., Vlasov I.V., Sergeev V.P. etc. // Physical Mesomechanics. 2013. Vol. 16. № 2. P. 170 – 182.
- Марочник сталей и сплавов / Под общей ред. А.С. Зубченко – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.
- Панин С.В., Юсиф С.К., Сергеев В.П. и др. // Перспективные материалы. 2011. Т. 1. № 13. Спец. выпуск. С. 177 – 186.
- Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. – Томск: изд. Томского политехн. ун-та, 2008. – 286 с.

© 2014 г. Власов И.В., Панин С.В., Сергеев В.П.,
Сундер Рамасуббу, Марущак П.О.
Поступила 16 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 60–66.

THE INFLUENCE OF Zr⁺ ION-BEAM PROCESSING ON STRUCTURE AND FATIGUE DURABILITY OF 30CrMnSiNi2 STEEL

Vlasov I.V.^{1,2}, Technician of laboratory of Physical Mesomechanics and non-destructive testing, Engineer

Panin S.V.^{1,2}, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Deputy Director on research, Professor (svp@ispms.tsc.ru)

Sergeev V.P.^{1,2}, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Deputy Director on research and development, Professor

Sunder Ramasubbu², Cand. Sci., Assist. Professor

Marushchyyak P.O.³, Dr. Sci. (Eng.), Professor

¹ Institute of strength physics and materials science SB RAS (2/4, Akademicheskii pr., Tomsk, 634036, Russia)

² National Research Tomsk Polytechnic University (30, Lenina pr., Tomsk, 634036, Russia)

³ I. Pulyi Ternopil State Technical University (56, Russkaya st., Ternopol', 46001, Ukraine)

Abstract. The structure of a surface layer of high-strength 30CrMnSiNi2 steel modified by means of ion beam treatment was investigated by optical, scanning electron and transmission electron microscopy as well as X-ray diffraction analysis. Formation of softened surface layer with depth up to 100 μm was revealed due to the specimens heating in the course of treatment. Cyclic and static tension tests have been carried out for steel specimens in as-supplied state and after surface irradiation by Zr⁺ ion beam. It is revealed that modified surface layer during cyclic loading inhibits initiation and development of a fatigue crack, resulting in a more uniform strain distribution along the working part of the specimen. Differences of the specimen deformation behavior and changes of their mechanical properties are

analyzed. Displacement vectors and strain distribution fields were constructed according to micrographs obtained during tests, which illustrate regularities of fatigue crack growth in specimens without treatment and after irradiation.

Keywords: fatigue life-time, ion-beam treatment, strain, fracture.

REFERENCES

- Hui W., Dong H., Weng Y., Shi J., Wang M. Long life high strength steels to resist fatigue failure and delayed fracture – in advanced steels: the recent scenario in steel science and technology. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag GmbH. 2011.
- Murakami Y., Endo M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International Journal of Fatigue*. 1994, Vol. 16, pp.163–182.
- Panin V.E., Egorushkin V.E. Curvature solitons as generalized structural wave carriers of plastic deformation and fracture. *Physical Mesomechanics*. 2013, Vol. 16, no. 4, pp. 267–286.
- Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V. Nonlinear wave processes in a deformable solid as a hierarchically organized system. *Physical Mesomechanics*. 2012, Vol. 15, no. 3-4, pp. 133–146.
- Mallory C. Casperson, Jay D. Carroll, John Lambros, Huseyin Sehitoglu, Robert H. Dodds Jr. Investigation of thermal effects on fatigue crack closure using multiscale digital image correlation experiments. *International Journal of Fatigue*. 2014, Vol. 61, pp. 10–20.
- Babu M.N., Dutt B.S., Venugopal S., Sasikala G., Bhaduri A.K., Jayakumar T., Raj B. On the anomalous temperature dependency of fatigue crack growth of SS 316(N) weld. *Mater Sci. Eng. A* 2010, Vol. 527(20), pp. 5122–9. Available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.04.075>.

7. Panin S.V., Vlasov I.V., Sergeev V.P., Sungatulin A.R., Kalashnikov M.P., Poltaranin M.A., Ovechkin B.B. Increasing the fatigue life of 12Cr1MoV steel by surface nanostructuring with a Zr^{+} ion beam. Structure, properties and fracture pattern. *Physical Mesomechanics*. 2013, Vol. 16, no. 2, pp. 170–182.
8. Zubchenko A.S., Koloskov M.M., Kashirskii Yu.V. etc. *Marochnik stalei i splavov* [Steels and alloys grade guide]. Moscow: Mashinostroenie, 2003. 784 p. (In Russ.).
9. Panin S.V., Yussif S.K., Sergeev V.P. Vlasov I.V., Panin A.V., Lyubutin P.S., Poltaranin M.A. Multiple cracking as a way to increase fracture resistance of the surface hardened materials. *Perspektivnye materialy*. 2011, Vol. 1, no. 13, special issue, pp. 177–186. (In Russ.).
10. Panin V.E., Sergeev V.P., Panin A.V. *Nanostrukturirovanie poverkhnostnykh sloev konstruktsionnykh materialov i nanesenie nanostrukturnykh pokrytii* [The nanostructuring of the surface layers of structural materials and application of nanostructured coatings]. Tomsk: izd. Tomskogo politekhn. un-ta, 2008. 286 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The study was carried out with partial financial support of the RFBR project no. 13-08-90402 UkrFA, project of SB RAS no. III.20.1.3 and the grant of the President of the Russian Federation for state support of leading scientific schools of the Russian Federation NSH-2817.2014.1, School of academician Panin V.E. . Structural studies were partly carried out on the equipment of PCU “Nanotech” in ISPMS SB RAS.

Received January 16, 2014

К 75-ЛЕТИЮ НИКОЛАЯ МИХАЙЛОВИЧА КУЛАГИНА



27 ноября 2014 г. исполнилось 75 лет кандидату химических наук, профессору, Заслуженному работнику высшей школы РФ, лауреату премии Правительства РФ в области науки и техники Кулагину Николаю Михайловичу.

В 1964 г. Н.М. Кулагин окончил технологический факультет Сибирского металлургического института (СМИ) по специальности «Физика металлов» и начал работать инженером-исследователем проблемной лаборатории СМИ. В 1968 г. был принят на кафедру физической химии и теории металлургических процессов старшим лаборантом, затем – ассистент, старший преподаватель, доцент, профессор. Николай Михайлович прошел классическую вузовскую школу подготовки научно-педагогических и управленческих кадров.

В 1971 г. поступает в заочную аспирантуру к профессору Н.В. Толстогузову и начинает изучать физико-химические свойства хлоридов лантаноидов. За время учебы в аспирантуре и в последующий за ней период Николай Михайлович раскрылся как талантливый экспериментатор, создав уникальные установки для синтеза хлоридов лантаноидов, изучения кинетики их термического разложения, термических, термодинамических и кондуктометрических свойств. Недюжинные способности к интерпретации и обобщению опытных данных позволили ему получить результаты, вошедшие в отечественные и зарубежные академические справочники, и блестяще защитить кандидатскую диссертацию. В 1978 г. Н.М. Кулагину была присуждена ученая степень кандидата химических наук, в 1983 г. присвоено ученое звание доцента, в 1991 г. – профессора по кафедре физической химии и теории металлургических процессов. Одновременно с преподавательской деятельностью исполнял и общественные обязанности: член профсоюзного комитета института, председатель профбюро, секретарь партбюро (1982 – 1985 г.г.) и декан электрометаллургического факультета (1985 – 1988 г.г.).

22 января 1988 г. в Сибирском металлургическом институте состоялись первые демократические выборы ректора. Уже в первом туре победу одерживает Н.М. Кулагин и входит в первую десятку демократически избранных ректоров вузов Советского Союза. На посту ректора проработал более 20 лет.

Николай Михайлович Кулагин разработал и реализовал целевую программу преобразования металлургического института в единый учебно-научно-производственный комплекс политехнического типа. В этот период вуз дважды меняет свой статус: в апреле 1994 г. преобразован в Сибирскую государственную горно-металлургическую академию, а в январе 1998 г. – в Сибирский государственный индустриальный университет. Реализация этой программы позволила вузу значительно повысить основные показатели деятельности, расширить возможности по совершенствованию, окончательно утвердиться в качестве крупнейшего центра подготовки инженерных и научных кадров для Кузбасса, Сибири и Дальнего Востока.

В период с 2008 г. по настоящее время Н.М. Кулагин успешно продолжает свою научную и профессионально-педагогическую деятельность, работу по подготовке и совершенствованию современных учебно-информационных ресурсов. Среди них учебные пособия по физической химии, 10-томный цикл «Металлургия алюминия: технология, экономика, экология». При активном участии Н.М. Кулагина создан Попечительский совет университета. Николай Михайлович постоянно выполняет большую общественную работу: член Общественной палаты Кемеровской области первого созыва, депутат Новокузнецкого городского Совета народных депутатов, член Коллегии администрации г. Новокузнецка, президиума Учебно-методического объединения по образованию в области металлургии вузов России, более 20 лет является президентом Новокузнецкой городской организации общества «Знание». В настоящее время Николай Михайлович является членом Совета старейшин при Главе г. Новокузнецка, возглавляет Центр социальной защиты и поддержки пожилых людей.

За многогранную деятельность по служению отечественному образованию, науке и г. Новокузнецку профессор Н.М. Кулагин награжден государственными, отраслевыми и областными наградами, а также удостоен почетных званий: ордена Почета, «Заслуженный работник высшей школы Российской Федерации», «Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации», ордена «Трудовая слава III степени», ордена «Доблесть Кузбасса», медалей «За особый вклад в развитие Кузбасса» III и II степени, «За служение Кузбассу» и др.

Редакция журнала, коллеги и ученики сердечно поздравляют Николая Михайловича с юбилеем и желают ему здоровья, благополучия и жизненной энергии.

УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ПОМЕЩЕННЫХ В ЖУРНАЛЕ «ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ. ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ» ЗА 2014 ГОД

Автор. Название статьи	Номер журнала
------------------------	---------------

РЕСУРСОБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Дружинин Г.М., Зайнуллин Л.А., Казяев М.Д., Спирин Н.А., Ярошенко Ю.Г. Ресурсо-энергетические проблемы черной металлургии (в порядке обсуждения)	1
Кадач М.В., Гамин Ю.В., Солонин А.Н., Поздняков А.В. Профилирование трубы круглого сечения в шестигранную из стали с повышенным содержанием бора	11
Полулях Л.А., Дашевский В.Я., Юсфин Ю.С. Производство марганцевых ферросплавов из отечественных марганцевых руд	9
Панова В.Ф., Панов С.А., Карпачева А.А. Металлургические отходы для производства цветного цемента. Отработка режима отбеливания шлака	10
Панова В.Ф., Панов С.А., Карпачева А.А. Металлургические отходы для производства цветного цемента. Оптимизация состава декоративного цемента на основе отбеленного шлака	12
Юрьев Б.П. Изучение теплофизических свойств доменных шлаков в процессе их термической обработки	11

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Герцык С.И., Туктаров Д.Б. Оценка концентрации оксидов азота в продуктах горения топлива	5
Исакова Н.Ш., Хилько А.А., Симонян Л.М. Изучение процесса пылеобразования при дуговом нагреве металлов	3
Краснянская И.А., Подгородецкий Г.С., Падерин С.Н. Кинетический анализ процесса дефосфорации синтетических оксидных расплавов	7
Полях О.А., Руднева В.В., Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В., Аникин А.Е. Применение техногенных отходов металлургических предприятий для производства карбида кремния	8
Хилько А.А., Симонян Л.М., Глинская И.В., Тесёлкина А.Э. Особенности изучения состава электросталеплавильной пыли	1
Ширяева Е.В., Подгородецкий Г.С., Малышева Т.Я., Деткова Т.В., Горбунов В.Б. Влияние низкощелочных красных шламов на состав и структуру агломерационной шихты из железорудных концентратов различного генезиса	9

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Акбердин А.А., Ким А.С., Зинякова О.Н. Совершенствование технологии производства хромитовых окатышей	9
Александров А.А., Дашевский В.Я., Спрыгин Г.С., Леонтьев Л.И. Растворимость кислорода в железоникелевых расплавах, содержащих ниобий	7
Амдур А.М., Лхамсүрэн М., Павлов В.В., Барнасан П. Связь структуры и термодинамической активности сажистого углерода	6
Анучкин С.Н., Бурцев В.Т., Самохин А.В. Особенности поведения олова, растворенного в жидком железе, при взаимодействии с экзотермическими тугоплавкими нанофазами	7
Ашкеев Ж.А. Исследование напряженного состояния при несимметричной прокатке полосы в валах с обратной конусностью	2
Бабенко А.А., Истомин С.А., Протопопов Е.В., Сычев А.В., Рябов В.В. Вязкость шлаков системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{MgO}-\text{B}_2\text{O}_3$	2
Беляничков Л.Н. Металловедческие и физико-химические аспекты металлургии жаропрочных сплавов хрома. Часть I. Примеси в хrome. Основы дисперсного упрочнения хромовых сплавов	9
Беляничков Л.Н. Металловедческие и физико-химические аспекты металлургии жаропрочных сплавов хрома. Часть II. Оценка термодинамики металлургических процессов в расплавах на основе хрома	11

Автор. Название статьи	Номер журнала
------------------------	---------------

Бердников В.И., Гудим Ю.А. Анализ термодинамических свойств конденсированных силицидов	6
Бердников В.И., Гудим Ю.А. Прогнозирование термодинамических свойств жидких интерметаллидных растворов	7
Бердников В.И., Гудим Ю.А. Термодинамическая модель идеальных ассоциированных растворов с положительными отклонениями от закона Рауля	9
Бронз А.В., Капуткин Д.Е., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э., Свяжин А.Г. Механические и физические свойства литых $\text{Fe}-\text{Mn}-\text{Al}-\text{C}-\text{N}$ сплавов	11
Василев Я.Д., Завгородний М.И., Самокиш Д.Н. Исследование положения максимума контактных нормальных напряжений относительно нейтрального сечения при холодной прокатке	4
Вдовин К.Н., Мельничук Е.А., Нефедов А.В., Точилкин В.В. Разработка элементов приемной камеры промежуточного ковша литейной МНЛЗ	3
Голубев В.Б., Касимова И.В. Гидродинамические особенности движения расплава в каналах литейной формы	10
Гущин В.Н., Ульянов В.А., Балаи С.А. Особенности подвода расплава в кристаллизаторы сортовых заготовок	11
Деев В.Б., Селянин И.Ф., Пономарева К.В., Юдин А.С., Цецина С.А. Термоскоростная обработка алюминиевых сплавов при литье по газифицируемым моделям	4
Дмитриенко В.И., Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Дмитриенко А.В. Изучение фазовых превращений и металлургических свойств барийстронциевого модификатора	6
Дроздов В.О., Черепанов А.Н. О температуре плавления плакирующего слоя на тугоплавкой наночастице	2
Еронык С.П., Ошовская Е.В., Ющенко М.В., Стародубцев Б.И. Экспериментальные исследования рабочих параметров спиральных шнеков для подачи шлакообразующих смесей в кристаллизаторы МНЛЗ	9
Зыкова А.П., Лычагин Д.В., Чумаевский А.В., Курзина И.А., Новомейский М.Ю. Влияние модифицирования ультрадисперсными порошками оксидов тугоплавких металлов и криолита на структуру, механические свойства и разрушение чугуна СЧ25	11
Кабаков З.К., Павздерин А.И., Козлов Г.С., Габелая Д.И. Определение коэффициента эффективной теплоемкости углеродистых сталей	2
Кашлев И.М., Сидоров А.В., Нохрина О.И. Выбор восстановителей при производстве силикомарганца	12
Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Роор А.В., Старовацкая С.Н., Игусhev В.Ф. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс ОК 10.71 на свойства сварных швов стали 10ХСНД	2
Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н., Козырева О.Е., Шурупов В.М. Влияние введения в шихту для производства порошковой проволоки системы $\text{C}-\text{Si}-\text{Mn}-\text{Cr}-\text{V}-\text{Mo}$ углеродфторсодержащей добавки и никеля	4
Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н., Шурупов В.М., Горюшкин В.Ф. Изучение влияния введения в шихту для производства порошковой проволоки системы $\text{C}-\text{Si}-\text{Mn}-\text{Cr}-\text{W}-\text{V}$ углеродфторсодержащей добавки и никеля	6
Коликов А.П., Лелетко А.С., Матвеев Д.Б., Кулютин С.А., Кадильников С.В. Исследование остаточных напряжений в сварных трубах	11
Коротков В.А. Проактивные ремонты в металлургической отрасли	8
Котельников Г.И., Мовенко Д.А., Павлов А.В., Мотренко С.А. Модель распределения растягивающих и сжимающих напряжений в металле вокруг кальцийсодержащих неметаллических включений в водных средах	3
Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В., Горюшкин В.Ф. Окислительно-восстановительные процессы при сварке под углеродсодержащим флюсом	10

Лехов О.С. Исследование напряженно-деформированного состояния системы валки – полоса при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Сообщение 1	10	Смирнов А.Н., Ефимова В.Г., Кравченко А.В. Исследование условий всплывания неметаллических включений при продувке аргоном жидкой ванны промежуточного ковша МНЛЗ. Сообщение 2	1
Лехов О.С. Исследование напряженно-деформированного состояния системы валки – полоса при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Сообщение 2	12	Смирнов А.Н., Ефимова В.Г., Кравченко А.В., Писмарев К.Е. Исследование условий всплывания неметаллических включений при продувке аргоном жидкой ванны промежуточного ковша МНЛЗ. Сообщение 3	3
Лыкасов А.А., Рысс Г.М., Бородин И.С. Восстановление железа из шлака сульфидной плавки продуктами газификации углерода	1	Стерлигов В.В., Шадринцева Д.А. Влияние структуры теплоизоляционных материалов на коэффициент теплопроводности	2
Лямкин С.А., Семенова Н.С. Механизм и кинетика восстановления оксида Fe_2O_3 из силикатного расплава монооксидом углерода	2	Татару А.С., Потёмкин В.К., Кавалла Р., Лукин А.С., Долгов А.В. Исследование возможности получения автолитовой двухфазной стали при одноступенчатом охлаждении на отводящем рольганге непрерывного широкополосного стана 2000 ОАО «НЛМК»	7
Максимов А.Б. Разрушение термически армированной стали	5	Темляниев М.В., Филиппова М.В., Перетятыко В.Н., Коновалов С.В. Неоднородность горячей деформации аустенитной стали	4
Ноздрин И.В., Ширияева Л.С., Руднева В.В., Галевский Г.В. Исследование изменения состава, структуры и дисперсности карбонитрида хрома при хранении и нагревании в газовых средах	2	Токовой О.К., Шабуров Д.В. Исследование неметаллической фазы в аустенитной нержавеющей стали	12
Ноздрин И.В., Ширияева Л.С., Руднева В.В., Галевский Г.В. Применение электронной микроскопии для аттестации сырья и продуктов плазменного синтеза бор-углеродсодержащих соединений хрома	4	Тюрин В.А., Сапунов А.Л. Феноменологические особенности осадки цилиндрической заготовки коническими и плоскими бойками. Сообщение 1	3
Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Дмитриенко В.И., Голодова М.А., Ефименко Ю.А. Исследование процесса углеродосиликотермического восстановления элементов оксидов конвертерного ванадиевого шлака	2	Уманский А.А., Кадыков В.Н., Мартынянов Ю.А. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния металла при прокатке в сортовых калибрах отрасли	2
Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Дмитриенко В.И., Голодова М.А., Осипова Ю.А. Экспериментальное исследование процесса комплексного микролегирования стали ванадием и азотом	10	Фейлер С.В., Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г. Совершенствование технологии комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом и нейтральным газом	4
Павловец В.М. Развитие принципов принудительного зародышеобразования в процессе получения железорудных окатышей	10	Фейлер С.В., Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г., Калиногорский А.Н., Багрянцев В.И. Изучение особенностей применения вихревых течений для нанесения огнеупорных покрытий на горячую футеровку конвертеров	8
Пиптюк В.П., Крикент И.В., Самохвалов С.Е., Греков С.В., Кабаков Д.Ю. Оценка величины и влияния электромагнитных сил в ванне установки ковш – печь переменного тока	9	Феокистов А.В., Модзелевская О.Г. Анализ сил, действующих на коксовую или угольную топливную насадку в шахтных печах малого диаметра (вагранках)	4
Полубояров В.А., Коротаева З.А., Жданок А.А., Кузнецов В.А., Степанова Н.В. Внутрифирменное модифицирование чугунов. Исследование влияния модификаторов на основе карбида кремния на процессы кристаллизации серого чугуна. Сообщение 1	6	Феокистов А.В., Модзелевская О.Г., Бедарев С.А., Куценко А.А. Особенности физического моделирования теплообменных и аэродинамических параметров ваграночного процесса	10
Протопопов Е.В., Темляниев М.В., Запольская Е.М., Максакова К.Е., Дегтярь В.А. Исследование высокотемпературного обезуглероживания алюмопериклазоуглеродистых ковшевых огнеупоров	12	Феокистов А.В., Чернятевич А.Г., Протопопов Е.В., Чубина Е.А., Крамарь Н.С., Крамарь В.С. Высокотемпературное моделирование движения газов и кокса в фурменном очаге вагранки	6
Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г., Фейлер С.В., Сигарев Е.Н. Новые технологии нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертеров	6	Филиппова М.В., Перетятыко В.Н., Федоров А.А., Климов А.С. Штамповка поковок «крестовина» из шаровой заготовки	8
Пыхтеева К.Б., Глеугабулов Б.С. Исследование характера улетучивания ванадия из доменной печи при плавке титаномagneтитов	6	Харлашин П.С., Бондарь В.И. Влияние мышьяка на устойчивость против коррозии малоуглеродистых низколегированных сталей. Сообщение 1	4
Рахманов С.Р. Оптимизация динамики процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки	4	Харлашин П.С., Бондарь В.И. Влияние мышьяка на устойчивость против коррозии малоуглеродистых низколегированных сталей. Сообщение II	6
Руденко А.Л. Анализ закономерностей межфазного распределения серы при инъекционной обработке чугуна магнием	8	Шевченко А.И. Неразрушающий контроль качества адгезии покрытий на чугуне поверхностными ультразвуковыми волнами	5
Савинов А.С., Андреев С.М., Тубольцева А.С., Синицкий Е.В. Расчет температурного поля системы отливка – песчано-глинистая форма	4	Ширияева Е.В., Подгородецкий Г.С., Малышева Т.Я., Горбунов В.Б., Заводяный А.В., Шаповалов А.Н. Влияние низкощелочного красного шлама на свойства и микроструктуру агломерата из шихтовых материалов ОАО «Уральская Сталь»	1
Самойлович Ю.А. Расчет временных и остаточных напряжений в прокатных валках при электрозакалке	11	Явойский А.В., Хисамутдинов Н.Е., Белов В.В. Кислородноконверторный процесс с комбинированным пульсирующим дутьем ..	7
Самусев С.В., Товмасын М.А., Хлыбов О.С., Дроздов Л.В., Керенцев Д.Е. Экспериментальное исследование формоизменения трубной заготовки методом фотограмметрии на участке пресса подгибки кромок линии ТЭСА 1420	5	Якубайлик Э.К., Килин В.И., Гайженко И.М., Чижик М.В., Килин С.В. Лабораторные исследования мокрой магнитной сепарации первичных концентратов сибирских железорудных месторождений	2
Селянин И.Ф., Деев В.Б., Куценко А.И., Куценко А.А., Приходько О.Г. Термодинамический параметр активности. Связь с параметрами энергетического спектра связующих электронов металлических растворов	2		
Серебряков Ал.В., Серебряков Ан.В., Буркин С.П. Анализ адгезионного взаимодействия в системе карбид (оксид, нитрид) – металлы группы железа	1		
Симачев А.С., Темляниев М.В., Осколкова Т.Н., Перетятыко В.Н., Базайкин В.И. Исследование высокотемпературной пластичности зон кристаллизации непрерывнолитых заготовок рельсовой стали Э76Ф	10		

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Агапитов Е.Б., Вдовин К.Н., Волков С.Ю. Моделирование и расчет конструкций литых деталей центробежных песковых и грунтовых насосов. Сообщение 1	3
Агапитов Е.Б., Вдовин К.Н., Волков С.Ю. Моделирование и расчет конструкций литых деталей центробежных песковых и грунтовых насосов. Сообщение 2	5

Большаков В.И., Буцукин В.В. Особенности развития биений в электромеханическом приводе с зазором в упругой связи	5
Быстров В.А., Дьяков П.К., Уманец А.Г. Условия эксплуатации и износ валков прокатного стана горячего металла	5
Глухов Л.М., Герасимова А.А., Радюк А.Г. Восстановление эксплуатационных характеристик металлургического инструмента с помощью лазерной наплавки шликерных покрытий	1
Жигулев Г.П., Самусев С.В., Фадеев В.А., Файзулаев Ф.Х. Расчет энергосиловых параметров процесса гибки на участке производства сварных труб для магистральных трубопроводов	7
Кузнецова Н.П., Краюшкин Н.А. Исследование тепловых режимов затвердевания при полунепрерывной разливке круглых стальных слитков для производства бесшовных труб	3
Коптелов Р.П., Конашкова А.М. Автоматический выбор числа узлов интегрирования для эффективного вычисления поверхностных угловых коэффициентов излучения	3
Никитин А.Г., Лактионов С.А., Витушкин А.В. Силовой анализ процесса разрушения хрупких материалов в дробильной машине с поступательным движением щеки	6
Никитин А.Г., Тагильцев-Галета К.В. Математическая модель определения положения недробимого куска в камере разрушения дробилки со сложным движением щеки	8
Никитин А.Г., Чайников К.А. Влияние зазоров в подшипниках скольжения на надежность работы валковой дробилки	4
Самусев С.В., Люскин А.В., Романцов А.И., Жигунов К.Л., Фортунатов А.Н. Исследование очага деформации на прессе шаговой формовки в условиях Челябинского трубопрокатного завода	3
Соколов А.К. О производительности нагревательных печей с минимальным расходом топлива	3
Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н., Баранчиков К.В. Изучение искажения поперечного сечения непрерывнолитого слэба	1
Ячиков И.М., Залаятдинов Р.Ю. Исследование магнитного поля в ванне дуговой печи постоянного тока при разной форме токоподводящей шины к подовому электроду	3
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ	
Акбердин А.А., Юсфин Ю.С., Тойманкулов Т.Б. Диаграмма равновесного фазового состава системы Fe–Si–Mn–B	1
Александров А.А., Дашевский В.Я. Растворимость кислорода в железоникелевых расплавах, содержащих титан	11
Бердников В.И., Гудим Ю.А. Идентификация ассоциатов в жидких бинарных растворах	11
Гервасьев М.А., Маслова О.В., Илларионова С.М., Романова К.А., Жилин А.С. Кинетика бейнитного превращения в Cr–Ni–Mo сталей с добавлением алюминия и кремния	7
Григорчик А.Н., Кукареко В.А., Белоцерковский М.А., Белый А.В. Структура и триботехнические характеристики обработанного ионами азота газотермического покрытия из проволоочной стали 06X19H9T	2
Громов В.Е., Юрьев А.Б., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф., Алсараева К.В. Структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура дифференцированно закаленных рельсов	12
Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода при комплексном раскислении расплавов системы Fe–Co	5
Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Косинов Д.А., Коновалов С.В., Баранникова С.А. Структура листового проката из низкоуглеродистой стали после удаления окалины	4
Иванов Ю.Ф., Крысина О.В., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Клопотов А.А. Синтез поверхностных сплавов при обработке системы пленка/подложка высокоинтенсивным импульсным электронным пучком: структура и свойства	8
Капуткина Л.М., Медведев М.Г., Прокошкина В.Г., Смаригина И.В., Свяжигин А.Г. Влияние легирования азотом на упрочнение и стабильность аустенита стали типа X18H10	7
Кекало И.Б., Могильников П.С. Особенности влияния условий спиннингования на качество поверхности и магнитные свойства аморфных лент сплава $\text{Co}_{58}\text{Fe}_5\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$ с очень низкой магнитострикцией	7
Конашков В.В., Цепелев В.С. Особенности процессов релаксации аморфизирующихся расплавов на основе железа	1
Косинов Д.А., Баранникова С.А., Лебошкин Б.М., Чинокалов В.Я., Коновалов С.В. Влияние способа удаления прокатной окалины на механические свойства низкоуглеродистой стали	2
Краснянская И.А., Подгородецкий Г.С. Экспериментальное изучение механизма удаления фосфора из оксидных расплавов системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{P}_2\text{O}_5$ в газовую фазу	5
Лаптев А.И. Классификация синтетических поликристаллических алмазов «баллас» и «карбонадо»	1
Лаптев А.А., Беломытцев М.Ю., Лаптев А.И. Механические свойства никелькремниевых сплавов	5
Любимова Л.Л., Макеев А.А., Ташлыков А.А., Загорин А.С., Фисенко Р.Н. Аномальные эффекты термических деформаций кристаллических решеток котельных сталей как критерий оценки работоспособности и увеличения эксплуатационного ресурса	2
Макеев С.А., Зайцев А.К. Термодинамическое моделирование жидкофазного восстановления железа из шлака	3
Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю., Нейман А.А. Изменения структуры в поверхностных слоях никелида титана под действием импульсных электронных пучков	9
Муравьев В.В., Котоломов А.Ю., Байтерьяков А.В., Дедов А.И. Определение размера зерна металла по акустическим структурным шумам	11
Поздняков А.В., Чурюмов А.Ю., Царьков А.А., Базлов А.И., Солонин А.Н. Влияние соотношения Ti/B на микроструктуру и твердость стали с высоким содержанием бора	1
Рахимова У.А., Квеглис Л.И., Носков Ф.М., Отнюков Я.В., Калитова А.А. Особенности структурообразования при пластической деформации в зоне контакта металлов со слабой растворимостью	4
Рубаник В.В., Рубаник В.В. (мл.), Багрец Д.А., Бобров В.П. Измерение микротвердости композита TiN–TiNi, полученного ионно-плазменным осаждением	4
Скребинов А.М., Кузьмин Ю.Д., Секачёв А.О., Качиков А.С., Терзи В.В. Дендритная ликвация в сплавах железа в зависимости от массы добавочных элементов и их физических свойств	9
Урицкий А.Г., Редикульцев А.А., Смирнов С.В., Лобанов М.Л., Русаков Г.М. Формирование структуры и текстуры по ширине полосы ферритной стали при горячей прокатке	10
Хижняк В.Г., Аршук М.В., Дацюк О.Э. Диффузионные покрытия титана и алюминия с участием барьерного слоя TiN на стали 12X18H10T	9
ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	
Еременко Ю.И., Полещенко Д.А., Глушенко А.И., Солодов С.В. Исследование эффективности применения нейросетевого оптимизатора параметров пид-регулятора при решении задач управления нагревательными объектами в металлургии	7
Климовицкий М.Д. Оптимальное управление нагревом заготовок в комплексе «печь–стан»	1
Ляховец М.В., Ивушкин К.А., Мышляев Л.П., Чернявский С.В., Львова Е.И. Совместный синтез объекта управления и управляющей подсистемы	12
Маликов Г.К., Лисненко В.Г., Титаев А.А. Метод расчета взаимных поверхностей излучения в математических моделях высокотемпературных агрегатов, основанный на дискретизации по направлениям	10
Онорин О.П., Спириин Н.А., Павлов А.В., Лавров В.В., Истомин А.С., Бурькин А.А., Щипанов К.А. Логические основы распознавания вида отклонения доменной плавки от нормального режима	8
Спириин Н.А., Гилёва Л.Ю., Лавров В.В., Истомин А.С., Гурин И.А., Бурькин А.А., Щипанов К.А. Оптимизация распределения природного газа в доменном цехе при изменении параметров плавки	6

Фомин С.Я., Силакова Ю.В. Диалоговая процедура оперативного планирования технологических операций сложного многооперационного производства	5
Черменёв Е.А., Меркер Э.Э., Степанов В.А. Разработка математической модели нагрева и плавления железорудных окатышей в дуговой печи	1
Ячиков И.М., Костылева Е.М. Математическое моделирование формы дуг при их электромагнитном взаимодействии. Сообщение 1	1
Ячиков И.М., Костылева Е.М. Математическое моделирование формы дуг при их электромагнитном взаимодействии. Сообщение 2	5

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Ансимов А.А., Меркер Э.Э. Влияние температурного режима обжига известняка во вращающейся печи на показатели качества извести	9
Антонов В.П. Создание оптимальной конусности для обеспечения направленного затвердевания отливки	12
Благодарцев И.В., Шемшурова Н.Г. О моделировании процесса формовки трубы треугольного поперечного сечения из круглой ...	2
Быстров В.А., Вуцан Е.С., Дьяков П.К., Вдовин Н.В. Возможности обновления металлургического оборудования в условиях неопределенности и риска	8
Деев В.Б., Прохоренко А.В., Пономарева К.В. Содержание неметаллических включений в алюминиевых сплавах при изменяющихся температурных режимах плавки и заливки	2
Джимо С.О., Лозович А.В., Загайнов С.А. Исследование возможности управления тепловой работой периферийной зоны доменной печи	7
Макаров А.В., Тагильцев-Галета К.В. Анализ работы предохранительных устройств дробильных машин	6
Непряхин С.О., Шилов В.А., Шварц Д.Л. Новый метод расчета формоизменения металла и энергосиловых параметров при прокатке в универсальном балочном калибре	5
Нурмаганбетова Б.Н., Кель И.Н., Жданов А.В. Оценка влияния добавки различных видов флюсов на химический состав хромового агломерата	9
Орлов Г.А., Орлов А.Г. Учет деформационного разогрева при холодной прокатке труб	9
Ощепков Д.И., Кулагин Н.М. Пикнометрически-манометрический метод измерения плотности жидкостей	2
Пашнин С.С., Меркер Э.Э. Прогнозирующая модель обезуглероживания и определения потерь металла с угаром при нагреве литой заготовки в нагревательной печи	5
Пузанов М.П., Шилов В.А., Михайленко А.М. Влияние диаметра прокатных валков на магнитные свойства электротехнической анизотропной стали	9
Радюк А.Г., Титлянов А.Е. Испытание воздушных фурм доменных печей с борсодержащими обмазками	9
Радюк А.Г., Титлянов А.Е. Совершенствование работы воздушных фурм доменных печей напылением газопламенных покрытий	5
Феоктистов А.В., Модзелевская О.Г., Бедарев С.А. Определение относительной прочности твердого топлива при различном соотношении содержаний кокса и антрацита в топливных колошах в шахтных печах	12
Чайка А.Л., Сохацкий А.А., Москалина А.А. Эксергетический анализ доменной плавки с использованием пылеугольного топлива	4
Хижняк В.Г., Аршук М.В., Дацюк О.Э. Диффузионное титаноалюмосилицирование стали 12Х18Н10Т в порошках при пониженном давлении	7
Шморгун В.Г., Богданов А.И., Таубе А.О. Комплексная технология получения покрытий из алюминидов никеля на поверхности стальных деталей	5

ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ
«НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»
к 80-летию Эдуарда Викторовича Козлова

Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Алсараева К.В. Формирование структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в объемно закаленных рельсах специальных категорий	6
Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Кушнаренко В.М., Ганеев А.В. Конструктивная прочность и коррозионная стойкость наноструктурированной стали 10	6
Власов И.В., Панин С.В., Сергеев В.П., Нейфельд В.В., Овечкин Б.Б. Влияние ионно-лучевой обработки Zr ⁺ на структуру и усталостную долговечность стали 30ХГСН2А	12
КОЗЛОВ ЭДУАРД ВИКТОРОВИЧ	6
Лотков А.И., Батурин А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И., Тимкин В.Н. Влияние равноканально-углового прессования на измельчение зерна и неупругие свойства сплавов на основе никелида титана	12
Мейснер Л.Л., Нейман А.А., Лотков А.И., Семин В.О., Остапенко М.Г. Особенности изменения структуры фазы В2 в поверхностном слое никелида титана после импульсного электронно-пучкового воздействия	8
Мильман Ю.В., Козырев Д.В. О механизмах деформации в аморфных металлических сплавах	8
Милюкина С.Н., Рубаник В.В., Рубаник В.В. (мл.), Андреев В.А. Разработка технологии получения ортодонтических дуг из титан-никелевых сплавов	6
Морозов М.М., Потекаев А.И., Клопотов А.А., Маркова Т.Н., Клопотов В.Д. Сплавы на основе палладия. Кристаллогеометрические и кристаллохимические параметры	12
Муравьев В.И., Лончаков С.З., Пицк В.С. Анализ структурных преобразований в зонах локального катастрофического разрушения трубопроводных систем переработки нефтепродуктов	10
Полетика И.М., Крылова Т.А., Тетюцкая М.В. Структура и свойства наплавленных покрытий с наноструктурированным поверхностным слоем	10
Санников А.В., Полетаев Г.М., Микрюков В.Р., Старостенков М.Д., Сосков А.А. Атомная структура и диффузионная проницаемость межфазных границ Ni–Al, Cu–Au, Ni–γFe	8
Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Козлов Э.В., Конева Н.А., Быкова Н.В. Микроструктура, поля внутренних напряжений и акустические характеристики металла разрушенного ротора паровой турбины	10
Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Соловьев А.Н., Старенченко В.А. Ориентационная зависимость термоактивационных характеристик ползучести монокристаллов сплава Ni ₃ Ge	10
Sannikov A.V., Poletaev G.M., Mikrakov V.R., Starostenkov M.D., Soskov A.A. Atomic structure and diffusion permeability of Ni–Al, Cu–Au, Ni–γFe interface boundaries	8
Институту физики прочности и материаловедения Сибирского Отделения российской академии наук – 30 лет	8
К юбилею Юсфина Ю.С.	7
К 80-летию со дня рождения В.Я. Дашевского	1
К 80-летию со дня рождения Анатолия Григорьевича Свяжина	11
К 75-летию со дня рождения Александра Васильевича Зиновьева	11
К 70-летию Анатолия Григорьевича Чернятевича	2
К 70-летию П.С. Харлашина	8
К 75-летию Николая Михайловича Кулагина	12
Поздравление к 90-летию Вули Аршаковича Григоряна	3
110 лет со дня рождения Целикова Александра Ивановича	5

INDEX OF ARTICLES

“IZVESTIYA VUZov. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY” FOR 2014. VOL 57

Authors. Title	No.	Authors. Title	No.
RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY			
Druginin G.M., Zajnullin L.A., Kazyaev M.D., Spirin N.A., Yaroschenko Yu.G. Resource and energy problems of ferrous metallurgy (in order of discussion)	1	Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Thermodynamic model of associated solutions with positive deviations from the Raoult law	9
Kadach M.V., Gamin Yu.V., Solonin A.N., Pozdnyakov A.V. Profiling the round tube into the hexagon from high boron content steel ...	11	Bronz A.V., Kaputkin D.E., Kaputkina L.M., Kindop V.E., Svyazhin A.G. Mechanical and physical properties of cast Fe – Mn – Al – C – N alloys	11
Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfi n Yu.S. Production of manganese ferroalloys from domestic manganese ores	9	Deev V.B., Selyanin I.F., Ponomareva K.V., Yudin A.S., Tsetsorina S.A. Thermospeed machining of aluminum alloys by gasified modulus casting	4
Panova V.F., Panov S.A., Karpacheva A.A. Metallurgical waste for colored cement. Slag bleaching mode	10	Dmitrienko V.I., Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Dmitrienko A.V. Phase transformation and metallurgical properties of Barium-strontium modifier research	6
Panova V.F., Panov S.A., Karpacheva A.A. Metallurgical waste for production of colored cement. Composite optimization of the decorative cement on the basis of bleached slag	12	Drozov V.O., Cherepanov A.N. About the melting temperature of coating layer on the refractory nanoparticle	2
Yur'ev B.P. Study of thermophysical properties of blast furnace slag during its thermal treatment	11	Eron'ko S.P., Oshovskaya E.V., Yushchenko M.V., Starodubtsev B.I. Experimental researches of working parameters of spiral screws for dispensing of slagging mixtures in molds of continuous casting machines	9
THE RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES IN THE STEEL INDUSTRY		Feyler S.V., Protopopov E.V., Chernyatevich A.G. The improved technology of combined blowing of a converter bath with oxygen and indifferent gas	4
Gertsyk S.I., Tuktarov D.B. Estimating the concentration of nitrogen oxides in combustion products	5	Feyler S.V., Protopopov E.V., Chernyatevich A.G., Kalinogorskiy A.N., Bagryantsev V.I. Analysis of application of vortex motion for fere-resistant coatings on the vessel lining	8
Isakova N.S., Hil'ko A.A., Simonjan L.M. The research of dust formation during the arc heating of metals	3	Feoktistov A.V., Modzelevskaya O.G. The analysis of the forces acting on a coke packing or coal fuel nozzle into small diameter shaft furnaces (cupola)	4
Khilko A.A., Simonyan L.M., Glinskaya I.V., Teselkina A.E. Features of study composition of the electric steel dust	1	Feoktistov A.V., Modzelevskaya O.G., Bedarev A.S., Kutsenko A.A. The peculiarities of physical modelling of heat-exchange and aerodynamical parameters in the cupola process	10
Krasnyanskaya I.A., Podgorodetskiy G.S., Paderin S.N. Kinetic analysis of defosphoration process of synthetical oxide melts	7	Feoktistov A.V., Chernyatevich A.G., Protopopov E.V., Chubina E.A., Kramar' N.S., Kramar' V.S. High-temperature modeling of gas flow and coke in a combustion zone of cupola furnace	6
Polyah O.A., Rudneva V.V., Yakushevich N.F., Galevskiy G.V., Anikin A.E. Application of technogenic waste of metallurgical plants for the production of silicon carbide	8	Filippova M.V., Peretyat'ko V.N., Fedorov A.A., Klimov A.S. Punching forgings «crosspiece» from ball blanks	8
Schiryayeva E.V., Podgorodetskiy G.S., Malysheva T.Ya., Detkova T.V., Gorbunov V.B. Effect of low-alkaline red mud on the composition and structure of sintering mix of iron concentrates with different genesis	9	Golubev V.B., Kasymova I.V. Hydrodynamic characteristics of melt motion in the channels of mold	10
METALLURGICAL TECHNOLOGIES		Gushchin V.N., Ul'yanov V.A., Balan S.A. Features of supply of the melt in molds of the billets	11
Akberdin A.A., Kim A.S., Zinyakova O.N. Improvement of production technology of chromite pellets	9	Kabakov Z.K., Pavzderin A.I., Kozlov G.S., Gabelaya D.I. Determination of the effective heat capacity of carbon steel	2
Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya., Sprygin G.S., Leont'ev L.I. Oxygen Solubility in a Niobium-Containing Fe – Ni Melts	7	Kashlev I.M., Sidorov A.V., Nokhrina O.I. The choice of the reducing agent in the manufacture of silicon-manganese	12
Amdur A.M., Lkhamsuren M., Pavlov V.V., Barnasan P. Relationship between structure and thermodynamical activity of carbon black	6	Kharlashin P.S., Bondar V.I. The influence of arsenic on the resistance of low-carbon and low-alloyed steels against atmospheric corrosion. Part 1	4
Anuchkin S.N., Burtsev V.T., Samokhin A.V. Features behavior of tin, dissolved in the liquid iron by reaction with exogenous refractory nanophase	7	Kharlashin P.S., Bondar' V.I. The influence of arsenic on the resistance of low-carbon and low-alloyed steels against atmospheric corrosion. Part 2	6
Ashkeev Zh.A. The research of a stressed state by an asymmetrical rolling of a band in rolls with a reverse taper	2	Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Roor A.V., S.N. Starovatskaya S.N., Igushev V.F. The influence investigation of the introduction of carbon-fluorine containing additives in flux OK 10.71 on the properties of 10HSND steel welds	2
Babenko A.A., Istomin S.A., Protopopov E.V., Sychev A.V., Ryabov V.V. Viscosity of CaO – SiO ₂ – Al ₂ O ₃ – MgO – B ₂ O ₃ slag system	2	Kozyrev N.A., Titov D.A., Starovatskaya S.N., Kozyreva O.E., Schurupov V.M. The influence of the introduction of the charge flux-cored wire system with C – Si – Mn – Cr – V – Mo carbon-fluorine-containing additives and nickel	4
Belyanchikov L.N. Metallo-physical and physico-chemical aspects of the metallurgy of the chromium superalloys. Part I. Impurities in chromium. The principles of the dispersion strengthening of chromium-base alloys	9	Kozyrev N.A., Titov D.A., Starovatskaya S.N., Schurupov V.M., Goryushkin V.F. The influence of the introduction of the charge flux-cored wire system with C – Si – Mn – Cr – W – V carbonfluorine-containing additives and nickel	6
Belyanchikov L.N. Metallo-physical and physico-chemical aspects of the metallurgy of the chromium superalloys. Part II. Estimation of metallurgical processes thermodynamics in chromium-base melts	11	Kolikov A.P., Leletko A.S., Matveev D.B., Kulyutin S.A., Kadil'nikov S.V. Investigation of residual stresses in welded pipes	11
Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Analysis of the thermodynamic properties of condensed silicide	6	Korotkov V.A. Proactive repairs in steel industry	8
Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Forecasting of thermodynamic properties of liquid intermetallic solutions	7		

Kotelnikov G.I., Movenko D.A., Pavlov A.V., Motrenko S.A. The model of distribution of tensile and compressive stresses in metal around calcium-containing non-metallic inclusions in water media	3
Kryukov R.E., Bendre Yu.V., Kozyrev N.A., Osetkovskii I.V., Goryushkin V.F. Redox processes in welding with carbon containing flux	10
Lekhov O.S. Study of stress-strain state of the rolls during rolling of band-beam in the stands of universal beam mill	10
Lekhov O.S. Study of stress-strain state of rolls-band system at rolling of broad-flanged beam in stands of universal beam mill. Report 2	12
Lykasov A.A., Ryss G.M., Borodin I.S. Iron reduction from slag of sulphuric melting by the products of carbon gasification	1
Lyamkin S.A., Semenova N.S. Mechanism and kinetics of Fe_2O_3 reduction from silicate melt by carbon monoxide	2
Maximov A.B. Destruction of the thermally reinforced steel	5
Nozdrin I.V., Shiryayeva L.S., Rudneva V.V., Galevsky G.V. Investigation of changes in the composition, structure and dispersion of chromium carbonitride during storage and heating in gas media	2
Nozdrin I.V., Shiryayeva L.S., Rudneva V.V., Galevsky G.V. The application of electron microscopy for the assessment of raw materials and products of the plasma synthesis of boron-carbon-chromium compounds	4
Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Dmitrienko V.I., Golodova M.A., Efimenko Yu.A. Carbon and silicothermal reduction of elements from oxides of converter vanadium slag	2
Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Dmitrienko V.I., Golodova M.A., Osipova Yu.A. The experimental research of process of integrated microalloying of steel by vanadium and nitrogen	10
Pavlovets V.M. Development of principles of forced nucleation in the production process of iron ore pellets	10
Piptyuk V.P., Krikent I.V., Samokhvalov S.E., Grekov S.V., Kaba-kov D.Yu. Assessment of magnitude and impact of electromagnetic forces in bath of ladle – furnace AC	9
Poluboyarov V.A., Korotaeva Z.A., Zhdanok A.A., Kuznetsov V.A., Stepanova N.V. Intramold modification of cast iron. Study of the influence of modifiers based on silicon carbide on the processes of crystallization of grey cast iron. Report 1	6
Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Zapol'skaya E.M., Maksakova K.E., Degtyar' V.A. Research on high-temperature decarburization of alum-periclase-carbon ladle refractories	12
Protopopov E.V., Chernyatevich A.G., Feyler S.V., Sigarev E.N. New technologies for slag skull application on converter lining	6
Pyhteeva K.B., Tleugabulov B.S. Study of the nature of the vanadium volatilization from blast furnace at smelting titanomagnetites	6
Rahmanov S.R. Optimization of process dynamics press roll billets firmware	4
Rudenko A.L. The analysis of patterns of interphase sulfur distribution in the injection treatment of iron with magnesium	8
Savinov A.S., Andreev S.M., Tuboltseva A.S., Sinitskii E.V. The calculation of the temperature field of «sand and clay form – cast» system	4
Samoilovich Yu.A. Calculation of temporal and residual voltage during the electrohardening of forming rolls	11
Samusev S.V., Tovmasyan M.A., Hlybov O.S., Drozdov L.V., Kerentsev D.E. Experimental research photogrammetry method for the forming of pipe billet on the edge-bending press sector of the line TESA 1420	5
Selyanin I.F., Deev V.B., Kutsenko A.I., Kutsenko A.A., Prikhodko O.G. Thermodynamic parameter of activity. Relation to the parameters of the energy spectrum of bonding electrons in metallic solutions	2
Serebryakov A.V., Serebryakov A.V., Burkin S.P. Analysis of adhesive interaction system carbide (oxides, nitrides) – ferrous metal	1
Simachev A.S., Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N., Peretyat'ko V.N., Bazaikin V.I. Research of high-temperature plasticity of crystallization zones in continuously cast ingots of rail steel EH76F	10
Smirnov A.N., Efimova V.G., Kravchenko A.V. Study conditions of non-metallic inclusions flotation during argon injection if liquid bath tundish CCM. Report 2	1
Smirnov A.N., Efimova V.G., Kravchenko A.V., Pismarev K.E. Study conditions of non-metallic inclusions flotation during argon injection of liquid bath tundish CCM. Report 3	3
Sterligov V.V., Shadrintseva D.A. Influence of structure of thermal insulating materials on the coefficient of thermal conductivity	2
Tataru A.S., Potemkin V.K., Kavalla R., Lukin A.S., Dolgov A.V. The production opportunities of the hot-rolled dual-phase steel with single-stage cooling on the runoff table of hot-rolling mill 2000 at JSC «NLMK»	7
Temlyantsev M.V., Filippova M.V., Peretyatko V.N., Kononov S.V. Hot deformation inhomogeneity of austenitic steel	4
Tokovoi O.K., Shaburov D.V. Study of nonmetallic phase in austenitic stainless steel	12
Tyurin V.A., Sapunov A.L. Phenomenological features of rainfall tapered cylindrical workpiece and flat dies. Report 1	3
Umanskii A.A., Kadykov V.N., Mart'yanov Yu.A. Mathematical modeling of the stress-strain state of the metal rolling in bar calibers	2
Shevchenko A.I. Non-destructive control of quality of adhesion of coverage on cast-iron by surface ultrasonic waves	5
Schiryayeva E.V., Podgorodetskiy G.S., Malysheva T.Ya., Gorbunov V.B., Zavodyaniy A.V., Schapovalov A.N. Influence of low alkaline red mud on the properties and microstructure of the agglomerates from the charge materials JSC «Ural steel»	1
Vasilev Ya.D., Zavgorodniy M.I., Samokish D.N. The investigation of the maximum position in contact normal stresses relative to the neutral plane by the cold rolling	4
Vdovin K.N., Melnichuk E.A., Nefedov A.V., Tochilkin V.V. Development of elements receiving chamber of CCM intermediate ladles	3
Yavoiskii A.V., Khisamutdinov N.E., Belov V.V. Basic oxygen converter process with pulsating top and bottom blowing	7
Yakubaylik E.K., Kilin V.I., Ganzhenko I.M., Chizhik M.V., Kilin S.V. The laboratory investigations of wet magnetic separation of the primary concentrates from the Siberian iron-ore deposits	2
Zykova A.P., Lychagin D.V., Chumaevskii A.V., Kurzina I.A., Novomeiskii M.Yu. Influence of modifying of cast iron SCH25 (Russian grade) with ultrafine powders of refractory metal oxide and cryolite on structure, mechanical properties and fracture	11

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

Agapitov E.B., Vdovin K.N., Volkov S.J. Modeling and calculation of structures of cast parts of centrifugal gravel and groundwater pumps to optimize their geometry and the development of new chemical composition of the alloy. Part 1	3
Agapitov E.B., Vdovin K.N., Volkov S.J. Modeling and calculation of structures of cast parts of centrifugal gravel and groundwater pumps to optimize their geometry and the development of new chemical composition of the alloy. Part 2	5
Bol'shakov V.I., Bucukin V.V. Features of beats in electromechanical drive with clearances in elastic coupling	5
Bystrov V.A., Dyakov P.K., Umanets A.G. Operating conditions and wear of hot metal mill rolls	5
Glukhov L.M., Gerasimova A.A., Radjuk A.G. Restoration of metallurgical performance tool with laser melting slip coatings	1
Kuznetsova N.P., Krayushkin N.A. Research of thermal modes of solidification in semi-continuous casting round steel ingots for the production of seamless tubes	3
Koptelov R.P., Konashkova A.M. Automatic choice of quadrature order for efficient evaluation of surface view factors	3
Nikitin A.G., Laktionov S.A., Vitushkin A.V. The power analysis of the process of crushing machine with translational motion of the jaw	6
Nikitin A.G., Tagiltsev-Galetka K.V. Mathematical model of determining the position of uncrushed piece in the crushing chamber crusher with a complex movement cheeks	8
Nikitin A.G., Chaynikov K.A. The influence of gaps in bearings on the reliability of the roll crusher	4
Samusev S.V., Ljuskin A.V., Romancov A.I., Zhigunov K.L., Fortunatov A.N. Research of the deformation zone on stepwise molding press in conditions of JSC «Cherepovets pipe-rolling plant»	3
Sokolov A.K. On the production of heating furnaces with minimum fuel consumption	3
Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N., Baranchikov K.V. Study of distortion of cross-section continuously cast slabs	1

Yachikov I.M., Zalyautdinov R.Yu. The research of magnetic field of metal in DC arc furnace with different forms of busbars to the bottom electrode	3
Zhigulev G.P., Samusev S.V., Fadeev V.A., Faizulaev F.H. Calculation of energy-power parameters of bending process in production of welded pipes for gas pipelines	7

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Akberdin A.A., Yusfi n Yu.S., Toymankulov T.B. Chart of equilibrium phase composition of Fe – Si – Mn – B	1
Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Oxygen solubility in titanium-containing Fe – Ni melts	11
Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Identification of associates in liquid binary solutions	11
Dashevskij V.Y., Aleksandrov A.A., Leontiev L.I. Thermodynamics of oxygen solutions at complex deoxidation of the Fe – Co melts	5
Gervas'ev M.A., Maslova O.V., Illarionova S.M., Romanova K.A., Zhilin A.S. Kinetics of bainite transformation of Cr – Ni – Mo steel with aluminum and silicon alloying	7
Grigor'chik A.N., Kukareko V.A., Belotserkovskii M.A., Byeli A.V. Structure and tribological properties of nitrogen ion modified thermal-sprayed coating obtained from 06X19H9T steel	2
Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F., Alsarava K.V. Structure phase states and defect substructure of differentially hardened rails	12
Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kosinov D.A., Konovalov S.V., Barannikova S.A. The structure of low carbon steel rolled sheets after mill scale removing	4
Ivanov Yu.F., Krysin O.V., Petrikova E.A., Teresov A.D., Klopotov A.A. Synthesis of the surface alloys by high-intensity pulsed electron beam treatment of the film/substrate system: structure and properties	8
Kaputkina L.M., Medvedev M.G., Prokoshkina V.G., Smarygina I.V., Syvazhin A.G. Influence of nitrogen alloying at strengthening and stability of austenite steel type Cr18Ni10	7
Kekalo I.B., Mogil'nikov P.S. The influence of spinning conditions on the quality of surface and magnetic properties of amorphous alloy ribbons $Co_{58}Fe_{35}Ni_{10}Si_{11}B_{16}$ with low magnetostriction	7
Khizhnyak V.G., Arshuk M.V., Datsyuk O.E. Diffusion coatings of titanium and aluminum barrier layer involving TiN on steel 12Cr18Ni10Ti	9
Konashkov V.V., Tsepelev V.S. Features of relaxation processes of amorphous melts on iron basis	1
Kosinov D.A., Barannikova S.A., Lebovskii B.M., Chinokalo V.Ya., Konovalov S.V. Effect of the method of removing rolled scale on the mechanical properties of low carbon steel	2
Krasnyanskaya I.A., Podgorodetskiy G.S. Experimental investigation of phosphorus behaviour in $CaO - SiO_2 - MgO - Al_2O_3 - P_2O_5$ oxide system	5
Laptev A.I. The classification of synthetic polycrystalline diamond "Ballas" and "Carbonado"	1
Laptev A.A., Belomlytsev M.Yu., Laptev A.I. Mechanical properties of nickel-silicon alloys	5
Lubimova L.L., Makeev A.A., Tashlikov A.A., Zavorin A.S., Fisenko R.N. Anomalous effects of thermal deformation of crystalline lattice of boiler steel as a criterion for evaluating the performance and the increase of service life	2
Makeev S.A., Zajtsev A.K. Thermodynamic simulation of iron reduction from liquid slag	3
Meisner L.L., Ostapenko M.G., Lotkov A.I., Gudimova E.Yu., Neiman A.A. Microstructure evolution in the modified subsurface layer of TiNi alloy under low energy high current pulsed electron beam	9
Murav'ev V.V., Kotolomov A.Yu., Baiteryakov A.V., Dedov A.I. The methodology of determining the grain size by acoustic structural noise of steel	11
Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu., Tsarkov A.A., Bazlov A.I., Solonin A.N. Influence of the ratio Ti/B on the microstructure and hardness of steel with high boron content	1
Rachimova U.A., Kveglis L.I., Noskov F.M., Otnyukov Y.V., Kalitova A.A. Structure peculiarities during plastic deformation in the contact zone of a metal with a weak solubility	4

Rubanic V.V., Rubanic V.V. (jr.), Bagrets D.A., Bobrov V.P. Microhardness measurement of TiN – TiNi composite obtained by ion-plasma deposition	4
Skrebkov A.M., Kuz'min Ju.D., Sekachjov A.O., Kachikov A.S., Terzi V.V. Dendritic liquation in iron alloys, depending on the mass of extension elements and their physical properties	9
Uritskii A.G., Redikul'tsev A.A., Smirnov S.V., Lobanov M.L., Rusakov G.M. Structure and texture formations edgewise of ferritic steel band by hot rolling	10

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Chermenev E.A., Merker E.E., Stepanov V.A. Development of mathematical model of a heating and fusion of iron-ore pellets in the arc furnace	1
Eremenko Yu.I., Poleshchenko D.A., Glushchenko A.I., Solodov S.V. The appliance efficiency estimation of PID-regulator parameters of neural optimizer for solving of control problem of metallurgical heating plants	7
Fomin S.Ya., Silakova Yu.V. Interactive operational planning procedure of the technical operations in the compound multioperational manufacturing	5
Klimovitsky M.D. Optimal metal heating management in complex "furnace – rolling-mill"	1
Lyakhovets M.V., Ivushkin K.A., Myshlyayev L.P., Chernyavskii S.V., L'vova E.I. The joint synthesis of the controlled object and control subsystem	12
Malikov G.R., Lisienko V.G., Titaev A.A. A new method for calculation of exchange areas in high temperature furnaces, based on discret transfer modelling	10
Onorin O.P., Spirin N.A., Pavlov A.V., Lavrov V.V., Istomin A.S., Buriykin A.A., Shchipanov K.A. Logical basis of recognition of deviations for blast-furnace production from normal	8
Spirin N.A., Gilyova L.Y., Lavrov V.V., Istomin A.S., Gurin I.A., Buriykin A.A., Shchipanov K.A. The optimization of natural gas distribution in a blast furnace when changing the parameters of melting	6
Yachikov I.M., Kostyleva E.M. The mathematical modeling of form of arcs with their electromagnetic coupling. Report 1	1
Yachikov I.M., Kostyleva E.M. The mathematical modeling of arcs' form during their electromagnetic coupling. Message 2	5

BRIEF COMMUNICATIONS

Ansimov A.A., Merker E.E. Effect of temperature mode of limestone calcination in a rotary furnace on lime quality	9
Antonov V.P. Formation of optimal taper for directional casting solidification	12
Blagodartsev I.V., Shemshurova N.G. About process modeling of molding of triangular cross-section pipes from the round ones	2
Bystrov V.A., Vucan E.S., D'aykov P.K., Vdovin N.V. Upgrading of metallurgical equipment in conditions of uncertainty and risk	8
Chayka A.L., Sokhatsky A.A., Moskalina A.A. Exergic analysis of blast furnace smelting with the use of pulverized coal	4
Deev V.B., Prokhorenko A.V., Ponomareva K.V. Nonmetallic inclusions in aluminum alloy under varying Temperature regime swimming and filling	2
Feoktistov A.V., Modzelevskaya O.G., Bedarev S.A. Determination of the relative strength of solid fuel with different ratios of coke and anthracite fuel bed in shaft furnaces	12
Jimoh S.O., Lozovich A.V., Zagainov S.A. Investigation of control opportunities for thermal performance of the peripheral zone of blast furnace	7
Khizhnyak V.G., Arshuk M.V., Datsyuk O.E. Diffusion powder Ti – Al-siliconizing of steel 12Cr18Ni10Ti under reduced pressure	7
Makarov A.V., Tagiltsev-Galetka K.V. Analysis of operation of safety devices crushers	6
Nepryakhin S.O., Shilov V.A., Schwartz D.L. New method of metal forming and power-energy parameters calculation under rolling in universal beam groove	5

Nurmaganbetova B.N., Kel' I.N., Zhdanov A.V. Estimation of influence of various types of fluxes on the chemical composition of chromite sinter	9	Morozov M.M., Potekaev A.I., Klopotov A.A., Markova T.N., Klopotov V.D. Alloys on the basis of palladium. Crystal geometry and crystal chemistry parameters	12
Orlov G.A., Orlov A.G. Accounting of deformation heating during cold rolling of tubes	9	Murav'ev V.I., Lonchakov S.Z., Pitsyk V.S. Analysis of structural changes in the zones of local catastrophic destruction of pipeline systems of oil refining	10
Oshchepkov D.I., Kulagin N.M. A pycnometric-manometrical measuring method of high-temperature liquid density	2	Poletika I.M., Krylova T.A., Tetyutskaya M.V. Structure and properties of deposited coatings with the nano-structured surface layer	10
Pashnin S.S., Merker Je.Je. Predictive model of decarburization and determination of metal loss with fumes during heating of cast billet in heating furnace	5	Sannikov A.V., Poletaev G.M., Mikrukov V.R., Starostenkov M.D., Soskov A.A. Atomic structure and diffusion permeability of Ni–Al, Cu – Au, Ni – γ Fe interphase boundaries	8
Puzanov M.P., Shilov V.A., Mikhailenko A.M. The influence of rolls' diameter on magnetic properties of grain-oriented electrical steel	9	Smirnov A.N., Ababkov N.V., Kozlov E.V., Koneva N.A., Bykova N.V. Microstructure, fields of internal stresses and acoustic characteristics of metal of destroyed steam turbine rotor	10
Radyuk A.G., Titlyanov A.E. The test of air tuyeres for blast furnaces with boron-containing coatings	9	Solov'eva Yu.V., Starenchenko S.V., Solov'ev A.N., Starenchenko V.A. Orientation dependence of creep thermoactivation parameters in Ni_3Ge single crystals	10
Radyuk A.G., Titlyanov A.E. Improvement of performance of air tuyeres for blast furnaces with gas-flame spraying of coatings	5	Valiev R.Z., Klevtsov G.V., Klevtsova N.A., Kushnarenko V.M., Ganeev A.V. Structural strength and corrosion resistance of nano-structured steel 10	6
Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Taube S.A. Complex technology of production of nickel aluminide coatings on the surface of steel parts	5	Vlasov I.V., Panin S.V., Sergeev V.P., Sunder Ramasubbu, Marushchak P.O. The influence of Zr^+ ion-beam processing on structure and fatigue durability of 30CrMnSiNi2 steel	12
Topical collection of articles “NANOSTRUCTURED MATERIAL SCIENCE” To the 80th anniversary of Kozlov Eduard Viktorovich		Congratulations on the 90th anniversary Wooley Arshakovich Grigoryan	
Gromov V.E., Volkov K.V., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsarayeva K.V. Formation of structure, phase composition and defect substructure in bulk quenched rails of special categories	6	For the 80th anniversary of the birth of Anatolii Svyazhin	11
Kozlov Eduard Viktorovich	6	For the 75th anniversary of the birth of Alexander Vasilyevich Zinoviev	11
Lotkov A.I., Baturin A.A., Grishkov V.N., Kopylov V.I., Timkin V.N. Influence of equal-channel angular pressing on grain refinement and inelastic properties of TiNi-based alloys	12	Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences – 30 years	8
Meisner L.L., Neiman A.A., Lotkov A.I., Semin V.O., Ostapenko M.G. Features of the B2 phase structure change in the NiTi surface layer after pulsed electron-beam impact	8	On the 70th Anniversary of Anatolii Grigoryevich Chernyatevich	2
Mil'man Yu.V., Kozyrev D.V. The deformation mechanisms in metal-like alloys	8	On the 70th anniversary of the P.S. Kharlashin	8
Miliukina S.N., Rubanik V.V., Rubanik V.V. (Jr.), Andreev V.A. The processing technology development of archwires from TiNi alloys	6	To the 80th anniversary of Yusfin Yu.S.	7
		To the 80 anniversary of the birth of Y.A. Dashevsky	1
		To the 75th anniversary of Nikolai Mikhailovich Kulagin	12
		110th anniversary of the birth of Tselikov Alexander Ivanovich	5

Над номером работали:

Юсфин Ю.С., *главный редактор*

Протопопов Е.В., *заместитель главного редактора*

Ивани Е.А., *заместитель главного редактора*

Олендаренко Н.П., *заместитель ответственного секретаря*

Потапова Е.Ю., *заместитель главного редактора по развитию*

Бащенко Л.П., *ведущий редактор*

Запольская Е.М., *ведущий редактор*

Расенец В.В., *верстка, иллюстрации*

Кузнецов А.А., *системный администратор*

Острогорская Г.Ю., *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 25.12.2014. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4436. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35