

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

# ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

---

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

---

№ 2, 2015

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 58

---

# ИЗВЕСТИЯ

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

### ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

**Главный редактор:** ЮСФИН Ю.С.

(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

**Заместитель главного редактора:** ПРОТОПОПОВ Е.В.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

**Ответственный секретарь:** ПОЛУЛЯХ Л.А.

(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

**Заместитель ответственного секретаря:** ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

#### Члены редакционной коллегии:

АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)

БЕЛОВ В.Д. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ГОРБАТЮК С.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ГУОИ ТАНГ (Китай)

ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «Ресурсосбережение в черной металлургии» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

ГРОМОВ В.Е. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ДУБ А.В., редактор раздела «Инжиниринг в черной металлургии» (Госкорпорация «Росатом», г. Москва)

КАВАЛЛА Р. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)

КОСЫРЕВ К.Л., редактор раздела «Металлургические технологии» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г. Москва)

КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва)

МЫШЛЯЕВ Л.П., редактор раздела «Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии» (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Высокопрочные стали для энергетики» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «Рациональное природопользование в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СОЛОДОВ С.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СПИРИН Н.А. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)

ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «Материаловедение и нанотехнологии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)

ЮРЬЕВ А.Б. (ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

#### 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»

# IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

## IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY

**Chief editor:** YUSFIN YU.S.

(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

**Deputy chief editor:** PROTOPOPOV E.V.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

**Responsible secretary:** POLULYAKH L.A.

(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

**Deputy responsible secretary:** OLENDARENKO N.P.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

### Editorial board:

ASTAKHOV M.V. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

ASHIHMIN G.V. (OJSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow)

BELOV V.D. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

VOLYNKINA E.P. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

GORBATYUK S.M. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

GUOI TANG (Kumau)

GRIGOROVICH K.V., Editor of the section "Resources Saving in Ferrous Metallurgy" (Baikoo Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

GROMOV V.E. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

DUB A.V., Editor of the section "Engineering in Ferrous Metallurgy" (State Corporation "Rosatom", Moscow)

KAVALLA R. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

KOLOKOL'TSEV V.M. (Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk)

KOSYREV K.L., Editor of the section "Metallurgical Technologies" (FSUE "TsNIIChermet named after Bardin I.P.", Moscow)

KURNOSOV V.V. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

LAZUTKIN S.S. (Group of Companies "MetProm", Moscow)

MYSHLYAEV L.P., Editor of the section "Information Technologies and Automatic Control in Ferrous Metallurgy" (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

NIKULIN S.A. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

PODGORODETSKIY G.S. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

PYSHMINTSEV I.YU., Editor of the section "High-strength Steel for Power Engineering" (Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk)

SIMONYAN L.M., Editor of the section "The Rational Use of Natural Resources in the Steel Industry" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Solodov S.V. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

SPIRIN N.A. (Ural Federal University, Ekaterinburg)

TEMLYANTSEV M.V. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

FILONOV M.R., Editor of the section "Materials Science and Nanotechnologies" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

SPEIDEL M. (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

YUR'EV A.B. (OJSC "EVRAZ WSMP", Novokuznetsk)

### 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@misis.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

### РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Бердников В.И., Гудим Ю.А.** Условия образования диоксинов при высокотемпературном сжигании хлорсодержащих материалов ..... 77

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Павловец В.М.** Исследование термостойкости железорудных окатышей, полученных при использовании теплосилового напыления влажной шихты ..... 83
- Лобанов М.Л.** Особенности азотирования технического сплава Fe – 3 % Si ..... 88
- Харлашин П.С., Куземко Р.Д., Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Харин А.К.** Моделирование присоединения шлака к сверхзвуковой струе при его раздувке в полости конвертера ..... 95
- Базайкин В.И., Темлянцева М.В., Бобров Б.Ю.** Напряжения начала протяжки цилиндрической заготовки при горячей ковке в комбинированных бойках ..... 100

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Степанова Е.Н., Чернов И.П., Булышко Д.Ю.** Формирование и деформационное поведение ультрамелкозернистого сплава Zr – 1Nb ..... 106

- Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Данилов В.И., Глухов И.А., Толмачев А.И.** Получение биоинертных сплавов в ультрамелкозернистом состоянии ..... 112
- Лыгденов Б.Д., Гурьев А.М., Козлов Э.В., Бутуханов В.А., Чжу Чинхуа** Формирование диффузионного слоя на рабочей поверхности инструмента, работающего в условиях динамического износа ..... 117
- Райков С.В., Капралов Е.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е.** Структура по глубине износостойкого покрытия, полученного электродуговым методом на стали ..... 121

### ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Девятченко Л.Д., Соколова Э.И.** Корреляция факторизованных условий труда и травматизма в черной металлургии ..... 127
- Щипанов К.А., Спиринов Н.А., Буркин А.А., Косаченко И.Е., Онорин О.П.** Технологические особенности и программное обеспечение расчета задувочной шихты доменной печи ..... 134

### КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Никитин А.Г., Тагильцев-Галета К.В.** Система аварийного управления дробильного агрегата ..... 140
- Салина В.А., Байсанов С.О.** Экспериментальные исследования получения комплексного ферросплава нового поколения ..... 142

---

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 2

---

## CONTENTS

### THE RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES IN THE STEEL INDUSTRY

- Berdnikov V.I., Gudim Yu.A.** Conditions for formation of dioxins at high-temperature combustion of chlorine-containing materials ..... 77

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Pavlovets V.M.** Thermal stability analysis of iron-ore pellets produced using the technology of heat-spraying of wet charge ..... 83
- Lobanov M.L.** Nitriding peculiarities of Fe – 3 % Si technical alloy ..... 88
- Kharlashin P.S., Kuzemko R.D., Protopopov E.V., Feiler S.V., Kharin A.K.** Simulation of slag attachment to supersonic jet at its blowing in cavity of converter ..... 95
- Bazaikin V.I., Temlyantsev M.V., Bobrov B.Y.** Strains of drawing initiation of cylindrical billet at the hot forging in combined anvil blocks ..... 100

### MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

- Grabovetskaya G.P., Mishin I.P., Stepanova E.N., Chernov I.P., Bulynko D.Yu.** Forming and deformation behavior of the ultrafine-grained Zr – 1Nb alloy ..... 106

- Sharkeev Yu.P., Eroshenko A.Yu., Danilov V.I., Glukhov I.A., Tolmachev A.I.** Forming of bioinert ultrafine-grained alloys ..... 112
- Lygdenov B.D., Gur'ev A.M., Kozlov E.V., Butukhanov V.A., Chzhu Chinkhua** Formation of diffusion layer on a working surface of a tool, working in the conditions of dynamic wear ..... 117
- Raikov S.V., Kapralov E.V., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E.** Depth structure of wear resistance coating on steel obtained by electric arc method ..... 121

### INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- Devyatchenko L.D., Sokolova E.I.** Correlation of factored working conditions and injuries in the steel industry ..... 127
- Shchipanov K.A., Spirin N.A., Burykin A.A., Kosachenko I.E., Onorin O.P.** Technological features and software calculations of blowing charge in blast furnace ..... 134

### BRIEF COMMUNICATIONS

- Nikitin A.G., Tagil'tsev-Galetka K.V.** Emergency control system of crusher ..... 140
- Salina V.A., Baisanov S.O.** Experimental researches of complex ferrosalloy new type production ..... 142

УДК 669.046:658.567

## УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ДИОКСИНОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СЖИГАНИИ ХЛОРСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

**Бердников В.И.<sup>1</sup>**, к.т.н., старший научный сотрудник (berdnikov-cher@mail.ru)

**Гудим Ю.А.<sup>2</sup>**, д.т.н., профессор

<sup>1</sup> ПК «Технология металлов»

(454106, Россия, г. Челябинск, ул. Косарева, 63)

<sup>2</sup> Южно-уральский государственный университет

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

**Аннотация.** При высокотемпературном (выше 1600 °С) сжигании хлорсодержащих отходов мгновенно разрушаются все органические соединения, в том числе диоксины, фураны, хлорфенолы и прочие. Последующее охлаждение хлорсодержащего газа до температур ниже 500 °С создает условия для вторичного синтеза диоксинов. Показано, что вероятность диоксинообразования в этом случае возрастает при повышении содержания кислорода, хлора и фтора в отходящем газе, но при снижении содержания серы в нем. Для эффективного подавления вторичного диоксинообразования необходимо проводить сжигание отходов при минимальном остаточном содержании кислорода в газе, а высокие содержания хлора и фтора снижать высокотемпературной (при 600 – 1000 °С) нейтрализацией газа химическими соединениями щелочных или щелочноземельных элементов (например, путем вдувания в газ порошкообразного карбоната натрия).

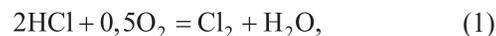
**Ключевые слова:** диоксины, высокотемпературное сжигание, хлорсодержащие материалы.

Диоксинообразные химические соединения (диоксины) представляют собой органические вещества с углеводородной основой, но дополнительно содержащие в своем составе хлор и кислород. Например, брутто-формула наиболее экологически опасного изомера тетрахлордibenzo-пи-диоксина имеет следующий вид:  $C_{12}H_4C_{14}O_2$ . Очевидно, что технологические процессы, в которых углеводородное сырье, содержащее хлор, сжигается посредством воздуха или кислорода должно обязательно контролироваться на наличие диоксинов в продуктах сжигания. Но этот контроль весьма сложный и дорогой. Поэтому для вновь разрабатываемых технологий сжигания должны заблаговременно находиться решения, исключающие возможность диоксинообразования.

В настоящее время интенсивно исследуют и отрабатывают методы переработки твердых бытовых отходов (ТБО), содержащих до 1 % хлора. Прежние технологии, основанные на использовании низкотемпературных агрегатов топчного типа, уже не устраивают по причине низкой производительности и невысокой экологической безопасности процесса. Поэтому предпринимаются попытки приспособить для этих целей высокотемпературные и высокопроизводительные металлургические агрегаты подового или шахтного типа – печь Ванюкова [1], агрегаты Ромелт [2] и Магма [3], а также установки плазменного типа [4] и др. Действующие на металлургических заводах системы газоочистки малоприспособлены для утилизации хлорсодержащих газов, и поэтому потребуется их проектировать заново.

О механизме диоксинообразования на сегодняшний день достоверно известно следующее. Хлор явля-

ется чрезвычайно активным химическим элементом и поэтому в свободном виде в природе не встречается, а преимущественно в форме прочных неорганических хлоридных соединений с щелочными или с щелочноземельными элементами (Na, K, Ca, Mg и др.). Органические диоксинообразные соединения присутствуют в сырьевых материалах в меньших количествах, но они также являются достаточно прочными и поэтому могут сохраняться неограниченно долго. При низкотемпературном (до 1200 °С) сжигании диоксины разрушаются в течение 2 с, при высокотемпературном (около 1700 °С) – в течение  $5 \cdot 10^{-6}$  с [5]. Кроме того, при высокотемпературном сжигании разрушаются все прочие хлорсодержащие соединения, образуя хлористый водород HCl и в небольшом количестве атомарный хлор Cl. Однако при последующем охлаждении продуктов сгорания в кислородсодержащей среде в диапазоне температур 200 – 450 °С происходит химическая реакция



известная в технической литературе как процесс Дикона (Deacon) [5]. В результате этой реакции образуется свободный хлор  $Cl_2$ , который при содействии некоторых природных катализаторов (хлоридов меди, железа и др.) запускает синтез диоксинов. Образовавшиеся кристаллы диоксина ассимилируются активной поверхностью пыли, содержащейся в газе. Считается, что быстрое охлаждение газа («закалка») в указанном интервале температур сможет предотвратить диоксинообразование.

Таким образом, при высокотемпературном сжигании опасно лишь вторичное диоксинообразование в процессе охлаждения продуктов сжигания (механизме «denova» [5]). Однако этой информации явно недостаточно для понимания всего процесса в целом. Например, неясно, почему нет четкой зависимости развития диоксинообразования от содержания хлора в перерабатываемых отходах, а также как диоксинообразование зависит от других химических процессов, одновременно происходящих при сжигании материалов.

Для решения этих вопросов может оказаться эффективным применение многокомпонентного термодинамического анализа (МТА) [6]. Такой анализ сравнительно простой термодинамической системы С–О–Н–Cl [7, 8] не смог прояснить ситуацию. Поэтому применили метод МТА к анализу системы, включающей 18 химических элементов, обычно присутствующих в ТБО. Для расчетов использовали рабочую программу и базу данных Tega [9], учитывающую для этой системы термодинамическую информацию по 780 химическим компонентам. Проведенные расчеты показали, что для установления основных закономерностей процесса достаточно рассмотрения упрощенной системы С–О–Н–N–S–Cl–F, учитывающей информацию лишь по 40 – 50 химическим компонентам. Принятую расчетную модель использовали для имитации поведения рабочего газа при охлаждении его с 1800 до 100 °С.

Элементарный состав газа при температуре 1800 °С должен соответствовать исходному элементному составу ТБО за вычетом элементных составов металла и шлака, образующихся в процессе сжигания, но с добавлением элементного состава окислителя (кислорода или воздуха) и топлива (природного газа, угля), если процесс сжигания не являлся автогенным. Содержание кислорода в газе должно быть таким, чтобы его хватило для дожигания оксида углерода, водорода и серы. При этом водород должен дожигаться не весь, а только тот, который не расходуется на обязательное образование в газе трех кислотообразующих компонентов – HCl, HF и H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (или H<sub>2</sub>S). Такое условие для определения потребного расчетного содержания O<sub>расч</sub> кислорода в газе можно отразить балансовым уравнением:

$$O_{расч} = \frac{32}{12}C + \frac{64}{32}S + \frac{16}{2} \left( H - \frac{1}{35,5}Cl - \frac{2}{32}S - \frac{1}{19}F \right) - m = 2,667C + 8H + 1,5S - 0,225Cl - 0,421F - m, \quad (2)$$

здесь символы химических элементов означают количества этих элементов в процентах по массе, а константа  $m = 0,3$  – поправку, связанную с дополнительным расходом кислорода по неучтенным маломасштабным химическим реакциям.

Исходя из этого, можно определить кислородный потенциал  $\phi$  газовой фазы, как отношение фактической концентрации O кислорода в газе к его расчетной:

$$\phi = \frac{O}{O_{расч}}. \quad (3)$$

Для окислительной газовой среды имеет место  $\phi > 1$ , для восстановительной –  $\phi < 1$ . Нейтральное ( $\phi = 1$ ) состояние труднодостижимо, и на практике вряд ли сможет быть реализовано.

В табл. 1 приведены характерные расчетные составы охлаждаемого газа. Кислородные составы 1 и 2 имеют незначительные отклонения от нейтрального состояния, а для составов 3 и 4 подобные отклонения составляют около 4 %. Низкое содержание азота в газе типично для процессов, где в качестве окислителя используется не воздух, а технический кислород. В табл. 2 для составов 1 и 2 приведены рассчитанные методом МТА содержания основных компонентов газа в начале и в конце охлаждения, а также на промежуточном (при 1000 °С) этапе. Аналогичные расчеты для составов 1 – 4 через каждые 50 – 100 °С периода охлаждения газа позволили установить химические реакции, происходящие в ходе охлаждения (табл. 3). Из представленных данных складывается следующая картина химического процесса.

Изначально при температуре 1800 °С в газовой среде всех типов в значительных количествах присутствует диоксид серы SO<sub>2</sub>, хлористый водород HCl и фтористый водород HF. Диоксид серы при охлаждении в окислительной газовой среде трансформируется в триоксид серы SO<sub>3</sub> и позже – в гидроксид серы H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (рис. 1, а), а при охлаждении в восстановитель-

Т а б л и ц а 1

Элементарный состав охлаждаемого газа

Состав	Содержание химических элементов, %									O <sub>расч</sub> , %	φ
	O	N	C	H	Cl	S	F	Na	Всего		
1	74,20	3,7	18,9	3,0	0,1	0,05	0,05	–	100	74,14	1,001
2	74,10	3,8	То же	–	То же	То же	0,999				
3	77,20	0,7	–/–	–/–	–/–	–/–	–/–	–	–/–	–/–	1,041
4	71,10	6,8	–/–	–/–	–/–	–/–	–/–	–	–/–	–/–	0,959
5	74,43	3,2	18,95	–/–	–/–	–/–	–/–	0,22	–/–	74,27	1,002

Таблица 2

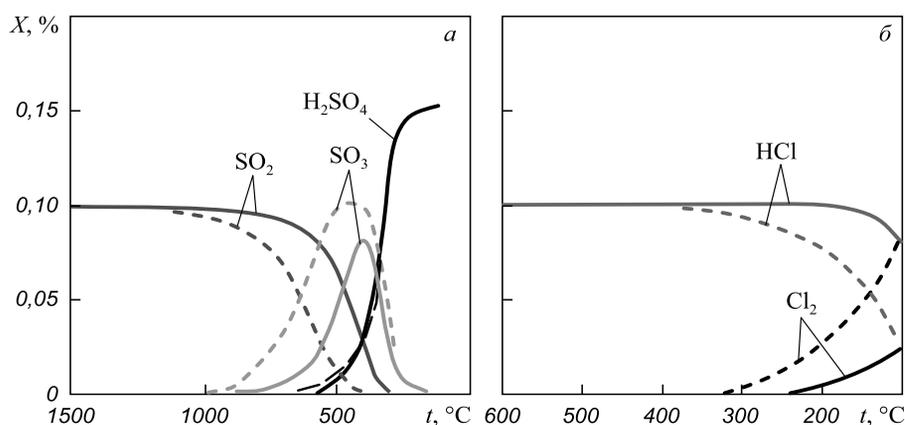
## Содержание химических компонентов в газе

$t, ^\circ\text{C}$	Содержание химических компонентов, %																
	O <sub>2</sub>	O	CO	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	OH	H <sub>2</sub> O	HCl	Cl	Cl <sub>2</sub>	SO <sub>2</sub>	SO <sub>3</sub>	H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	H <sub>2</sub> S	HF	N <sub>2</sub>	NO
Состав 1																	
1800	0,751	0,005	1,186	67,4	0,017	0,144	26,5	0,099	0,004	0	0,100	0	0	0	0,053	3,68	0,038
1000	0,031	0	0	69,3	0	0	26,8	0,103	0	0	0,100	0,001	0	0	0,053	3,70	0
100	0	0	0	69,3	0	0	26,7	0,079	0	0,023	0	0	0,153	0	0,053	3,70	0
Состав 2																	
1800	0,689	0,005	1,238	67,3	0,018	0,142	26,5	0,099	0,004	0	0,100	0	0	0	0,053	3,78	0,037
1000	0	0	0,077	69,1	0,003	0	26,7	0,103	0	0	0,100	0	0	0	0,053	3,80	0
100	0	0	0	69,3	0	0	26,7	0,103	0	0	0,004	0	0	0,046	0,053	3,80	0

Таблица 3

## Химические реакции в охлаждаемом газе

Химический процесс	Химические реакции	Температура протекания реакций, $^\circ\text{C}$ , для составов			
		1 ( $\varphi = 1,001$ )	2 ( $\varphi = 0,999$ )	3 ( $\varphi = 1,041$ )	4 ( $\varphi = 0,959$ )
Молизация диссоциатов	$2\text{O} = \text{O}_2$ ; $\text{OH} + \text{H} = \text{H}_2\text{O}$ ; $\text{H} + \text{Cl} = \text{HCl}$	1400 – 1800	1400 – 1800	1400 – 1800	1400 – 1800
Дожигание CO и H <sub>2</sub>	$2\text{CO} + \text{O}_2 = 2\text{CO}_2$ ; $2\text{H}_2 + \text{O}_2 = 2\text{H}_2\text{O}$	1000 – 1800	100 – 1800	1000 – 1800	100 – 1800
Образование H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	$2\text{SO}_2 + \text{O}_2 = 2\text{SO}_3$ ; $\text{SO}_3 + \text{H}_2\text{O} = \text{H}_2\text{SO}_4$	200 – 600	–	200 – 600	–
Образование Cl <sub>2</sub>	$4\text{HCl} + \text{O}_2 = 2\text{Cl}_2 + 2\text{H}_2\text{O}$	100 – 300	–	100 – 500	–
Образование H <sub>2</sub> S	$\text{SO}_2 + \text{H}_2 = \text{H}_2\text{S} + \text{O}_2$	–	300 – 1000	–	800 – 1500
Образование CH <sub>4</sub>	$4\text{H}_2 + \text{CO}_2 = \text{CH}_4 + 2\text{H}_2\text{O}$	–	–	–	100 – 600
Образование C <sub>конд</sub>	$2\text{CO} = \text{C}_{\text{конд}} + \text{CO}_2$	–	–	–	100 – 200

Рис. 1. Изменения концентраций химических компонентов  $X$  при охлаждении газа составов 1 (—) и 3 (---)Fig. 1. Changes in concentration of chemical compounds  $X$  at cooling of gas of the compounds 1 (—) and 3 (---)

ной среде – в сероводород H<sub>2</sub>S (рис. 2, а). Хлористый водород в газе восстановительного типа сохраняется в неизменном виде при охлаждении вплоть до 100  $^\circ\text{C}$ , а в газе окислительного типа взаимодействует с избыточным кислородом при температурах ниже 300  $^\circ\text{C}$ , образуя свободный хлор Cl<sub>2</sub> по химической реак-

ции (1) (рис. 1, б). Избыток недогоревшего водорода в газе восстановительного типа вызывает при пониженных температурах образование метана, а избыток оксида углерода – образование по реакции Белла-Будуара сажистого (конденсированного) углерода C<sub>конд</sub> (рис. 2, б). Хлористый фтор при охлаждении газа лю-

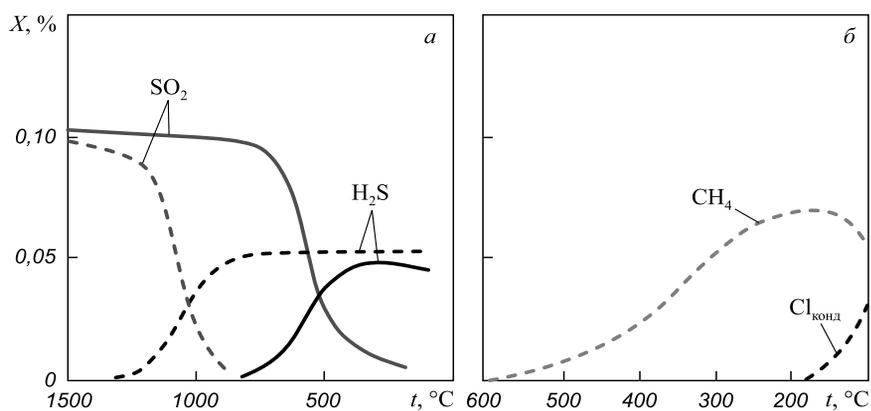


Рис. 2. Изменения концентраций химических компонентов  $X$  при охлаждении газа составов 2 (—) и 4 (---)

Fig. 2. Changes in concentration of chemical compounds  $X$  at cooling of gas of the compounds 2 (—) and 4 (---)

бого типа остается химически стойким и в реакциях не участвует.

Таким образом, подтверждается предположение [5], о том что образование свободного хлора возможно лишь в окислительной газовой среде. Но не подтверждается мнение, что пик этого процесса приходится на температуру 350 °С, так как термодинамические условия благоприятствуют непрерывному росту восстановления хлора вплоть до температуры 100 °С. Следовательно, при температуре ниже 350 °С нарастает кинетическое торможение процесса, и образование хлора идет на спад. Основная причина такого торможения состоит, по-видимому, в том, что температура плавления диоксида составляет величину, близкую к пиковой температуре – 320 – 325 °С. При этой температуре диоксин переходит из жидкой фазы в твердую, т.е. в кинетически менее активную фазу.

Также находит подтверждение и отмеченное в работе [5] отсутствие корреляции между содержанием хлора в отходах и результатами диоксинообразования. Из формулы (2) видно, что знаки у членов при хлоре и сере различаются, следовательно, эти вещества в газе являются конкурентами в «борьбе» за свободный кислород. Из отношения  $(0,225/1,5 = 0,15)$  коэффициентов при этих элементах следует, что одна массовая единица хлора может быть нейтрализована 0,15 массовыми единицами серы (рис. 3). Этим, например, объясняется тот факт, что при сжигании высокозольных углей, содержащих до 0,3 % хлора и значительное содержание серы, диоксины в продуктах сжигания не обнаруживаются. Из рис. 3 также следует, что результаты расчета совместного воздействия хлора и серы на процесс по балансовому уравнению (2) почти не отличаются от результатов полного точного расчета его методом МТА.

Наоборот, совпадение знаков членов при хлоре и фторе в выражении (2) свидетельствует о том, что они являются «союзниками» в связывании свободного во-

дорода. Это в свою очередь приводит к возрастанию в газе содержания свободного кислорода и, следовательно, к росту содержания свободного хлора. Сказанное подтверждается, например, расчетом значений кислорода и хлора при температуре 100 °С и следующем изменении состава  $I$ :

Состав $I$	O <sub>2</sub> , %	Cl <sub>2</sub> , %
Исходный (0,05 % F)	0,0006	0,0232
Скорректированный (0,10 % F)	0,0155	0,0503

Основным поставщиком фтора в отходы считаются полимерные материалы.

Выявленные таким образом основные особенности химического процесса сжигания отходов позволяют решить вопрос – как устранить или существенно снизить диоксинообразование без ущерба для остальных экологических показателей процесса.

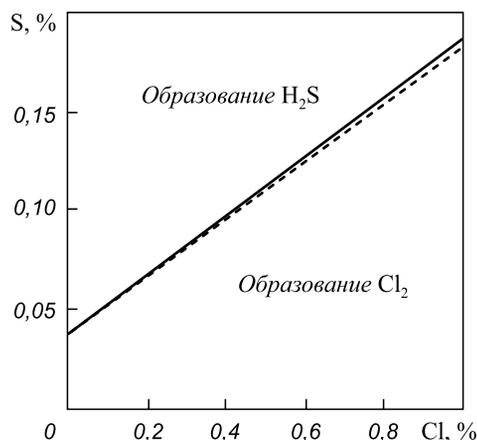


Рис. 3. Условия образования компонентов H<sub>2</sub>S и Cl<sub>2</sub> при температуре 100 °С в зависимости от содержания серы и хлора в отходах: — — расчет по методу МТА; --- — расчет по формуле (2)

Fig. 3. Conditions of formation of H<sub>2</sub>S and Cl<sub>2</sub> elements at 100 °C depending on sulfur and chlorine content in tailings: — — calculated using MTA method; --- — calculated using formula (2)

Содержание химических компонентов в газе, обработанного карбонатом натрия (состав 5) при температуре 100 °С

Безопасные компоненты, %		«Опасные» компоненты, %		Пыль в газе, %	
O <sub>2</sub>	0,05	Cl <sub>2</sub>	2·10 <sup>-18</sup>	NaCl	0,17
N <sub>2</sub>	3,20	HCl	4·10 <sup>-10</sup>	NaF	0,11
H <sub>2</sub> O	26,80	HF	8·10 <sup>-8</sup>	Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	0,22
CO <sub>2</sub>	69,40	H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	0	Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub>	0,05
Итого	99,45	Итого	8·10 <sup>-8</sup>	Итого	0,55

Переработка отходов с формированием восстановительной газовой среды действительно позволит полностью исключить диоксинообразование. Но, как показывает опыт газовых промыслов, возникнут серьезные проблемы с нейтрализацией конечных (сероводорода, метана, сажистого углерода, и при определенных условиях – аммиака) продуктов процесса. Поэтому наилучшим вариантом является сжигание отходов в так называемом «слабоокислительном» режиме. На практике это выражается организацией непрерывного мониторинга содержания кислорода в отходящем газе. При этом за норму следует принять содержание кислорода в газе около 1 %. Из работы [5] при O < 1 % диоксины в газе вообще не обнаруживаются.

Перспективы борьбы с диоксинообразованием посредством «закалки» газа неясны, поскольку кинетика этого процесса не изучалась. Некоторые возможности может предоставить корректировка состава исходной шихты, например, путем увеличения содержания серы в отходах. Но нейтрализация сернистых газов является столь же сложной операцией, как и нейтрализация хлорсодержащих газов.

Радикальное решение этого вопроса состоит в том, чтобы вообще не допускать хлор в газ или же существенно ограничить его количество в газе посредством нейтрализации химическими соединениями щелочных или щелочноземельных элементов. Загрузка этих химикатов непосредственно в отходы неперспективна – большая часть их, особенно щелочноземельных компонентов, при сжигании перейдет в шлак в форме оксидных, а не хлоридных соединений. Поэтому следует вводить их в поток отходящего газа при температурах 600 – 1000 °С. Наиболее приемлемые варианты подобной очистки газа от хлора следующие: мокрая очистка раствором гашеной извести Ca(OH)<sub>2</sub> или сухая очистка порошком кальцинированной соды Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>. Эти же реактивы также эффективно снижают содержания HF, SO<sub>3</sub> и H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> в газе.

В табл. 4 приводятся результаты расчета методом МТА остаточных концентраций компонентов газа состава 5 (табл. 1), определенного из условия введения в газ состава 1 дополнительно 0,5 % карбоната натрия. Очевидно, что в этом случае концентрация свободного хлора снижается до следов, а нейтрализация кислотообразующих газов сопровождается конденсацией пыли в газе, состоящей из соответствующего количества хлоридных, сульфидных и фторидных соединений. По величине остаточного содержания Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> можно судить о 90 %-м усвоении вводимого в газ порошкообразного реагента.

Приведенный расчет подтверждает и известное в химической практике наблюдение – из трех упомянутых кислотообразующих газов наименее стойким хи-

мическим соединением является H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, а наиболее стойким – HF. Поэтому в целом успешность нейтрализации кислых газов можно оценивать по величине остаточной концентрации фтористого водорода в отходящем газе. Следует добавить, что в газе могут образовываться еще два кислотообразующего компонента (HPO<sub>3</sub> и HBO<sub>3</sub>), но они крайне нестойкие, и уже при температуре 1800 °С отсутствуют в газе в нейтральном виде (NaPO<sub>3</sub>, KBO<sub>3</sub> и др.).

**Выводы.** Образование диоксинов при высокотемпературном сжигании хлорсодержащих материалов существенно зависит от величины кислородного потенциала отходящего газа, а также от концентраций серы и фтора в этом газе. Вероятность диоксинообразования может быть значительно снижена путем высокотемпературной (при 600 – 1000 °С) нейтрализации газа химическими соединениями щелочных или щелочноземельных элементов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Парецкий В.М., Камкин Р.И., Кузнецов А.В. и др. // Твердые бытовые отходы. 2009. № 9. С. 34 – 38.
2. Процесс Ромелт. Научное издание. / Под ред. А.В. Роменца. – М.: МИСиС, Руда и металлы, 2005. – 400 с.
3. Гудим Ю.А., Голубев А.А. // Экология и промышленность России. 2009. Февраль. С. 4 – 7.
4. Бернадинер М.Н., Бернадинер И.М. // Твердые бытовые отходы. 2011. № 5. С. 24 – 27.
5. Adding R., Olie K. // Environ. Sci. Technol. 1995. Vol. 29, no. 6, pp.1423 – 1435.
6. Термодинамические и теплофизические свойства продуктов сгорания Т. 1. / В.Е. Алемасов, А.Ф. Дрегаллин, А.П. Тишин, В.А. Худяков.– М.: ВИНТИ, 1972. – 266 с.
7. Безуглый В.К., Бондаренко Б.И. // Доклады Национальной АН Украины. 2009. № 7. С. 88 – 91.
8. Колесник В.В., Орлик В.Н., Олейник С.Ю., Рассоха А.В. // Украинский химический журнал. 2008. Т. 74. № 12. С. 82 – 86.
9. Трусов Б.Г. База данных «Тетра». – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007.

Поступила 24 сентября 2012 г.

## CONDITIONS FOR FORMATION OF DIOXINS AT HIGH-TEMPERATURE COMBUSTION OF CHLORINE-CONTAINING MATERIALS

**Berdnikov V.I.**<sup>1</sup>, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher*  
(berdnikov-cher@mail.ru)

**Gudim Yu.A.**<sup>2</sup>, *Dr. Sci. (Eng.), Professor*

<sup>1</sup> **Industrial company “Technologiya Metallov”** (63, Kosareva str., Chelyabinsk, 454106, Russia)

<sup>2</sup> **South Ural State University** (76, Lenin ave., Chelyabinsk, 454080, Russia)

**Abstract.** High-temperature (over 1600 °C) combustion of chlorine-containing waste immediately destroys all organic compounds including dioxins, furans, chloro-phenols and others. However, subsequent cooling of chlorine-containing gas to temperatures below 500 °C creates conditions for the secondary synthesis of dioxins. The study findings show that the probability of dioxin formation in this case rises with the increasing of oxygen, chlorine and fluorine contents with the concurrent decreasing of sulfur content in the waste gas. For the efficient suppression of secondary dioxin formation, waste should be incinerated at a minimum residual oxygen content in the gas whilst high contents of chlorine and fluorine should be reduced by high-temperature (at 600 – 1000 °C) gas neutralization by chemical compounds of alkaline or alkaline-earth elements (e.g. by injection of powdered sodium carbonate into the gas).

**Keywords:** dioxins, high-temperature combustion, chlorine-containing materials.

### REFERENCES

1. Paretskii V.M., Kamkin R.I., Kuznetsov A.V. etc. Waste combustion in melted slag. *Tverdye bytovye otkhody*. 2009, no. 9, pp. 34–38. (In Russ.).
2. *Protsess Romelt. Nauchnoe izdanie* [Romelt process. Scientific publication]. Romanets A.V. ed. Moscow: MISiS, Ruda i metally, 2005. 400 p. (In Russ.).
3. Gudim Yu.A., Golubev A.A. Non-waste technology of high-temperature utilization of unsorted solid waste products. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii*. 2009. February, pp. 4–7. (In Russ.).
4. Bernadiner M.N., Bernadiner I.M. High-temperature waste processing. Plasma energy source. *Tverdye bytovye otkhody*. 2011, no. 5, pp. 24–27. (In Russ.).
5. Adding R., Olie K. Mechanisms of formation and destruction of polychlorinated dibenzo-p-dioxins and dibenzofurans in heterogeneous systems. *Environ. Sci. Technol.* 1995. Vol. 29, no. 6, pp. 1423–1435.
6. Alemasov V.E., Dregalin A.F., Tishin A.P., Khudyakov V.A. *Termodinamicheskie i teplofizicheskie svoistva produktov sgoraniya. T. 1.* [Thermodynamic and thermophysical properties of combustion products. Vol. 1.]. Moscow: VINITI, 1972. 266 p. (In Russ.).
7. Bezuglyi V.K., Bondarenko B.I. Thermodynamic analysis of dioxin and furan-formations (TCCD and TCDF) in gaseous mixture O – C – H – Cl. *Doklady Natsional'noi AN Ukrainy*. 2009, no. 7, pp. 88–91. (In Russ.).
8. Kolesnik V.V., Orlik V.N., Oleinik S.Yu., Rassokha A.V. Thermodynamic analysis of dioxin-formation processes. *Ukrainskii khimicheskii zhurnal*. 2008. Vol. 74, no. 12, pp. 82–86. (In Russ.).
9. Trusov B.G. *Baza dannykh “Terra”* [Data base “Terra”]. Moscow: MGTU im. N.Ye. Baumana, 2007. (In Russ.).

Received September 24, 2012

УДК 669.162.12:622

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТОЙКОСТИ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ТЕПЛОСИЛОВОГО НАПЫЛЕНИЯ ВЛАЖНОЙ ШИХТЫ

*Павловец В.М., к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии (pavlovets.victormix@yandex.ru)*

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

**Аннотация.** Представлены результаты исследования термостойкости влажных железорудных окатышей, полученных по технологии теплосилового напыления влажной шихты на шихтовый гарнисаж окомкователя и на комкующиеся окатыши некондиционных размеров. В экспериментах участвовали окатыши, полученные по технологиям ЗНД (зародышеобразование напылением и доокомкование) и ЗОН (зародышеобразование, окомкование и напыление), имеющие структурную неоднородность по влагосодержанию. У первых было пониженное содержание влаги в центре окатыша, у вторых – в оболочке окатышей. Установили, что температуры трещинообразования и шокового разрушения существенно увеличиваются с уменьшением содержания влаги в центре (ЗНД) и в оболочке (ЗОН) окатыша по сравнению с традиционной технологией (ЗО). Выяснили, что при равенстве общего содержания влаги в окатышах, полученных по технологиям ЗНД и ЗОН, их температуры трещинообразования существенно отличаются. Причем границы соотношения влажностей поверхностного слоя и центральной части окатыша, достигаемые каждой технологией и непосредственно влияющие на параметры термостойкости, также отличаются друг от друга. В частности, структурная неоднородность окатышей по влажности, при которой минимальное количество влаги содержится в центральной зоне окатыша (технология ЗНД), обладает самым большим интервалом соотношения влажностей. У окатышей, полученных по технологии ЗНД в этом интервале соотношения влажностей, можно повысить температуру трещинообразования на 240 °С по сравнению с окатышами, сформированными по технологии ЗО (560 °С). У окатышей, полученных по технологии ЗОН, границы соотношения влажностей поверхностной и центральной частей существенно меньше. В этих границах изменение термостойкости по критерию трещинообразования не превышает 40 °С.

**Ключевые слова:** термостойкость, влажность, теплосиловое напыление, воздушношихтовая струя, напыленный слой, зародыши, оболочка окатышей, железорудные окатыши.

Данные о термостойкости окатышей необходимы для назначения режима сушки и оптимальных скоростей нагрева окатышей на начальной стадии процесса термообработки [1 – 3]. Повышение границ термостойкости в общем случае позволяет интенсифицировать процессы сушки и обжига, а также сформировать энергосберегающий режим термообработки. Поэтому поиск технологических решений, направленных на повышение температур трещинообразования и шокового разрушения, является актуальной задачей в области подготовки окучкованного сырья к металлургической плавке.

Механизмы трещинообразования и шокового разрушения при сушке железорудных окатышей, получаемых по традиционной технологии ЗО (зародышеобразование капельным орошением и окомкование в режиме переката), достаточно хорошо изучены [4 – 7]. Основной причиной трещинообразования и шокового разрушения окатышей является формирование объемно-напряженного состояния, превышающего предел прочности окатышей. Это состояние определяется градиентом влагосодержания и перепадом температур по сечению окатыша во время их сушки. Удаление влаги с поверхности окатыша вызывает неравномерную усадку окатыша, которую усиливает повышенное давление водяных паров, образующихся в центральной зоне окатышей. По данным работы [6] усадка офлюсованных

окатышей достигает 2,9 – 3,0 %. Наиболее опасное состояние возникает в начале сушки, когда удаляется капиллярно-связанная влага, поскольку связанность материала до образования сетчатых коагуляционных структур обеспечивается относительно слабыми капиллярными силами. В свою очередь, уменьшение влажности и повышение размеров окатышей увеличивают термостойкость [6, 7]. С ростом пористости и размеров частиц шихты термостойкость окатышей увеличивается, но одновременно с этим снижается прочность на сжатие и истираемость [5 – 7].

Можно предположить, что для повышения термостойкости необходимо создать такую структуру распределения влажности по сечению окатышей, которая привела бы к уменьшению градиента влагосодержания и исключила неравномерную усадку при их сушке. Одним из путей повышения термостойкости может быть формирование структуры окатыша с регламентированной влажностью по его сечению. Это возможно с использованием теплосилового напыления влажной шихты на гарнисаж окомкователя с получением плотного слоя в технологии принудительного зародышеобразования (технологии ЗНД) или на окатыши некондиционных размеров (технологии ЗОН). Технология ЗНД опирается на теплосиловое напыление влажной шихты на гарнисаж окомкователя с получением плотного

напыленного слоя шихты и формирование зародышей механическим делением этого слоя в холостой зоне тарельчатого окомкователя [8]. Зародыши, полученные по этой технологии, обладают регламентированными свойствами (плотностью, пористостью, влажностью). В частности, влажность зародышей регулируется изменением температуры сжатого воздуха, формирующего теплосиловое напыление влажной шихты. На заключительном этапе технологии ЗНД на поверхности зародышей, из которых в ходе зародышеобразования удалась до 0,5 – 5,5 % влаги, способом доокомкования в рабочей зоне окомкователя формируется оболочка окатыша с относительно постоянной влажностью, близкой к влажности шихты. Изменяя в процессе принудительного зародышеобразования размер зародышей и их влажность можно целенаправленно воздействовать на термостойкость всего окатыша, схема формирования которого на зародышах с пониженной влажностью по технологии ЗНД показана на рис. 1.

По второй схеме получения окатышей (технологии ЗОН) теплосиловое напыление влажной шихты осуществляется на мелкие окатыши некондиционных размеров диам. 3 – 13 мм, комкующиеся в рабочей зоне окомкователя, что позволяет сформировать на окатышах шихтовую оболочку с пониженной на 3,5 % влажностью [9]. При этом влажность центральной части окатыша остается относительно постоянной и близкой к влажности напыляемой шихты. Изменяя влажность напыленной оболочки окатыша и размер напыляемых окатышей, которые в этой технологии выполняют роль зародышей, можно целенаправленно воздействовать на термостойкость всего окатыша. Схема формирования окатышей с шихтовой оболочкой, полученной теплосиловым напылением влажной шихты, показана на рис. 2. Причем напыление шихты можно организовать на окатыши нисходящего слоя материалов, движущие-

ся в режиме переката, где есть возможность получения окатышей с симметрично расположенной оболочкой на их поверхности (рис. 2, а), удобной для анализа влажностной структуры. При напылении шихты на окатыши восходящего слоя материалов, перекат которых отсутствует и они совершают поступательное движение, также возможно формирование окатышей кондиционных размеров, но напыленная оболочка располагается несимметрично относительно центра напыляемого окатыша (рис. 2, б), что не совсем удобно для анализа влажности по сечению окатыша.

Таким образом, окатыши, полученные по технологиям ЗНД и ЗОН [10], можно условно отнести к двухслойным по содержанию влаги, поскольку они сформированы по двухступенчатой схеме, а окатыши, полученные по технологии ЗО, условно относятся к однослойным по содержанию влаги, поскольку получены по одноступенчатой схеме.

Целью настоящей работы является сравнительное исследование термостойкости влажных окатышей, полученных с использованием теплосилового напыления влажной шихты на поверхность комкующихся окатышей некондиционных размеров (ЗОН), и сформированных по технологии принудительного зародышеобразования (ЗНД), с термостойкостью окатышей, полученных по традиционной технологии (ЗО).

Для опытов использовали шихту на основе тейского железорудного концентрата (фракции менее 0,1 мм), содержащего 1 % бентонита в качестве связки. Средний размер  $d_{\text{ч}}$  частиц шихты составлял 0,068 мм. По технологии ЗНД первоначально получали зародыши кубической формы с размером граней 2 – 3, 9 – 10 и 12 – 13 мм и начальной влажностью, которую регулировали, меняя температуру сжатого воздуха при напылении шихты на гарнисаж. После этого зародыши доокомковывали, формируя на их поверхности оболочку окатышей, для этого поверхность

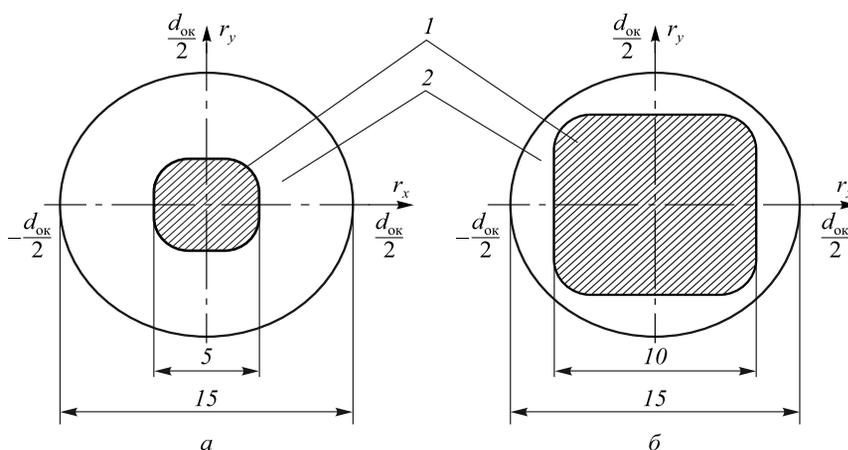


Рис. 1. Структура комбинированного окатыша, полученного по технологии принудительного зародышеобразования (заштрихованная область 1 принадлежит зародышам, незаштрихованная область 2 – оболочке окатышей)  
а и б – схема окатыша с зародышем размером  $h_{\text{зр}} = 5$  и 10 мм

Fig. 1. Structure of combined pellet, obtained by induced nucleation (shaded area 1 belongs to nucleus, not shaded area 2 – to pellet sheathing)  
а and б – scheme of pellet with nucleus of the size  $h_{\text{зр}} = 5$  and 10 mm

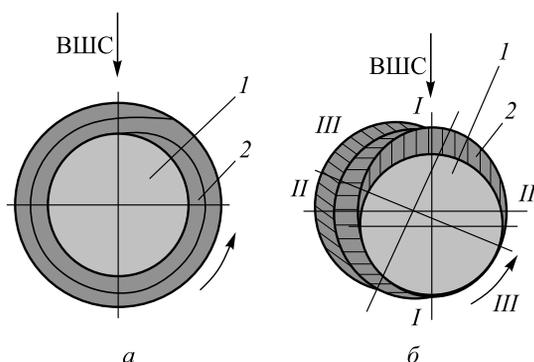


Рис. 2. Схема получения окатышей по технологии ЗОН, включающей формирование оболочки окатышей напылением шихты на комкующиеся окатыши нисходящего (а) и восходящего (б) слоев материала:

1 – комкующиеся окатыши некондиционных размеров; 2 – напыленный слой (оболочка окатышей); ВШС – воздушно-шихтовая струя; I, II, III – последовательность напыления шихты в восходящем слое материалов

Fig. 2. Scheme of pellets obtaining using ZON technology, including pellet sheathing formation by mixture spray on caking pellets of descending (a) and uprising (b) layers of material:

1 – caking pellets of unconditional size; 2 – sprayed coating (pellet sheathing); ВШС – air-mixture jet; I, II, III – sequence of mixture spraying in uprising layer of material

зародышей увлажняли и на нее подавали влажную шихту. Кондиционные окатыши диам. 15 – 16 мм содержали в центре зародыш, на который опиралась оболочка окатыша. Из всей массы (около 2 кг) полученных окатышей для определения термостойкости брали 20 окатышей, для анализа влажности использовали 10 окатышей. Для оценки результатов экспериментов использовали отношения  $W_{\text{пов}}/W_{\text{ц}}$  влажности поверхностного слоя к влажности центральной (зародышевой) части окатыша. Влажность зародышей, находящихся в центре окатыша, и оболочки окатыша определяли, отделяя оболочку от центральной части, учитывая, что центральная часть окатыша по размерам соответствовала размерам зародыша. Влажность проб шихты определяли по стандартной методике. Особенностью технологии ЗНД является то, что на мелких зародышах размером 2 – 3 мм трудно сохранить начальную влажность в центре окатыша при доокомковании, поскольку требовалось увлажнение их поверхности, поэтому соотношение  $W_{\text{пов}}/W_{\text{ц}}$  не превышало 1,25. Для окатышей, полученных на зародышах размерами 9 – 10 и 12 – 13 мм, это соотношение было выше и составляло 1,72 и 2,95 соответственно.

Для получения окатышей по технологии ЗОН использовали влажные окатыши некондиционных размеров диам. 9 – 10 и 12 – 13 мм, на поверхности которых формировали оболочку напылением влажной шихты в процессе работы тарельчатого окомкователя. Окатыши диам. менее 9 мм в экспериментах не использовали, так как напылением шихты на их поверхности трудно сформировать оболочку с пониженной влажностью. Для окатышей диам. 9 – 10 и 12 – 13 мм условно считали, что их влаж-

ность не меняется в процессе напыления, а влажность оболочки рассчитывали, зная ее массовую долю и влажность кондиционного окатыша диам. 15 – 16 мм. Для окатышей, полученных на зародышах диам. 9 – 10 мм, соотношение  $W_{\text{пов}}/W_{\text{ц}}$  не снижалось менее 0,62, а для окатышей, полученных на зародышах размером 12 – 13 мм, это соотношение достигало значения 0,75.

По традиционной технологии ЗО окатыши получали на тарельчатом окомкователе диам. 1,0 м, наклоненном к горизонту под углом 45°, и работающем с частотой 6 об/мин. Для этих окатышей влажность центральной части превышала влажность оболочки и находилась по соотношению  $W_{\text{пов}}/W_{\text{ц}} = 0,95$  ( $W_{\text{ц}} = 8,14\%$ ).

Методика определения термостойкости (температур  $t_{\text{т}}$  трещинообразования, °С, и  $t_{\text{ш}}$  шокового разрушения, °С) включала загрузку 20 окатышей в печь, предварительно нагретую до заданной температуры, и выдержку при этой температуре в течение 20 мин. После выдачи окатышей из печи и охлаждения их на открытом воздухе при температуре 20 °С визуально оценивали состояние окатышей, наличие трещин, частичное или полное разрушение окатышей. За величину  $t_{\text{т}}$  брали температуру, при которой хотя бы один окатыш имел трещины (рис. 3, а),

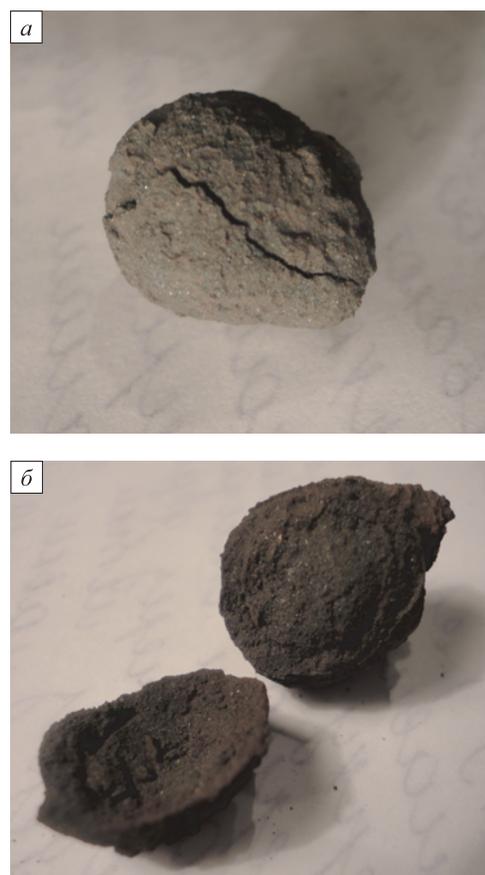


Рис. 3. Внешний вид окатышей, подвергнутого термическому разрушению:

а – трещинообразование; б – шоковое разрушение

Fig. 3 External view of pellets, subjected to thermal destruction: а – fracturing; б – shock erosion

а за параметр  $t_{ш}$  принимали температуру, при которой хотя бы один окатыш разрушался на несколько частей (рис. 3, б). Результаты экспериментов дублировали.

Результаты экспериментов по определению температуры трещинообразования показаны на рис. 4, а результаты определения температуры шокового разрушения приведены в таблице. Величина  $t_{ш}$  имеет достаточно большой разброс, поэтому итоговые значения в таблице представлены в виде интервала значений, соответствующих минимальному и максимальному значениям  $t_{ш}$ .

Установили, что самая низкая термостойкость ( $t_T = 540$  °С, рис. 4) и ( $t_{ш} = 700 - 760$  °С, таблица) получена для окатышей, сформированных по технологии ЗО. Эти окатыши содержат максимальное количество влаги, как в поверхностном слое, так и в центре гранулы, что непосредственно снижает границы термостойкости по вышеуказанному механизму. Для окатышей, полученных по технологий ЗНД при  $W_{пов}/W_{ц}$  более 1,0 и ЗОН при  $W_{пов}/W_{ц}$  менее 0,95 с использованием теплосилового напыления влажной шихты, общее содержание влаги существенно меньше, что закономерно повышает термостойкость окатышей. В частности, для образцов, полученных по технологии ЗНД, максимальное количество влаги сосредоточено в поверхностном слое окатышей, а уменьшение этого параметра в центральной части окатыша практически линейно повышает значение  $t_T$  до 800 °С ( $W_{пов}/W_{ц} = 2,95$ , рис. 4) и  $t_{ш}$  до 900 – 940 °С (таблица) для всех размеров зародышей. Чем больше размер последних, тем выше его массовое содержание в кондиционном окатыше и тем выше значения  $t_T$  и  $t_{ш}$  (рис. 4, таблица). Это объясняется меньшим количеством влаги и образующегося водяного пара в центральной части окатыша, что снижает плотность потока влаги, перемещающегося из центра

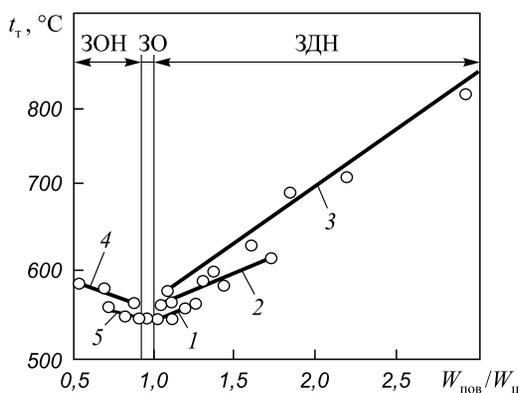


Рис. 4. Влияние отношения  $W_{пов}/W_{ц}$  на температуру трещинообразования. Высота грани зародышей в технологии ЗНД и диаметр напыляемых окатышей по технологии ЗОН, мм: 1 – 2 – 3; 2 – 9 – 10; 3 – 12 – 13; 4 – 9 – 10; 5 – 12 – 13

Fig. 4. Influence of  $W_{пов}/W_{ц}$  ratio on fracturing temperature. Height of nucleus face in ZND technology and diameter of pellets sprayed implementing ZON technology, mm: 1 – 2 – 3; 2 – 9 – 10; 3 – 12 – 13; 4 – 9 – 10; 5 – 12 – 13

### Температура шокового разрушения окатышей

Размер зародышей Размер окатышей, мм	$\frac{W_{пов}}{W_{ц}}$	Значение $t_{ш}$ , °С
<i>по технологии ЗНД</i>		
2 – 3 –	1,05	700 – 740
	1,12	700 – 760
	1,20	720 – 780
	1,25	740 – 780
9 – 10 –	1,12	700 – 760
	1,34	720 – 780
	1,45	740 – 800
12 – 13 –	1,72	760 – 800
	1,14	700 – 740
	1,62	740 – 800
	2,15	800 – 840
	2,95	880 – 940
<i>по технологии ЗОН</i>		
– 9 – 10	0,62	740 – 800
	0,85	720 – 760
– 12 – 13	0,75	720 – 780
	0,91	700 – 760
<i>по технологии ЗО</i>		
– 15 – 16	0,95	700 – 740

окатыша к его поверхности. В результате диффузионный поток водяного пара из центра окатышей на его поверхность существенно сокращается, что не вызывает опасных градиентов влажности, неравномерной усадки и позволяет подвести к окатышам при их сушке более интенсивный тепловой поток.

Для технологии ЗОН характерно обратное распределение влаги: в центральной части окатыша ее содержание максимальное и соответствует влажности окатышей, полученных по технологии ЗО. В поверхностной части (в оболочке) окатыша влажность снижена на 0,8 – 3,5 %, что в свою очередь позволяет облегчить диффузию пара с поверхностной части окатыша и снизить диффузионные затруднения при переносе водяного пара из центральной части образца к поверхности. Этому благоприятствует большее количество открытых пор в оболочке, сформированных теплосиловым напылением шихты по технологии ЗОН, по сравнению с окатышами, полученными по технологии ЗО. Сравнивая термостойкость всех трех технологий, можно отметить, что близкие значения  $t_T$  и  $t_{ш}$  получены для окатышей технологий ЗО при  $W_{пов}/W_{ц} = 0,95$ , ЗОН при  $W_{пов}/W_{ц} > 0,7$  (диаметр окатышей 12 – 13 мм) и ЗНД при  $W_{пов}/W_{ц} < 1,1$  (диаметр зародышей 2 – 3 мм).

**Выводы.** При отношении  $W_{\text{нов}}/W_{\text{ц}} < 0,7$  (ЗОН) температуры трещинообразования и шокового разрушения возрастают, но в меньшей степени, чем у окатышей, полученных по технологии ЗНД при  $W_{\text{нов}}/W_{\text{ц}} > 1,1$ . Это позволяет предположить, что термостойкость окатышей в большей степени повышается из-за снижения влажности центральных слоев окатышей, что технически возможно по технологии ЗНД, чем снижение влажности оболочки окатышей, достигаемое технологией ЗОН.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Боковиков Б.А., Клейн В.И., Малкин В.М. и др. Механизм формирования области переувлажнения в зоне сушки обжиговой конвейерной машины // *Сталь*. 2003. № 9. С. 20 – 23.
2. Исаев Е.А., Чернецкая И.Е. К вопросу интенсификации производства железорудных окатышей // *Металлы*. 1997. № 6. С. 8 – 13.
3. Юсфин Ю.С., Каменов А.Д., Буткарев А.П. Управление окислением железорудных материалов. – М.: *Металлургия*, 1990. – 280 с.
4. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф., Антоненко Л.К. Интенсификация производства и улучшение качества окатышей. – М.: *Металлургия*, 1994. – 240 с.
5. Маерчак Ш. Производство окатышей. – М.: *Металлургия*, 1982. – 232 с.
6. Сулименко Е.И. Производство окатышей. – М.: *Металлургия*, 1988. – 128 с.
7. Тимофеева В.С., Никитченко Т.В., Федина В.В. Исследование термостойкости окатышей // *Сталь*. 2012. № 12. С. 12 – 14.
8. Павловец В.М. Принципы организации принудительного зародышеобразования в холостой зоне тарельчатого окомкователя // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2009. № 4. С. 3 – 6.
9. Павловец В.М. Сравнение способов получения комбинированных окатышей путем напыления шихты низкотемпературными струями сжатого воздуха // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2005. № 6. С. 11 – 17.
10. Пат. № 2402619 РФ и № 2464328 РФ. Способ получения окатышей / В.М. Павловец // *Изобретения. Полезные модели*. 2010. № 30 и 2012. № 29.

Поступила 10 июня 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 2, pp. 82–87.

### THERMAL STABILITY ANALYSIS OF IRON-ORE PELLETS PRODUCED USING THE TECHNOLOGY OF HEAT-SPRAYING OF WET CHARGE

*Pavlovets V.M., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Thermal Energy and Environment*  
(pavlovets.victor@yandex.ru)

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

**Abstract.** The article presents the results of the study of thermal stability of wet iron-ore pellets obtained by heat-spraying technology of wet charge on charge pelletizer skull, as well as on the clumping off-grade pellets. The experiments involve the pellets obtained by the technology of nucleation by spraying and additional clumping and the technology of nucleation, pelletizing and spraying. These pellets have structural heterogeneity on the moisture content. The former has the reduced moisture content in the center of the pellet; the second one has lower moisture content in the coat of the formed pellets. It is established that the cracking temperature and shock fracture increase significantly with the decrease of moisture content in the center (nucleation by spraying and additional clumping) and in the coat (the technology of nucleation, pelletizing and spraying) of pellets as compared with the conventional technology. It was found out that in case of equality of the total moisture content of the pellets obtained by the technology of nucleation by spraying and additional clumping and the technology of nucleation, pelletizing and spraying, their fracturing temperatures differ significantly. The boundaries of the moisture ratio of the surface layer and the central part of the pellet, achieved by each of the offered technologies and affect directly the heat resistance parameters are also different from each other. In particular, the structural heterogeneity of the pellets according to the moisture content at which a minimum amount of moisture is contained in the central area of the pellet (the technology of nucleation by spraying and additional clumping), has the largest interval of the moisture ratio. For the pellets, obtained according to the technology of nucleation by spraying and additional clumping in the interval of the moisture ratio, it is possible to raise the cracking temperature at 240 °C compared to pellets formed according to the technology of nucleation, pelletizing (560 °C). The pellets, obtained according to the technology of nucleation, pelletizing and spraying, have the boundaries of the moisture ratio in the surface and

central parts, which are significantly less. Within these boundaries the change in heat resistance according to the criterion of crack formation does not exceed 40 °C.

**Keywords:** thermal stability, humidity, heat and power spraying, air-charge jet, sprayed layer, nucleus, pellet coat, iron-ore pellets.

#### REFERENCES

1. Bokovikov B.A., Klein V.I., Malkin V.M., Nevolin V.N., Soloukhin A.A., Yaroshenko Yu.G. The formation mechanism of the overwetting area in the drying zone of the burning conveyor machine. *Stal'*. 2003, no. 9, pp. 20–23. (In Russ.).
2. Isaev E.A., Chernetskaya I.E. To the approach of intensification of iron-ore pellet production. *Metally*. 1997, no. 6, pp. 8–13. (In Russ.).
3. Yusfin Yu.S., Kamenov A.D., Butkarev A.P. *Upravlenie okislovaniem zhelezorudnykh materialov* [Control of agglomeration of iron-ore materials]. Moscow: *Metallurgiya*, 1990. 280 p. (In Russ.).
4. Yusfin Yu.S., Pashkov N.F., Antonenko L.K. *Intensifikatsiya proizvodstva i uluchshenie kachestva okatyshei* [Intensification of production and pellet quality improvement]. Moscow: *Metallurgiya*, 1994. 240 p. (In Russ.).
5. Maerchak Sh. *Proizvodstvo okatyshei* [Pellet production]. Moscow: *Metallurgiya*, 1982. 232 p. (In Russ.).
6. Sulimenko E.I. *Proizvodstvo okatyshei* [Pellet production]. Moscow: *Metallurgiya*, 1988. 128 p. (In Russ.).
7. Timofeeva V.S., Nikitchenko T.V., Fedina V.V. Analysis of thermal stability of pellets. *Stal'*. 2012, no. 12, pp. 12–14. (In Russ.).
8. Pavlovets V.M. Principals of forced nucleation in the idle zone of a palletizing disk. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 4, pp. 3–6. (In Russ.).
9. Pavlovets V.M. Comparison of methods of combined pellet obtaining by spraying charge with low-temperature compressed air jets. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 6, pp. 11–17. (In Russ.).
10. Pavlovets V.M. *Sposob polucheniya okatyshei* [Pellet process]. Patent RF no. 2402619 and 2464328. *Byul. Izobretenii*. 2010, no. 30 and 2012, no. 29. (In Russ.).

Received June 10, 2014

## ОСОБЕННОСТИ АЗОТИРОВАНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe – 3 % Si

*Лобанов М.Л., д.т.н., профессор кафедры термообработки  
и физики металлов (mllobanov@pm.convex.ru)*

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина  
(620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19)

**Аннотация.** Методами спектрального химического и микрорентгеноспектрального анализов, а также методом спектрального анализа тлеющего разряда (GD-OES), позволяющим определять концентрации элементов послойно, исследованы особенности процесса азотирования технического сплава Fe – 3 % Si в интервале температур 500 – 1000 °С. Азотирование проводилось с использованием оригинальной установки, в которой инертный газ-носитель (95 % N<sub>2</sub> + 5 % H<sub>2</sub>) насыщался парами NH<sub>3</sub>, проходя через водный раствор последнего. Установлены оптимальные параметры процесса азотирования. При азотировании сплава Fe – 3 % Si после обезуглероживающего отжига основное количество азота находится в подповерхностном слое материала за зоной внутреннего окисления в виде дисперсной фазы Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Повышение азотирующего потенциала атмосферы приводит к формированию в зоне внутреннего окисления аустенита, что ухудшает формирование электроизоляционного покрытия при последующей обработке. В процессе высокотемпературного отжига при нагреве ранее азотированного сплава Fe – 3 % Si наблюдается уменьшение концентрации азота. Перед началом процесса аномального роста зерен остаточное количество азота соответствует концентрации алюминия в материале.

**Ключевые слова:** технический сплав Fe – 3 % Si, рекристаллизационно-обезуглероживающий отжиг, азотирование, высокотемпературный отжиг, нитриды, аустенит, электроизоляционное покрытие.

В последнее время в мировом производстве электротехнической анизотропной стали (ЭАС, трансформаторная сталь, технический сплав Fe – 3 % Si) все больше возрастает доля материала, изготовленного по методу приобретенного ингибитора [1 – 4]. Производство ЭАС по этому методу в качестве обязательной технологической операции включает химико-термическую обработку (ХТО), а именно, азотирование стальной полосы после рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига в атмосфере, содержащей аммиак (NH<sub>3</sub>).

Химико-термическая обработка технического сплава Fe – 3 % Si характеризуется рядом отличительных особенностей по сравнению с широко распространенной операцией азотирования как поверхностной упрочняющей обработкой сталей. Основное отличие состоит в том, что азотирование сплава Fe – 3 % Si имеет целью не образование покрытия в виде достаточно тонкого слоя, а создание во всем объеме материала мелкодисперсной фазы (AlN), замедляющей собирательную рекристаллизацию при следующем за ХТО высокотемпературном отжиге. Следствием этого является сравнительно низкое количество азота, внедряемое в сплав, и, соответственно, сверхкороткие времена (секунды, максимально – минуты) ХТО [5 – 7].

Другой отличительной чертой ХТО сплава Fe – 3 % Si является то, что азотирование проводится после рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига, в результате которого фазовый состав и структура поверхности оказываются существенно измененными по отношению к основному объему материала [8]. Таким образом, азотируется не собственно сплав Fe – 3 % Si, а

созданная на его поверхности в результате предшествующей обработки зона внутреннего окисления.

Также при азотировании сплава Fe – 3 % Si необходимо учитывать, что оно не является окончательной обработкой материала. При следующем за ХТО высокотемпературном отжиге (ВТО) в процессе нагрева за счет взаимодействия ранее нанесенного термостойкого покрытия (порошкообразный MgO) с поверхностью материала на ней образуется так называемый грунтовый слой (Mg, Fe)<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub> – важная существенная часть необходимого для ЭАС электроизоляционного покрытия. На окончательной стадии ВТО за счет взаимодействия поверхности с водородной атмосферой происходит рафинирование материала от неметаллических примесей (в основном серы и азота), имеющее целью снижение удельных магнитных потерь готового продукта. Таким образом, для обеспечения необходимого качества ЭАС азотирование не должно влиять (по крайней мере существенно) на протекающие при высокотемпературном отжиге в поверхности стали процессы.

Цель настоящей работы – установление особенностей азотирования поверхности сплава Fe – 3 % Si и их влияния на процессы, реализующиеся в материале при следующем за ХТО высокотемпературном отжиге.

В качестве исходного материала исследования использовались горячекатаные образцы технического сплава Fe – 3 % Si, по химическому составу близкие к ЭАС нитридно-медного варианта производства [3] с повышенным содержанием Al и более низкой концентрацией Cu, толщиной 2,5 мм. Химический состав сплава в исходном состоянии следующий: 0,031 % C; 3,11 % Si; 0,15 % Mn; 0,012 % S; 0,03 % Al; 0,011 % N;

0,38 % Cu; 0,009 % P; 0,04 % Ni; 0,03 % Cr; 0,005 % Ti, остальное – Fe и примеси.

Образцы прокатывались на лабораторном стане на толщину 0,27 и 0,65 мм. После этого проводились рекристаллизационно-обезуглероживающий отжиг и/или ХТО. Рекристаллизационно-обезуглероживающий отжиг осуществляли во влажном азотном защитном газе (95 % N<sub>2</sub> + 5 % H<sub>2</sub>) с температурой точки росы 20 °С при 820 °С в течение 3 – 8 мин (в зависимости от толщины холоднокатаных образцов).

Азотирование проводили по оригинальной методике, разработанной на основе идеи инженера Д.Ю. Кетова. Базой для лабораторной установки служила трубчатая печь, оборудованная газоподводом азотного защитного газа. Подачу газа в печь осуществляли через скруббер, который заполняли водным раствором аммиака (аммиачной водой) с концентрациями NH<sub>3</sub> от 3 до 25 %. Скруббер был помещен в термостат для поддержания одинаковой температуры раствора в течение всего процесса азотирования. Газ, проходя через скруббер, насыщался парами аммиака, после чего попадал в печное пространство, где находились образцы сплава. Для того, чтобы минимизировать дополнительное окисление материала парами воды в процессе азотирования, температуру в скруббере поддерживали близкой к нулю градусов за счет добавок в аммиачную воду кусков льда. Варьируемыми параметрами при азотировании являлись концентрация аммиака в водном растворе, время и температура обработки материала.

Часть образцов после ХТО подвергали высокотемпературному отжигу по режиму: нагрев с печью до 400 °С, от 400 до 1150 °С нагрев со скоростью 15 °С/ч, при 1150 °С выдержка в течение 10 ч, далее охлаждение с печью. До 1150 °С образцы отжигались в сухом азотном защитном газе, высокотемпературная выдержка и охлаждение осуществлялись в атмосфере чистого водорода. Во время нагрева при температурах 750, 850, 900, 950 и 1050 °С из печи извлекались контрольные образцы для определения концентрации азота. Перед ХТО все образцы покрывались суспензией MgO, которая затем высушивалась в течение нескольких минут при температуре примерно 200 °С с целью получения термостойкого покрытия.

Качественное распределение азота в поверхностной области образцов определяли на аппарате GDA-750 (анализатор тлеющего разряда) [8]. Для прецизионных измерений концентрации азота использовали спектральный анализатор «ELTRA» (приборная точность измерения ±0,0001 % (по массе)). При работе на анализаторе «ELTRA» для сравнения дополнительно использовали образцы двух электротехнических сталей, существенно отличающихся от исследуемых содержанием алюминия (0,08 и 0,6 % (по массе)). В работе также применялась оптическая металлография и растровая электронная микроскопия с электронно-зондовым микроанализом на аппарате «Camebax».

Образцы прокатывали до толщины 0,65 мм (холодная прокатка – ХП), после чего часть из них обезуглероживали (ОО), т.е. (ХП + ОО). Далее все образцы азотировали в течение 10 мин при температурах 550, 700, 800, 900, 1000 °С, используя 5 %-ный раствор аммиака в воде. После ХТО определяли объемную концентрацию азота в материале. Влияние состояния поверхности сплава Fe – 3 % Si на результаты азотирования представлено следующими данными:

до ХТО	Содержание азота, % (по массе)				
	после ХТО при температурах, °С				
	550	700	800	900	1000
<u>0,011</u>	<u>0,016</u>	<u>0,143</u>	<u>0,081</u>	<u>0,019</u>	<u>0,013</u>
0,011	0,012	0,065	0,033	0,014	0,013

П р и м е ч а н и е. В числителе – обработке, предшествующей ХТО, служила ХП, в знаменателе – ХП + ОО.

Результаты проведенных экспериментов показали, что при всех температурах ХТО происходит увеличение концентрации азота, но с различной интенсивностью. При температуре 550 °С содержание азота повышается незначительно, при 700 °С достигалось максимальное его содержание, при 800 °С азота было меньше, но также достаточно велико по сравнению с содержанием при более высоких температурах.

При сравнении количества азота в сериях ХП и ХП + ОО видно, что при всех температурах среднее содержание элемента меньше при ХТО, проходившей после рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига.

Различное проникновение азота, вероятно, происходит из-за разного состояния поверхности образцов. Образцы, проходившие ХТО при 550 °С, отличались состоянием структуры: деформированная для серии ХП и рекристаллизованная для ХП + ОО. Однако при более высоких температурах первичная рекристаллизация проходила в деформированном материале за время, не превышающем нескольких десятков секунд (в процессе нагрева), т.е. существенно меньшем периода выдержки при ХТО. Также нельзя считать существенным отличием между образцами разницу в концентрации углерода примерно 0,03 % (по массе).

В процессе рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига на поверхности сплава Fe – 3 % Si образуется зона внутреннего окисления (ЗВО), имеющая сложную многослойную структуру с выделением в ней до 30 % (по объему) фазы SiO<sub>2</sub> [8]. Причем при повышенных температурах (≥ 850 °С) на поверхности возможно образование тонкого сверхплотного оксидного слоя, полностью блокирующего процессы как обезуглероживания, так и развития окисления.

Следует учесть, что полностью исключить формирование ЗВО в процессе ХТО не удалось, так как даже при температуре точки росы, близкой к нулю, азотирующая атмосфера содержала пары воды. Последнее

явилось критичным для азотирования образцов обеих серий при температурах 900 и 1000 °С. Таким образом, можно заключить, что именно наличие ЗВО на поверхности сплава является причиной затруднения азотирования, причем чем выше температура ХТО, тем сильнее сказывается этот эффект за счет изменения структуры и фазового состава ЗВО.

Образцы, прокатываемые до толщины 0,27 мм, подвергались рекристаллизационно-обезуглероживающему отжигу, после чего азотировались при 780 °С в течение 20 – 120 с с использованием водного раствора аммиака с концентрацией 5 – 10 %. В результате обработки образцы содержали от 0,015 до 0,06 % (по массе) азота.

Химический анализ образцов, с которых последовательно стравливались поверхностные слои, показал, что после ХТО весь азот, внедренный в металл, находится в поверхностном слое, толщина которого составляла не более 20 мкм. Металлографические исследования образцов не показали сколь-либо существенных изменений их структуры. Лишь при самых больших оптических увеличениях (около 1000 крат) в подповерхностном слое наблюдались мелкодисперсные выделения, идентификация которых не представлялась возможной.

Для однозначного определения фаз, в которых преимущественно находится азот, была проведена обработка образцов в течение 1 ч. Концентрация азота в стали после ХТО составляла около 1 % (по массе). Металлографические исследования показали наличие в подповерхностной области большого числа сравнительно мелких округлых выделений, а также на расстоянии 40 мкм от поверхности крупных частиц (до 20 мкм), легко поддающихся идентификации на микроанализаторе (рис. 1, а, б). Частицы обоих типов располагались преимущественно по границам зерен.

Исследование химического состава, проведенное с использованием электронно-зондового микроанализа,

показало, что частицы, формирующиеся в структуре сплава в процессе азотирования, из сравнительно тяжелых элементов содержат только кремний (рис. 1, б).

Для однозначной идентификации фазы, образующейся при азотировании, дополнительно была использована методика фазового анализа, специально разработанная для аппарата «ELTRA». Общая концентрация элемента, измеряемая прибором, является интегральной характеристикой – площадью под кривой, которая представляет собой количество азота, выделяемого из образца в единицу времени (рис. 2). При стандартной методике анализа эта кривая состоит из нескольких максимумов, накладывающихся друг на друга. Каждый из максимумов соответствует определенным фазам, содержащимся в сплаве, т.е. разным нитридам, которые в зависимости от их стабильности диссоциируют при разных температурах. В соответствии с химическим составом технических сплавов Fe – 3 % Si такими нитридами могут быть Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, AlN, TiN. Для более точного разделения пиков на интегральной кривой был разработан специальный режим анализа, при котором тепловая мощность, подаваемая на образец (температура, при которой находится образец), изменяется не непрерывно, а ступенчато, т.е. подается определенный уровень мощности, при котором фиксируется только один максимум. После того, как кривая, соответствующая этому пику, выходит на минимум, мощность возрастает до величины, обеспечивающей появление второго пика и так далее до момента, когда азот из образца перестает выделяться.

Идентификацию нитрида TiN осуществляли с помощью метода эталонов. К образцу анализируемого сплава добавляли малое количество порошка TiN, после чего производили анализ. Проведенные исследования показали, что при такой процедуре на интегральной кривой возрастал последний пик, поскольку нитрид титана является наиболее стабильным из выше перечисленных нитридных фаз, т.е. диссоциирует при более

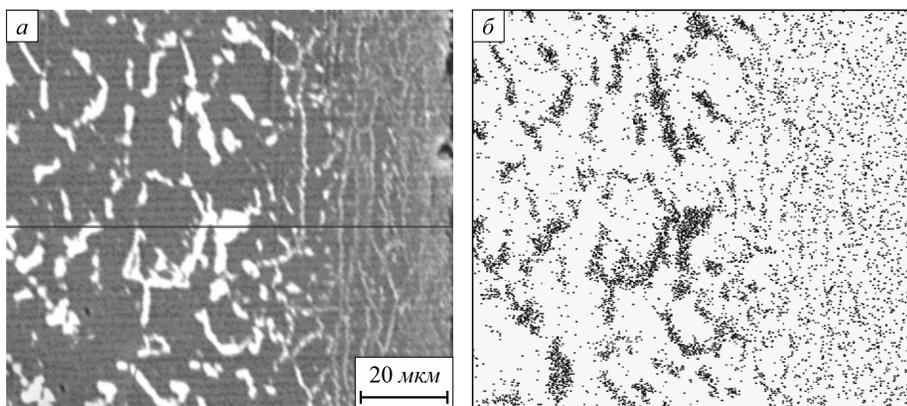


Рис. 1. Микроструктура азотированного сплава Fe – 3 % Si (время ХТО 1 ч, температура ХТО 780 °С): а – изображение в поглощенных электронах; б – в характеристическом рентгеновском излучении кремния

Fig. 1. Microstructure of nitrided Fe – 3 % Si alloy (time of thermochemical treatment is – 1 hour, temperature – 780 °С): а – absorbed electron image; б – silicon characteristic xeroradiography

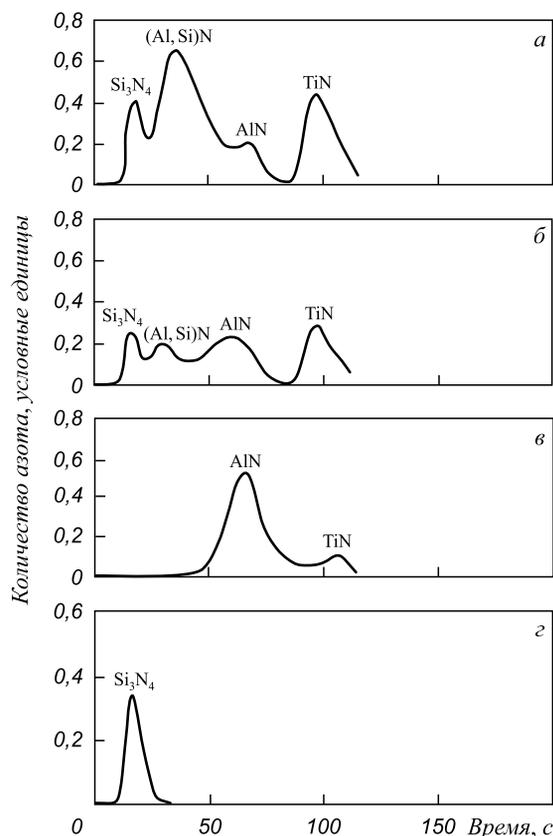


Рис. 2. Интенсивность выделения азота из образцов сплава Fe – 3 % Si с различным содержанием алюминия при фракционном химическом анализе на аппарате «ELTRA»:  
 а – 0,03 % Al; б – 0,08 % Al; в – 0,6 % Al; г – 0,03 % Al; концентрация азота (после азотирования) около 1,0 %

Fig. 2. Intensiveness of nitrogen emission from Fe – 3 % Si alloy with different content of aluminum during fractional chemical analysis made using “ELTRA”:  
 а – 0,03 % Al; б – 0,08 % Al; в – 0,6 % Al; г – 0,03 % Al; nitrogen concentration (after nitriding) is near 1,0 %

высоких температурах. Идентификацию остальных пиков проводили на основе сравнительного анализа интегральных кривых, записанных со сплавов, отличающихся количеством в них алюминия. Отмечено, что у сплава Fe – 3 % Si, содержащем примерно 0,025 % (по массе) Al, в случае записи с хорошим разделением пиков фиксируются четыре максимума (рис. 2, а). С увеличением количества алюминия в стали с 0,03 до 0,08 % наблюдается: во-первых, исчезновение первого пика, а во-вторых, перераспределение интенсивности между вторым и третьим пиками – второй максимум уменьшается, третий – возрастает (рис. 2, б). Дальнейшее увеличение алюминия в сплаве до 0,6 % приводит к фиксации только третьего пика (рис. 2, в). Поскольку нитрид алюминия является существенно более стабильной фазой, чем  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , можно предполагать, что третий пик на интегральной кривой соответствует нитриду AlN.

Анализ, проведенный на азотированных образцах, показал очень сильное увеличение первого пика, что

позволяет говорить о соответствии его нитриду кремния (рис. 2, г). Второй пик на интегральной кривой, по-видимому, соответствует фазе, занимающей промежуточное место по стабильности между нитридами  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и AlN, и согласно данным [9], его можно идентифицировать как (Al, Si)N, или в соответствии с более поздними исследованиями [7] – как  $\text{MnSiN}_2$ . Таким образом, на основании результатов двух независимых методик основную фазу, образующуюся в техническом сплаве Fe – 3 % Si при его азотировании, можно однозначно идентифицировать как нитрид кремния  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Проведенные с применением GDA-750 исследования показали, что возможны два типа распределения азота в поверхности, зависящие от количества элемента, внедренного в металл:

- 1) при сравнительно низком содержании азота 0,015 – 0,025 % (по массе) (рис. 3, а) подповерхностный слой практически его не содержит, а вся его основная часть находится за пределами ЗВО;
- 2) в случае более высокого содержания азота 0,03 – 0,04 % (рис. 3, б) основное его количество сосредоточено в ЗВО.

Полученные результаты объясняются следующим образом. При любых температурах (в частности при 700 – 800 °С) растворимость азота в феррите не превышает 0,1 % (по массе) [10], т.е. основная часть азота, внедренного в сплав, не может находиться в твердом растворе.

Согласно диаграммам состояния [10], нитриды железа в данном температурном интервале формироваться не могут. Стабильными являются нитриды AlN и  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Концентрация алюминия в поверхностном слое (как и во всем объеме) очень мала, а кремний практически весь связан с кислородом в  $\text{SiO}_2$ . Таким образом, азот, внедряясь в поверхность металла, диффундирует через ЗВО и образует за ней дисперсные нитриды  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

В случае, когда общее содержание азота в атмосфере и, соответственно, в поверхности сравнительно велико, возможно образование аустенита как фазы, легко растворяющей этот элемент. Возникновение аустенита в поверхности ЭАС при ее азотировании также обуславливается фактом связывания кремния в оксиды и, соответственно, обеднением твердого раствора сильным ферритостабилизирующим элементом [8]. Образовавшийся аустенит растворяет почти весь азот, попадающий в сплав. После ХТО, когда образец остывает до температуры, при которой  $\gamma$ -фаза не может существовать, аустенит распадается на феррит и дисперсные нитриды железа с частичным выходом избыточного азота из ЗВО.

Образцы, прокатанные до толщины 0,27 мм, подвергшиеся рекристаллизационно-обезуглероживающему отжигу и азотированию, проходили ВТО. Количество остаточного азота после ВТО в образцах составляло примерно 0,003 % (по массе) вне зависимости от его

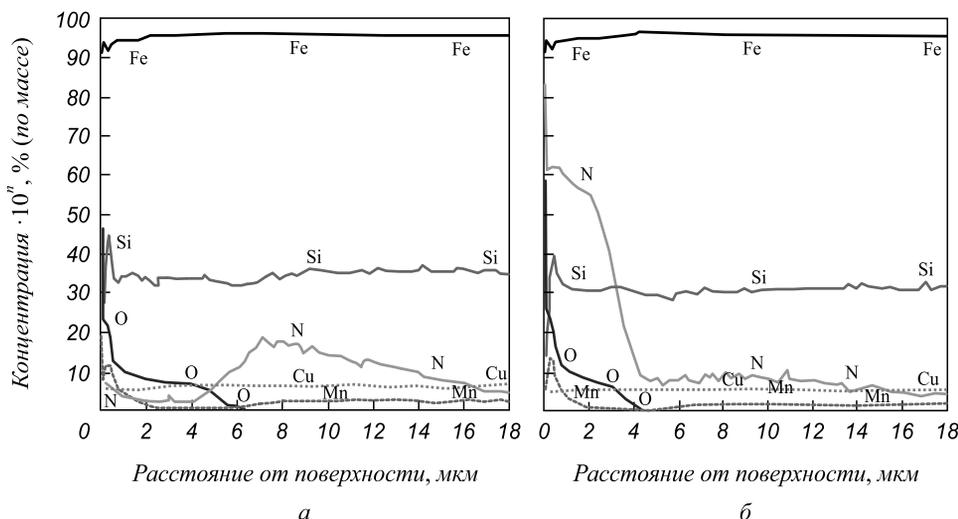


Рис. 3. Распределение элементов в поверхностном слое сплава Fe – 3 % Si после рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига и азотирования:  
*a* и *б* – средняя концентрация азота в образце примерно 0,02 и 0,04 % (по массе); показатель степени *n* в надписи по оси ординат для Fe равен нулю; для Si, N, O, Cu, Mn – 10

Fig. 3. Elements distribution in surface layer of Fe – 3 % Si alloy after decarbonizing recrystallization annealing and nitriding:  
*a* and *б* – average nitrogen concentration in sample is near 0,02 and 0,04 % (weight); exponent factor *n* in axis of the ordinates legend for Fe counts to zero; for Si, N, O, Cu, Mn – 10

содержания после ХТО. Результат показывает, что азотирование практически не влияет на процесс рафинирования материала, реализующийся во время высокотемпературной выдержки при ВТО.

По результатам визуального обследования на всех образцах, имевших после ХТО содержание азота меньше 0,025 % (по массе), сформировался однородный темно-серого цвета грунтовый слой с удовлетворительной адгезией к поверхности материала (не отслаивающийся при порезке образцов). В противоположность этому на образцах с исходным (после ХТО) содержанием азота больше 0,030 % грунтовый слой либо не образовывался, либо легко удалялся при очистке от остатков термостойкого покрытия (порошкообразный MgO), т.е. был сравнительно тонким и имел плохую адгезию. Очевидно, что в процессе нагрева при ВТО в образцах с повышенным содержанием азота в ЗВО возникает  $\gamma$ -фаза, наличие которой существенно изменяет кинетику твердофазных реакций и, соответственно, затрудняет процесс формирования форстерита ((Fe,Mg)<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>) из существующих в поверхности материала оксидов SiO<sub>2</sub>, MgO и FeO.

В процессе нагрева образцов при ВТО происходило перераспределение азота в материале, особенно сильно заметное в поверхностном слое (рис. 4). При этом объемная концентрация азота при нагреве от 750 до 850 °С сначала несколько возрастала – в среднем примерно на 0,003 % (по массе). Происходило дополнительное азотирование сплава за счет атмосферы (азотного защитного газа). При дальнейшем нагреве наблюдалось уменьшение концентрации азота в материале: сначала сравнительно плавное (при 900 °С средняя концен-

трация азота 0,026 %), а затем резкое (при 950 °С – 0,017 %). При температуре около 1000 °С, наиболее близкой к эффективной температуре начала вторич-

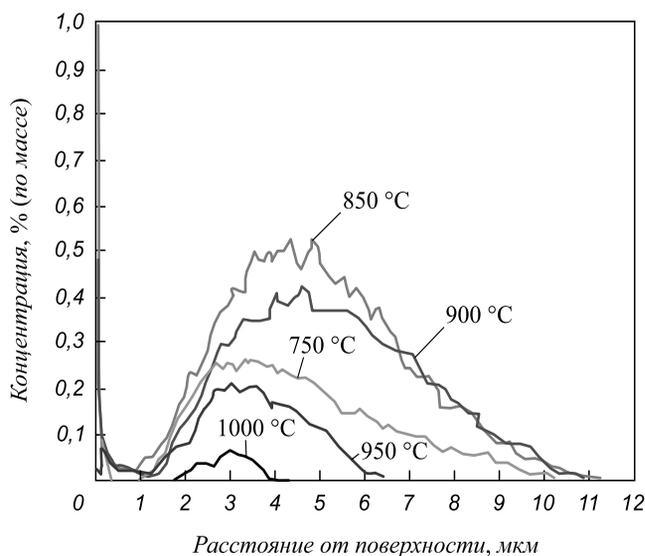


Рис. 4. Перераспределение азота в поверхностном слое сплава Fe – 3 % Si в процессе высокотемпературного отжига. Средняя концентрация азота в данной серии образцов:  
 после азотирования – 0,024 %; при 750 °С – 0,025 %;  
 850 °С – 0,028 %; 900 °С – 0,026 %; 950 °С – 0,017 %;  
 1000 °С – 0,016 %; после ВТО – 0,003 %

Fig. 4. Redistribution of nitrogen in surface layer of Fe – 3 % Si alloy during high temperature annealing. Average concentration of nitrogen in given batch of samples:  
 after nitriding – 0,024 %; at 750 °С – 0,025 %; 850 °С – 0,028 %;  
 900 °С – 0,026 %; 950 °С – 0,017 %; 1000 °С – 0,016 %; after high temperature annealing – 0,003 %

ной рекристаллизации в ЭАС с нитридными ингибиторами [1], концентрация азота составляла примерно 0,014 – 0,016 % (по массе), т.е. величину, приблизительно соответствующую количеству AlN (в предположении, что весь алюминий в сплаве связан в нитриды). К температуре 1000 °С происходит практически полное выравнивание концентрации азота по толщине образцов (рис. 4).

Полученные результаты, по-видимому, объясняются следующим. После ХТО пришедший в сплав азот содержится в нитридной фазе  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , которая является нестабильной при повышенных температурах (более 850 °С). Вследствие этого в процессе ВТО она растворяется, часть азота, высвободившаяся при диссоциации, связывается в более стабильные нитриды AlN (ингибиторная фаза при аномальном росте зерен), а большая часть азота уходит с поверхности в атмосферу.

Интересно отметить, что при переходе от температуры 750 к 850 °С наблюдается заметное возрастание максимума концентрации азота (рис. 4) при незначительном изменении его объемной концентрации. Предположительно этот эффект связан с образованием в процессе нагрева в подповерхностной области (за ЗВО) отдельных выделений аустенита, которые обогащаются азотом из внутренних горизонтов образцов. При дальнейшем нагреве аустенит начинает растворяться подобно нитридам  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Таким образом, технологически необходимо при химико-термической обработке технического сплава Fe – 3 % Si добиваться концентрации азота, несколько превышающей необходимое для образования нитрида алюминия, но не приводящее к появлению аустенита в ЗВО. При исходном содержании алюминия от 0,025 до 0,035 % необходимая концентрация азота составляет от 0,015 до 0,020 %.

**Выводы.** Установлено, что при азотировании технического сплава Fe – 3 % Si в интервале температур 500 – 800 °С после обезуглероживающего отжига основное количество азота находится в подповерхностном слое материала за зоной внутреннего окисления в виде дисперсной фазы  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , выделяющейся преимущественно по границам зерен. Повышение азотирующего потенциала атмосферы при ХТО приводит к формированию аустенита в зоне внутреннего окисле-

ния. Появление аустенита в поверхности стали после азотирования существенно ухудшает формирование электроизоляционного покрытия технического сплава Fe – 3 % Si при последующей его обработке. В процессе высокотемпературного отжига при нагреве ранее азотированного сплава наблюдается уменьшение концентрации азота (за счет ухода его в атмосферу). Перед началом реализации процесса аномального роста зерен остаточное количество азота, независимо от его исходного количества, соответствует концентрации алюминия в материале.

*Автор выражает глубокую признательность О.В. Первушиной, С.А. Акулову и А.И. Пятыгину за проведение технической части работы.*

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Takahashi N., Harase J. Recent development of technology of grain oriented silicon steel // Proc. Mater. Science Forum. 1996. Vol. 204 – 206. P. 143 – 154.
2. Kubota T., Fujikura M., Ushigami Y. Recent progress and future trend on grain-oriented silicon steel // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2000. Vol. 215 – 216. P. 69 – 73.
3. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part I. History of development // Metal Science and Heat Treatment. 2011. Vol. 53, no. 7 – 8. P. 326 – 332.
4. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part II. State-of-the-art // Metal Science and Heat Treatment. 2011. Vol. 53, no. 7 – 8. P. 355 – 359.
5. Пат. № 4979996. США. Process for preparation of grain oriented electrical steel sheet comprising a nitriding treatment / H. Kobayashi, K. Kuroki, M. Minakuchi, K. Yakashiro. Опыл. 25.12.1990.
6. Пат. № 6361621. США. Process for the inhibition control in the production of grain-oriented electrical sheets / S. Fortunati, S. Cicale, G. Abbruzzese. Опыл. 26.03.2002.
7. Chun-Chin Liao, Chun-Kan Hou. Effect of nitriding time on secondary recrystallization behaviors and magnetic properties of grain-oriented electrical steel // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2010. Vol. 322. P. 434 – 442.
8. Lobanov M.L., Gomzikov A.I., Akulov S.V. etc. Decarburizing annealing of technical alloy Fe – 3 % Si // Metal Science and Heat Treatment. 2005. Vol. 47, no. 9 – 10. P. 478 – 483.
9. Ushigami Y., Kurosawa F., Masui H. et al. Precipitation behaviors of injected nitride inhibitors during secondary recrystallization annealing in grain oriented silicon steel // Proc. Mater. Science Forum. 1996. Vol. 204 – 206. P. 593 – 594.
10. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1985. – 184 с.

Поступила 5 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. NO. 2, pp. 88–94.

#### NITRIDING PECULIARITIES OF Fe – 3 % Si TECHNICAL ALLOY

*Lobanov M.L., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Physics and Heat Treatment of Metals*

(mllobanov@pm.convex.ru)

Ural Federal University named after the first President of Russia  
B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

**Abstract.** Nitriding of the Fe – 3 % Si alloy was studied by spectral chemical analysis and scanning electron microscopy with local X-ray analysis. In-depth chemical composition was determined by glow discharge optical emission spectrometry (GD-OES). The process has been studied in the 500 – 1000 °С temperature range. Nitriding was performed in the proprietary system using (95 %  $\text{N}_2$  + 5 %  $\text{H}_2$ ) inert carrier gas ammoniated by passing through  $\text{NH}_3$  aqueous solution. Parameters of the

nitriding were optimized. Nitriding of the Fe – 3 % Si alloy was performed after decarburization annealing. Most of nitrogen in the form of disperse  $\text{Si}_3\text{N}_4$  phase is located in the near-surface region just after the inner oxide layer. Increasing the nitriding potential caused the austenite formation in the internal oxidation layer that should impair the insulating coating formation in the subsequent processing. The nitrogen content in the nitrided Fe – 3 % Si alloy decreased during the high temperature annealing; the remaining nitrogen content became equal to the aluminum content right before the beginning of abnormal grain growth.

**Keywords:** Fe – 3 % Si technical alloy, recrystallization-decarburizing annealing, nitriding, high-temperature annealing, nitride, austenite, electrical insulating coating.

#### REFERENCES

1. Takahashi N., Harase J. Recent development of technology of grain oriented silicon steel. *Proc. Mater. Science Forum*. 1996. Vol. 204–206, pp. 143–154.
2. Kubota T., Fujikura M., Ushigami Y. Recent progress and future trend on grain-oriented silicon steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2000. Vol. 215–216, pp. 69–73.
3. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part I. History of development. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011. Vol. 53, no. 7–8, pp. 326–332.
4. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part II. State-of-the-art. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011. Vol. 53, no. 7–8, pp. 355–359.
5. Kobayashi H., Kuroki K., Minakuchi M., Yakashiro K. *Process for preparation of grain oriented electrical steel sheet comprising a nitriding treatment*. Patent USA no. 4979996. 1990.
6. Fortunati S., Cicale S., Abbruzzese G. *Process for the inhibition control in the production of grain-oriented electrical sheets*. Patent USA no. 6361621. 2002.
7. Chun-Chin Liao, Chun-Kan Hou. Effect of nitriding time on secondary recrystallization behaviors and magnetic properties of grain-oriented electrical steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2010. Vol. 322, pp. 434–442.
8. Lobanov M.L., Gomzikov A.I., Akulov S.V. etc. Decarburizing annealing of technical alloy Fe – 3 % Si. *Metal Science and Heat Treatment*. 2005. Vol. 47, no. 9–10, pp. 478–483.
9. Ushigami Y., Kurosawa F., Masui H. et al. Precipitation behaviors of injected nitride inhibitors during secondary recrystallization annealing in grain oriented silicon steel. *Proc. Mater. Science Forum*. 1996. Vol. 204–206, pp. 593–594.
10. Kubaschewski Ortrud. *Iron – binary phase diagrams*. Berlin, 1982. (Russ.ed.: Kubashevski O. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh sistem na osnove zheleza: Sprav.* Moscow: Metallurgiya, 1985. 184 p.).

**Acknowledgements.** Author thanks Pervushina O.V., Akulova S.A. and Pyatygin A.I. for carrying out the technical part of the work.

Received December 5, 2013

УДК 669.184.66

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРИСОЕДИНЕНИЯ ШЛАКА К СВЕРХЗВУКОВОЙ СТРУЕ ПРИ ЕГО РАЗДУВЕ В ПОЛОСТИ КОНВЕРТЕРА

*Харлашин П.С.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой металлургии стали*

*Куземко Р.Д.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры теплофизики и теплоэнергетики металлургического производства*

*Протопопов Е.В.<sup>2</sup>, д.т.н., профессор, ректор*

*Фейлер С.В.<sup>2</sup>, к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов (feyler@rdtc.ru)*

*Харин А.К.<sup>3</sup>, начальник теплотехнической лаборатории*

<sup>1</sup> Приазовский государственный технический университет  
(87500, Украина, Мариуполь, Донецкая область, ул. Университетская, 7)

<sup>2</sup> Сибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

<sup>3</sup> Группа «Метинвест», ПАО «Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича»  
(87504, Украина, Мариуполь, Донецкая область, ул. Левченко, 1)

**Аннотация.** Представлен метод расчета основных параметров газовой струи (среднемассовой температуры и мощности) на определенном удалении от среза сопла при реализации технологии раздувки шлакового расплава на огнеупорную футеровку конвертера. Разработана математическая модель и выполнен расчет параметров течения сверхзвуковой нерасчетной струи с учетом присоединения в рабочем объеме конвертера емкостью 350 т не только газа, но и частиц шлака. Получены среднемассовые значения температуры и скорости по длине газовой струи. Установлено влияние присоединенной массы шлака на присоединенную массу газа, температуру газовой струи и ее скорость с учетом изменений расхода азота через сопло и относительной температуры в рабочем пространстве конвертера. Анализ результатов численных расчетов показал, что эжектирование шлака существенно изменяет картину взаимодействия трехкомпонентной сверхзвуковой нерасчетной струи с расплавом, при этом даже незначительное присоединение шлака к газовому потоку способствует заметному уменьшению скорости распространения струи.

**Ключевые слова:** сверхзвуковая струя, присоединение шлака, скорость, полость конвертера.

В соответствии с общепризнанным мнением внедрение технологии раздувки конечного шлака обеспечило радикальное повышение стойкости футеровки кислородных конвертеров [1], однако теория взаимодействия сверхзвуковых (как правило, нерасчетных) струй со шлаковым расплавом только разрабатывается. В работе [2] показано, что в связи с невозможностью поддерживать постоянным давление перед сопловым блоком продувочной фурмы истекающие струи всегда являются нерасчетными с характерной для них ударно-волновой структурой.

В настоящей работе путем составления и решения уравнений баланса постоянства количества движения и энергии представлен метод расчета основных параметров струи – среднемассовой температуры и мощности на удалении ( $x$ ) от среза сопла. Однако в реальных условиях такая струя при взаимодействии с окружающей средой эжектирует в себя взвешенный шлак, вследствие этого существенно изменяются динамические характеристики внедряющейся в расплав газовой струи (импульс и мощность). Недостатком является то, что представленные в работах [2, 3] модели учитывают реальное взаимодействие сверхзвуковой нерасчетной струи с газовой средой в конвертере только до момента неупругого удара при внедрении

струи в расплав и появления брызг шлака. В дальнейшем картина взаимодействия такой струи с расплавом существенно изменяется: при эжектировании происходит торможение струи не только за счет окружающего газа, но и за счет присоединенной массы шлака. Невозможность экспериментального исследования параметров реальной струи в полости промышленного конвертера не позволяет внести ясность в вопросы взаимодействия двухфазной струи со шлаком. При этом упрощенный подход при решении весьма актуальной задачи при современном уровне развития процесса раздувки шлака при нанесении гарнисажа исследователями уже не удовлетворяет.

Цель настоящей работы – установить влияние присоединенной массы шлака  $g_{\text{ш}}$  на присоединенную массу газа  $g$ , температуру струи  $t_x$  и ее скорость  $w_x$  с учетом изменений расхода азота через сопло  $V_n$  и относительной температуры  $\theta$  в полости конвертера.

В настоящей работе приняты следующие обозначения:  $m_1$  – массовый расход азота, втекающего в полость конвертера через одно сопло, кг/с;  $m_r$  – массовый расход газа полости конвертера, эжектируемого струей азота, кг/с;  $g = m_r/m_1$  – относительный расход газа, окружающего струю азота (присоединенная масса газа полости конвертера);  $g_{\text{ш}} = m_{\text{ш}}/m_1$  – относительный расход шлака

(присоединенная масса шлака, попадающего из полости конвертера в истекающую струю);  $\bar{g} = m_1/(m_1 + m_r)$  и  $\bar{g}_r = m_r/(m_1 + m_r)$  – концентрация истекающего из сопла азота и газа полости конвертера;  $V_n$  – объемный расход истекающего из сопла фурмы азота при нормальных условиях, м<sup>3</sup>/с;  $a_{кр}$  – критическая скорость, м/с;  $T$  – термодинамическая температура, К;  $p$  – абсолютное давление, МПа;  $w$  – скорость струи в выходном сечении сопла или среднемассовая в произвольном сечении струи, м/с;  $Ma = w/a$  – число Маха;  $\lambda = w/a_{кр}$  – приведенная скорость;  $T_1/T_0 = \tau(\lambda)$  – газодинамическая функция температуры;  $\theta = T_r/T_0$  – относительная температура;  $n = p_1/p_r$  – степень нерасчетности истекающей струи;  $R$  – газовая постоянная, Дж/(кг·К);  $k = c_p/c_v$  – показатель адиабаты;  $C = \left(1 - \left(1 - \frac{k-1}{2} Ma^2\right)^{-1}\right)^{0,5}$  – число

Крокко;  $\beta$  – коэффициент количества движения;  $\alpha$  – коэффициент кинетической энергии;  $F$  – площадь сечения, м<sup>2</sup>.

Индекс «0» обозначает торможение; «1» – на срезе сопла; «кр» – в критическом сечении;  $x$  – в произвольном сечении истекающей струи (в диаметрах критического сечения  $d_{кр}$  (то есть  $x = l/d_{кр}$ );  $i$  – на границе струи; «г» – газа в полости конвертера; «н» – при нормальных условиях.

**Физическая и расчетная модель.** При внедрении газовых струй в шлаковый расплав часть шлака выносятся в виде мелких капель и поднимается практически до горловины конвертера, некоторая часть капель эжектируется струей. Газодинамика двухфазной струи, внедряющейся в расплав, существенно изменяется. При составлении модели приняты следующие допущения. Вследствие непостоянства давления  $p_0$  азота в фурме с заданными размерами сопел истекающие струи являются сверхзвуковыми с переменной степенью нерасчетности  $n$ . Попадающая в струю масса шлака невелика ( $g_{ш} \leq 1$ ), поэтому есть основание считать, что закон присоединения газа (азота N<sub>2</sub>) слабо зависит от наличия шлака в этом газе. Такие допущения позволяют в настоящей работе использовать модель расчета присоединенной массы  $g$  газа, представленной в работе [2]. Только зная величину  $g$  в газодинамике сталеплавильных процессов можно с достаточной степенью точности определить среднемассовые значения температуры  $t_x$ , скорости  $w_x$ , а в дальнейшем импульса  $I_x$  и мощности  $N_x$  внедряющихся в расплав реальных сверхзвуковых нерасчетных струй.

Расход газа через сопло определяется по уравнению неразрывности

$$m_1 = \rho_1 w_1 F_1. \quad (1)$$

В настоящей работе (как и в работе [2]) присоединенную массу  $g$  рассчитывали по выражению

$$g = \frac{2\bar{r}_{\max}\bar{x}}{D\sigma} C_i (1 - C_i^2)^{1/2} (I_{1R} - I_{2R}), \quad (2)$$

где  $D = \sqrt{\frac{k-1}{2}} Ma_1 n^{\frac{k+1}{2k}}$  – параметр, связывающий число Маха и степень нерасчетности  $n$  струи на уровне среза сопла;  $\bar{r}_{\max}$  – максимальный радиус первой «бочки» нерасчетной струи;  $\sigma = 12 + 2,58 Ma_i$  – параметр подобия, характеризует степень турбулентности струи;  $I_{1R} = \int_{-\infty}^{\eta_R} \frac{\varphi d\eta}{\theta + \varphi(1-\theta) - \varphi^2 C_i^2}$  и  $I_{2R} = \int_{-\infty}^{\eta_R} \frac{\varphi^2 d\eta}{\theta + \varphi(1-\theta) - \varphi^2 C_i^2}$  – интегралы, зависят от числа Крокко  $C_i$  [2];  $\eta = \sigma y_1/x_1$  – безразмерная переменная в зоне смешения;  $\varphi$  – коэффициент кинетической энергии.

Можно считать, что в зоне смешения профили скоростей и температур подобны и описываются соотношениями:

$$\frac{w_i}{w_i} = \varphi(\eta) = 0,5(1 + \operatorname{erf} \eta); \quad \frac{T_0 - T_r}{T_{i0} - T_r} = \varphi(\eta),$$

где  $\operatorname{erf} \eta = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\eta} e^{-t^2} dt$  – интеграл вероятности (имеется в таблицах).

Таким образом, решение по определению присоединенной массы  $g$  является замкнутым.

Концентрацию истекающего из сопла газа в смеси азота, газа окружающей среды и шлака рассчитывали по выражению

$$\bar{g} = \frac{m_1}{m_1 + m_r + m_{ш}} = \frac{1}{1 + g + g_{ш}}.$$

Концентрации газа окружающей среды  $\bar{g}_r$  и шлака  $\bar{g}_{ш}$  в этой же смеси определяли по аналогичным формулам

$$\bar{g}_r = \frac{m_r}{m_1 + m_r + m_{ш}} = \frac{1}{1 + \frac{1}{g} + \frac{g}{g_{ш}}};$$

$$\bar{g}_{ш} = \frac{m_{ш}}{m_1 + m_r + m_{ш}} = \frac{1}{1 + \frac{1}{g_{ш}} + \frac{g}{g_{ш}}}.$$

Если концентрации компонентов  $\bar{g}$ ,  $\bar{g}_r$  и  $\bar{g}_{ш}$  в смеси известны, то среднемассовую теплоемкость смеси можно определить по выражению

$$c_{px} = \sum c_i g_i = c_{p1} \bar{g} + c_{pr} + c_{ш} \bar{g}_{ш}.$$

Рассмотрим участок сверхзвуковой нерасчетной струи между выходным срезом сопла и сечением  $x$ , находящимся на уровне ванны шлакового расплава. Запишем для этого участка закон постоянства количества движения в виде

$$\beta \rho_1 w_1^2 F + F_1 (p_1 - p_r)_1 = \rho_x w_x^2 F_x + (p_x - p_r) F_x.$$

Если давления струи и окружающей среды различны, а также с учетом того, что к истекающей из сопла азот-

ной струе присоединяется газ среды и газошлаковая масса, из этого соотношения получим формулу для расчета средней скорости газовой струи с частицами шлака

$$w_x = \left[ (1 - g_{\text{ш}} \Psi_{\text{ш}}) w_1 + \frac{p_r (n-1)}{\rho_1 w_1} \right] \frac{1}{(1 + g + g_{\text{ш}}) \beta},$$

где  $\Psi = \frac{1}{(\text{Ma}_i^2 - 1)^{1/2}} \frac{q(\text{Ma}_i)}{q(\text{Ma}_1)}$  – функция Прандтля-Майера.

Скорость истечения из сопла можно рассчитать по выражению  $w_1 = \lambda_1 a_{\text{кр}}$  (для азота критическая скорость  $a_{\text{кр}} = 1,08 \sqrt{RT_0}$ ). Значение  $\lambda_1$  находили по известной газодинамической функции расхода  $q(\lambda_1) = F_{\text{кр}}/F_1$ , которая задана.

Среднемассовую температуру  $t_x$  находили путем решения уравнения теплового баланса для участка струи от среза сопла до сечения  $x$  (излучением пренебрегали)

$$\begin{aligned} m_0 c_{p0} T_0 + m_r c_{pr} T_r + m_{\text{ш}} c_{\text{ш}} T_{\text{ш}} = \\ = (m_0 + m_r + m_{\text{ш}}) c_{px} T_x \alpha (m_0 + m_r + m_{\text{ш}}) \frac{w_x^2}{2000}. \end{aligned}$$

Соответственно, температура  $T_x$  струи в сечении  $x$  определяется следующим образом:

$$T_x = T_0 \bar{g} \frac{c_{p0}}{c_{px}} + T_r \bar{g}_r \frac{c_{pr}}{c_{px}} - T_{\text{ш}} g_{\text{ш}} \frac{c_{\text{пш}}}{c_{px}} - \alpha \frac{w_x^2}{2000 c_{px}}.$$

В представленной модели совместно решаются 45 уравнений.

В настоящей работе были выполнены расчеты применительно к фурме конвертера емкостью 350 т. Тем-

пературу торможения ( $t_0$ ) азота (то есть на входе в сопло) изменяли в пределах 25 – 600 °С, а максимальную температуру газов ( $t_r$ ) в полости конвертера в пределах 30 – 1500 °С при давлении окружающей среды 0,1 МПа. Теплоемкость азота в окружающей среде (полость конвертера) принимали равной  $c_p = 1,25$  кДж/(кг·К). При расчетном режиме ( $n = 1$ ) расход азота  $V_{\text{н}}$  через одно сопло составлял 210 м<sup>3</sup>/мин. Диаметр сопла в критическом ( $d_{\text{кр}}$ ) и выходном ( $d_1$ ) сечениях составлял 45 и 67 мм. Принимали, что  $\beta = 1,04$ ,  $\alpha = 1,2$ .

Как показали расчеты, эжекция шлака тормозит азотную струю, но увеличивает ее массу. Как видно (рис. 1), чем больше значение  $\theta$ , а следовательно, и более значительна температура окружающей среды, тем меньше присоединенная масса  $g$ , и, по этой причине, отношение скоростей  $w_x/w_1$  возрастает. Например, при увеличении значения  $\theta$  с 1 до 6 при  $x = 30$  присоединенная масса  $g$  снижается с 3,0 до 2,1, а значение  $w_x/w_1$  возрастает с 0,21 до 0,32.

При увеличении присоединенной массы шлака  $g_{\text{ш}}$  относительная скорость  $w_x/w_1$  и присоединенная масса газа  $g$  уменьшаются (рис. 2). Например, увеличение относительного расхода шлака  $g_{\text{ш}}$  с нуля до 1 на расстоянии  $x = 20$  приводит к уменьшению значения  $w_x/w_1$  с 0,56 до 0,36, а присоединенная масса газа  $g$  уменьшается с 0,82 до 0,57.

С повышением  $\theta$  температура  $t_x$  и скорость  $w_x$  струи возрастают. Чем больше относительная температура  $\theta$ , тем более разогрета окружающая среда и струя не встречает значительного сопротивления (рис. 3). Например, на расстоянии 20 калибров, где  $g_{\text{ш}} = 0,8$  и  $\theta = 1$ , среднемассовая температура  $t_x$  составляет 736 °С, а скорость  $w_x = 175$  м/с. При повышении значения  $\theta$  до 6

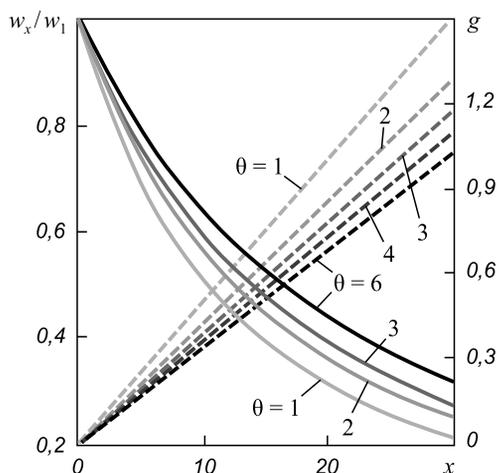


Рис. 1. Влияние относительной температуры  $\theta$  на изменение относительной скорости  $w_x/w_1$  (—) и присоединенной массы  $g$  (---) по длине струи  $x$  (исходные данные:  $V_{\text{н}} = 210$  м<sup>3</sup>/мин,  $t_r = 30 \div 1800$  °С,  $t_0 = 30$  °С,  $g_{\text{ш}} = 0,8$ )

Fig. 1. The influence of the relative temperature  $\theta$  to change of the relative speed  $w_x/w_1$  (—) and added masses  $g$  (---) along the length of the stream  $x$  (data source:  $V_{\text{н}} = 210$  м<sup>3</sup>/мин,  $t_r = 30 \div 1800$  °С,  $t_0 = 30$  °С,  $g_{\text{ш}} = 0,8$ )

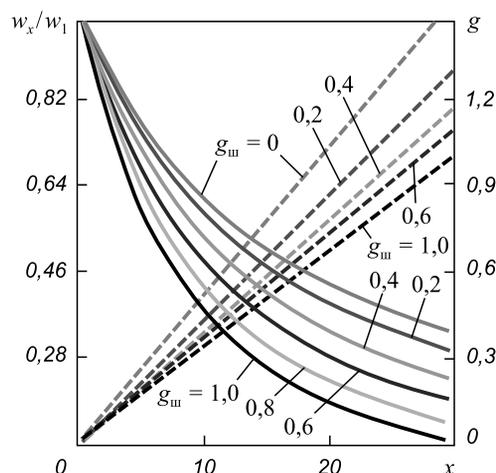


Рис. 2. Зависимость относительной скорости  $w_x/w_1$  (—) и присоединенной массы  $g$  (---) от присоединенной массы шлака  $g_{\text{ш}}$  по длине струи  $x$  (исходные данные:  $V_{\text{н}} = 210$  м<sup>3</sup>/мин,  $t_r = 30 \div 1800$  °С,  $t_0 = 30$  °С,  $g_{\text{ш}} = 0,8$ )

Fig. 2. The dependence of the relative velocity  $w_x/w_1$  (—) and added masses  $g$  (---) from the added masses of slag  $g_{\text{ш}}$  along the length of the stream  $x$  (data source:  $V_{\text{н}} = 210$  м<sup>3</sup>/мин,  $t_r = 30 \div 1800$  °С,  $t_0 = 30$  °С,  $g_{\text{ш}} = 0,8$ )

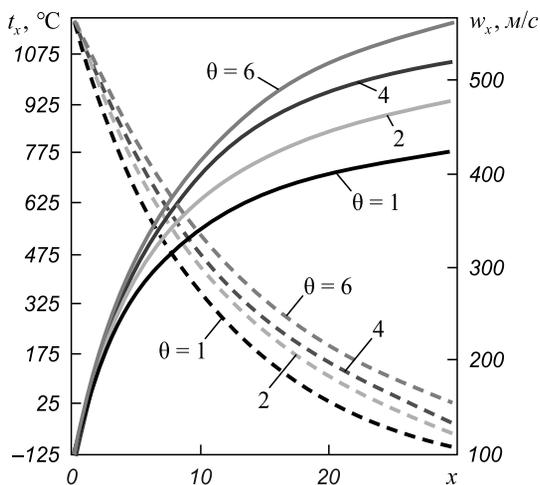


Рис. 3. Зависимость температуры  $t_x$  (—) и скорости  $w_x$  (---) от относительной температуры в полости конвертера  $\theta$  на различном удалении  $x$  (исходные данные:  $V_H = 210 \text{ м}^3/\text{мин}$ ,  $t_r = 30 \div 1800 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $t_o = 30 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $g_{ш} = 0,8$ )

Fig. 3. The dependence of the temperature  $t_x$  (—) and velocity  $w_x$  (---) from the relative temperature in the cavity of converter  $\theta$  at various deletion  $x$  (source data:  $V_H = 210 \text{ m}^3/\text{min}$ ,  $t_r = 30 \div 1800 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $t_o = 30 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $g_{ш} = 0.8$ )

температура  $t_x$  возрастает уже до  $1060 \text{ }^\circ\text{C}$ , а скорость повышается до  $217 \text{ м/с}$ .

С увеличением присоединенной массы шлака  $g_{ш}$  температура струи  $t_x$  возрастает, а ее скорость  $w_x$  падает (рис. 4). Например, при повышении  $g_{ш}$  с нуля до 1 на расстоянии  $x = 10$  температура  $t_x$  увеличивается с  $252$  до  $950 \text{ }^\circ\text{C}$ , а средняя скорость  $w_x$  снижается с  $480$  до  $250 \text{ м/с}$ .

По длине струи (рис. 5) температура  $t_x$  растет при любом расходе  $V_H$  азота. С повышением расхода азота через

сопло температура  $t_x$  увеличивается, а скорость струи  $w_x$  снижается. Например, на расстоянии 20 калибров при расходе азота через сопло  $180 \text{ м}^3/\text{мин}$  температура  $t_x$  составляет  $1070 \text{ }^\circ\text{C}$ , скорость  $w_x$  составляет  $150 \text{ м/с}$ , а при  $V_H = 380 \text{ м}^3/\text{мин}$  —  $t_x = 670 \text{ }^\circ\text{C}$ , а  $w_x = 240 \text{ м/с}$ .

Учитывая невозможность организации выполнения эксперимента в реальных условиях (в полости конвертера), применим метод тестовой проверки модели и достоверности результатов расчетов. Так, например, подтверждается, что:

- на срезе сопла ( $x = 0$ ), где  $g = 0$ , отношение скоростей  $w_x/w_1 = 1$  при любых значениях  $\theta$  и  $g_{ш}$  (рис. 1, 2);
- если  $x = 0$  (срез сопла), то по заданной функции расхода  $q(\lambda_1) = d_{кр}^2/d_1^2$  необходимо найти  $\lambda_1$  и  $\tau(\lambda_1) = T_1/T_0$ , а при любом значении  $g_{ш}$  температура  $t_x = t_1 = -125 \text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 3 – 5);
- чем дальше от среза сопла контрольное сечение неоднородной газовой струи независимо от значений  $g_{ш}$ ,  $\theta$  и  $V_H$ , скорость  $w_x$  снижается, а температура  $t_x$  возрастает, что соответствует физической картине присоединения горячего, менее плотного газа окружающей среды к более низкотемпературной струе, распространяющейся в полости агрегата (рис. 3 – 5);
- если  $g_{ш} = 0$ , то исследуются режимы взаимодействия струи чистого газа со шлаковым расплавом, а расчеты по настоящей модели совпадают с результатами, полученными в работе [2];
- сумма концентраций компонентов смеси  $\bar{g} + \bar{g}_r + \bar{g}_{ш} = 1$ , что естественно.

Таким образом, правильность решения полностью подтверждается рассмотрением частных случаев, особенно для выходного сечения истекающей сверхзвуковой нерасчетной струи.

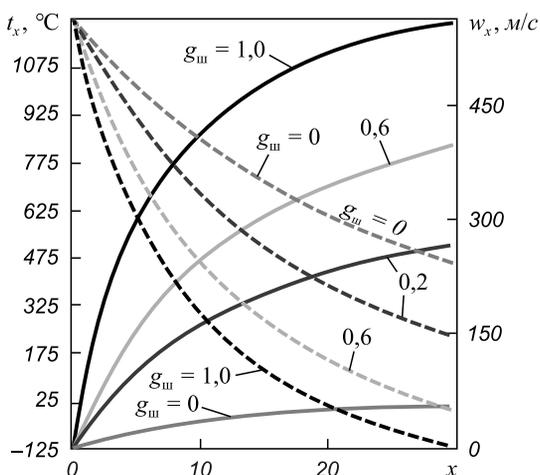


Рис. 4. Влияние присоединенной массы шлака  $g_{ш}$  на изменение температуры  $t_x$  (—) и скорости  $w_x$  (---) при различном удалении  $x$  от среза сопла (исходные данные:  $V_H = 210 \text{ м}^3/\text{мин}$ ,  $t_r = 1500 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $t_o = 30 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $g_{ш} = 0,8$ ,  $\theta = 5$ )

Fig. 4. The influence of added masses of slag  $g_{ш}$  to changes of temperature  $t_x$  (—) and velocity  $w_x$  (---) at different distances  $x$  from the nozzle (source data:  $V_H = 210 \text{ m}^3/\text{min}$ ,  $t_r = 1500 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $t_o = 30 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $g_{ш} = 0.8$ ,  $\theta = 5$ )

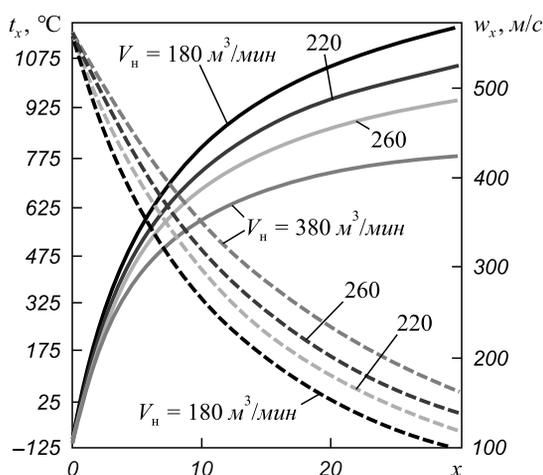


Рис. 5. Изменение средней температуры  $t_x$  (—) и скорости  $w_x$  (---) на расстоянии  $x$  от среза сопла при различном расходе  $V_H$  азота через сопло Лаваля (исходные данные:  $t_r = 1400 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $t_o = 30 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $g_{ш} = 0,8$ )

Fig. 5. The changes in the average temperature  $t_x$  (—) and velocity  $w_x$  (---) at a distance  $x$  from the nozzle at different flow rate  $V_H$  of nitrogen through the Laval nozzle (source data:  $t_r = 1400 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $t_o = 30 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $g_{ш} = 0.8$ )

**Выводы.** Численные расчеты показали, что эжектирование шлака существенно меняет картину взаимодействия трехкомпонентной сверхзвуковой нерасчетной струи со шлаковым расплавом, при этом присоединение даже незначительного количества шлака заметно уменьшает скорость распространения струи. Аналитическое решение подтверждается промышленной практикой: для подъема частиц шлака на большую высоту в рабочем пространстве необходимо увеличивать динамическое давление газовых струй на расплав, для чего требуется фурму опускать максимально близко к расплаву.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kim D.-S., Cho J.-W., Chung C.-Y. The Application Technique of the Converter Lining in Kwangyang Steelworks. – In book “1<sup>st</sup> European Oxygen Steelmaking Congress”. 1984. P. 226 – 231.
2. Чигведу Ч., Кемпкен Й. // Черные металлы. 2006. № 7 – 8. С. 62 – 68.

3. Messina C.J., Paules J.R. The Worldwide Status of BOF Slag Splashing Practices and Performance. – Steelmaking Conference Proceedings, Pittsburgh, PA, 1996. P. 153 – 155.
4. Нугуманов Р.Ф., Протопопов Е.В., Галиуллин Т.Р. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 12. С. 7 – 12.
5. Mills K.C., Su Y., Fox A.B. etc. // ISIJ International. 2005. № 45. P. 619 – 633.
6. Бойченко Б.М., Пишида В.И., Низяев К.Г. // Новые огнеупоры. 2005. №1. С. 29 – 31.
7. Goodson K.M., Donaghy N., Russell R.O. // Iron and Steelmaker. 1995. № 22. P. 31 – 34.
8. Харлашин П.С., Ковура А.Б., Куземко Р.Д. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2010. № 7. С. 97 – 100.
9. Nguyen A., Evans G. // Applied Mathematical Modelling. 2003. № 30. P. 1472 – 1484.
10. Дьяченко В.Ф., Захаров И.М., Овсянников В.Г. и др. // Сталь. 2007. № 2. С. 51 – 53.
11. Шеремет В.А., Кекух А.В., Трещий С.В. и др. // Новые огнеупоры. 2006. № 1. С. 4 – 7.

Поступила 16 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. NO. 2, pp. 95–99.

### SIMULATION OF SLAG ATTACHMENT TO SUPERSONIC JET AT ITS BLOWING IN CAVITY OF CONVERTER

**Kharlashin P.S.**<sup>1</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Steel Metallurgy”

**Kuzemko R.D.**<sup>1</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Thermophysics and Thermal Power of Metallurgical Production

**Protopopov E.V.**<sup>2</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Rector

**Feiler S.V.**<sup>2</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Ferrous Metallurgy” (feiler@rdtc.ru)

**Kharin A.K.**<sup>3</sup>, Head of Heat Engineering Laboratory

<sup>1</sup>Azov State Technical University (7, Universitetskaya str., Mariupol, Donetsk region, 87500, Ukraine)

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

<sup>3</sup>PGroup “Metinvest”, PJSC “Ilyich iron and steel works in Mariupol” (1, Levchenko str., Mariupol, Donetsk region, 87504, Ukraine)

**Abstract.** This paper presents a method for calculating the basic parameters of the gas jet (average temperature and power) at a certain distance from the nozzle exit in the technology implementation of blowing molten slag on the refractory lining of the converter. The mathematical model has been worked out and the flow parameters of the supersonic noncalculated jet, considering joining in the working volume of 350-t converter not only gas but also slag particles, have been calculated. Average weight values of temperature and velocity over the length of the gas jet have been obtained. The effect of the added slag mass on the added mass of gas, the temperature of the gas jet and its rate subject to the changes in the flow of nitrogen through the nozzle and the relative temperature in the working space of the converter has been established. The analysis of the results of numerical calculations has showed that the slag ejection changes significantly the picture of the interaction of ternary supersonic noncalculated jet with the melt, at the same time even a slight attachment of slag to the gas flow promotes noticeable decrease of the propagation velocity of the jet.

**Keywords:** supersonic jet, slag attachment, velocity, cavity of converter.

#### REFERENCES

1. Kim D.-S., Cho J.-W., Chung C.-Y. The Application Technique of the Converter Lining in Kwangyang Steelworks. In: 1<sup>st</sup> European Oxygen Steelmaking Congress. 1984, pp. 226–231.
2. Chigvedu Ch., Kempken I. Technology of slag spraying to reduce intensity of guniting and lower refractory material development cost. *Chernye metally*. 2006, no. 7–8, pp. 62–68. (In Russ.).
3. Messina C.J., Paules J.R. The Worldwide Status of BOF Slag Splashing Practices and Performance. *Steelmaking Conference Proceedings*, Pittsburgh, PA, 1996, pp. 153–155.
4. Nugumanov R.F., Protopopov E.V., Galiullin T.R., Chernyatevich A.G., Chubina E.A. New approach to technological development of slag skull application on the converter lining. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous metallurgy*. 2006, no. 12, pp. 7–12. (In Russ.).
5. Mills K.C., Su Y., Fox A.B., Li Z., Thackray R.P., Tsai H.T. A Review of Slag Splashing. *ISIJ International*. 2005, no. 45, pp. 619–633.
6. Boichenko B.M., Pishchida V.I., Nizyaev K.G. Service of periclase-carbon refractory in a slag converter ring. *Novye огнеупоры*. 2005, no. 1, pp. 29–31. (In Russ.).
7. Goodson K.M., Donaghy N., Russell R.O. Furnace Refractory Maintenance and Slag Splashing. *Iron and Steelmaker*. 1995, no. 22, pp. 31–34.
8. Kharlashin P.S., Kovura A.B., Kuzemko R.D. Thermal-gas-dynamic parameter evaluation model of jets in a converter. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost’*. 2010, no. 7, pp. 97–100. (In Russ.).
9. Nguyen A., Evans G. Computational Fluid Dynamics Modelling of Gas Jets Impinging onto Liquid Pools. *Applied Mathematical Modelling*. 2003, no. 30, pp. 1472–1484.
10. D’yachenko V.F., Zakharov I.M., Ovsyannikov V.G., Prishchepova T.K., Voronina O.B. Converter linings that last for more than 5000 melts. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 2, pp. 146–148.
11. Sheremet V.A., Kekukh A.V., Treshchii S.V., Stovpchenko A.P., Brodskii A.S., Pavlyuchenkov O.I. Operating experience and complex technologies of converter lining handling. *Novye огнеупоры*. 2006, no. 1, pp. 4–7. (In Russ.).

Received October 16, 2014

## НАПРЯЖЕНИЯ НАЧАЛА ПРОТЯЖКИ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ КОВКЕ В КОМБИНИРОВАННЫХ БОЙКАХ

**Базайкин В.И.<sup>1</sup>**, д.т.н., профессор кафедры высшей математики (bazaykin.vi@yandex.ru)

**Темлянец М.В.<sup>1</sup>**, д.т.н., профессор, проректор по научной работе и инновациям

**Бобров Б.Ю.<sup>2</sup>**, главный специалист службы главного механика

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет

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

<sup>2</sup>ОАО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

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

**Аннотация.** Построена модель горячей протяжки стальных цилиндрических заготовок небольшого диаметра в комбинированных бойках для получения поковок круглого сечения. Рассматривается схема плоской деформации. Расчет напряженного состояния является развитием решения задачи Мичела для упругого клина, задачи Фламана для полубесконечной пластины, а также предложенного ранее метода оценки перехода в пластическое состояние заготовки при протяжке в плоских бойках. Температурные напряжения не рассматриваются; от температуры зависит модуль упругости материала заготовки. Определены поля тензоров упругих напряжений в заготовке, обусловленных действием трех сосредоточенных сил, построено поле суммарных напряжений, зависящее от угла выреза нижнего бойка. Получена оценка напряжений в зоне предполагаемого пластического течения в сечении заготовки, опирающаяся на предельные значения интенсивности тензора упругих напряжений, обусловленного действием трех сосредоточенных усилий. Рассмотрен пример протяжки заготовки из стали 45. Отождествляя предельную интенсивность упругих деформаций  $\varepsilon_{\text{уп}}$  с техническим пределом текучести  $\varepsilon_{0,2} = 0,002$ , оценив модуль упругости стали 45 значением 100 ГПа при температуре 950 °С, получили значения коэффициента нагрузки в момент перехода части материала заготовки в пластическое состояние и распределения компонент суммарного тензора напряжений. Уровень интенсивности напряжений, соответствующий переходу материала заготовки в пластическое состояние, определил границу пластической зоны. Представлены соответствующие графики. Получена зависимость распределения компонент тензора напряжений от угла выреза нижнего бойка. Подтверждена оптимальность значения (120°) угла выреза нижнего бойка для операций протяжки заготовки.

**Ключевые слова:** модель, ковка, протяжка, комбинированные бойки, сталь, цилиндрическая заготовка, модуль упругости, усилие на единицу длины заготовки, напряжения, зона пластического течения, графики напряжений, угол выреза нижнего бойка, сечение заготовки.

Горячая протяжка стальных цилиндрических заготовок небольшого (до 300 мм) диаметра в комбинированных бойках обеспечивает относительно невысокие усилия ковки. При назначении режима протяжки [1] для новых технологий ковки [2, 3] необходимо учитывать формирование и развитие зон пластического течения в сечении заготовки. В частности, назначение величины уклона за одно обжатие определяется размером такой зоны. Спектр методов решения модельных задач для анализа напряжений протяжки широк, от классических [1] до представления заготовки вязкоупругим телом Максвелла, подвергнутым ударным нагрузкам [4].

В настоящей работе представлена оценка формирования зоны пластического течения для схемы с комбинированными бойками. Оценка основана на предельных значениях интенсивности тензора упругих напряжений, обусловленного действием трех сосредоточенных усилий. Рассматривается схема плоской деформации, уравновешенные сосредоточенные усилия на единицу длины цилиндра приложены к заготовке в точках ее контакта с бойками (рис. 1, а). Расчет напряженного состояния является развитием решения задачи Мичела [5] для упругого клина, задачи Фламана для полубесконечной пластины [6] и метода [7] оценки

перехода в пластическое состояние круглой заготовки при протяжке в плоских бойках. Известны методы аналитического расчета поля температур в схеме плоской деформации [8], однако ввиду малости диаметра заготовки температурные напряжения, подобные представленным в работе [9], не рассматриваются; от температуры зависит модуль упругости  $E$  (модуль Юнга) первого рода.

Определим напряжения на поверхности цилиндра радиусом  $R$ , обусловленные усилиями  $P$  на единицу длины цилиндра, приложенными в точках  $A$ ,  $B$  и  $C$  сечения цилиндра (рис. 1, а). На рис. 1, а точка  $M$  – произвольная точка поверхности цилиндра;  $\gamma$  – угловая координата точек  $B$  и  $C$  контакта сечения цилиндра с вырезным бойком;  $r_a$ ,  $r_b$ ,  $r_c$  – расстояния от точки  $M$  до точек контакта сечения с бойками;  $\varphi_a$ ,  $\varphi_b$ ,  $\varphi_c$  – угловые координаты точки  $M$  относительно точек контакта;  $X_1$ ,  $X_2$  и  $Y_1$ ,  $Y_2$  – декартова система координат с центром в точках  $A$  и  $O$ ;  $\alpha_a$ ,  $\alpha_b$ ,  $\alpha_c$  – угловые координаты полярного радиуса  $OM$  относительно продолжений прямых  $OA$ ,  $OB$ ,  $OC$ . Из геометрических соотношений следует, что  $\varphi_a + \varphi_b = 1/2(\pi - \gamma)$ ;  $\varphi_c - \varphi_b = \gamma$ ;  $\alpha_a = 2\varphi_a$ ;  $\alpha_b = 2\varphi_b$ ;  $\alpha_c = 2\varphi_c$ ;  $r_a = 2R \cos \varphi_a$ ;  $r_b = 2R \cos \varphi_b$ ;  $r_c = 2R \cos \varphi_c$ .

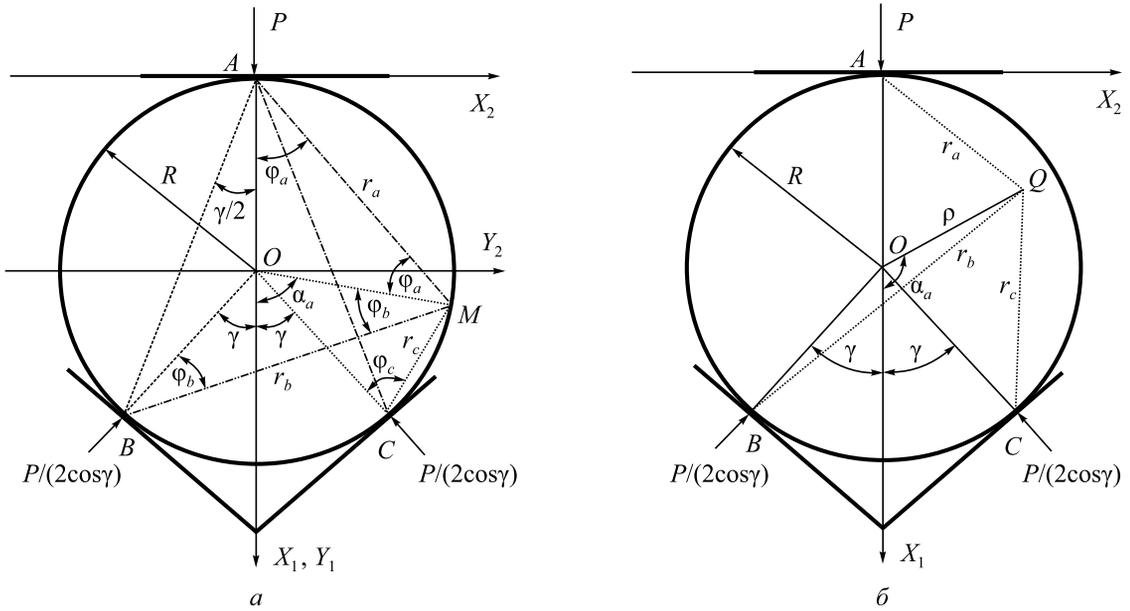


Рис. 1. К определению напряжений в точках поверхности заготовки (а) и в точках ее тела (б)

Fig. 1. The definition of stresses in points of billet surface (a) and in points of its body (б)

Радиальные напряжения  $\sigma_r^A, \sigma_r^B, \sigma_r^C$  в любой точке  $M$  поверхности цилиндра от усилий в точках  $A, B$  и  $C$  имеют постоянные значения и направлены соответственно вдоль отрезков  $AM, BM, CM$ :

$$\sigma_r^A = -\frac{P}{\pi R}, \quad \sigma_r^B = \sigma_r^C = -\frac{P}{2\pi R \cos \gamma}.$$

При этом окружные  $\sigma_\phi^A$  и касательные  $\tau$  напряжения в полярной системе координат с полюсом в точке приложения сосредоточенного усилия равны нулю. Тензор напряжений  $\Sigma^A$ , обусловленный усилием  $P$ , приложенным в точке  $A$ , в декартовой системе координат  $X_1, X_2$  имеет следующий вид:

$$\Sigma^A = -\frac{2P}{\pi r_a^4} \begin{pmatrix} x_1^3 & x_1^2 x_2 \\ x_1^2 x_2 & x_1 x_2^2 \end{pmatrix} = -\frac{P}{\pi R} \begin{pmatrix} \cos^2 \frac{\alpha_a}{2} & \frac{1}{2} \sin \alpha_a \\ \frac{1}{2} \sin \alpha_a & \sin^2 \frac{\alpha_a}{2} \end{pmatrix}, \quad 0 \leq \alpha_a \leq \pi. \quad (1)$$

Представление тензора  $\Sigma^A$  через полярный угол  $\alpha_a$  в уравнении (1) является инвариантным. В своих координатных системах, связанных с точками  $B$  и  $C$  приложения усилий  $P/(2\cos\gamma)$ , тензоры напряжений  $\Sigma^B$  и  $\Sigma^C$  можно представить

$$\Sigma^B = -\frac{P}{2\pi R \cos \gamma} \begin{pmatrix} \cos^2 \frac{\alpha_b}{2} & \frac{1}{2} \sin \alpha_b \\ \frac{1}{2} \sin \alpha_b & \sin^2 \frac{\alpha_b}{2} \end{pmatrix}, \quad 0 \leq \alpha_b \leq \pi; \quad (2)$$

$$\Sigma^C = -\frac{P}{2\pi R \cos \gamma} \begin{pmatrix} \cos^2 \frac{\alpha_c}{2} & \frac{1}{2} \sin \alpha_c \\ \frac{1}{2} \sin \alpha_c & \sin^2 \frac{\alpha_c}{2} \end{pmatrix}, \quad 0 \leq \alpha_c \leq \pi. \quad (3)$$

Приведем тензоры из выражений (2) и (3) к точке  $A$ :  $\Sigma^{AB} = \Pi_{\pi-\gamma}^{-1} \Sigma^B \Pi_{\pi-\gamma}$ ;  $\Sigma^{AC} = \Pi_{\gamma-\pi}^{-1} \Sigma^C \Pi_{\gamma-\pi}$ ; здесь  $\Pi_{\pi-\gamma}$  и  $\Pi_{\gamma-\pi}$  – матрицы поворота ортогональной системы координат на углы  $(\pi - \gamma)$  и  $(\gamma - \pi)$  соответственно. Получаем

$$\Sigma^{AB} = -\frac{P}{2\pi R \cos \gamma} \begin{pmatrix} \cos^2 \left( \frac{\alpha_b}{2} + \gamma \right) & \frac{1}{2} \sin (\alpha_b + 2\gamma) \\ \frac{1}{2} \sin (\alpha_b + 2\gamma) & \sin^2 \left( \frac{\alpha_b}{2} + \gamma \right) \end{pmatrix};$$

$$\Sigma^{AC} = -\frac{P}{2\pi R \cos \gamma} \begin{pmatrix} \cos^2 \left( \frac{\alpha_b}{2} - \gamma \right) & \frac{1}{2} \sin (\alpha_b - 2\gamma) \\ \frac{1}{2} \sin (\alpha_b - 2\gamma) & \sin^2 \left( \frac{\alpha_b}{2} - \gamma \right) \end{pmatrix}.$$

Суммарный тензор напряжений в точках поверхности цилиндра, обусловленный действием всех усилий, передаваемых бойками, оказывается постоянным шаровым тензором:

$$\Sigma_{II} = \Sigma^A + \Sigma^{AB} + \Sigma^{AC} = -\frac{P}{\pi R} \frac{\cos^2 \frac{\gamma}{2}}{\cos \gamma} \begin{pmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \end{pmatrix}.$$

Таким образом, для выполнения граничных условий (равенства нулю в точках поверхности заготовки компонент поля тензора напряжений, определенных в теле заготовки) надо наложить на поле напряжений, дейст-

вующих внутри цилиндра под действием усилийковки, поле постоянного тензора:

$$\Sigma_{\Gamma} = \frac{P}{\pi R} \frac{\cos^2 \frac{\gamma}{2}}{\cos \gamma} \begin{pmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \end{pmatrix}.$$

Найдем поле суммарного тензора напряжений в теле заготовки под действием всех усилийковки. Пусть  $Q$  – внутренняя точка сечения заготовки. Введем в сечении полярную систему координат (рис. 1, б);  $\alpha$  – полярный угол,  $0 \leq \alpha < 2\pi$ ;  $\rho$  – полярный радиус точки  $Q$ . Нетрудно показать, что

$$\begin{aligned} r_a^2 &= R^2 + \rho^2 + 2\rho R \cos \alpha, \\ \cos \varphi_a &= \frac{1}{r_a} (R + \rho \cos \alpha); \\ r_b^2 &= R^2 + \rho^2 - 2\rho R \cos(\alpha + \gamma), \\ \cos \varphi_b &= \frac{1}{r_b} (R - \rho \cos(\alpha + \gamma)); \\ r_c^2 &= R^2 + \rho^2 - 2\rho R \cos(\alpha - \gamma), \\ \cos \varphi_c &= \frac{1}{r_c} (R - \rho \cos(\alpha - \gamma)). \end{aligned} \quad (4)$$

Введем безразмерный полярный радиус  $\xi = \rho/R$ ,  $0 \leq \xi \leq 1$ . Тензор напряжений  $\Sigma_Q^A$  в точке  $Q$ , обусловленный усилием в точке  $A$ , в локальном декартовом базисе и в безразмерных полярных координатах имеет следующий вид:

$$\Sigma_Q^A = -\frac{2P}{\pi r_a^4} \begin{pmatrix} x_1^3 & x_1^2 x_2 \\ x_1^2 x_2 & x_1 x_2^2 \end{pmatrix} = -\frac{2P}{\pi R} \frac{1 + \xi \cos \alpha}{(1 + \xi^2 + 2\xi \cos \alpha)^2} \times \begin{pmatrix} (1 + \xi \cos \alpha)^2 & (1 + \xi \cos \alpha) \xi \sin \alpha \\ (1 + \xi \cos \alpha) \xi \sin \alpha & \xi^2 \sin^2 \alpha \end{pmatrix}.$$

Используя зависимости (4), можно получить тензоры напряжений  $\Sigma_Q^B, \Sigma_Q^C$ , представляющие результаты действия в точке  $Q$  усилий  $P/(2\cos \gamma)$ , приложенных в точках  $B$  и  $C$ :

$$\begin{aligned} \Sigma_Q^B &= -\frac{2P}{\pi R \cos \gamma} \frac{1 + \xi \cos(\alpha + \gamma)}{(1 + \xi^2 + 2\xi \cos(\alpha + \gamma))^2} \times \\ &\times \begin{pmatrix} (1 + \xi \cos(\alpha + \gamma))^2 & (1 + \xi \cos(\alpha + \gamma)) \xi \sin(\alpha + \gamma) \\ (1 + \xi \cos(\alpha + \gamma)) \xi \sin(\alpha + \gamma) & \xi^2 \sin^2(\alpha + \gamma) \end{pmatrix}; \\ \Sigma_Q^C &= -\frac{2P}{\pi R \cos \gamma} \frac{1 + \xi \cos(\alpha - \gamma)}{(1 + \xi^2 + 2\xi \cos(\alpha - \gamma))^2} \times \\ &\times \begin{pmatrix} (1 + \xi \cos(\alpha - \gamma))^2 & (1 + \xi \cos(\alpha - \gamma)) \xi \sin(\alpha - \gamma) \\ (1 + \xi \cos(\alpha - \gamma)) \xi \sin(\alpha - \gamma) & \xi^2 \sin^2(\alpha - \gamma) \end{pmatrix}. \end{aligned}$$

Суммируя значения  $\Sigma_Q^A, \Sigma_Q^B, \Sigma_Q^C$  и величину  $\Sigma_{\Gamma}$ , учитывая граничные условия, получаем модель поля тензора напряжений в теле цилиндрической заготовки в началековки в комбинированных бойках, когда изменением формы сечения заготовки можно пренебречь:

$$\begin{aligned} \Sigma &= \Sigma_Q^A + \Sigma_Q^B + \Sigma_Q^C + \Sigma_{\Gamma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} \end{pmatrix}; \\ \sigma_{11} &= -\frac{P}{\pi R} \left[ \frac{2(1 + \xi \cos \alpha)^3}{(1 + \xi^2 + 2\xi \cos \alpha)^2} + \frac{(1 - \xi \cos(\alpha + \gamma))^3}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha + \gamma))^2} + \frac{(1 - \xi \cos(\alpha - \gamma))^3}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha - \gamma))^2} - \frac{\cos^2 \frac{\gamma}{2}}{\cos \gamma} \right]; \\ \sigma_{22} &= -\frac{P}{\pi R} \left[ \frac{2(1 + \xi \cos \alpha) \xi^2 \sin^2 \alpha}{(1 + \xi^2 + 2\xi \cos \alpha)^2} + \frac{(1 - \xi \cos(\alpha + \gamma)) \xi^2 \sin^2(\alpha + \gamma)}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha + \gamma))^2} + \frac{(1 - \xi \cos(\alpha - \gamma)) \xi^2 \sin^2(\alpha - \gamma)}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha - \gamma))^2} - \frac{\cos^2 \frac{\gamma}{2}}{\cos \gamma} \right]; \\ \sigma_{12} &= -\frac{P}{\pi R} \left[ \frac{2(1 + \xi \cos \alpha)^2 \xi \sin \alpha}{(1 + \xi^2 + 2\xi \cos \alpha)^2} - \frac{(1 - \xi \cos(\alpha + \gamma))^2 \xi \sin(\alpha + \gamma)}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha + \gamma))^2} - \frac{(1 - \xi \cos(\alpha - \gamma))^2 \xi \sin(\alpha - \gamma)}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha - \gamma))^2} \right]. \end{aligned}$$

Напомним, что компоненты тензора  $\Sigma$  представлены в локальном декартовом базисе окрестности любой точки сечения заготовки, такой базис соосен глобальной декартовой системе координат  $X_1, X_2$ ; компоненты тензора выражены через безразмерные полярные координаты точки плоскости сечения заготовки с полюсом в центре сечения. В задаче плоской деформации нормальные напряжения  $\sigma_{33}$  к плоскости поперечного сечения заготовки определяются по следующим формулам:  $\sigma_{33} = \mu(\sigma_{11} + \sigma_{22})$  – в упругих областях;  $\sigma_{33} = 0,5(\sigma_{11} + \sigma_{22})$  – в пластической области заготовки; здесь  $\mu$  – коэффициент Пуассона.

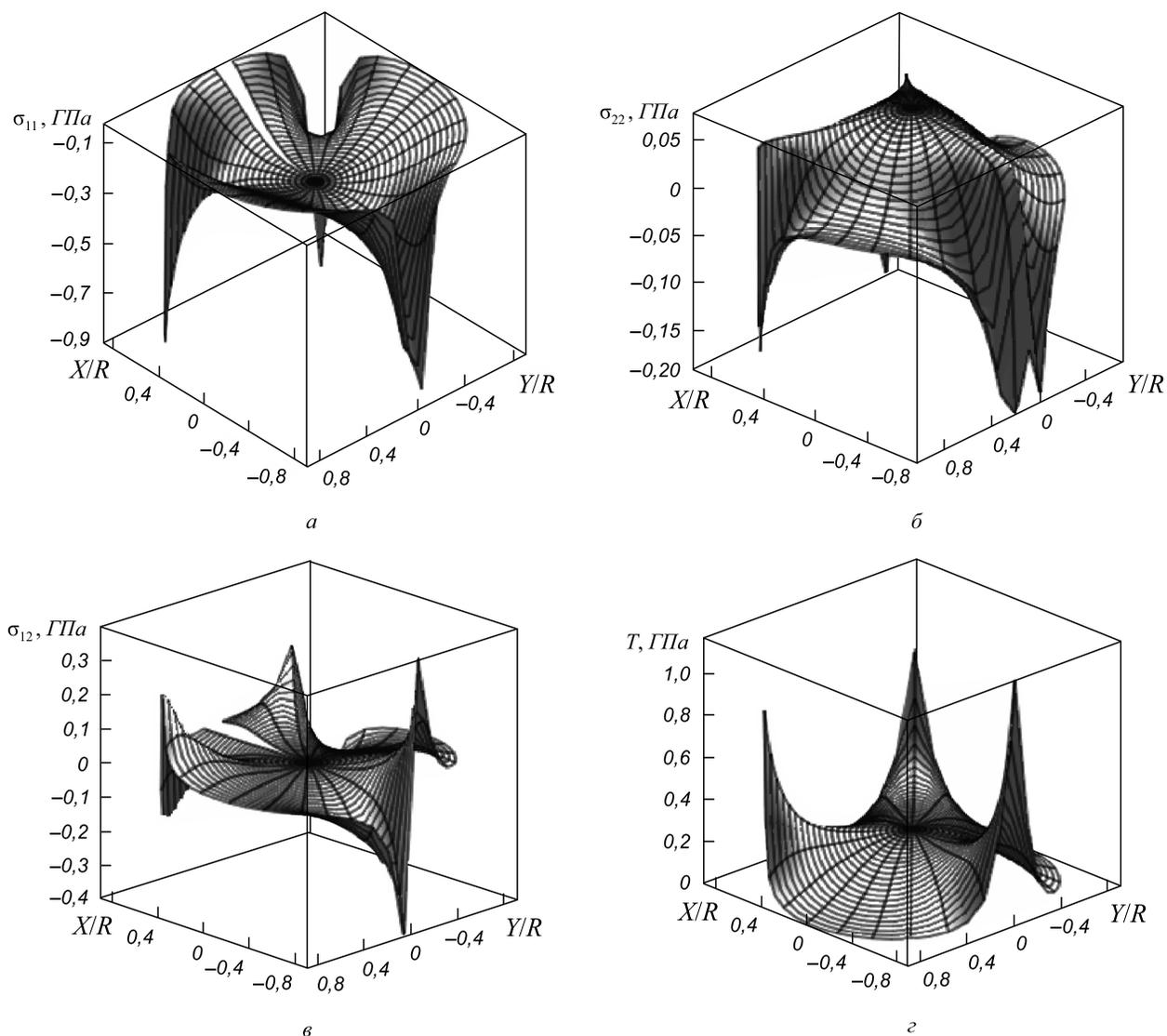


Рис. 2. Графики компонент тензора напряжений в сечении заготовки в локальном декартовом базисе и в цилиндрических координатах: *a* и *б* – нормальные напряжения  $\sigma_{11}$  и  $\sigma_{22}$ ; *в* – касательные напряжения  $\sigma_{12}$ ; *г* – интенсивность напряжений  $T$

Fig. 2. Graphs of a component tensor of stresses in billet cross-section in local Cartesian base and in cylindrical coordinates: *a* and *б* – normal stresses  $\sigma_{11}$  and  $\sigma_{22}$ ; *в* – tangent stresses  $\sigma_{12}$ ; *г* – intensity of stresses  $T$

Рассмотрим интерпретацию полученных результатов. Участвующая в выражениях компонент тензора  $\Sigma$  величина  $P/R$  в задаче плоской деформации имеет размерность напряжения, так как  $P$  – усилие, действующее на единицу длины линии контакта вдоль заготовки. Будем считать материал заготовки упругим. В настоящей работе рассматривается момент перехода материала в состояние пластического течения. Как и в работе [7], примем величину  $P/R$  за характеристику материала заготовки при его одноосном нагружении – интенсивностью упругих напряжений. Определим предельное значение интенсивности упругих напряжений  $\sigma_{уп} = P/R = E\varepsilon_{уп}$  и отождествим параметр  $\sigma_{уп}$  с интенсивностью напряжений пластического течения:

$$T_{пл} = \frac{\sqrt{3}}{2} \sqrt{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 4\sigma_{12}^2} = \sigma_{уп}.$$

Предельную интенсивность упругих деформаций  $\varepsilon_{уп}$  отождествим с техническим пределом текучести  $\varepsilon_{0,2} = 0,002$ . Используя справочные данные [10], оценим модуль упругости стали 45 при температуре 950 °С:  $E = 100$  ГПа. Отсюда значения коэффициента  $P/(\pi R)$  в момент перехода части материала заготовки в пластическое состояние без изменения формы ее поперечного сечения, определяемая формулой:  $P/(\pi R) = (1/\pi)E\varepsilon_{уп} = (1/\pi) \cdot 100 \cdot 10^9 \cdot 2 \cdot 10^{-3} = 63,7$  МПа, и предела текучести материала  $\sigma_{уп} = T_{пл} = 0,2$  ГПа.

На рис. 2 показаны графики компонент  $\sigma_{11}$ ,  $\sigma_{22}$ ,  $\sigma_{12}$  тензора  $\Sigma$  напряжений и интенсивности  $T$  напряжений в цилиндрических координатах. Отметим большие градиенты исключительно сжимающих нормальных напряжений  $\sigma_{11}$  в зонах контакта заготовки с бойками. В то же время в значительной части сечения заготовки нормальные напряжения  $\sigma_{22}$  являются растягивающи-

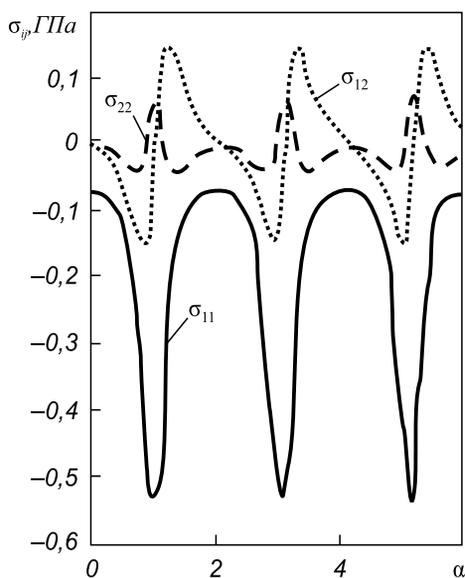


Рис. 3. Развертка компонент тензора напряжений вдоль окружности сечения заготовки безразмерным радиусом  $\xi = 0,75$

Fig. 3. Net of a component tensor of stresses along a circle of cross-section of billet with dimensionless radius  $\xi = 0,75$

ми. Рис. 3 демонстрирует симметрию в распределении напряжений в случае, когда угол выреза нижнего бойка составляет  $120^\circ$  ( $\gamma = 60^\circ$ ,  $\xi = 0,75$ ). На рис. 4 представлены линии уровня интенсивности  $T$  напряжений в цилиндрических координатах при различных значениях угла выреза нижнего бойка. Область, ограниченная линиями  $T_{пл} = 0,2$ , является зоной пластического течения. Симметрия линий рис. 4, б соответствует значению  $\gamma = 60^\circ$ . Очевидно, что для протяжки с обжатием и кантовкой заготовки наиболее приемлем угол выреза нижнего бойка  $120^\circ$  ( $\gamma = 60^\circ$ ). Он обеспечивает равномерное обжатие, так как уже при  $\gamma = 65^\circ$  (рис. 4, в) становится заметной неравномерность распределения интенсивности напряжений.

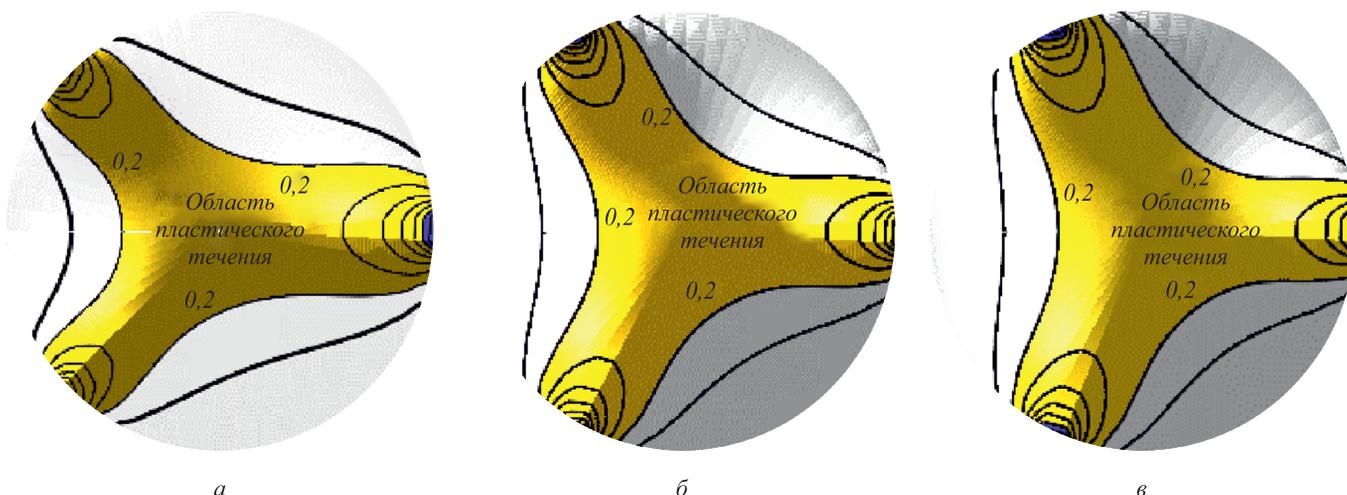


Рис. 4. Линии уровня интенсивности напряжений над плоскостью сечения заготовки при  $\gamma = 45^\circ$  (а);  $\gamma = 60^\circ$  (б);  $\gamma = 65^\circ$  (в)

Fig. 4. Level lines of stress intensity over a plane of billet cross-section at  $\gamma = 45^\circ$  (а);  $\gamma = 60^\circ$  (б);  $\gamma = 65^\circ$  (в)

**Выводы.** Поставлена и решена задача моделирования поля тензора напряжений на начальной стадии протяжки цилиндрической заготовки в кузнечном прессе с комбинированными бойками. Получена зависимость распределения компонент тензора от угла выреза нижнего бойка. Показаны особенности распределения напряжений в зонах контакта заготовки с бойками. Подтверждена оптимальность значения ( $120^\circ$ ) угла выреза нижнего бойка для операций протяжки заготовки.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Антощенко Ю.М. Расчет процессовковки. – М.: Машиностроение, 2001. – 240 с.
2. Каргин С.Б. Инновационные технологииковки крупных поковок // Вісник НТТУ та КПІ серія Машинобудування. 2010. С. 165 – 168.
3. Тюрин В.И. Инновационные технологииковки с применением макросдвигов // Кузнечно-штамповочное производство. 2007. № 11. С. 15 – 20.
4. Юганова Н.А. Способ определения напряжений в заготовке при ковке // Фундаментальные исследования. Технические науки. 2013. № 11. С. 1810 – 1814.
5. Демидов С.П. Теория упругости. – М.: Высшая школа, 1979. – 432 с.
6. Лурье А.И. Теория упругости. – М: Наука, 1970. – 939 с.
7. Базайкина О.Л., Темлянец М.В. Модель влияния температурного фактора на начало горячей протяжки цилиндрической заготовки в плоских бойках. – В кн.: Теория и практика тепловых процессов в металлургии: Сб. докладов Международной научно-практической конференции. – Екатеринбург: УрФУ, 2012. С. 168 – 173.
8. Мелан Э., Паркус Г. Термоупругие напряжения, вызываемые стационарными температурными полями. – М.: Госиздат ФМЛ, 1958. – 167 с.
9. Базайкина О.Л., Бобров Б.Ю. Оценка термических напряжений, возникающих при горячей ковке кузнечного слитка // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 8. С. 14 – 20.
10. Теплофизические и механические свойства сталей. Электронный ресурс: <http://sak.ru/reference/material/steel/steel1-2.html>. (Дата обращения: 08.02.2013).

Поступила 10 сентября 2014 г.

## STRAINS OF DRAWING INITIATION OF CYLINDRICAL BILLET AT THE HOT FORGING IN COMBINED ANVIL BLOCKS

**Bazaikin V.I.**<sup>1</sup>, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Advanced Mathematics* (bazaykin.vi@yandex.ru)

**Temlyantsev M.V.**<sup>1</sup>, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice President for Research and Innovation*

**Bobrov B.Y.**<sup>2</sup>, *Chief Specialist of the Master Mechanic Service*

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

<sup>2</sup> **OJSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”** (16, Kosmicheskoe route, Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654043, Russia)

**Abstract.** The model of hot drawing of steel cylindrical billets of small diameter in the combined anvil blocks for obtaining of forgings of a circular section was constructed. The authors considered the plane strain schema. The calculation of stressed state is the way to solve a problem of Michel for an elastic wedge, a problem of Flaman for a semi-infinite plate and offered before method of an assessment of transferring in plastic condition of billet at drawing in flat anvil blocks. The temperature stresses were not considered; the elastic modulus of the billet material depends on temperature. The fields of tensors of elastic stresses in the billet, three concentrated forces caused by action were defined; the field of total stresses depending on angle of cut of the inferior anvil block was constructed. The assessment of stresses in a region of prospective plastic flow in the preparation section, leaning against limiting values of intensity of a tensor of the elastic stresses caused by action of three concentrated efforts was obtained. The example of drawing of the billet of steel 45 (Russian grade) was considered. Identifying limiting intensity of elastic deformations  $\epsilon_{\text{yn}}$  with technical yield point  $\epsilon_{0.2} = 0,002$  and estimating elastic modulus  $E$  of steel 45 100 hPa at temperature 950 °C, the authors have received values of coefficient of load at the moment of transferring of a part of billet material in plastic condition and distribution of component total tensor of stresses. The level of intensity of the stresses, corresponding to transferring of billet material into plastic condition, has defined the border of plastic layer. The conforming graphs were presented. Dependence of distribution of a component tensor of stresses from angle of cut of the inferior anvil block was received. The optimality of angles of cut of 120° of the inferior anvil block was confirmed for drawing operations of the billet.

**Keywords:** model, forging, drawing, the combined anvil blocks, steel, cylindrical billet, an elastic modulus, effort per unit of billet length, stresses, a region of plastic flow, graphs of stresses, angle of cut of the inferior anvil block, billet section.

### REFERENCES

1. Antoshchenkov Yu.M. *Raschet protsessov kovki* [Calculation of the forging processes]. Moscow: Mashinostroenie, 2001. 240 p. (In Russ.).
2. Kargin S.B. Innovative forging technologies for large forgings. *Visnik NTU ta KPI seriya Mashinobuduvannya*. 2010, pp. 165–168. (In Russ.).
3. Tyurin V.I. Innovative forging technologies with macroshift. *Kuznechno-shtampovoechnoe proizvodstvo*. 2007, no. 11, pp. 15–20. (In Russ.).
4. Yuganova N.A. A method for determining the stress in the workpiece during forging. *Fundamental'nye issledovaniya. Tekhnicheskie nauki*. 2013, no. 11-9, pp. 1810–1814. (In Russ.).
5. Demidov S.P. *Teoriya uprugosti* [Theory of elasticity]. Moscow: Vysshaya shkola, 1979. 432 p. (In Russ.).
6. Lur'e A.I. *Teoriya uprugosti* [Theory of elasticity]. Moscow: Nauka, 1970. 939 p.
7. Bazaikina O.L., Temlyantsev M.V. Model of the influence of temperature on the hot start pulling the cylindrical workpiece flat die. In: *Teoriya i praktika teplovykh protsessov v metallurgii: sb. dokladov Mezhdunarodnoi nauchno-prakt. konf.* [Theory and practice of thermal processes in metallurgy: Reports of the International scientific and practical conference]. Ekaterinburg: UrFU, 2012, pp. 168–173. (In Russ.).
8. Melan Ernst, Parkus Heinz. *Wärmespannungen infolge Stationärer Temperaturfelder*. Wein, Springer Verl., 1953. (Russ.ed.: Melan E., Parkus H. *Termouprugie napryazheniya, vyzyvayemye statsio-narnymi temperaturnymi polyami*. Moscow: Gosizdat FML, 1958. 167 p.).
9. Bazaikina O.L., Bobrov B.Yu. Estimation of thermal pressure arising at hot hammer forging of forge ingot. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 8, pp. 14–20. (In Russ.).
10. *Teplofizicheskie i mekhanicheskie svoystva stali* [Thermal and mechanical properties of steels]. Available at: <http://sak.ru/reference/material/steel/steel1-2.html>. (Accessed: 08.02.2013). (In Russ.).

Received September 10, 2014

УДК 539.25:539.382

## ФОРМИРОВАНИЕ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Zr–1Nb\*

*Грабовецкая Г.П.<sup>1</sup>, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник (grabg@ispms.tsc.ru)*

*Мишин И.П.<sup>1</sup>, к.ф.-м.н., научный сотрудник*

*Степанова Е.Н.<sup>2</sup>, к.т.н., доцент кафедры общей физики*

*Чернов И.П.<sup>2</sup>, д.ф.-м.н., профессор кафедры общей физики*

*Булышко Д.Ю.<sup>3</sup>, студент*

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634034, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

<sup>3</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет

(634034, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

**Аннотация.** Изучено влияние режимов интенсивной пластической деформации на формирование ультрамелкозернистого состояния сплава Zr–1Nb, содержащего выделения вторичных фаз в виде частиц в объеме и на границах зерен. Установлено, что прессование с постепенным понижением температуры в интервале 973 – 573 К приводит к растворению выделений вторичных фаз и формированию в сплаве ультрамелкозернистой зеренно-субзеренной структуры со средним размером элементов  $0,25 \pm 0,10$  мкм. В процессе прессования при комнатной температуре с промежуточными отжигами в течение 1 ч в интервале температур 873 – 803 К формируется ультрамелкозернистая зеренно-субзеренная структура со средним размером элементов  $0,45 \pm 0,18$  мкм, при этом в структуре сохраняются частицы вторичных фаз. Формирование ультрамелкозернистой структуры приводит к увеличению пределов прочности и текучести сплава Zr – 1Nb в 1,5 – 2,0 раза при одновременном повышении склонности к локализации пластической деформации и уменьшению однородной деформации и деформации до разрушения. Присутствие частиц вторичных фаз в ультрамелкозернистой структуре, как и увеличение размеров ее элементов, препятствует развитию локализации пластической деформации и повышает эффект деформационного упрочнения.

**Ключевые слова:** сплав циркония, интенсивная пластическая деформация, ультрамелкозернистая структура, деформационное упрочнение, локализация пластической деформации.

Сплавы титана и стали являются широко распространенными материалами, в том числе и для изготовления различных медицинских имплантатов [1]. В восьмидесятые годы прошлого столетия появилась возможность использовать для этих целей новые материалы – сплавы циркония, которые имеют высокие биосовместимость и коррозионную стойкость [2], однако их применение ограничено из-за более низкой прочности по сравнению со сплавами титана и сталями.

Известно, что эффективным способом повышения прочностных и эксплуатационных характеристик металлических поликристаллов при невысоких гомологических температурах является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [3, 4]. Основной наиболее распространенных методов получения УМЗ структуры в металлических материалах является интенсивная пластическая деформация (ИПД), исполь-

зование которой позволяет уменьшить размеры элементов структуры в материале до наноразмеров. Однако прочностные характеристики УМЗ сплавов существенно зависят не только от размеров элементов структуры, но и от фазового состава. К настоящему времени установлено [5, 6], что ИПД может приводить к развитию в сплавах таких процессов, как фазовые превращения, распад вторых фаз, образование пересыщенных твердых растворов. При этом развитие указанных процессов зависит как от характеристик сплава (растворимости легирующих элементов, энергии дефекта упаковки, возможности развития двойникования или фазовых превращений, др.), так и от метода и режимов (температуры, степени деформации и др.) формирования УМЗ состояния. Поэтому актуальными являются исследования влияния методов и режимов ИПД не только на дисперсность, но и на фазовый состав и, как следствие, на прочностные характеристики и деформационное поведение УМЗ структуры.

Целью настоящей работы является исследование влияния режимов интенсивной пластической деформации методом прессования со сменой оси деформации на структурно-фазовое состояние, механические свойства

\* Работа выполнена с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 13-02-98007).

Авторы признательны своим коллегам И.В. Раточки и В.А. Винокурову, принимавшим участие в изготовлении образцов с ультрамелкозернистой структурой.

и деформационное поведение ультрамелкозернистого сплава Zr–1Nb.

Исследуемый сплав (марка Э110) в исходном состоянии имеет поликристаллическую структуру с размером зерен 3–5 мкм. В объеме и на границах зерен наблюдаются частицы вторичных фаз, размеры которых изменяются в пределах от нескольких десятков нанометров до нескольких микрометров.

Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что в сплаве кроме основной фазы  $Zr_\alpha$  обнаруживается фаза Nb(Zr) (ОЦК) (рефлексы 1 и 2 на рис. 1, а), а также некоторое количество фазы  $Zr_\beta$  (ОЦК) и/или твердого раствора ниобия на ее основе и примесей, присутствующих в сплаве (рефлекс 3 на рис. 1, а). Возможно также присутствие в сплаве твердого раствора на основе фазы  $Zr_\alpha$  (рефлекс 4 на рис. 1, а). В фазе  $Zr_\alpha$  в направлении [110] имеется кристаллографическая текстура с коэффициентом March-Dollase примерно 0,55.

Ультрамелкозернистая зеренно-субзеренная структура в сплаве была получена методом прессования со сменой оси деформации, предложенном в работе [7], по двум разным режимам: прессованием с постепенным понижением температуры в интервале 973–573 К (режим 1) и прессованием при комнатной температуре с промежуточными отжигами при 873–803 К в течение 1 ч (режим 2). В обоих случаях прессование сплава было проведено за четыре цикла, один цикл состоял из трех прессований. Деформация за одно прессование составляла 40–50%. Суммарную деформацию  $e_\Sigma$  сплава определяли по зависимости  $e_\Sigma = \ln(l_{i-1}/l_i)$  (где

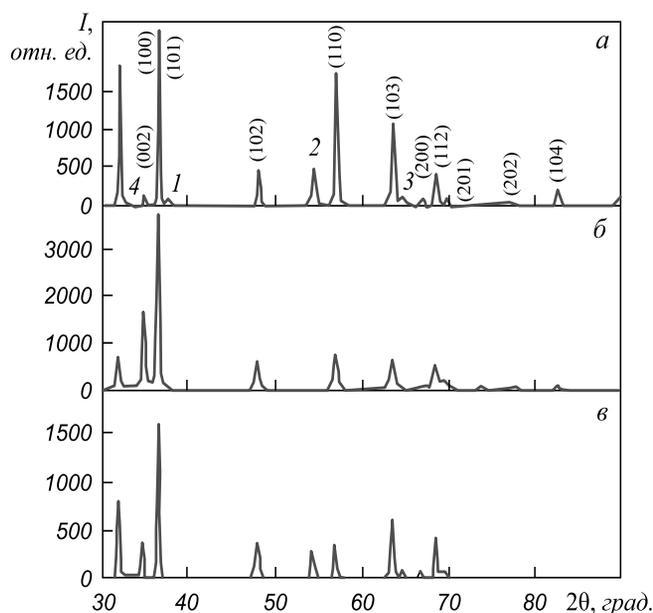


Рис. 1. Участки дифрактограмм сплава Zr–1Nb: а – мелкозернистое состояние; б и в – ультрамелкозернистое состояние, режим 1 и 2

Fig. 1. Parts of diffraction patterns of Zr–1Nb alloy: а – fine-grain state; б and в – ultra-fine grain state, mode 1 and 2

$l$  – длина стороны осаживания;  $i$  – номер прессования). Общая деформация образца после четырех циклов прессования составляла примерно 7.

На рис. 2 представлено типичное электронномикроскопическое изображение структуры сплава Zr–1Nb после прессования по режиму 1 (на изображении рис. 2, а сложный деформационный контраст не позволяет выявить особенности микроструктуры). На электроннограммах такой структуры, снятых с площади 1,4 мкм<sup>2</sup>, наблюдается значительное количество рефлексов, равномерно расположенных по окружности (рис. 2, в). Это свидетельствует о наличии в структуре большого числа элементов зеренно-субзеренной структуры в единице объема и существенной разориентации между ними. На изображении в темном поле (рис. 2, б) видны элементы зеренно-субзеренной структуры, размер которых изменяется в субмикронном диапазоне – от 0,1 до 0,5 мкм. Средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры, определенный по изображению темного поля, составляет  $0,25 \pm 0,10$  мкм. Рентгеноструктурные исследования показали, что после прессования по режиму 1 изменяется фазовый состав сплава Zr–1Nb (рис. 1, б). На дифрактограмме УМЗ структуры не наблюдаются рефлексы, соответствующие фазам Nb(Zr) (ОЦК) и  $Zr_\beta$  (ОЦК) (рис. 1, б). Металлографические и электрон-

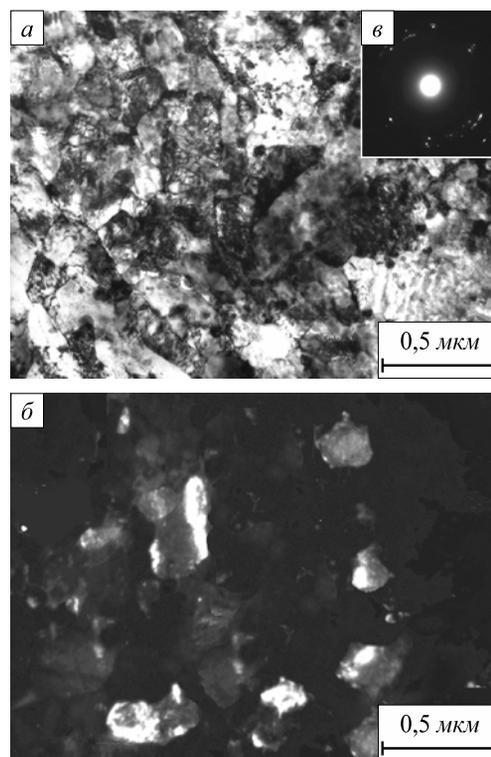


Рис. 2. Микроструктура ультрамелкозернистого сплава Zr–1Nb, полученного по режиму 1: а – светлое поле; б – темное поле, в – микродифракционная картина

Fig. 2. Microstructure of Zr–1Nb ultra-fine grained alloy, obtained at mode 1: а – light field; б – dark field, в – micro-diffraction picture

но-микроскопические исследования также не выявили выделений указанных фаз. Это свидетельствует о том, что в процессе прессования сплава по режиму 1 происходит либо растворение частиц вторичных фаз, либо их измельчение до наноразмеров. Кроме того, в результате указанного прессования сплав Zr–1Nb становится практически безтекстурным.

В результате обработки по режиму 2 в сплаве Zr–1Nb формируется неоднородная УМЗ зеренно-субзеренная структура. Наряду с участками, содержащими в основном элементы размерами 0,1–0,3 мкм, в сплаве имеются участки, в которых размеры элементов изменяются в интервале 0,3–0,9 мкм. Средний размер элементов УМЗ зеренно-субзеренной структуры после обработки сплава по режиму 2 составляет  $0,45 \pm 0,18$  мкм, что почти в два раза больше по сравнению с размерами элементов структуры, полученной по режиму 1. Характеристики электроннограммы и темного поля УМЗ структуры, полученной по режиму 2, свидетельствуют о том, что между ее элементами имеют место большие разориентировки (рис. 3, а, б). Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что в результате прессования по режиму 2 фазовый состав исследуемого сплава практически не изменяется (рис. 1, в). Электронно-микроскопические иссле-

дования подтверждают наличие в объеме основной фазы сплава Zr<sub>α</sub> выделений других фаз (рис. 3, а). На дифрактограмме сплава после прессования по режиму 2 (рис. 1, в) наблюдается изменение соотношения интенсивностей рефлексов фазы Zr<sub>α</sub>. В частности, уменьшается интенсивность рефлекса (110) и увеличивается интенсивность рефлекса (200) относительно интенсивности соответствующих рефлексов мелкозернистого (МЗ) состояния, что свидетельствует об уменьшении текстурированности структуры в процессе прессования по режиму 2.

Типичные кривые деформации при растяжении сплава Zr–1Nb в МЗ и УМЗ состояниях при температуре 293 К представлены на рис. 4 в координатах истинное напряжение – истинная деформация. В общем случае на указанных кривых наблюдаются три стадии: стадия упрочнения, стадии установившейся деформации и падающего напряжения. Длительность указанных стадий по деформации зависит от структуры сплава. Для кривых деформации сплава Zr–1Nb в МЗ состоянии характерны длительная стадия и высокий эффект деформационного упрочнения (рис. 4, а, кривая 1). За стадией упрочнения следуют стадии установившейся деформации и падающего напряжения. Величина однородной деформации ( $\epsilon_B$ ) сплава Zr–1Nb в МЗ состоянии составляет примерно 17 %

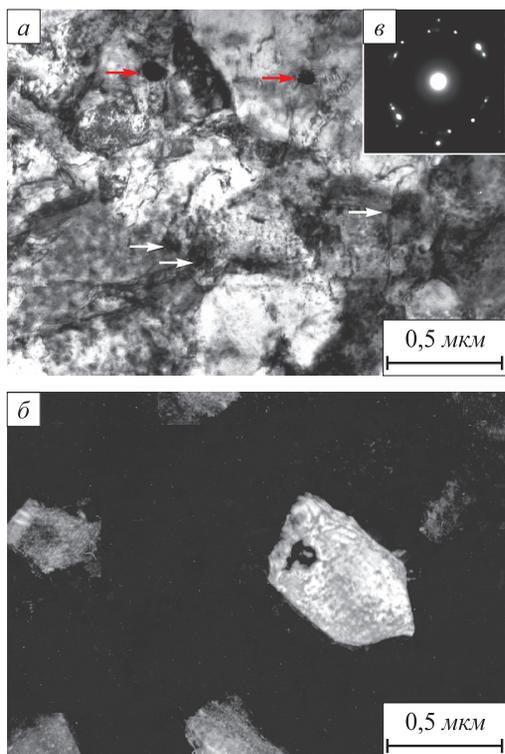


Рис. 3. Микроструктура ультрамелкозернистого сплава Zr–1Nb, полученного по режиму 2 (стрелками указаны выделения вторичных фаз): а – светлое поле; б – темное поле; в – микродифракционная картина

Fig. 3. Microstructure of Zr–1Nb ultra-fine grained alloy, obtained at mode 2 (second-phase precipitation): а – light field; б – dark field, в – micro-diffraction picture

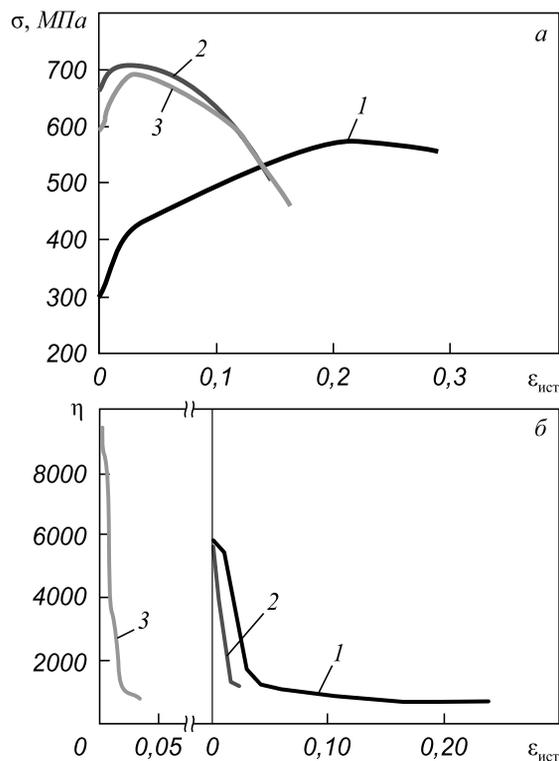


Рис. 4. Кривые деформации при растяжении (а) и зависимость  $\eta - \epsilon_{ист}$  (б) сплава Zr–1Nb в мелкозернистом (1) и в ультрамелкозернистом (2, 3) состояниях при использовании режима 1 (2) и 2 (3) моды

Fig. 4. Tension deformation curves (а) and  $\eta - \epsilon_{ист}$  dependence (б) of Zr–1Nb alloy in fine-grain (1) and ultra-fine grain states at 1 (2) and 2 (3) modes

при общей деформации до разрушения  $\delta$  примерно 34 %. Зависимость коэффициента деформационного упрочнения ( $\eta$ ) от истинной деформации ( $\epsilon_{\text{ист}}$ ) для сплава в МЗ состоянии является четырехстадийной (рис. 4, б, кривая 1), что характерно для материалов, деформация которых осуществляется путем движения дислокаций [8].

На кривых деформации сплава Zr–1Nb в УМЗ состоянии наблюдается короткая стадия и низкий эффект деформационного упрочнения (рис. 4, а, кривые 2 и 3). Стадия установившейся деформации на этих кривых отсутствует. Непосредственно за стадией упрочнения следует продолжительная стадия падающего напряжения, на которой выделяются два участка с различной скоростью падения напряжения. Величина однородной деформации УМЗ сплава Zr–1Nb уменьшается до 2–4 %, что в 8–4 раза меньше по сравнению с МЗ сплавом. Это свидетельствует о повышении склонности исследуемого сплава к локализации пластической деформации на макроуровне при формировании в нем УМЗ состояния.

Исследование рабочей части образцов показало, что уже на стадии деформационного упрочнения на предварительно полированной поверхности образцов в обоих УМЗ состояниях появляются полосы локализованной деформации шириной несколько микрометров (мезополосы). Мезополосы локализованной деформации имеют прерывистый характер и располагаются под небольшим ( $0–15^\circ$ ) углом к направлению приложенной нагрузки. На поверхности МЗ сплава мезополосы локализованной деформации отсутствуют. Мезополосы локализованной деформации в УМЗ структуре, полученной по режиму 1, формируются при меньшей степени пластической деформации по сравнению со структурой, полученной по режиму 2.

Локализация деформации на макроуровне в МЗ сплаве происходит путем образования слабо выраженной шейки. В обоих УМЗ состояниях локализация деформации на макроуровне развивается в две стадии. Первоначально формируется хорошо выраженная шейка, образование которой совпадает с началом стадии падающего напряжения на кривой деформации. Затем, по мере развития деформации в области шейки, одна за другой появляются полосы локализованной пластической деформации шириной 0,2–0,3 мм под углом примерно  $120^\circ$  друг к другу (подробно развитие таких полос в УМЗ материалах рассмотрено в работах [9, 10]). Формирование макрополос локализованной деформации в УМЗ структуре, полученной по режиму 1, (как и мезополос) происходит при меньшей степени деформации по сравнению со структурой, полученной по режиму 2. На кривой деформации при растяжении появление макрополос локализованной деформации соответствует увеличению скорости падения напряжения на стадии падающего напряжения (рис. 4, а, кривые 2 и 3).

Известно [11], что развитие локализации пластической деформации в неравновесных металлических материалах, какими являются УМЗ металлы и сплавы, полученные методами ИПД, связано с затруднением движения дислокаций из-за высоких внутренних напряжений. С другой стороны, имеются данные [10, 12], согласно которым присутствие в УМЗ материалах упрочняющих частиц второй фазы тормозит кооперативное зернограничное проскальзывание по границам полос локализованной деформации, что препятствует локализации пластической деформации даже в неоднородных структурах. Поэтому можно предполагать, что большая устойчивость УМЗ структуры сплава Zr–1Nb, полученной по режиму 2, к локализации пластической деформации обусловлена двумя факторами: наличием в ней частиц вторичных фаз и крупных зерен, зарождение и движение дислокаций в которых, как показано в работе [13], облегчено по сравнению с мелкими зернами. Это предположение подтверждает разный характер зависимости  $\eta - \epsilon_{\text{ист}}$  для УМЗ структур сплава Zr–1Nb, полученных по режимам 1 и 2. Зависимость  $\eta - \epsilon_{\text{ист}}$  для УМЗ структуры сплава Zr–1Nb, полученной по режиму 1, является двухстадийной (рис. 4, б, кривая 2), а для УМЗ структуры, полученной по режиму 2, – трехстадийной (рис. 4, б, кривая 3), то есть более близкой к зависимости, характерной для материалов, деформация которых осуществляется путем движения дислокаций. В то же время коэффициент деформационного упрочнения на начальной стадии кривой течения УМЗ структуры, полученной по режиму 2, существенно выше, чем для структуры, полученной по режиму 1, что может быть связано с наличием в структуре частиц вторичных фаз. Наличие частиц вторичных фаз в объеме обуславливает, по-видимому, и высокие значения механических свойств сплава с УМЗ структурой, полученной по режиму 2, сравнимые с соответствующими значениями свойств сплава с более дисперсной структурой, полученной по режиму 1 (см. таблицу). Из сопоставления механических свойств сплава Zr–1Nb в МЗ и УМЗ состояниях видно, что формирование УМЗ структуры приводит к повышению в 1,5–2,0 раза таких прочностных характеристик, как микротвердость ( $H_\mu$ ), пределы текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и прочности ( $\sigma_b$ ). При этом деформация до разрушения сплава снижается в два раза, но остается технологичной.

#### Механические свойства мелкозернистого и ультрамелкозернистого сплава Zr–1Nb при комнатной температуре

Состояние	$H_\mu$ , ГПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\epsilon_b$ , %	$\delta$ , %
МЗ (исходный)	1,35	298	450	17	34
УМЗ (режим 1)	2,05	658	704	2,4	17
УМЗ (режим 2)	2,30	565	670	3,8	18

**Выводы.** Формирование ультрамелкозернистой структуры в сплаве Zr–1Nb приводит к существенному (в 1,5–2,0 раза) увеличению пределов прочности и текучести при одновременном повышении склонности к локализации пластической деформации и уменьшении однородной деформации и деформации до разрушения. В зависимости от режима прессования со сменой оси деформации в исследуемом сплаве возможно формирование однофазной или гетерофазной ультрамелкозернистой структуры. Присутствие частиц вторичных фаз в ультрамелкозернистой структуре, как и увеличение размеров ее элементов, препятствует развитию локализации пластической деформации и изменяет двухстадийный характер зависимости коэффициента деформационного упрочнения от истинной деформации на трехстадийный. При этом наблюдается рост эффекта деформационного упрочнения и увеличение равномерной деформации по сравнению с однофазной ультрамелкозернистой структурой.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шаркеев Ю.П., Ярошенко А.Ю., Кукарко В.А. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 60–63.
2. Головин К.И., Бейтан А.В., Волкова В.А. и др. // Российский стоматологический журнал. 2000. № 2. С. 40–43.
3. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Ю.П. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая и др. – Новосибирск: Наука, 2001. – 213 с.
4. Morris D.G. Mechanical behaviour of nanostructured materials. – Switzerland: Trans. Tech. Publication Ltd., 1998. – 85 p.
5. Гапонцев В.Л., Кондратьев В.В. // Доклады Академии наук. 2002. Т. 385. № 5. С. 608–611.
6. Korznikov A.V., Ivanisenko Yu.V., Laptionok D.V. // Nanostructured Materials. 1994. Vol. 4. P. 159–170.
7. Пат. 2388566 РФ. Способ получения титановых сплавов с субмикроструктурной структурой деформированием с обеспечением интенсивной пластической деформации / В.А. Винокуров, И.В. Раточка, Е.В. Найденкин, И.П. Мишин, Н.В. Рожинцева. Бюл. № 13. 2010.
8. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд., 1990. – 255 с.
9. Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Грабовецкая Г.П. и др. // Физическая мезомеханика. 2001. Т. 4. № 1. С. 97–104.
10. Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P. // Journal of Materials Science Forum. 2010. Vol. 633–634. P. 107–119.
11. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 3. С. 9–22.
12. Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Колобов Ю.П. // Изв. вуз. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2009. № 2. С. 38–43.
13. Козлов Э.В., Жданов А.Н., Конева Н.А. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 3. С. 81–92.

Поступила 16 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 2, pp. 106–111.

## FORMING AND DEFORMATION BEHAVIOR OF THE ULTRAFINE-GRAINED Zr–1Nb ALLOY

**Grabovetskaya G.P.<sup>1</sup>**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Leading Researcher (grabg@ispms.tsc.ru)

**Mishin I.P.<sup>1</sup>**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Researcher

**Stepanova E.N.<sup>2</sup>**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of General Physics

**Chernov I.P.<sup>2</sup>**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of General Physics

**Bulyanko D.Yu.<sup>3</sup>**, Student

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

<sup>2</sup>National Research Tomsk Polytechnic University (30, Lenina ave., Tomsk, 634036, Russia)

<sup>3</sup>National Research Tomsk State University (36, Lenina ave., Tomsk, 634036, Russia)

**Abstract.** The effect of the severe plastic deformation modes on the ultrafine-grained state forming in zirconium Zr–1Nb alloy comprising precipitations of secondary phases in the form of particles in the volume and at the grain boundaries was studied. Pressing with a gradual temperature decrease in the range of (973–573) K was established to dissolution of the secondary phase precipitates and forming the ultrafine-grained grain-subgrain structure in the alloy with an average elements size ( $0.25 \pm 0.10$ ) nm. In the pressing process at room temperature with an intermediate hour annealing in the temperature range of (873–803) K forming of ultrafine-grained structure with an average size of elements ( $0.45 \pm 0.18$ ) nm was observed. At the same time the secondary phase particles were retained in structure. The ultrafine-grained structure forming leads to the increase in the values of tensile

and yield strengths of Zr–1Nb alloy in 1.5–2.0 times and the simultaneous increase in the propensity to the localization of plastic deformation and decrease of the values of uniform strain and deformation to failure. Presence of secondary phase's particles in ultrafine-grained structure as an increase in the size of its elements prevents the development of the plastic deformation localization and increases the effect of strain hardening.

**Keywords:** zirconium alloy, severe plastic deformation, ultrafine-grained structure, strain hardening, localization of plastic deformation.

#### REFERENCES

1. Sharkeev Yu.P., Yaroshenko A.Yu., Kukareko V.A., Belyi A.V., Bataev V.A. Nanostructured titanium. Application, structure, properties. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 8, pp. 60–63. (In Russ.).
2. Golovin K.I., Beitan A.V., Volkova V.A., Nikolaev A.Yu., Nurmagomedov A.Yu., Fadeev A.Yu. Justification of the choice of metal alloy for dental prosthesis based on screw implants made of zirconium alloy “Duadental”. *Rossiiskii stomatologicheskii zhurnal*. 2000, no. 2, pp. 40–43. (In Russ.).
3. Kolobov Yu.R., Valiev R.Z., Grabovetskaya G.P., Zhilyaev A.P., Dudarev E.F., Ivanov K.V., Ivanov M.B., Kashin O.A., Naidenkin E.V. *Zernogranichnaya diffuziya i svoistva nanostrukturnykh materialov* [Grain boundary diffusion and properties of nanostructured materials]. Novosibirsk: Nauka, 2001. 213 p. (In Russ.).
4. Morris D.G. *Mechanical behavior of nanostructured materials*. Switzerland: Trans. Tech. Publication Ltd., 1998. 85 p.
5. Gapontsev V.L., Kondrat'ev V.V. Diffusion phase transformations in nanocrystalline alloys during severe plastic deformation. *Doklady Akademii nauk*. 2002, Vol. 385, no. 5, pp. 608–611. (In Russ.).

6. Korznikov A.V., Ivanisenko Yu.V., Laptionok D.V. Influence of severe plastic deformation on the structure and phase composition of the carbon steel. *Nanostructured Materials*. 1994, Vol. 4, pp. 159–170.
7. Vinokurov V.A., Ratochka I.V., Naidenkin E.V., Mishin I.P., Rozhintseva N.V. *Sposob polucheniya titanovykh splavov s submikro-kristallicheskoi strukturoi deformirovaniem s obespecheniem intensivnoi plasticheskoi deformatsii* [The method for production of titanium alloys with submicrocrystalline structure deformation with the provision of intensive plastic deformation]. Patent RF no. 2388566. *Byulleten' izobretanii*. 2010, no. 13. (In Russ.).
8. *Strukturnye urovni plasticheskoi deformatsii i razrusheniya* [Structural levels of plastic deformation and fracture] Panin V.E. ed. Novosibirsk: Nauka, Sib. otd., 1990. 255 p. (In Russ.).
9. Dudarev E.F., Bakach G.P., Grabovetskaya G.P., Kolobov Yu.R., Kashin O.A., Chernova L.V. Deformation behavior and the mechanisms of plastic deformation on mezo- and macro-scale levels in submicrocrystalline titanium. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2001, Vol. 4, no. 1, pp. 97–104. (In Russ.).
10. Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P. Deformation Behavior and Plastic Strain Localization Inherent to Nanostructured Materials Produced by Severe Plastic Deformation Techniques. *Journal of Materials Science Forum*. 2010, Vol. 633–634, pp. 107–119.
11. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V. Physical mesomechanics of deformable solids as a multilevel system I. The physical basis for multi-level approach. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2006, Vol. 9, no. 3, pp. 9–22. (In Russ.).
12. Grabovetskaya G.P., Mishin I.P., Kolobov Yu.R. The effect of dispersion hardening on the regularities and mechanisms of the creep of copper with submicron grain sizes. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2009, vol. 50, no. 5, pp. 540–544.
13. Kozlov. E.V., Zhdanov A.N., Koneva N.A. Barrier inhibition of dislocations. Issue of Hall-Petch. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2006, Vol. 9, no. 3, pp. 81–92. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The work was performed using the equipment of Tomsk Center of Materials Science for collective use under partial financial support of RFBR (project no. 13-02-98007).

The authors thank to their colleagues Rachoeki I.V. and Vinokurov C.A. involved in the fabrication of samples with ultrafine-grained structure.

Received December 16, 2013

## ПОЛУЧЕНИЕ БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ\*

**Шаркеев Ю.П.**<sup>1,2</sup>, д.ф.-м.н., профессор, заведующий лабораторией физики  
наноструктурных биокомпозитов (sharkeev@ispm.s.tsc.ru)

**Ерошенко А.Ю.**<sup>1</sup>, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физики наноструктурных биокомпозитов

**Данилов В.И.**<sup>1</sup>, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории физики прочности

**Глухов И.А.**<sup>1</sup>, технолог лаборатории физики наноструктурных биокомпозитов

**Толмачев А.И.**<sup>1,3</sup>, главный специалист лаборатории физики наноструктурных биокомпозитов

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634034, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

<sup>3</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет

(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

**Аннотация.** Представлены результаты исследования микроструктуры и механических свойств биоинертных сплавов на основе титана, циркония и ниобия в ультрамелкозернистом состоянии. Ультрамелкозернистое состояние получали комбинированным методом интенсивной пластической деформации, который включал многоцикловое *abc*-прессование при заданном температурном режиме, многоходовую прокатку в ручевых валках при комнатной температуре и низкотемпературный дорекристаллизационный отжиг. Отжиг повышал пластичность сплавов в ультрамелкозернистом состоянии без изменения размера зерна. В результате двухэтапной интенсивной пластической деформации и отжига в сплавах сформирована ультрамелкозернистая структура со средним размером элементов зеренной-субзеренной структуры 0,16 – 0,25 мкм, которая обеспечивала значительное повышение уровня механических свойств (предел прочности, предел текучести и микротвердость) сплавов по сравнению с их исходным крупнозернистым или мелкокристаллическим состоянием. В то же время формирование ультрамелкозернистого состояния в сплавах не приводит к изменению модуля упругости при значительном увеличении пределов прочности и пластичности.

**Ключевые слова:** биоинертные сплавы титана и циркония, ультрамелкозернистое состояние, интенсивная пластическая деформация, микроструктура, механические свойства.

Требованиям, которые предъявляет современная медицина к материалам для имплантатов, более всего соответствуют титан и некоторые титановые сплавы [1 – 4]. Основным достоинством этих материалов являются их высокая коррозионная стойкость, биоинертность, слабая токсичность, низкие коэффициенты термического линейного расширения и теплопроводности, немагнитность, небольшая плотность [5]. Следует отметить, что аналогичными свойствами обладают и другие вентильные металлы, например, цирконий, ниобий, тантал, гафний [2 – 4]. Широко используются титановые среднепрочные сплавы (например, ВТ6), которые имеют необходимый уровень механических свойств. Однако предпочтительнее применение сплавов, не содержащих токсичных легирующих элемен-

тов (алюминия, ванадия, молибдена и др.) [2]. В этом аспекте перспективными для применения являются биоинертные металлы (титан, цирконий, ниобий и их сплавы), которые обладают уникальным комплексом физико-механических и биологических свойств [1, 2]. Широкое применение чистых металлов сдерживается их невысокими прочностными свойствами. Новейшие разработки предъявляют высокие требования не только к дальнейшему увеличению прочностных свойств, но и к снижению модуля упругости. Уменьшение различия в модулях упругости материала и тканей позволяет осуществить равномерное распределение деформаций и напряжений при их совместной работе и исключить возможность разрушения в местах сопряжения.

Модуль упругости у большинства титановых сплавов находится в пределах 100 – 120 ГПа [3, 4]. Перспективным направлением в области медицинского материаловедения является создание биосовместимых титановых сплавов с низким модулем упругости, например, систем Ti–Nb или Ti–Nb–Zr [2, 3]. Так, легирование титана ниобием или цирконием позволяет уменьшить модуль упругости до 55 – 80 ГПа [3, 4]. При

\* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН, Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013 – 2016 гг. (проект Ш.23.2.2).

Авторы выражают благодарность профессору Zhu Q.F. и ведущему технологю П.В. Уваркину за содействие в работе и помощь в выполнении ряда экспериментов.

этом низкий модуль упругости сплава должен сочетаться с высокими пределами текучести и прочности материала.

Специальные деформационные обработки, к которым относятся методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как равноканальное угловое прессование и его различные модификации, кручение под высоким давлением, всесторонняя ковка или *abc*-прессование, экструзия и т.д. [6 – 11], позволяют получать заготовки и изделия в наноструктурном и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях со значительно более высокими значениями механических свойств по сравнению с крупнозернистым состоянием. Ультрамелкозернистая или наноразмерная структура могут кардинально повысить механические свойства (пределы текучести и прочности, сопротивление усталостному разрушению, износостойкость, циклическую долговечность и др.) металлических материалов. Как правило, УМЗ и/или наноструктурного состояния в металлах и сплавах удается достигнуть только за счет последовательного применения двух или более различных методов интенсивной пластической деформации, например, *abc*-прессования или равноканального углового прессования с последующей прокаткой [6 – 13].

Цель настоящей работы – исследование влияния комбинированной интенсивной пластической деформации на эволюцию микроструктуры, механических свойств сплавов на основе титана и циркония.

В качестве материала исследования были выбраны следующие сплавы: титан марки VT1-0; цирконий, легированный ниобием (1 % Nb (по массе) (сплав Э110)) и сплав системы Ti – 40 % Nb (по массе). Исходное состояние в титане получали отжигом в аргоне при температуре 800 °С в течение 1 ч. В результате отжига получено крупнозернистое состояние с равноосными зернами, средний размер которых 25 мкм (рис. 1, *а*). Образцы циркония подвергали отжигу при температуре 580 °С в течение 3 ч в вакууме. После отжига микроструктура циркония состояла из равноосных матричных зерен  $\alpha$ -Zr и частиц ниобия, расположенных по

границам и в теле матричных зерен. Средний размер зерен циркония составил 2,8 мкм, а частиц ниобия – 0,4 мкм (рис. 1, *б*). Отметим, что исходное состояние циркония с указанным размером зерен следует отнести к мелкозернистому состоянию в соответствии с масштабной классификацией, приведенной в работе [14]. На микродифракционных картинах образцов циркония в исходном состоянии идентифицируются рефлексы от ниобия,  $\alpha$ -Zr и  $\beta$ -Zr. Заготовки сплава Ti – 40 % Nb в литом состоянии отжигали при температуре 1100 °С в течение 1 ч в аргоне с последующей закалкой в воду. В исходном состоянии слиток имел ячеисто-дендритную структуру с преобладанием твердого раствора ниобия на основе  $\beta$ -Ti. После закалки в матричных зернах твердого раствора обнаружены игольчатые включения, характерные для мартенситной метастабильной  $\alpha''$ -фазы [15] (рис. 1, *в*).

Ультрамелкозернистую структуру в исследуемых сплавах получали комбинированным методом интенсивной пластической деформации, который включал *abc*-прессование в сочетании с многоходовой прокаткой в ручьевых валках [11]. На первом этапе деформацию заготовки проводили на гидравлическом прессе со скоростью  $10^{-3} - 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ . После каждого цикла прессования заготовку поворачивали на 90° и затем подвергали следующему циклу. При переходе от одного цикла прессования к следующему температуру при прессовании заготовки понижали ступенчато в интервале 500 – 400 °С. Каждый цикл при заданной температуре включал осадку на 40 – 50 %. Отметим, что для более эффективного измельчения зерна образцы сплава Ti–Nb на первых двух циклах деформировали в пресс-форме, а на последующих семи циклах применяли свободное прессование.

На втором этапе заготовки деформировали прокаткой в ручьевых валках при комнатной температуре. Прокатка в ручьевых валках является необходимым условием, так как обеспечивает формирование однородной структуры по всему объему заготовки с дополнительным измельчением зерна. Величина на-

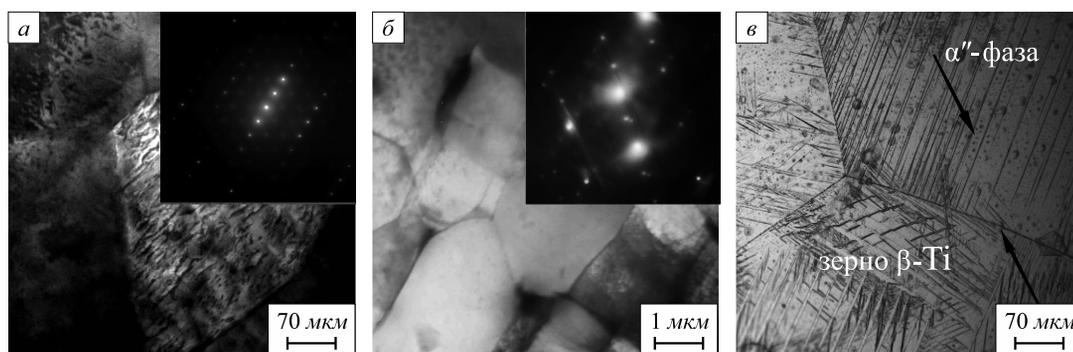


Рис. 1. Светлопольные электронно-микроскопические изображения микро-структуры с соответствующими микродифракционными картинками (*а*, *б*) и оптическое изображение (*в*) титана VT1-0 (*а*), сплава циркония Э110 (*б*) и сплава Ti – 40 % Nb (*в*) в крупнозернистом состоянии

Fig. 1. Bright-field electron-microscope images of microstructure with the corresponding microdiffraction patterns (*a*, *b*) and optical image (*c*) of titanium VT1-0 (*a*), zirconium alloys E110 (*b*) and Ti – 40 % Nb (*c*) alloy in a large-grained condition

копленной деформации при прокатке составила 75 %. Готовые заготовки в форме прутков для снятия внутренних напряжений и увеличения пластичности подвергали отжигу в среде аргона при температуре 300 или 350 °С.

Микроструктуру образцов исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (электронный микроскоп JEM-2100 в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН). Средний размер элементов структуры (зерен, субзерен, фрагментов) рассчитывали методом секущей [16]. Для микроструктурных исследований и измерений микротвердости после *abc*-прессования и прокатки готовили образцы из продольного сечения заготовок. Механические испытания на растяжение были выполнены на испытательной машине «Инстрон».

В результате двухэтапной ИПД и низкотемпературного отжига в титане формируется зеренно-субзеренная структура со средним размером структурных элементов 0,16 мкм (рис. 2, *а*), что соответствует УМЗ состоянию. При ИПД в цирконии (сплав Э110) также формируется УМЗ состояние (рис. 2, *б*). Средний размер элементов структуры деформированного циркония, подвергнутого *abc*-прессованию и прокатке, составил 0,2 мкм. На светлопольных изображениях микроструктуры видны частицы ниобия. На микродифракционных картинах выявлены группы рефлексов от основной фазы  $\alpha$ -Zr и фазы  $\beta$ -Nb. Средний размер частиц ниобия уменьшается до 0,12 мкм по сравнению с исходным состоянием, где средний размер частиц 0,4 мкм. Это может свидетельствовать о частичном растворении частиц ниобия при интенсивной пластической деформации с образованием твердого раствора.

В сплаве Ti – 40 % Nb (по массе) при ИПД формируется зеренно-субзеренная структура (рис. 2, *в*). На микродифракционной картине идентифицированы рефлексы высокой интенсивности от твердого раствора ниобия на основе  $\beta$ -Ti и рефлексы низкой интенсивности от твердого раствора ниобия на основе  $\alpha$ -Ti. Метастабильную мартенситную фазу твердого раствора

$\alpha'$ -Ti не идентифицировали. Очевидно, что при ИПД происходит распад мартенситной фазы в стабильную  $\beta$ -фазу твердого раствора ниобия и  $\alpha$ -фазу титана по схеме  $\alpha' \rightarrow \beta + \alpha$  [13]. Средний размер элементов структуры сплава Ti–Nb после ИПД составил 0,25 мкм, что также соответствует УМЗ состоянию [14].

Кривые течения титана в УМЗ и крупнозернистом состоянии приведены на рис. 3, *а*. Ультрамелкозернистое состояние в титане обеспечивает пластичность до 8 %, пределы текучести  $\sigma_{0,2}$  и прочности  $\sigma_B$  составляют 960 и 1160 МПа соответственно (рис. 3, *а*, кривая 1),  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  исходного титана – 270 и 400 МПа (рис. 3, *б*, кривая 2). Напряжение течения циркония в УМЗ состоянии (рис. 3, *б*, кривая 3) также значительно выше по сравнению с напряжением течения циркония в исходном состоянии (рис. 3, *б*, кривая 4). Пределы текучести и прочности – 490 и 860 МПа соответственно. Предельная пластичность УМЗ циркония составила 7 %. Механические характеристики сплава Ti–Nb в УМЗ состоянии оказались следующие: пределы текучести и прочности – 920 и 1040 МПа; предельная пластичность – 4 % (рис. 3, *б*, кривая 5). Для получения более высокого уровня пластичности требуется увеличение длительности дорекристаллизационного отжига после деформационной обработки.

В таблице приведены значения механических свойств заготовок исследуемых материалов в ультрамелкозернистом и крупнозернистом состоянии и широко применяемого в качестве основы сплава ВТ6. Реализация интенсивной пластической деформации комбинированным методом *abc*-прессования с последующими прокаткой и дорекристаллизационным отжигом позволяет получать исследуемые сплавы в УМЗ состоянии с высокими механическими свойствами, сопоставимыми со свойствами среднелегированных титановых сплавов (как ВТ6). Следует отметить, что сплав Ti – 40 % Nb (по массе) имеет низкий модуль упругости – 55 ГПа [3]. Эта величина в два раза ниже, чем для биоинертных металлов (титана, циркония, гаф-

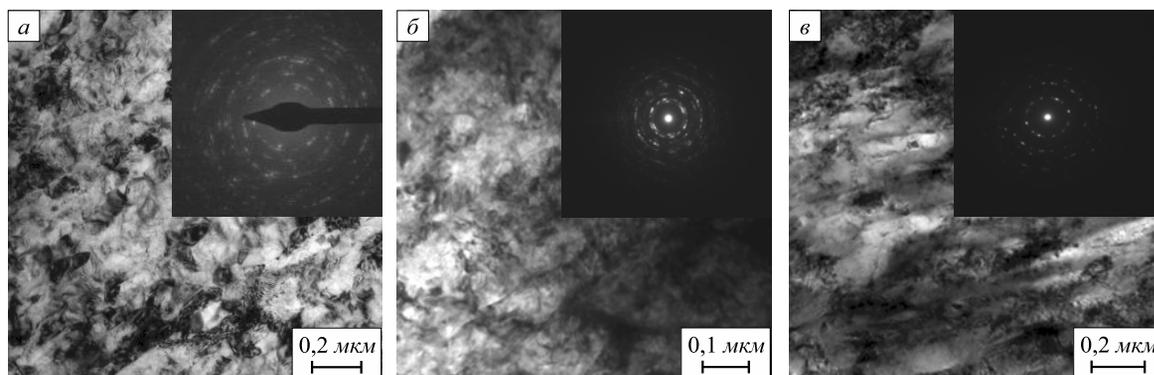


Рис. 2. Светлопольные электронно-микроскопические изображения микроструктуры с соответствующими микродифракционными картинами титана ВТ1-0 (*а*), сплава циркония Э110 (*б*) и сплава Ti – 40 % Nb (*в*) в ультрамелкозернистом состоянии

Fig. 2. Bright-field electron-microscope images of microstructure with the corresponding microdiffraction patterns (*a*, *b*) and optical image (*v*) of titanium VT1-0 (*a*), zirconium alloys E110 (*b*) and Ti – 40 % Nb (*v*) alloy in an ultrafine-grained condition

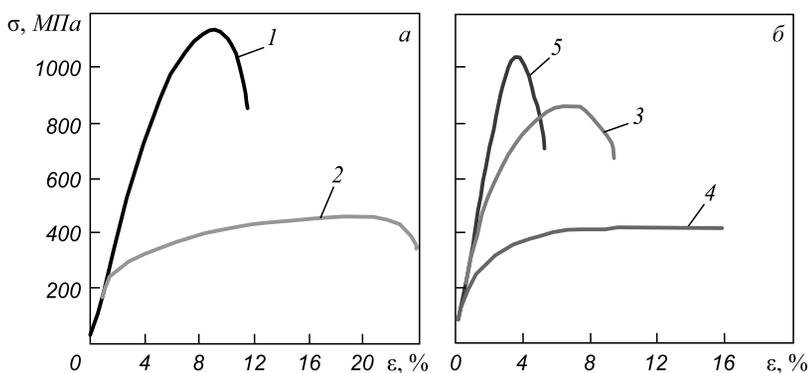


Рис. 3. Диаграммы растяжения титана VT1-0 (а) в крупнозернистом (1) и ультрамелкозернистом (2) состоянии, сплава Э110 в мелкозернистом (3) и ультрамелкозернистом (4) состоянии и сплава Ti – 40 % Nb в ультрамелкозернистом состоянии (5) (б)

Рис. 3. Diagrams of VT1-0 titanium stretching (a) in a large-grained (1) and ultrafine-grained (2) condition, E110 alloy in a fine-grained (3) and ultrafine-grained (4) conditions and Ti – 40 % Nb alloy in ultrafine-grained condition (5) (b)

### Механические характеристики исследуемых материалов в крупнозернистом (числитель) и ультрамелкозернистом (знаменатель) состояниях

Материал	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$H_u$ , МПа	$E$ , ГПа
VT1-0	270	400	23	1800	100–105
	960	1160	7	2800–3200	100
VT-6	1010	1100	6	3500	88–116
Э110	200	430	14	1500	89
	490	860	7	2600–2800	–
Ti – 40 % Nb	200	400	15	2300	55–76
	920	1040	4	2800	73

ния, тантала) и сплавов на основе титана и циркония. Необходимые прочностные свойства достигаются за счет создания УМЗ состояния методами ИПД. При этом модуль упругости повышается незначительно.

**Выводы.** Комбинированный двухэтапный метод интенсивной пластической деформации, включающий *abc*-прессование и многоходовую прокатку, позволяет получать заготовки сплавов титана и циркония VT1-0, Э110, Ti – 40 % Nb (по массе) в УМЗ состоянии со средним размером элементов структуры 0,16, 0,20 и 0,25 мкм соответственно. Ультрамелкозернистое состояние обеспечивает значительное повышение механических свойств по сравнению с исходным крупнозернистым или мелкокристаллическим состоянием.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Карлов А.В., Шахов В.П. Системы внешней фиксации и регуляторные механизмы оптимальной биомеханики. – Томск: STT, 2001. – 478 с.
- Эппле М. Биоминералы и биоминерализация / Пер. с немецкого под. ред. В.Ф. Пичугина, Ю.П. Шаркеева, И.А. Хлусова – Томск: Ветер, 2007. – 137 с.
- Niinomi Mitsuo, Masaaki Masaaki, Hieda Junko. Development of new metallic alloys for biomedical applications // Acta Biomaterialia. 2012. № 8. P. 3888 – 3903.
- Abdel-Hady Gepreel M., Niinomi M. Biocompatibility of Ti-alloys for long-term implantation // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. 2013. Vol. 20. P. 407 – 415.
- Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: изд. МИСиС, 1999. – 416 с.
- Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлургические материалы: получение, структура и свойства. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
- Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications, published jointly by John Wiley. – Hoboken, New Jersey, USA, and TMS. 2014. P. 456.
- Процессы пластического структурообразования металлов / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др. – Минск: Навука і тэхна, 1994. – 232 с.
- Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Братчиков А.Д. и др. // Нанотехника. 2007. № 3 (11). С. 81 – 88.
- Салищев Г.А., Валиахметов Р.М., Галеев Р.М., Малышева С.П. // Металлы. 1996. № 4. С. 86 – 91.
- Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. // Перспективные материалы. 2009. Спец. выпуск. № 7. С. 107 – 112.
- Sharkeev Y.P., Eroshenko A.Y., Kulyashova K.S. etc. // Materialwissenschaft und Werkstofftech. Materials Science and Engineering Technology. 2013. Vol. 44. № 2 – 3. P. 198 – 204.
- Пат. № 2441621 РФ. Дентальный внутрикостный имплантат и абатмент для него / Ю.П. Шаркеев, В.К. Поленичкин, О.А. Белявская, А.В. Поленичкин, С.И. Шешуков // Бюллетень изобретений. 2012. № 4.
- Kozlov E.V., Koneva N.A., Trishkina L.I., Zhdanov A.N. // Russian metallurgy (Metally). 2010. № 4. С. 264 – 267.
- Лясоцкая В.С., Князева С.И. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 8 (838). С. 15 – 19.
- Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 270 с.

Поступила 8 апреля 2014 г.

## FORMING OF BIOINERT ULTRAFINE-GRAINED ALLOYS

**Sharkeev Yu.P.**<sup>1,2</sup>, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites* (sharkeev@ispms.tsc.ru)

**Eroshenko A.Yu.**<sup>1</sup>, *Cand. Sci. (Eng.), Researcher of the Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites*

**Danilov V.I.**<sup>1</sup>, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher of the Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites*

**Glukhov I.A.**<sup>1</sup>, *Technologist of the Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites*

**Tolmachev A.I.**<sup>1,3</sup>, *Chief Specialist of the Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites*

<sup>1</sup> **Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS** (2/4, Akademicheskii ave., Tomsk, 634021, Russia)

<sup>2</sup> **National Research Tomsk Polytechnic University** (30, Lenina ave., Tomsk, 634036, Russia)

<sup>3</sup> **Tomsk State University of Architecture and Building** (2, Solyanaya sq., Tomsk, 634003, Russia)

**Abstract.** The paper presents the results of a research of microstructure and mechanical properties of bioinert alloys based on titanium, zirconium and niobium in ultrafine-grained condition. Ultrafine-grained condition was received by a combined method of severe plastic deformation, which included high-cycle *abc*-pressing at a given temperature regime, a multi-pass rolling in shaped rolls at room temperature and low temperature prerocrystallization annealing. The annealing increased the plasticity of alloys in ultrafine-grained condition without changing the grain size. In the two-stage severe plastic deformation and annealing the ultrafine-grained structure was formed in the alloys. The average element size of the grain-subgrain structure was 0.16 – 0.25 μm, which provided a significant improvement in mechanical properties (ultimate strength, yield strength and microhardness) of the alloys compared to their original hard-grained or fine-crystalline conditions. At the same time, the formation of ultrafine-grained conditions in alloys did not lead to any change in the elastic modulus with a significant increase in their strength and plasticity.

**Keywords:** bioinert alloys based on titanium and zirconium, ultrafine-grained condition, severe plastic deformation, microstructure, mechanical properties.

### REFERENCES

1. Karlov A.V., Shakhov V.P. *Sistemy vneshnei fiksatsii i regulatornyye mekhanizmy optimal'noi biomekhaniki* [System of external fixation and regulatory mechanisms of optimal biomechanics]. Tomsk: STT, 2001. 478 p. (In Russ.).
2. Epple M. *Biomaterialien und Biomineralisation*. Teubner Verlag, Stuttgart 2003. (Russ.ed.: Epple M. *Biomaterialy i biomineralizatsiya*. Pichugin V.F., Sharkeev Yu.P., Khlusov I.A. eds. Tomsk: Veter, 2007. 137 p.).
3. Niinomi Mitsuo, Masaaki Masaaki, Hieda Junko. Development of new metallic alloys for biomedical applications. *Acta Biomaterialia*. 2012, no. 8, pp. 3888–3903.
4. Abdel-Hady Gepreel M., Niinomi M. Biocompatibility of Ti-alloys for long-term implantation. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2013, Vol. 20, pp. 407–415.
5. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termichesкая obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* [Metallography and heat treatment of nonferrous metals and alloys]. Moscow: izd. MISiS, 1999. 416 p. (In Russ.).
6. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Ob "emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy: poluchenie, struktura i svoystva* [Bulk nanostructured metallic materials: synthesis, structure and properties]. Moscow: Akademkniga, 2007. 398 p. (In Russ.).
7. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications, published jointly by John Wiley*. Hoboken, New Jersey, USA, and TMS (2014). 456 p.
8. Segal V.M., Reznikov V.I., Kopylov V.I., Pavlik D.A., Malyshev V.F. *Protsessy plasticheskogo strukturoobrazovaniya metallov* [Processes of plastic structure formation of metals]. Minsk: Navuka i tekhnsha, 1994. 232 p. (In Russ.).
9. Sharkeev Yu.P., Eroshenko A.Yu., Bratchikov A.D., Legostaeva E.V., Danilov V.I., Kukareko V.A. The bulk ultrafine titanium with high mechanical properties for medical implants. *Nanotekhnika*. 2007, no. 3 (11), pp. 81–88. (In Russ.).
10. Salishchev G.A., Valiakhmetov P.M., Galeev P.M., Malysheva S.P. Formation of submicrocrystalline structure in titanium during plastic deformation and its effect on mechanical properties. *Russian Metallurgy (Metally)*. 1996, no. 4, pp.78–82.
11. Eroshenko A.Yu., Sharkeev Yu.P., Tolmachev A.I., Korobitsyn G.P., Danilov V.I. The structure and properties of bulk ultrafine titanium obtained by abs-pressing and rolling. *Perspektivnye materialy*. 2009, Special edition, no. 7, pp. 107–112. (In Russ.).
12. Sharkeev Y.P., Eroshenko A.Y., Kulyashova K.S., Fortuna S.V., Suvorov K.A., Epple M., Prymak O., Sokolova V., Chernousova S. Microstructure, mechanical and biological properties of Zirconium alloyed with niobium after severe plastic deformation. Mikrostruktur, mechanische und biologische Eigenschaften von Niob-legiertem Zirkonium nachintensiverplastischer Verformung. *Materialwissenschaft und Werkstofftech. Materials Science and Engineering Technology*. 2013, Vol. 44, no. 2–3, pp. 198–204.
13. Sharkeev Yu.P., Polenichkin V.K., Belyavskaya O.A., Polenichkin A.V., Sheshukov S.I. *Dental'nyi vnutrikostnyy implantat i abatment dlya nego* [Dental intraosseous implant and abutment for him]. Patent RF no. 2441621, *Byulleten' Izobretenii*. 2012, no. 4. (In Russ.).
14. Kozlov E.V., Koneva N.A., Trishkina L.I., Zhdanov A.N. Hardening mechanisms and deformation stages in nanograined polycrystals. *Russian metallurgy (Metally)*. 2010, no. 4, pp. 264–267.
15. Lyasotskaya V.S., Knyazeva S.I. Metastable phases in titanium alloys and conditions of their formation. *Metal Science and Heat Treatment*. 2008, vol. 50, no. 7–8, pp. 373–377.
16. Saltykov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya* [Stereometric metallography]. Moscow: Metallurgiya, 1976. 270 p. (In Russ.).

**Acknowledgements.** This work was partially supported by the Basic Research Program of the Presidium of the Russian Academy of Sciences, Program for Basic Research of SB RAS for 2013 – 2016 years (project III.23.2.2).

The authors thank Professor Zhu Q.F. and leading technologist Uvarkin P.V. for assistance in work and in carrying out several experiments.

Received April 8, 2014

## ФОРМИРОВАНИЕ ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ НА РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТА, РАБОТАЮЩЕГО В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО ИЗНОСА

*Лыгденов Б.Д.<sup>1,2</sup>, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой  
металловедения и технологии обработки материалов*

*Гурьев А.М.<sup>1,3</sup>, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой начертательной геометрии  
и инженерной графики (gurievam@mail.ru)*

*Козлов Э.В.<sup>4</sup>, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой физики*

*Бутуханов В.А.<sup>2</sup>, инженер, аспирант*

*Чжу Чинхуа<sup>1</sup>, профессор*

<sup>1</sup> Уханьский текстильный университет

(430072, No. 34, Hongshance Road, Wuchang District, Wuhan University, Wuhan, Hubei Province, P.R. China)

<sup>2</sup> Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления

(670013, Россия, Улан-Удэ, Республика Бурятия, ул. Ключевская, 40в)

<sup>3</sup> Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

(656038, Россия, Барнаул, Алтайский край, пр. Ленина, 46)

<sup>4</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет

(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

**Аннотация.** Проведены исследования строения и свойств диффузионного слоя образцов после борирования и борохромирования. Выявлено, что при борировании образуются диффузионные слои с большим содержанием высокобористой фазы, что приводит к снижению пластичности слоя. В настоящей работе проведены исследования по диффузионному насыщению бором рабочей поверхности пуансонов для вырубki шайб, которые во время работы испытывают трение при динамических нагрузках. Получение хрупких боридных слоев не обуславливает повышения эксплуатационных свойств подобных изделий. Установлено, что легирование боридных слоев хромом позволяет снизить хрупкость диффузионных слоев. Путем оптимизации процесса борохромирования для указанных изделий были определены следующие параметры: состав обмазки, температура диффузионного насыщения, время выдержки. Предложено совместить химико-термическую обработку пуансонов в обмазке и нагрев изделий под закалку. Показана возможность замены легированной стали на углеродистую сталь с исследованным диффузионным покрытием.

**Ключевые слова:** химико-термическая обработка, борохромирование, рентгеноструктурный анализ, микротвердость.

При использовании диффузионного борирования в качестве способа поверхностного упрочнения и увеличения износостойкости на рабочей поверхности инструмента образуются фазы с высоким содержанием бора с очень высокой микротвердостью. Однако при работе в условиях динамического износа диффузионный слой достаточно быстро разрушается вследствие его хрупкости.

В литературных источниках [1] встречаются упоминания о том, что легирование боридных слоев медью, хромом, никелем, алюминием и др. элементами способно уменьшить хрупкость боридного слоя. При этом увеличение толщины диффузионного слоя зависит от природы второго насыщающего компонента и его положения в периодической системе Д.И. Менделеева. Так, например, при одновременном бороазотировании толщина диффузионного слоя повышается на 3–5 %, а при одновременном насыщении бором и алюминием увеличение толщины диффузионного слоя составляет от 5,0 до 8,5 % [1, 2]. При одновременном многокомпонентном насыщении бором и хромом происходит увеличение

толщины диффузионного слоя в сравнении с однокомпонентными слоями на 5–15 %. Однако одновременное диффузионное упрочнение бором и другим элементом сопряжено с некоторыми трудностями, главными из которых являются возможность непосредственной реакции бора с легирующим элементом с образованием более стойкого (чем бориды железа) соединения непосредственно в насыщающей среде, а также конкуренция бора и легирующего элемента при сорбционных процессах на поверхности упрочняемого материала [3, 4].

В настоящей работе проведены исследования по диффузионному насыщению бором рабочей поверхности пуансона для вырубki шайб. Пуансон из стали X12Ф1 во время работы испытывает трение при динамических нагрузках. Вместо термически упрочненной стали X12Ф1 предложено использовать углеродистую сталь 55 после химико-термической обработки.

Тонкими методами (растровая, просвечивающая электронная микроскопия (РЭМ, ПЭМ) и рентгеноструктурный анализ (РСА)) были исследованы струк-

тура и фазовый состав полученного диффузионного слоя после борирования. Детальные исследования поверхностного слоя позволяют определить механизмы диффузионных процессов и достаточно качественно прогнозировать формирование зоны с необходимыми физико-механическими свойствами.

Исследования показали, что поверхностная структура в исследуемой стали фактически формируется тремя химическими элементами: железом, бором и углеродом. Железо является основным элементом, бор – основным легирующим элементом на поверхности, углерод присутствует в количестве, введенном в сталь.

Глубина борированного слоя составила около 70 мкм. Следующие слои были просмотрены на больших расстояниях от поверхности борирования с целью достижения большего объема информации исследования; как правило, глубины изучаемых слоев методами ПЭМ и РСА не совпадали.

При воздействии бора в структуре поверхности стали можно выделить четыре слоя (см. таблицу).

При борировании объемная доля цементита возрастает. Это обусловлено тем, что внедрившийся в цементит бор вовлекает в него дополнительную долю железа. Наличие борированного цементита подтверждается и данными рентгеноструктурного анализа фазового состава стали 55 на различном расстоянии ( $x$ ) от поверхности образца, которые приведены ниже:

$x$ , мкм	Объемная доля, %, фаз			
	$\alpha$ -Fe	FeB	Fe <sub>2</sub> B	Fe <sub>3</sub> C
0	0	67	32	1
470	95	2	1	2
620	100	0	0	0
1040	92	0	0	8

Фазой, наблюдаемой в большом количестве в диффузионном слое, является борид FeB: имеет вид столбчатых кристаллов (рис. 1), простирающихся от борированной поверхности в глубь материала. Как показали исследования, проведенные методом ПЭМ при больших увеличениях, в поперечном сечении кристаллы FeB имеют неправильную форму и либо являются бездефектными, либо обладают слоистой структурой. Дан-

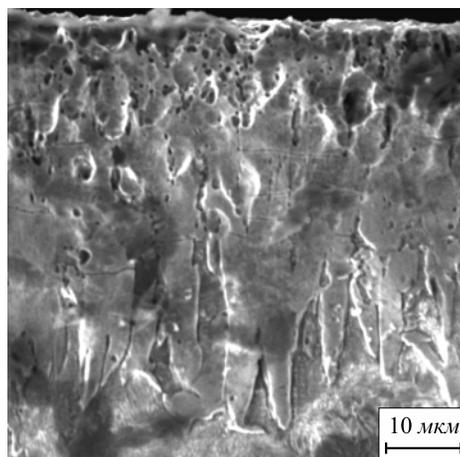


Рис. 1. Микроструктура борированного слоя (РЭМ)

Fig. 1. Microstructure of borated layer (scanning electron microscopy)

ные рентгеноструктурного анализа также подтверждают присутствие боридов FeB и Fe<sub>2</sub>B.

Таким образом, на поверхности образуется износостойкий, но очень хрупкий диффузионный слой. Такие слои хорошо зарекомендовали себя при работе в условиях трения без динамических нагрузок.

Формирование диффузионных покрытий для повышения служебных характеристик деталей машин и механизмов имеет важное значение для народного хозяйства, поэтому исследования, посвященные проблемам упрочнения стальных изделий, актуальны.

Согласно статистическим данным нет универсального метода химико-термической обработки (ХТО), который удовлетворял бы требованиям необходимой надежности в зависимости от условий эксплуатации. Для каждого конкретного случая необходимо разрабатывать свою технологию ХТО. В настоящем случае, учитывая, что пуансон испытывает динамический износ, предложен метод комплексного борохромирования, совмещенный с термической обработкой. При этом исходили из того, что хром понижает высокую микротвердость боридного слоя, что позволяет повысить работоспособность инструмента.

Оптимизация процесса позволила установить для борохромирования следующие параметры: химический состав смеси 60 % B<sub>4</sub>C + 35 % Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 5 % NaF; режим насыщения: температура – 1050 °С, время выдержки – 2 ч.

На рис. 2 показана микроструктура диффузионного слоя на стали Х12Ф1; толщина диффузионного слоя составила около 70 мкм.

В настоящей работе проведено определение фактора хрупкости с использованием микроскопа ПМТ-3. Суммарный балл хрупкости определяется по формуле

$$Z_p = 0 \cdot n_0 + 1n_1 + 2n_2 + 3n_3 + 4n_4 + 5n_5,$$

где,  $n_0, n_1, \dots, n_5$  – относительное количество отпечатков из общего их числа (обычно 25 – 100) с данным баллом хрупкости.

**Фазы, наблюдаемые на различных глубинах стали 55**

Слой	$x$ , мкм	ПЭМ	РСА
Борированный	0 – 200	FeB + Fe <sub>8</sub> B	FeB + Fe <sub>2</sub> B
	200 – 500	–	$\alpha$ + FeB + Fe <sub>3</sub> (C,B)
	500 – 1000	–	$\alpha$
Промежуточный	1000 – 1400	$\alpha$ + Fe <sub>3</sub> (C,B)	$\alpha$ + Fe <sub>3</sub> (C,B)
	Основной металл	3500	$\alpha$ + Fe <sub>3</sub> C

Средний балл хрупкости определяется при нагрузках 0,2, 0,5, 1,0, 1,2 и 1,5 Н. После испытаний строится график функции  $Z_p = f(p)$ , по которому определяется темп хрупкого разрушения (фактор хрупкости  $\gamma_p$ )  $dZ_p/d(p)$  (тангенс угла наклона касательной к кривой изменения балла хрупкости). Фактор хрупкости  $\gamma_p$  определяется для точки с нагрузкой 1,0 Н.

Микрохрупкость ( $\gamma_p = 100$ ) диффузионных слоев стали X12Ф1 и стали 55 при борхромировании составляет 1,0 и 0,8 соответственно. По данным работы [5] при нагрузке 0,9 Н фактор хрупкости VC составляет 3,23, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> – 2,40, FeB – 1,70, CrB<sub>2</sub> – 0,10.

Очевидно, что полученные диффузионные слои более пластичны.

На рис. 3 показана микроструктура диффузионного слоя на стали 55, толщина диффузионного слоя больше, чем на стали X12Ф1. Это объясняется влиянием легирующих элементов, которые препятствуют диффузионной активности бора и хрома. При одновременном насыщении бором и хромом последний препятствует диффузии углерода в глубь материала, связывая углерод в смешанные карбобориды. В результате послойное распределение микротвердости диффузионного слоя имеет ступенчатый характер в силу преобладания на различной глубине различных соединений железа, хрома, бора и углерода.

На рис. 4 показано распределение микротвердости диффузионного слоя в зависимости от расстояния до поверхности на сталях X12Ф1 и стали 55. После термической обработки твердость поверхности пуансона составила 54 – 57 HRC. Распределение микротвердости показывает возможность замены дорогостоящей легированной стали на углеродистые.

Ранее было установлено, что для инструментов во избежание изменения геометрических параметров толщина диффузионного слоя не должна превышать 50 мкм (то есть выдержка при температуре насыщения уменьшается). Это в значительной мере снижает энергоемкость процесса. При длительной выдержке во избежание отрицательного влияния высоких температур необходимо использование термоциклирования [6, 7].

Было предложено совместить химико-термическую обработку с нагревом изделия под закалку. Это позво-

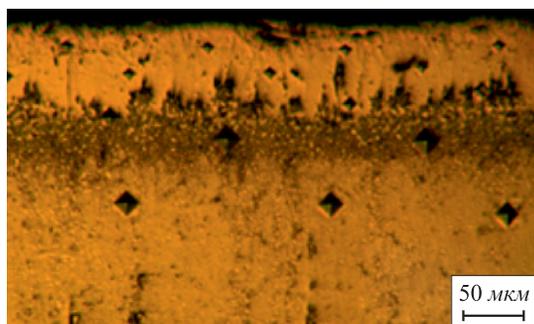


Рис. 2. Микроструктура диффузионного слоя на стали X12Ф1

Fig. 2. Microstructure of diffusion layer on steel Kh12F1(Russian grade)

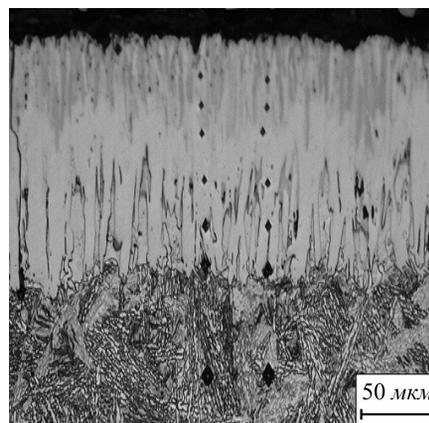


Рис. 3. Микроструктура диффузионного слоя на стали 55

Fig. 3. Microstructure of diffusion layer on steel 55 (Russian grade)

лило сократить общую длительность производственного цикла. Обмазку необходимо наносить на все изделие целиком, этим обеспечивается надежная защита поверхностей пуансона от окисления и обезуглероживания в условиях продолжительных высокотемпературных воздействий печной среды. Таким образом, температура диффузионного насыщения составляла 1050 °С [8 – 10].

После выдержки при 1050 °С инструмент закалывали в масле. Обмазку перед последующим отпуском не удаляли. Отпуск при 400 – 450 °С в течение 1,5 ч позволяет не только снизить закалочные напряжения, но и удалить из обмазки органические включения. Таким образом, материал обмазки можно подвергать регенерации.

**Выводы.** Температурно-временной режим совмещенного с термической обработкой диффузионного упрочнения определяется скоростью роста диффузионного слоя необходимой толщины, а также условиями нагрева под закалку конкретного вида стали. Учитывая хрупкость диффузионных слоев, возможна замена инструмента, работающего в условиях динамического

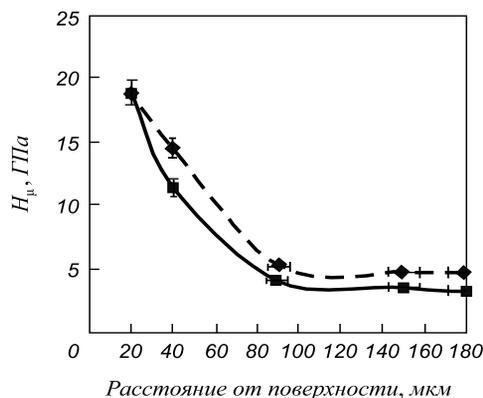


Рис. 4. Распределение микротвердости диффузионного слоя на стали X12Ф1 (---) и стали 55 (—) в зависимости от расстояния до поверхности

Fig. 4. Distribution of microhardness of diffusion layer on steels Kh12F1 (---) and 55 (—) (Russian grades) depending on distance to surface

износа из дорогостоящей легированной стали, на инструмент из углеродистой стали.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: Физматлит, 2010. – 384 с.
2. Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. – М.: Машиностроение, 1965. – 491 с.
3. Самсонов Г.В., Эпик А.П. Тугоплавкие покрытия. – М.: Металлургия, 1976. – 559 с.
4. Гринберг Е.М. Металловедение борсодержащих конструкционных сталей. – М.: изд. МИСИС, 1997. – 198 с.
5. Глазов В.М., Вигдорович В.Н. Микротвердость металлов и полупроводников. – М.: Металлургия, 1969. – 248 с.
6. Лыгденов Б.Д. Фазовые превращения в сталях с градиентными структурами, полученными химико-термической и химико-

термоциклической обработкой. Автореф. дис. канд. техн. наук. – Новокузнецк, 2004. – 33 с.

7. Гурьев А.М., Иванов С.Г. Механизм диффузии бора, хрома и титана при одновременном многокомпонентном насыщении поверхности железоуглеродистых сплавов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. Т. 8. № 3. С. 92 – 96.
8. Ситкевич М.В., Бельский Е.И. Совмещенные процессы химико-термической обработки с использованием обмазок. – Мн.: Высшая школа, 1987. – 156 с.
9. Иванов С.Г. Разработка состава насыщающей смеси и технологии диффузионного борхромирования тяжело нагруженных деталей машин и инструмента. Автореф. дис. канд. техн. наук. – Барнаул, 2007. – 18 с.
10. Борисенко С.Г., Васильев Л.А., Ворошнин Л.Г. и др. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник. – М.: Металлургия, 1984. – 424 с.

Поступила 13 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 2, pp. 117–120.

### FORMATION OF DIFFUSION LAYER ON A WORKING SURFACE OF A TOOL, WORKING IN THE CONDITIONS OF DYNAMIC WEAR

**Lygdenov B.D.**<sup>1, 2</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Metal Science and Materials Processing Technologies”

**Gur'ev A.M.**<sup>1, 3</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Descriptive Geometry and Engineering Graphics” (gurievam@mail.ru)

**Kozlov E.V.**<sup>4</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Physics

**Butukhanov V.A.**<sup>2</sup>, Engineer, Postgraduate  
**Chzhu Chinkhua**<sup>1</sup>, Professor

<sup>1</sup> Wuhan Textile University (430072, No. 34, Hongshance Road, Wuchang District, Wuhan University, Wuhan, Hubei Province, P.R. China)

<sup>2</sup> East Siberia State University of Technology and Management (40V, Klyuchevskaya str., Ulan-Ude, Republic of Buryatia, 670013, Russia)

<sup>3</sup> Altai State Technical University named after I.I. Polzunov (46, Lenina ave., Barnaul, Altai Territory, 656038, Russia)

<sup>4</sup> Tomsk State University of Architecture and Building (2, Solyanaya sq., Tomsk, 634003, Russia)

**Abstract.** The paper is devoted to the investigations of the structure and properties of the diffusion layer of the samples after boriding and boron-chrome plating. It has been revealed that when boriding, diffusion layers are formed with a high content of high-boride phase; it reduces the plasticity of the layer. The research on boron diffusion saturation of the working surface of the punch for cutting goals has been carried out. It has been established that during the work under dynamic loads they experience friction. The receiving of fragile boride layers does not cause the increase of operational properties of such products. It has been found out that the alloying of chromium boride layers reduces the fragility of the diffusion layers. By optimizing the process of boron-chrome plating for these products the following parameters have been identified: the composition of the coating, the temperature of diffusion saturation, exposure time. It has been proposed to combine chemico-thermal treatment of punches in coating and heating of products for hardening. The possibility of replacing the alloyed steel by carbon steel with the investigated diffusion coating has been shown.

**Keywords:** thermo-chemical treatment, boronchromizing, X-ray analysis, microhardness.

### REFERENCES

1. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. *Plastichnost' borirovannykh sloev* [Plasticity of borated layers]. Moscow: Fizmatlit, 2010. 384 p. (In Russ.).
2. Minkevich A.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Chemico-thermal treatment of metals and alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1965. 491 p. (In Russ.).
3. Samsonov G.V., Epik A.P. *Tugoplavkie pokrytiya* [High-melting coatings]. Moscow: Metallurgiya, 1976. 559 p. (In Russ.).
4. Grinberg E.M. *Metallovedenie borsoderzhashchikh konstruktsionnykh staley* [Physical metallurgy of boron-containing structural steels]. Moscow: izd. MISIS, 1997. 198 p. (In Russ.).
5. Glazov V.M., Vigdovich V.N. *Mikrotverdst' metallov i poluprovodnikov* [Microhardness of metals and semiconductors]. Moscow: Metallurgiya, 1969. 248 p. (In Russ.).
6. Lygdenov B.D. *Fazovye prevrashcheniya v stalyakh s gradientnymi strukturami, poluchennymi khimiko-termicheskoi i khimiko-termotsiklicheskoj obrabotkoi. Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk.* [Phase transformation in steels with the gradient structures, got by chemico-thermal and chemical thermocyclic treatment. Cand. Tech. Sci. diss.]. Novokuznetsk, 2004. 33 p. (In Russ.).
7. Gur'ev A.M., Ivanov S.G. Diffusion mechanism of boron, chromium and titanium at simultaneous multicomponent surface saturation of iron-carbon alloys. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2011, Vol. 8, no. 3, pp. 92–96. (In Russ.).
8. Sitkevich M.V., Bel'skii E.I. *Sovmeshchennye protsessy khimiko-termicheskoi obrabotki s ispol'zovaniem obmazok* [Simultaneous processes of chemico-thermal treatment with the use of coatings]. Minsk: Vysshaya shkola, 1987. 156 p. (In Russ.).
9. Ivanov S.G. *Razrabotka sostava насыщачей смеси i tekhnologiiy diffuzionnogo borokhromirovaniya tyazhelonagruzhennykh detalei mashin i instrumenta. Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk.* [Development of saturating mixture content and the technology of diffusion boron-chrome plating of heavy duty machine parts and tools. Cand. Tech. Sci. diss.]. Barnaul, 2007. 18 p. (In Russ.).
10. Borisenok S.G., Vasil'ev L.A., Voroshnin L.G. etc. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov. Spravochnik* [Chemico-thermal treatment of metals and alloys. Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1984. 424 p. (In Russ.).

Received January 13, 2014

УДК 669.04

**СТРОЕНИЕ ПО ГЛУБИНЕ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ,  
ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ МЕТОДОМ НА СТАЛИ\****Райков С.В.<sup>1</sup>, к.т.н., старший научный сотрудник, доцент кафедры физики**Капралов Е.В.<sup>1</sup>, аспирант**Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник**Будовских Е.А.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор кафедры физики**Громов В.Е.<sup>1</sup>, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики (gromov@physics.sibsiu.ru)*<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)<sup>2</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН  
(634036, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)<sup>3</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет  
(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

**Аннотация.** Методами сканирующей электронной микроскопии показано, что формирование наплавки на поверхности стали сопровождается созданием многослойной структуры, включающей слой наплавки, переходный слой и слой зоны термического влияния. Кристаллизация наплавки сопровождается формированием столбчатой структуры, которая представлена чередующимися слоями двух типов толщиной 8 – 10 мкм. Слои первого типа характеризуются пластинчатой структурой, ориентированной перпендикулярно поверхности подложки, толщина разделяющих пластинок и прослоек в слое изменяется в пределах 50 – 100 нм. Слои второго типа имеют структуру пластинчатого и глобулярного типа. По мере удаления от поверхности наплавки пластинчатая структура слоев первого типа вырождается и на границе с переходным слоем полностью исчезает. Размеры глобул изменяются в пределах 1,5 – 3,0 мкм, глобулы фрагментированы. Градиентный характер структуры выявлен также в переходном слое и в зоне термического влияния. Установлено, что граница раздела наплавка – сталь находится в упруго-напряженном состоянии, сформированном вследствие сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения; на это указывает наличие микропор и микротрещин, расположенных строчками, протяженных прослоек второй фазы.

**Ключевые слова:** электродуговая наплавка, порошковая проволока, структурно-фазовые состояния, микротвердость, износостойкость, коэффициент трения.

В последние годы получил развитие подход к упрочнению металлов и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии. Среди них выделяют электродуговую наплавку [1 – 5], электровзрывное напыление [6], электронно-пучковую обработку [7]. Эффективным методом увеличения срока эксплуатации деталей и механизмов является формирование на поверхностях, которые работают в тяжелых условиях, покрытий, наносимых электродуговым способом с использованием порошковых электродов [1 – 5]. За счет содержащихся в порошковой проволоке легирующих элементов обеспечивается надежная защита расплавленного металла от воздействия воздуха и высокие механические свойства покрытий. Электродуговые износостойкие покрытия, наплавляемые порошковой проволокой, как и многие другие покрытия и слои подобного типа, формируются в условиях, весьма далеких от равновесных и, следовательно, обладают градиентной структурой. Градиентными считаются структуры, в которых вдоль некоторых направлений изменяются

один или несколько параметров. Такими параметрами могут быть характеристики физико-механических свойств (микротвердость, износостойкость, коррозионная стойкость и т. д.), размер структурных элементов (размеры зерен, дислокационной субструктуры, частиц второй фазы), характеристики структуры (параметры кристаллической решетки фаз, плотность дислокаций, амплитуда внутренних полей напряжений, степень ориентации элементов субструктуры), характеристики фазового состава (объемная доля продуктов полиморфного превращения и частиц вторых фаз) [7].

Цель настоящей работы – анализ степени градиентности структуры наплавки, формируемой на низкоуглеродистой слаболегированной стали электродуговым методом.

В качестве материала исследования использовали сталь Hardox 400, элементный состав которой приведен в таблице. На поверхности стали электродуговым методом формировали толстые (до 5 мм) покрытия. Наплавку покрытия осуществляли порошковой проволокой марки EnDotec DO·30 diam. 1,6 мм. Твердость слоев наплавки (согласно спецификации проволоки) составляет 67 HRC. Наплавку проводили в среде за-

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи\_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ и проекта ФНИ СО РАН (проект № Ил.9.5.2).

**Химический состав материалов исследования**

Материал	Содержание*, % (по массе)								
	C	Si	Mn	P	N	B	S	Mo	Ni
Сталь Hardox 400	0,18	0,70	1,60	0,01	0,004	0,025	0,01	0,25	–
Сварочная проволока EnDOfec DO·30	0,50	0,40	1,40	0,02	–	3,700	–	–	0,01

Примечание. Остальное – железо.

щитного газа состава 82 % Ar – 18 % CO<sub>2</sub> при сварочном токе 250 – 300 А и напряжении на дуге 30 – 35 В. Элементный состав сварочной проволоки, использованной для формирования покрытия, приведен в таблице.

Исследование градиентного состояния покрытия осуществляли методами оптической (микровизор металлографический μVizo-MET-221) и сканирующей (сканирующий электронный микроскоп Philips SEM-515 с микроанализатором EDAX ECON IV) микроскопии [8, 9]. Анализировали состояние структуры покрытия в продольных и поперечных сечениях.

Выполненные исследования показали, что в сечении, параллельном поверхности подложки, наплавка имеет островковое строение (рис. 1). Острова размерами 15 – 20 мкм разделены прослойками толщиной 3 – 5 мкм. Острова и разделяющие прослойки структурированы. Размеры областей субструктуры островков изменяются в пределах 0,25 – 0,50 мкм, прослойки 1,5 – 2,5 мкм (рис. 1, в, з). Материал наплавки явля-

ется пористым. Размеры пор изменяются в пределах 0,3 – 1,5 мкм (рис. 1, в, поры показаны стрелками). Количество микропор на единицу площади поверхности наплавки составляет  $3,1 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-2}$ .

Анализ поперечного шлифа наплавки позволил выявить многослойную структуру, представленную собственно слоем наплавки (рис. 2, а, слой 1), переходным слоем (рис. 2, б, слой 2) и слоем термического преобразования стали (рис. 2, б, слой 3).

Детальный анализ структуры поперечного сечения наплавки осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии. Характерные изображения морфологических составляющих приведены на рис. 3 и 4. Можно отметить, что кристаллизация собственно наплавки сопровождается формированием столбчатой структуры (рис. 2, а; рис. 4, а – в). Столбчатая структура ориентирована практически перпендикулярно поверхности наплавки (поверхности образца стали) (рис. 2, а; рис. 4, а). Столбчатая структура представлена чередующимися слоями толщиной 8 – 10 мкм, слой

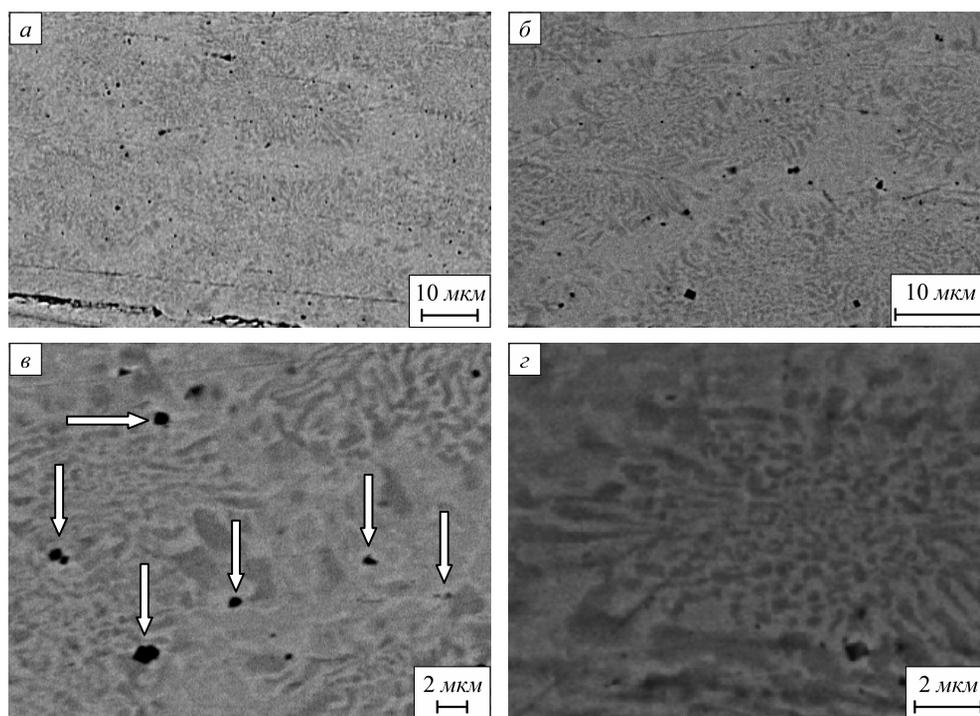


Рис. 1. Строение наплавки, выявляемое в сечении, параллельном поверхности подложки (а, б), и субструктура наплавки, включающая островки и прослойки (в, з) (сканирующая электронная микроскопия, стрелками показаны микропоры)

Fig. 1. Structure of facing revealed in the cross-section, parallel to substrate surface (a, б), and the substructure of facing, including islands and layers (в, з) (scanning electron microscopy, the arrows show the micropores)

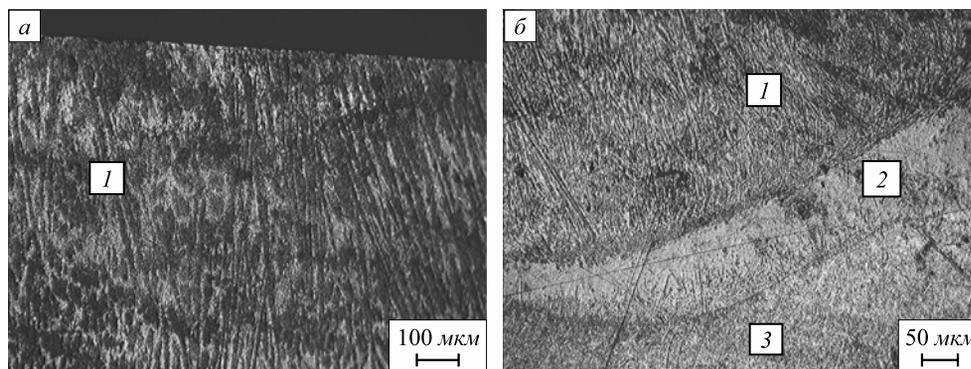


Рис. 2. Структура поперечного сечения травленного шлифа стали с наплавкой (оптическая микроскопия):  
 1 – слой наплавки (а, б); 2 – переходный слой (б); 3 – зона термического влияния (б)

Fig. 2. Structure of cross section of etched steel slice with facing (optical microscopy):  
 1 – layer of facing (а, б); 2 – transition layer (б); 3 – heat-affected zone (б)

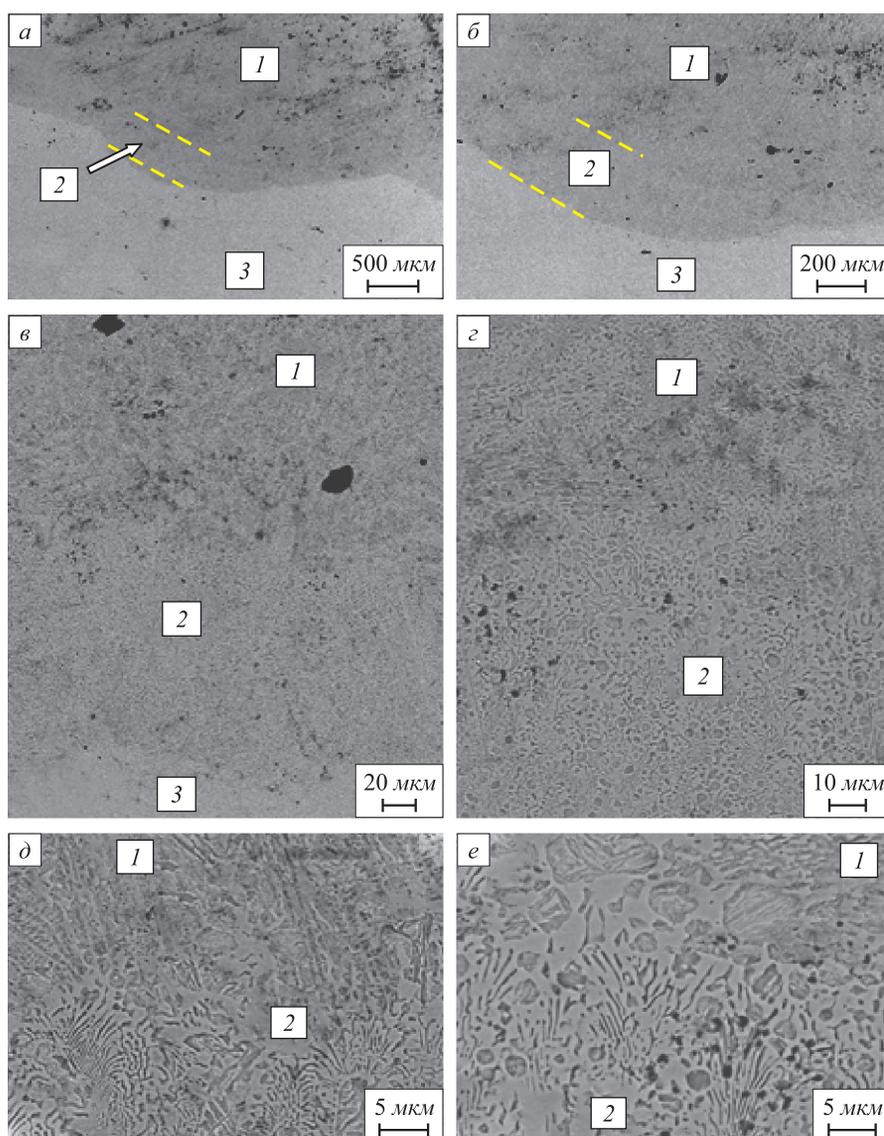


Рис. 3. Структура поперечного шлифа наплавки, сформированной на стали, при различных увеличениях  
 (сканирующая электронная микроскопия):  
 1 – слой наплавки; 2 – переходный слой; 3 – слой термического влияния стали

Fig. 3. Structure of cross slice of facing, formed on the steel at different increases (scanning electron microscopy):  
 1 – layer of facing; 2 – transition layer; 3 – layer of heat affection

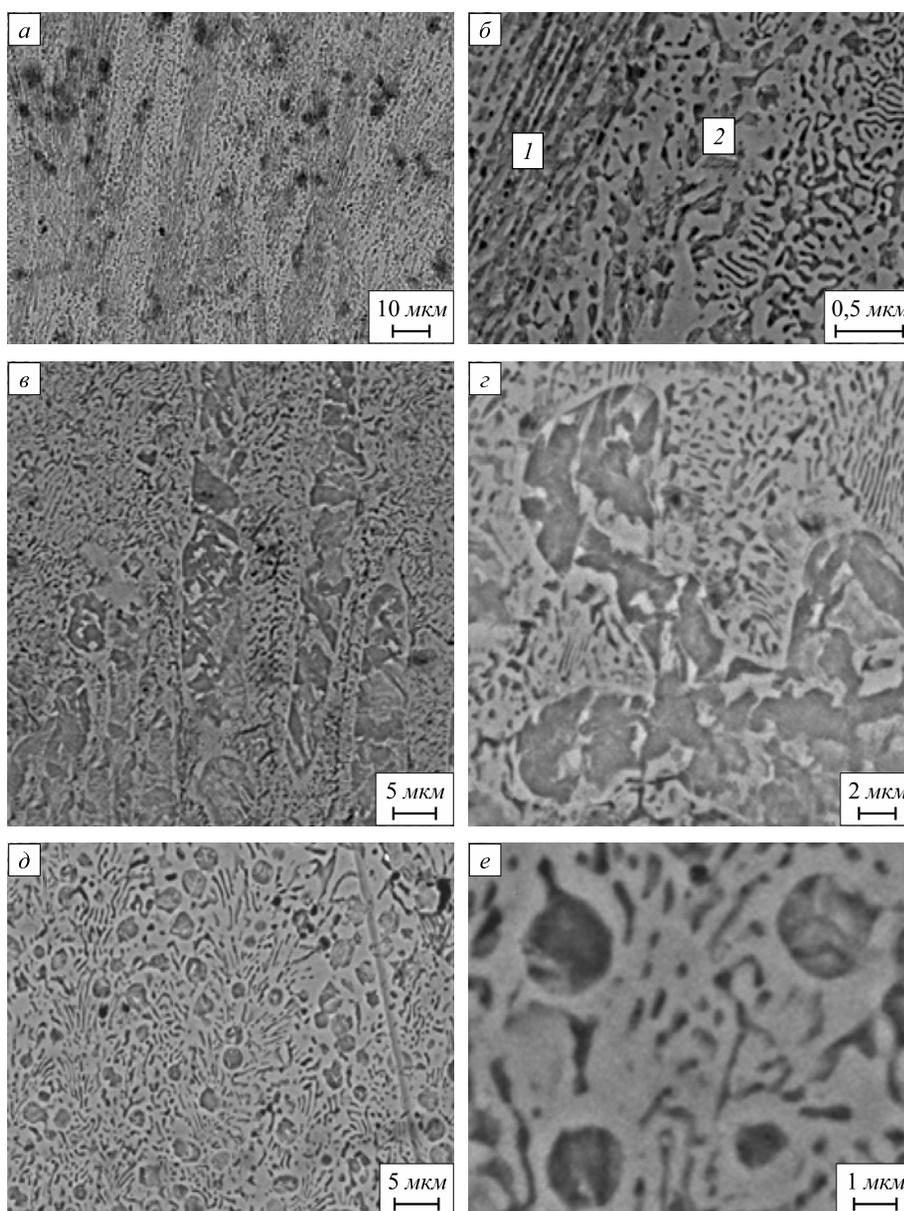


Рис. 4. Морфологические типы структуры наплавки, сформированной на стали:  
*a* – столбчатая структура, *б* и *б'* – пластинчатая структура первого (*б*) и второго (*б'*) типов; *z* – *e* – глобулярный тип структуры (сканирующая электронная микроскопия)

Fig. 4. Morphological types of facing structure, formed on steel:  
*a* – columnar structure, *б* and *б'* – plate-like structure of the first (*б*) and second (*б'*) types; *z* – *e* – globular type of structure (scanning electron microscopy)

отличаются типом субструктуры и, соответственно, контрастом травления (рис. 4, *б*) (слои первого и второго типов).

Слои первого типа (рис. 4, *б*, слой 1) характеризуются пластинчатой структурой, ориентированной перпендикулярно поверхности подложки. Толщина пластинок и прослоек, их разделяющих, изменяется в пределах 50 – 100 нм. Слои второго типа (рис. 4, *б'*, слой 2) имеют структуру пластинчатого и глобулярного типов. По мере удаления от поверхности наплавки пластинчатая структура слоев первого типа вырождается (рис. 3, *в*; рис. 4, *в'*) и на границе с переходным слоем

полностью исчезает (рис. 4, *z*). Особенностью строения переходного слоя является глобулярный тип структуры (рис. 4, *д*, *е*). Размеры глобул изменяются в пределах 1,5 – 3,0 мкм. Глобулы фрагментированы, то есть разбиты на некоторое количество слабоориентированных областей (рис. 4, *е*).

Важным фактором, существенным образом влияющим на работоспособность детали с наплавленным на нее слоем, является состояние границы раздела материала наплавки и поверхности детали. Результаты исследования (рис. 5) позволяют заключить, что граница раздела исследуемой системы наплавка – сталь

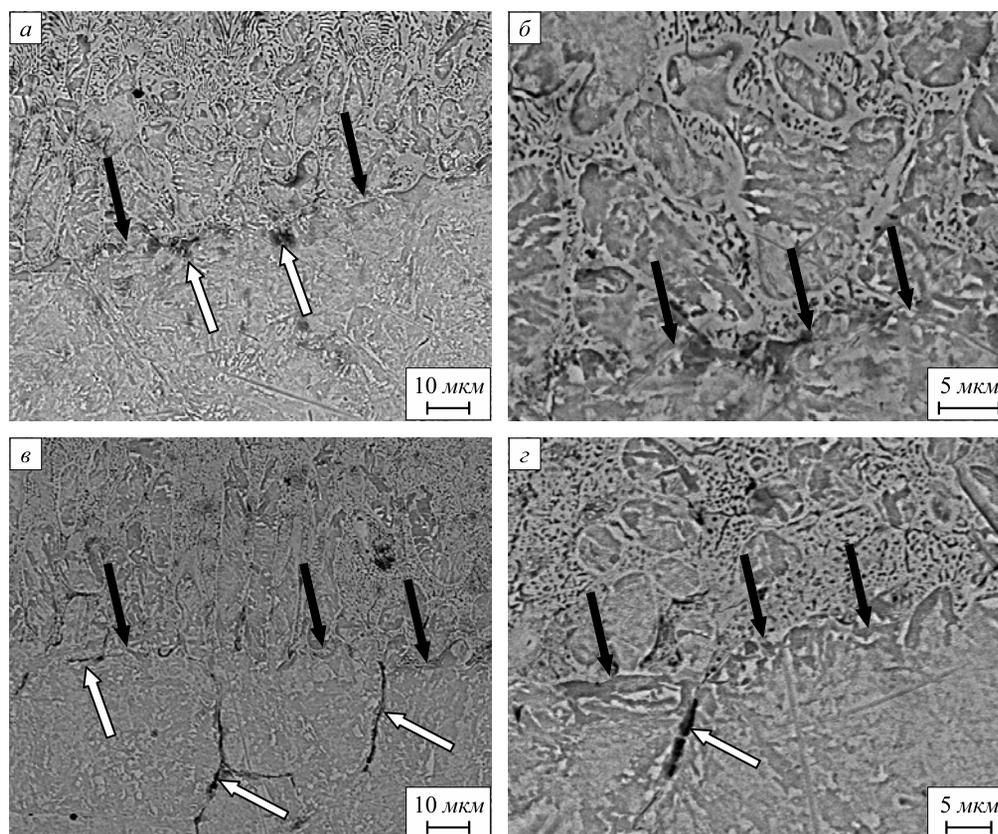


Рис. 5. Структура материала, прилегающего к границе раздела наплавка – сталь (темными стрелками указана граница, светлыми – дефекты структуры материала)

Fig. 5. Material structure, adjoining to the boundary of facing – steel (dark arrows show the boundary, bright arrows show the defects of material structure)

характеризуется наличием микротрещин (рис. 5, в), микропор, расположенных строчками (рис. 5, а), протяженных прослоек второй фазы (рис. 5, б, г). Следует отметить, что микротрещины располагаются как вдоль границы раздела, так и под некоторым углом к ней, распространяясь в объем стали и/или наплавки.

**Выводы.** Установлено, что формирование наплавки на поверхности стали сопровождается созданием многослойной структуры, слои которой различаются морфологией элементов субструктуры. Выявлен градиентный характер структуры как наплавки в целом, так и каждого из обнаруженных слоев. Установлено, что граница раздела наплавка – сталь характеризуется наличием микропор и микротрещин, что указывает на присутствие в материале упругих напряжений.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление / Пер. с яп. В.П. Попова; под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.
2. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. – М.: Машиностроение, 2008. – 406 с.
3. Электрошлаковая наплавка / Ю.М. Кусков, В.Н. Скороходов, И.А. Рябцев, И.С. Сарычев. – М.: Наука и технология, 2001. – 180 с.
4. Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка. – Киев: Екотехнологія, 2007. – 292 с.
5. Тюрин Ю.М., Жадкевич М.Л. Плазменные технологии. – Киев: Наукова думка, 2008. – 266 с.
6. Budovskikh E.A., Gromov V.E., Romanov D.A. The Formation Mechanism Providing High-Adhesion Properties of an Electric-Explosive Coating on a Metal Basis // Doklady Physics. 2013. Vol. 58. № 3. P. 82 – 84.
7. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах / В.В. Коваленко, Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: ООО «Полиграф», 2009. – 557 с.
8. Брандон Д., Каплан У. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. – М.: Техносфера, 2006. – 384 с.
9. Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ в примерах практического применения / М.М. Криштал, И.С. Ясников, В.И. Полуниин, А.М. Филатов, А.Г. Ульяненко. – М.: Техносфера, 2009. – 208 с.

Поступила 20 февраля 2014 г.

## DEPTH STRUCTURE OF WEAR RESISTANCE COATING ON STEEL OBTAINED BY ELECTRIC ARC METHOD

**Raikov S.V.**<sup>1</sup>, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Assist.  
Professor of the Chair of Physics*

**Kapralov E.V.**<sup>1</sup>, *Postgraduate*

**Ivanov Yu.F.**<sup>2,3</sup>, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Re-  
searcher*

**Budovskikh E.A.**<sup>1</sup>, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair  
of Physics*

**Gromov V.E.**<sup>1</sup>, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the  
Chair of Physics* (gromov@physics.sibsib.ru)

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

<sup>2</sup> **Institute of High Current Electronics SB RAS** (2/3, Akademi-  
cheskii ave., Tomsk, 634036, Russia)

<sup>3</sup> **National Research Tomsk Polytechnic University (Tomsk, Rus-  
sia)** (30, Lenina ave., Tomsk, 634036, Russia)

**Abstract.** It has been shown by scanning electron microscopy that the formation of the deposit facing on steel surface is accompanied by the creation of a multilayer structure including a layer of welding, transition layer and layer of the heat-affected zone. Crystallization of facing is accompanied by the formation of a columnar structure, which presents alternating layers of two types of thickness 8 – 10 microns. Layers of the first type are characterized by a lamellar structure oriented perpendicular to the substrate surface, the thickness of the separating plates and intermediate layers in the layer varies in the range of 50 – 100 nm. Layers of the second type have a structure of lamellar and globular type. On a distance from the surface facing the lamellar structure of the first type layers degenerates and completely disappears on the border with the transitional layer. The globules sizes vary in the range of 1.5 – 3.0 microns, globules are fragmented. The gradient nature of the structure is identified in the transition layer and the heat-affected zone also. It was established that the boundary facing – steel is in elastically stressed state, formed as a consequence of ultra-high heating and cooling velocities; this was evidenced by the presence of micropores and microcracks, located line-by-line, as well as by extended intermediate layers of the second phase.

**Keywords:** microarcfacing, flux-cored wire, structural-phase states, microhardness, wear resistance, friction coefficient.

## REFERENCES

1. Khasui A., Morigaki O. *Naplavka i napylenie* [Surfacing and spraying]. (Translated from Japanese) Stepin V.S., Shesterkin N.G. eds. Moscow: Mashinostroenie, 1985. 240 p. (In Russ.).
2. Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyanskii P.A. *Plazmennye tekhnologii. Svarka, nanesenie pokrytii, uprochnenie* [Plasma technologies. Welding, coating, hardening]. Moscow: Mashinostroenie, 2008. 406 p. (In Russ.).
3. Kuskov Yu.M., Skorokhodov V.N., Ryabtsev I.A., Sarychev I.S. *Elektroshlakovaya naplavka* [Electroslag facing]. Moscow: Nauka i tekhnologiya, 2001. 180 p. (In Russ.).
4. Gladkii P.V., Perepletchikov E.F., Ryabtsev I.A. *Plazmennaya naplavka* [Plasma facing]. Kiev: Ekotekhnologiya, 2007. 292 p. (In Russ.).
5. Tyurin Yu.M., Zhadkevich M.L. *Plazmennye tekhnologii* [Plasma technologies]. Kiev: Naukova dumka, 2008. 266 p. (In Russ.).
6. Budovskikh E.A., Gromov V.E., Romanov D.A. The Formation Mechanism Providing High-Adhesion Properties of an Electric-Explosive Coating on a Metal Basis. *Doklady Physics*. 2013, Vol. 58, no. 3, pp. 82–84.
7. Kovalenko V.V., Kozlov E.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. *Fizicheskaya priroda formirovaniya i evolyutsii gradientnykh strukturno-fazovykh sostoyanii v stalyakh i splavakh* [The physical nature of the formation and evolution of the gradient of structural-phase states in steels and alloys]. Novokuznetsk: Poligraf, 2009. 557 p. (In Russ.).
8. Brandon David G., Kaplan Wayne D. *Microstructural characterization of materials*. Chichester, New York, 1999. (Russ.ed.: Brandon D., Kaplan W. *Mikrostruktura materialov. Metody issledovaniya i kontrolya*. Moscow: Tekhnosfera, 2006. 384 p.).
9. Krishtal M.M., Yasnikov I.S., Polunin V.I., Filatov A.M., Ul'yanenko A.G. *Skanirovushchaya elektronnaya mikroskopiya i rentgenospektral'nyi mikroanaliz v primerakh prakticheskogo primeneniya* [Scanning electron microscopy and x-ray microanalysis: examples of practical application]. Moscow: Tekhnosfera, 2009. 208 p. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The study was financially supported by the RFBR, in the frame of the research project no. 13-02-12009 ofi\_m, Ministry of Education and Science State order 2708G3 and project of FSR SB RAS (no. II.9.5.2).

Received February 20, 2014

УДК 331.45:614.8:519.25

## КОРРЕЛЯЦИЯ ФАКТОРИЗОВАННЫХ УСЛОВИЙ ТРУДА И ТРАВМАТИЗМА В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

*Девятченко Л.Д., к.т.н., доцент кафедры математики*  
*Соколова Э.И., аспирант (Yudina\_Elvira@mail.ru)*

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова  
(455000, Россия, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

**Аннотация.** Представлена оценка эффективности моделирования линейной связи факторизованных условий труда (13 переменных отражены в 4 ортогональных факторах) с 4 откликами по травматизму при использовании регрессионного и канонического анализов. Установлено, что коэффициент  $R$  множественной корреляции для отдельно взятых откликов (причины травм, места и вида происшествий, степени тяжести травм) имеет в среднем значение  $\bar{R} = 0,38$  при включении статистически значимых факторов, а каноническая связь этих же массивов, учтенных в целевом эксперименте, характеризуется значением  $R = 0,6156$ . Это сопоставимо с влиянием на травматизм ( $R = 0,4639$ ) человеческого фактора, выявленного в параллельном эксперименте по массиву данных о пострадавших на производстве. Причем факторные массивы, учтенные в целевом эксперименте, не имеют статистически значимой канонической корреляции  $R = 0,2314$ . По завершении целевого исследования выявлена практически одинаковая информационная ценность исследуемых массивов  $F$  (условия труда) и  $T$  (травматизм).

**Ключевые слова:** многофакторный эксперимент, многомерная статистика, регрессионный анализ, канонический анализ, условия труда, производственный травматизм.

Анализ системы «Экология производственной среды – Травматизм» чаще всего сводится к определению уровней вредных и опасных производственных факторов (ВОПФ) [1], а также учету причин, места травматизма, вида происшествия и степени тяжести пострадавшего [2–4]. Так исходя из определения [5] производственная травма (трудовое увечье) – это следствие действия на организм различных внешних и опасных производственных факторов. Под причиной производственной травмы, чаще всего, понимается результат механического воздействия при падениях, наездах, контакте с механическим оборудованием или агрессивной средой. Задача поиска взаимосвязи условий труда и травматизма усложняется ввиду большого числа случайных возмущений, слабым воздействием входных переменных на отдельно взятые признаки многомерного отклика.

Для поиска возможной корреляции условий труда и травматизма использовали данные, полученные в ходе пассивного ( $n = 80$ ) эксперимента из материалов расследования несчастных случаев в период с 2004 по 2008 гг., а также представленные в картах и протоколах оценки факторов производственной среды. Были учтены следующие показатели ВОПФ:  $Y1$  – уровень шума;  $Y2$  – искусственная освещенность рабочей поверхности;  $Y3$  – общая вибрация;  $Y4$  – кремний диоксид кристаллический при содержании в пыли от 2 до 10 % (горючие кукуерситные сланцы, медносульфидные руды и др.);  $Y5$  – железный агломерат;  $Y6$  – кремний диоксид аморфный в смеси с оксидами марганца в

виде аэрозоля конденсации с содержанием каждого из них не более 10 %;  $Y7$  – углерод оксид;  $Y8$  – марганец в сварочных аэрозолях при его содержании до 20 %;  $Y9$  – кальций оксид;  $Y10$  – железо и его соединения;  $Y11$  – хром (VI) триоксид;  $Y12$  – аэрозоль смешанного состава;  $Y13$  – марганца оксиды (в пересчете на марганец диоксид)); аэрозоль конденсации. В ходе предварительной обработки данных методом факторного анализа выполнено сжатие (снижение размерности) 13-м пространства и были получены четыре латентных ортогональных фактора, включающих в себя все перечисленные выше переменные [6]. Выявленные факторы получили название по исходным переменным, имеющим максимальную по модулю проекцию на соответствующий фактор, а именно,  $F1$  и  $F4$  – химические факторы, характерные для основных металлургических переделов и для горно-обогачительного производства соответственно;  $F2$  – аэрозоли преимущественно фиброгенного действия;  $F3$  – вибро-акустический.

Многомерный массив  $T$ , характеризующий травматизм, имеет следующие признаки:  $T1$  – причины травмы (вероятность причин возникновения несчастного случая, вычисленная суммированием вероятностей несовместных событий, неудовлетворительная организация работ со стороны руководителей, нарушение норм, правил, инструкций, отсутствие средств коллективной защиты, неисправное оборудование, отсутствие инструкций; работа не полным штатом; ненадежный контроль со стороны персонала, не применение средств индивидуальной защиты, применение запрещенных

средств индивидуальной защиты; личная неосторожность);  $T_2$  – место происшествия, ранжированное по трем уровням (1 – на рабочем месте, 2 – в пределах цеха, 3 – вне цеха);  $T_3$  – вид происшествия, определяемый как вероятность воздействия различных ситуаций на пострадавшего (движущихся, вращающихся, разлетающихся деталей и предметов; падения при перемещении и/или с высоты; воздействия экстремальных температур; падения предметов, обрушение, обвалы; поражения электрическим током; прочих событий);  $T_4$  – степень тяжести травм, ранжированная по четырем уровням (1 – смертельные; 2 – тяжелые с увечьем; 3 – тяжелые, 4 – легкие).

Основные числовые характеристики используемых данных представлены в табл. 1, а матрица корреляции – в табл. 2. Цель настоящей работы – выявление максимально возможной корреляции для совокупностей

условий труда и производственного травматизма. Обработка данных выполнялась в системе STATISTICA® [7]: первичная обработка – в модуле Multiple Regression, основной и завершающий этапы – в модуле Canonical Analysis.

Обратим внимание, что в табл. 1 факторизованные признаки условий труда  $F_i, i = \overline{1;4}$  представлены в стандартизованном масштабе: среднее значение  $M(F_i) = 0$ , дисперсия  $D(F_i) = 1$ . Это позволяет однозначно оценивать степень связи факторов с отдельными откликами травматизма  $T_i, i = \overline{1;n}$  при переходе к новому базису ортогональной структуры факторов [6].

В табл. 2 отражено отсутствие корреляционной связи между факторами, что отвечает признаку их ортогональности и обеспечивает при использовании метода наименьших квадратов (МНК) вычисление независимых оценок параметров регрессии; корреляционная

Таблица 1

Основные числовые характеристики факторных ( $F$ ) и результативных ( $T$ ) признаков

Признак	Среднее значение	Доверительный интервал, %		Дисперсия	Стандартное отклонение
		-95	+95		
$F01$	0,000001	-0,222539	0,222540	1,000000	1,000000
$F02$	-0,000001	-0,222539	0,222539	0,999999	1,000000
$F03$	-0,000001	-0,222540	0,222538	1,000000	1,000000
$F04$	-0,000001	-0,222539	0,222539	1,000000	1,000000
$T1$	0,292750	0,253907	0,331593	0,030466	0,174544
$T2$	1,275000	1,163168	1,386832	0,252532	0,502525
$T3$	0,324219	0,282189	0,366249	0,035670	0,188865
$T4$	3,050000	2,812736	3,287264	1,136709	1,066165

Таблица 2

Корреляционная матрица

	$T_1$	$T_2$	$T_3$	$T_4$	$F01$ $F1$	$F02$ $F2$	$F03$ $F3$	$F04$ $F4$
$T_1$	1,00	0,07	0,16	-0,04	0,03 0,03	-0,06 -0,12	-0,24 -0,19	-0,00 -0,12
$T_2$	0,07	1,00	-0,05	-0,14	0,22 -0,12	-0,04 -0,22	-0,36 -0,24	-0,07 -0,25
$T_3$	0,16	-0,05	1,00	0,01	0,52 -0,36	-0,05 -0,34	0,03 -0,14	-0,07 -0,09
$T_4$	-0,04	-0,14	-0,01	1,00	-0,21 0,08	0,16 0,26	-0,08 -0,05	-0,19 -0,19
$F01$ $F1$	0,03 0,03	0,22 -0,12	0,52 -0,36	-0,21 0,08	1,00	0,00	0,00	0,00
$F02$ $F2$	-0,06 -0,12	-0,04 -0,22	-0,05 -0,34	0,16 0,26	0,00	1,00	0,00	-0,00
$F03$ $F3$	-0,24 -0,19	-0,36 -0,24	0,03 -0,14	-0,08 -0,05	0,00	0,00	1,00	0,00
$F04$ $F4$	-0,00 -0,12	-0,07 -0,25	0,07 -0,09	-0,19 -0,19	0,00	-0,00	0,00	1,00

связь факторов с результативными признаками представлена (табл. 2) для двух вариантов ортогонального базиса факторов, полученных в модуле Factor Analysis системы STATISTICA®, методами главных компонент (Principal Components) и оптимального поворота (Varimax) исходного базиса с целью корректировки нагрузок первичных признаков на каждый фактор.

Приступая к регрессионному анализу, было дано обоснование необходимого объема выборки и оценка однородности используемой выборки по трем основным группам металлургического производства (горно-обогатительного, металлургического и прокатного). Многомерный признак (случайный вектор) условий производства фиксировался для каждого несчастного случая на протяжении пяти лет, т.е. все реализации случайного вектора имели одинаковые вероятности попасть в выборку, что обеспечило ее репрезентативность.

Для проверки однородности исследуемой выборки использовали М-статистику Бартлетта [8], с учетом того что количество данных в подвыборках не одинаково.

Как правило, качество регрессионной модели характеризуется долей объясняемой дисперсии отклика, определяемой на уровне значимости  $\alpha \leq 0,05$ , оценкой величины  $R^2$  и числом значимых регрессоров для этого отклика. В табл. 3 сведены вычисленные оценки коэффициентов множественной корреляции  $R$  и коэффициентов детерминации  $R^2$  по каждому отклику в зависимости от включаемых факторов при пошаговом режиме построения регрессии; результаты приведены для двух вариантов ортогонального базиса факторного пространства.

По данным табл. 3, рассматривая пошаговый ввод регрессоров  $F_j, j = \overline{1; 4}$  в модель с откликами  $T_i, i = \overline{1; 4}$ , отмечаем следующее:

Т а б л и ц а 3

**Изменение степени тесноты связи  $R$  и детерминации  $R^2$  для разных вариантов моделирования регрессии**

	Шаг	$R$	$R^2$	Критерий Фишера ( $F(k - 1; N - (k - 1))$ )	Уровень значимости ( $p$ )	Введенные факторы
<i>Моделирование регрессии для исходного базиса (F01 – F04)</i>						
T1	1	0,241	0,058	$F(1; 78) = 4,80$	0,031446	F03
	4	0,252	0,063	$F(4; 75) = 1,27$	0,290330	F03, F02, F01, F04
T2	1	0,360	0,129	$F(1; 78) = 11,58$	0,001056	F03
	2	0,421	0,177	$F(2; 77) = 8,28$	0,000554	F03, F01
T3	1	0,516	0,266	$F(1; 78) = 28,28$	0,000001	F01
	4	0,523	0,274	$F(4; 75) = 7,07$	0,000070	F01, F04, F02, F03
T4	1	0,212	0,045	$F(1; 78) = 3,66$	0,059536	F01
	2	0,286	0,082	$F(2; 77) = 3,42$	0,037775	F01, F04
	3	0,329	0,108	$F(3; 76) = 3,07$	0,032871	F01, F04, F02
	4	0,339	0,115	$F(4; 75) = 2,43$	0,054620	F01, F04, F02, F03
<i>Моделирование регрессии для повернутого базиса (F1 – F4)</i>						
T1	1	0,186	0,035	$F(1; 78) = 2,79$	0,099024	F3
	2	0,220	0,049	$F(2; 77) = 1,96$	0,147226	F3, F2
	3	0,250	0,062	$F(3; 76) = 1,68$	0,177403	F3, F2, F4
	4	0,252	0,063	$F(4; 75) = 1,27$	0,290330	F3, F2, F4, F1
T2	1	0,252	0,064	$F(1; 78) = 5,30$	0,024007	F4
	2	0,346	0,120	$F(2; 77) = 5,23$	0,007444	F4, F3
	3	0,412	0,170	$F(3; 76) = 5,19$	0,002580	F4, F3, F2
	4	0,428	0,183	$F(4; 75) = 4,21$	0,003955	F4, F3, F2, F1
T3	1	0,363	0,132	$F(1; 78) = 11,83$	0,000936	F1
	2	0,496	0,246	$F(2; 77) = 12,58$	0,000019	F1, F2
	3	0,515	0,265	$F(3; 76) = 9,14$	0,000031	F1, F2, F3
	4	0,523	0,274	$F(4; 75) = 7,07$	0,000070	F1, F2, F3, F4
T4	1	0,264	0,069	$F(1; 78) = 5,83$	0,018143	F2
	2	0,326	0,106	$F(2; 77) = 4,57$	0,013330	F2, F4
	4	0,339	0,115	$F(4; 75) = 2,43$	0,054620	F2, F4, F1, F3

- включаемые в модель регрессоры располагаются по убыванию (по модулю) коэффициентов  $|r_{ij}|$  корреляции, что обусловлено ортогональностью факторного пространства, так как в этом случае другие критерии ввода (толерантность и частная корреляция) утрачивают свою силу; при этом число вводимых регрессоров (до автоматического останова) определяется лишь статистической значимостью (на уровне значимости  $p \leq 0,05$ ) регрессора для конкретного отклика;
- качественные параметры ( $R$  и  $R^2$ ) модели при вводе новых факторов, как правило, улучшаются; при этом эмпирический  $F$ -критерий Фишера, зависящий от числа  $k$  вводимых факторов и объема исследуемой выборки  $n$ , остается статистически значимым, за исключением модели с откликом  $T1$  и только в случае ввода статистически незначимых факторов для этого отклика;
- последовательности ввода регрессоров в двух исследуемых базисах (рациональных для рассматриваемой задачи) имеют некоторое различие (табл. 3); причем базис повернутый относительно исходного при использовании Varimax – критерия [6] оказался более эффективным для числа автоматически включенных в модели факторов;
- одновременное включение в модель по травматизму всех исследуемых факторов незначительно улучшает характеристики ( $R$  и  $R^2$ ) качества моделей по сравнению с моделями, в которых включены только статистически значимые факторы; однако в этом случае мы получаем предельно допустимую связь исследуемых факторов с конкретным откликом по травматизму;
- очевидно, что по каждому отклику предельно допустимые параметры ( $R$  и  $R^2$ ) качества модели для разных базисов ортогональной структуры факторов совпадают, изменяются лишь вклады (коэффициенты регрессии) отдельных факторов в конкретный отклик; предельный уровень величин  $R$  и  $R^2$  для отдельных откликов травматизма определяется лишь количеством и качеством первичной информации об условиях труда, так как сами факторы (латентные переменные) определены [6] в пространстве первичных признаков.

Таким образом, в случае регрессионного метода анализа при большом числе входных признаков (условий труда) и многомерном отклике (признаков травматизма) даже для регрессии на главных компонентах не представляется возможным извлечь долю объясняемой дисперсии с большим весом. Для всех случаев анализа откликов коэффициент детерминации колеблется в интервале  $0,06 < R^2 < 0,27$  или иначе коэффициент множественной корреляции –  $0,24 < R < 0,52$ .

Травматизм – многозначное понятие, в настоящей работе рассматриваем лишь четыре его характеристики, которые, как правило, протоколируются в каждом

происшествии, а условия труда еще более обширное понятие, включающее в себя порой не один десяток сопутствующих переменных. Очевидно, что в этих условиях поставленную задачу можно решить только с помощью методов многомерной статистики. Для определения связи между массивами многомерных данных был использован метод канонического анализа [9].

В каноническом анализе связь между входными  $F$  и выходными  $T$  массивами данных вычисляется с помощью обобщающих канонических переменных  $U = \sum_{j=1}^k \alpha_j F_j = \alpha^T F$  и  $V = \sum_{j=1}^q \beta_j T_j = \beta^T T$ , где  $\alpha_j$  и  $\beta_j$  – определяемые весовые коэффициенты для групп  $k$  из входных признаков  $F_j$  и  $q$  выходных признаков  $T_j$ ;  $F = (F_1, \dots, F_k)$  и  $T = (T_1, \dots, T_q)$  – случайные векторы с числом  $n$  реализаций (в решаемой задаче  $n = 80$ ,  $k = 4$ ,  $q = 4$ );  $\alpha^T$  и  $\beta^T$  – транспонированные векторы  $\alpha^T = (\alpha_1, \dots, \alpha_k)$  и  $\beta^T = (\beta_1, \dots, \beta_q)$ .

Корни  $\lambda_1^2, \lambda_2^2, \dots, \lambda_q^2$  определяются из характеристических уравнений  $\det(\Sigma_{11}^{-1} \Sigma_{12} \Sigma_{22}^{-1} \Sigma_{21} - \lambda^2 E) = 0$  или  $\det(\Sigma_{22}^{-1} \Sigma_{21} \Sigma_{11}^{-1} \Sigma_{12} - \lambda^2 E) = 0$ ; здесь индекс  $q = \min\{rank(\Sigma_{11}, \Sigma_{22})\}$ ,  $\Sigma_{11}$  – ковариационная матрица первой группы признаков;  $\Sigma_{22}$  – ковариационная матрица второй группы признаков;  $\Sigma_{12} = \Sigma_{21}$  – ковариационная матрица, характеризующая связь признаков первой и второй групп.

Смысл  $\lambda_i = \sqrt{\lambda_i^2}$  – это коэффициент корреляции  $i$ -ой пары канонических переменных  $U_i$  и  $V_i$ . Значения величин канонической корреляции по каждому корню решений представлены на рис. 1.

Оценка статистической значимости вычисленных собственных чисел представлена в табл. 4, из которой следует, что только два линейно независимых решения оказались статистически значимы: эмпирический  $\chi^2$  критерий больше величины  $\chi_{табл}^2$  на уровне значимости  $p < 0,05$  [8]. Каждому собственному числу  $\lambda_i^2$ ,  $i = \overline{1, q}$  соответствует пара собственных векторов  $\alpha_i$  и  $\beta_i$ , вычисляемых из соответствующих уравнений исходной системы. Канонические веса для соответствующих наборов переменных по каждому корню приведены в табл. 5, данные которой показывают, какие конкретно исходные признаки определяют в большей степени ту или иную  $i$ -ую пару канонических переменных  $U_i$  и  $V_i$  исходя из абсолютных весов вычисленных координат векторов  $\alpha_i$  и  $\beta_i$ .

Таким образом, установлено, что максимальная связь между условиями труда и травматизмом принимает значение  $\max \rho_{UV} = 0,6156$  и обусловлена в основном признаками  $F1$  и  $T3, T2$ . При этом степень детерминации  $\max \rho_{UV}^2 = 0,3790$  в случае многомерного моделирования возрастает на 40 % по сравнению с одномерным моделированием отдельных откликов по травматизму.

Другое независимое решение  $\rho_{UV} = 0,4544$  находится в пределах средних значений, полученных ранее решений для одномерных откликов, обусловлено в

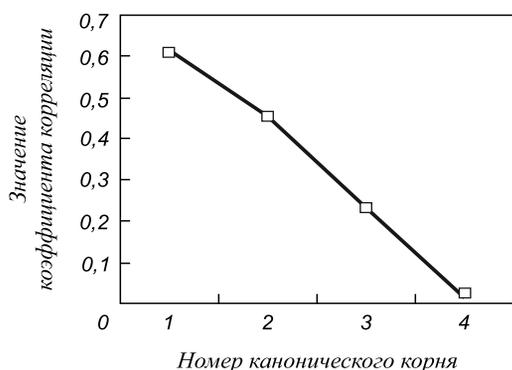


Рис. 1. Коэффициенты канонической корреляции

Fig. 1. Canonical correlation coefficient

основном признаками  $F3, T2, T4, T1$ . Для наглядности максимальная корреляционная связь многомерных массивов  $F$  (факторизованных условий труда) и  $T$  (травматизма) показана на рис. 2.

При завершении целевого исследования обращаем также внимание на практически одинаковую информа-

ционную ценность исследуемых массивов  $F$  и  $T$ . В силу принятых в каноническом анализе ограничений на дисперсию  $\sigma_U^2 = \sigma_V^2 = 1$  видим, что весьма трудно установить, какая часть дисперсии переменной  $U$  объясняется переменной  $V$ , и наоборот. Иными словами величина  $\rho^2$  не позволяет установить долю дисперсии, извлеченной каждой канонической переменной в отдельности, в силу равенства их дисперсий. Однако установить это можно косвенным путем, используя коэффициенты факторной структуры [9], матрицы нагрузочных коэффициентов  $W_U$  и  $W_V$  по всем  $i = \overline{1; 4}$  корням представлены в табл. 6.

В программе STATISTICA® для каждого корня  $\lambda_i^2 = \rho_i^2$  автоматически вычисляются функции  $Redund(\alpha_i^T F) = \overline{\sigma^2(U_i)}\lambda_i^2$  и  $Redund(\beta_i^T T) = \overline{\sigma^2(V_i)}\lambda_i^2$ , где  $\overline{\sigma^2(U_i)} = \frac{1}{k} \sum_{j=1}^k w_{ij}^2$  и  $\overline{\sigma^2(V_i)} = \frac{1}{q} \sum_{j=1}^q w_{ij}^2$ , устанавливающие меру «избыточности» (от англ. Redundancy) одного массива данных в сравнении с другим (табл. 7), данные которой показывают, что используемые в пассивном экспе-

Таблица 4

Оценка статистической значимости по  $\chi^2$  критерию для определяемых корней  $\lambda_i^2$

Номер корня	$R$	$R^2$	Критерий $\chi^2$	Число степеней свободы $df$	Уровень значимости $p$
1	0,615631	0,379001	57,07287	16	0,000002
2	0,454442	0,206518	21,57910	9	0,010331
3	0,237287	0,056305	4,34545	4	0,361288
4	0,019388	0,000376	0,02801	1	0,867086

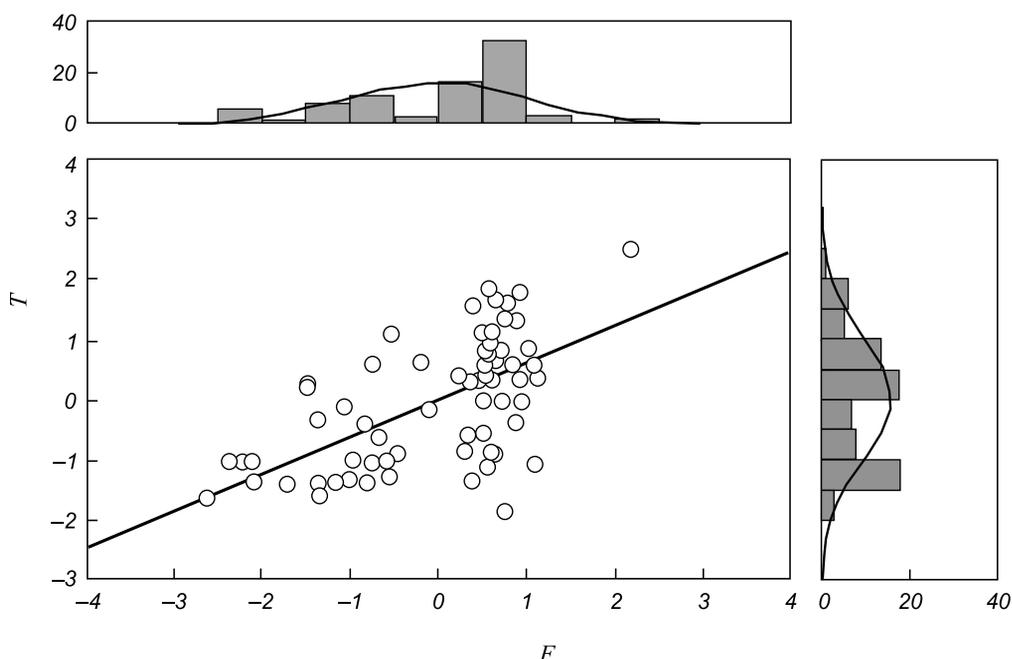


Рис. 2. Корреляционное поле канонических переменных, совмещенное с гистограммой распределения данных по ним

Fig. 2. Correlation field of canonic variables, coincided with histogram of their distribution

Таблица 5

Канонические веса по двум массивам *F* и *T* для всех определяемых корней

Номер корня	$\frac{F01}{T1}$	$\frac{F02}{T2}$	$\frac{F03}{T3}$	$\frac{F04}{T4}$
1	$\frac{0,964086}{-0,033851}$	$\frac{-0,160136}{0,487048}$	$\frac{-0,199874}{0,846385}$	$\frac{-0,070330}{-0,244262}$
2	$\frac{0,197583}{-0,478588}$	$\frac{-0,100344}{-0,705449}$	$\frac{0,927554}{0,282599}$	$\frac{0,300891}{-0,540829}$
3	$\frac{-0,102320}{0,458764}$	$\frac{-0,589331}{0,032674}$	$\frac{-0,284935}{-0,420064}$	$\frac{0,749020}{-0,801659}$
4	$\frac{0,145020}{-0,770727}$	$\frac{0,785478}{0,542924}$	$\frac{-0,136036}{-0,241720}$	$\frac{0,580078}{-0,166108}$

Таблица 6

Факторная структура массивов *F* и *T* по всем определяемым корням

Номер корня	$\frac{F01}{T1}$	$\frac{F02}{T2}$	$\frac{F03}{T3}$	$\frac{F04}{T4}$
1	$\frac{0,964085}{0,148673}$	$\frac{-0,160135}{0,476499}$	$\frac{-0,199874}{0,819478}$	$\frac{-0,070330}{-0,324899}$
2	$\frac{0,197583}{-0,464262}$	$\frac{-0,100344}{-0,677814}$	$\frac{0,927554}{0,249152}$	$\frac{0,300891}{-0,423862}$
3	$\frac{-0,102320}{0,425849}$	$\frac{-0,589332}{0,204049}$	$\frac{-0,589332}{-0,336732}$	$\frac{0,749020}{-0,818952}$
4	$\frac{0,145021}{-0,762240}$	$\frac{0,785478}{0,521422}$	$\frac{-0,136036}{-0,391140}$	$\frac{0,580078}{-0,209999}$

Таблица 7

Доли извлеченной дисперсии и мера избыточности по всем найденным корням массивов *F* и *T*

Номер корня							
массива <i>F</i>				массива <i>T</i>			
1	2	3	4	1	2	3	4
<i>Извлеченная дисперсия</i>							
0,250000	0,250000	0,250000	0,250000	0,256565	0,229177	0,251763	0,262495
<i>Избыточность</i>							
0,094750	0,051629	0,014076	0,000094	0,097238	0,047329	0,014176	0,000099

рименте массивы *F* и *T* по информационной ценности оказались равнозначными.

Выявленные корреляционные связи двух исследуемых массивов данных позволили разработать основные мероприятия для предупреждения травматизма: периодическое проведение производственного контроля и аттестации рабочих мест с целью уменьшения уровней опасных и вредных производственных факторов; добровольное страхование работников от несчастных случаев, которое является одним из факторов мотивации работодателя на улучшение условий труда, и позволяет компенсировать ущерб при инциденте.

Оценка степени влияния условий труда на многомерный отклик по травматизму, полученная методом канонического анализа, более эффективна, чем аналогичные оценки, получаемые методом множественной регрессии. Из четырех исследуемых откликов в моделях регрессии на главных компонентах (четырёх факторах) наибольший коэффициент множественной корреляции  $R = 0,52$  имела модель для отклика *T3* (вид происшествия), даже такой важный отклик как *T4* (степень тяжести травмы) определился при  $R = 0,33$ , а в многомерном случае – совокупная связь четырех факторов с четырьмя откликами определили при  $R = 0,6156$ . Это оказалось сопоставимо с ко-

эффициентом ( $R = 0,4639$ ) канонической корреляции травматизма и человеческого фактора, определяемом в параллельном эксперименте по массиву данных о пострадавших на производстве (возраст, профессия, стаж работы и другие протокольные данные). Причем массивы данных по условиям труда и человеческому фактору имеют статистически незначимую каноническую связь ( $R = 0,2314$ ).

**Выводы.** Очевидно, что полное описание многомерного признака травматизма, исходя из массива данных по условиям труда и человеческому фактору, весьма затруднительно без учета форс-мажорных обстоятельств, текущих управленческих решений и других непредвиденных условий сопутствующих трудовой деятельности.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. OHSAS 18001:2007 Система менеджмента профессиональной безопасности и охраны здоровья.
2. Курков Ю.Б. Анализ производственного травматизма на предприятиях Амурской области // Безопасность в техносфере. 2010. № 1. С. 25 – 27.
3. Мاستрюков Б.С. – В кн.: Сб. Пожаро-взрывобезопасность и системы управления промышленной безопасностью и охраной труда в металлургии. – Череповец: изд. ЧерМК, 2001. С. 5 – 8.
4. Шильков В.Н. Риск как показатель производственного травматизма // Безопасность жизнедеятельности. 2008. № 5. С. 8 – 14.

5. Безопасность производственных процессов / С.В. Белов, В.Н. Бринза, Б.С. Векшин и др. – М.: Машиностроение, 1985. – 448 с.
6. Девятченко Л.Д., Соколова Э.И. Факторизация условий труда, сопутствующих травматизму в черной металлургии // Безопасность жизнедеятельности. 2012. № 9. С. 2 – 9.
7. Боровиков В.П. STATISTICA. Искусство анализа данных на компьютере: Для профессионалов. 2-е изд. – СПб.: Питер, 2003. – 688 с.
8. Большев Л.Н., Смирнов Н.В. Таблицы математической статистики. 3-е изд. – М.: Наука, 1983. – 416 с.
9. Девятченко Л.Д. Линейная корреляция. Введение в канонический анализ. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2002. – 87 с.

Поступила 21 мая 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 2, pp. 127–133.

## CORRELATION OF FACTORED WORKING CONDITIONS AND INJURIES IN THE STEEL INDUSTRY

**Devyatchenko L.D.**, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Mathematics*

**Sokolova E.I.**, *Postgraduate* (Yudina\_Elvira@mail.ru)

**Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov**  
(38, Lenina ave., Magnitogorsk, Chelyabinsk region, 455000, Russia)

**Abstract.** Estimation of the efficiency of linear connection modeling of factorized working conditions (13 variables are represented in 4 orthogonal factors) with 4 responses on injury rate is shown using regression and canonical analysis. It is established that a multiple correlation coefficient  $R$  for the responses taken by itself (injury cause, site and type of accident, severity of injury) has an average value  $\bar{R} = 0.38$  including statistically significant factors and canonical connection of these arrays taken into account in a target experiment is characterized by the value  $R = 0.6156$ . This is comparable with a human factor influence on injury rate ( $R = 0.4639$ ) being identified in the course of parallel experiment with the array data of person injured in consequence of health and safety accidents. At that, factor arrays considered in a target experiment do not have statistically significant canonical correlation  $R = 0.2314$ . Practically the same informational value of the investigated arrays  $F$  (working conditions) and  $T$  (injury rate) was revealed after the target experiment completing.

**Keywords:** multi-factorial experiment, multivariate statistics, regression analysis, canonical analysis, working conditions, occupational injury rate.

### REFERENCES

1. OHSAS 18001:2007 *Sistema menedzhmenta professional'noi bezopasnosti i okhrany zdorov'ya* [Occupational Health and Safety Management System]. (In Russ.).
2. Kurkov Yu.B. The analysis of occupational injuries in the enterprises of the Amur region. *Bezopasnost' v tekhnosfere*. 2010, no. 1, pp. 25–27. (In Russ.).
3. Mastryukov B.S. Sb. *Pozharo-vzryvobezopasnost' i sistemy upravleniya promyshlennoi bezopasnost'yu i okhranoi truda v metallurgii* [Collected book. Explosion and fire safety and Safety and Labour protection Management Systems in metallurgy]. Cherepovets: izd. CherMK, 2001, pp. 5–8. (In Russ.).
4. Shlykov V.N. Risk as an indicator of occupational injuries. *Bezopasnost' zhiznedeyatel'nosti*. 2008, no. 5, pp. 8–14. (In Russ.).
5. Belov S.V., Brinza V.N., Vekshin B.S. *Bezopasnost' proizvodstvennykh protsessov* [The safety of production processes]. Moscow: Mashinostroenie, 1985. 448 p. (In Russ.).
6. Devyatchenko L.D., Sokolova E.I. Factorization of work conditions concomitant injuries in ferrous metallurgy. *Bezopasnost' zhiznedeyatel'nosti*. 2012, no. 9, pp. 2–9. (In Russ.).
7. Bоровиков V.P. *STATISTICA. Iskustvo analiza dannykh na komp'yutere: Dlya professionalov* [The art of data analysis on the computer: For professionals]. St. Petersburg: Piter, 2003. 688 p. (In Russ.).
8. Bol'shev L.N., Smirnov N.V. *Tablitsy matematicheskoi statistiki* [Tables of mathematical statistics]. 3-e izd. Moscow: Nauka, 1983. 416 p. (In Russ.).
9. Devyatchenko L.D. *Lineinaya korrelyatsiya. Vvedenie v kanonicheskiy analiz* [Linear correlation. Introduction in the canonical analysis]. Magnitogorsk: Izd-vo Magnitogorsk. gos. tekhn. un-ta im. G.I. Nosova, 2002. 87 p. (In Russ.).

Received May 21, 2014

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ И ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ РАСЧЕТА ЗАДУВОЧНОЙ ШИХТЫ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ\*

**Щипанов К.А.**<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»

**Спириин Н.А.**<sup>1</sup>, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Теплофизика и информатика в металлургии» (n.a.spirin@ustu.ru)

**Бурыкин А.А.**<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»

**Косаченко И.Е.**<sup>2</sup>, ведущий специалист

**Онорин О.П.**<sup>3</sup>, к.т.н., научный сотрудник

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

(620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19)

<sup>2</sup> ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

(455002, Россия, г. Магнитогорск, Челябинская обл., ул. Кирова, 70)

<sup>3</sup> ОАО «Уральский институт металлов»

(620219, Россия, г. Екатеринбург, ул. Гагарина, 14)

**Аннотация.** Представлены технологические особенности выбора шихты заполнения доменной печи. Разработанный комплекс математических моделей и программное обеспечение предназначены для расчета шихты заполнения доменной печи с регулируемым процессом шлакообразования и восстановления. При такой задувке первые порции шлакообразующих и железорудных материалов располагаются в шахте печи, и отсутствует необходимость постепенного повышения рудной нагрузки. Основные функциональные возможности программного обеспечения позволяют осуществлять следующее: ведение справочников (конструктивные характеристики доменных печей; параметры предшествующих задувок, свойства шлакообразующих и железорудных материалов, кокса и др.); расчет состава шихты заполнения и свойств чугуна и шлака при заданных пользователем расходах шлакообразующих материалов и флюсов и дутьевых параметрах; расчет оптимального состава шихты заполнения и подбор дутьевых параметров с учетом ограничений на тепловой, шлаковый, газодинамический режимы и качество получаемого чугуна; диагностику и представление результатов расчета в табличном и графическом виде, сохранение их в базе данных.

**Ключевые слова:** задувка доменной печи, дутьевой режим, газодинамика, шлакообразование, математическая модель, программное обеспечение.

Задувка доменной печи и последующий раздувочный период являются ответственными операциями, от правильного выполнения которых зависит нормальная работа печи, продолжительность ее службы, количество и длительность промежуточных ремонтов. Анализ литературы по доменному производству показал, что существуют приближенные методики расчетов задувочной шихты, основанные на практике задувки ранее введенных в эксплуатацию печей [1 – 7]. Моделирование одномерного нестационарного состояния температурных полей для задувки доменных печей выполнено зарубежными исследователями [8 – 10]. Однако, рассматриваемое направление теоретически мало изучено, отсутствуют единые научно обоснованные методы выбора состава шихты заполнения и дутьевых параметров.

При форсированной задувке (с регулируемым процессом шлакообразования и восстановления) первые порции шлакообразующих и железорудных материалов располагаются в шахте печи. При этом отсутствует не-

обходимость постепенного повышения рудной нагрузки [4 – 5, 7]. Структура математической модели расчета шихты заполнения при форсированной задувке представлена на рис. 1. Загружаемая в печь шихта делится на три части (нулевую, первую и вторую).

*Расчет «нулевой шихты»*, которая состоит только из кокса, не участвует в процессе горения и играет роль дренажной коксовой насадки. В объем нулевой шихты входит следующее: зумпф (объем горна, определяемый высотой «мертвого слоя»); объем горна от уровня чугунной летки до уровня воздушных фурм; объем кокса, заключенный в конусе неподвижных материалов от уровня воздушных фурм.

*Расчет «первой шихты»*, структура математической модели которого представлен на рис. 2.

Первая шихта делится на две части: первая порция состоит из кокса, а вторая – из кокса и шлакообразующих материалов. Последовательность выполнения расчетов по определению параметров первой шихты заключается в следующем:

– по балансу тепла определяется необходимый расход кокса для нагрева шихты и огнеупорной

\* Работа выполнена при финансовой поддержке УрФУ в рамках реализации Программы развития УрФУ для победителей конкурса «Молодые ученые УрФУ».

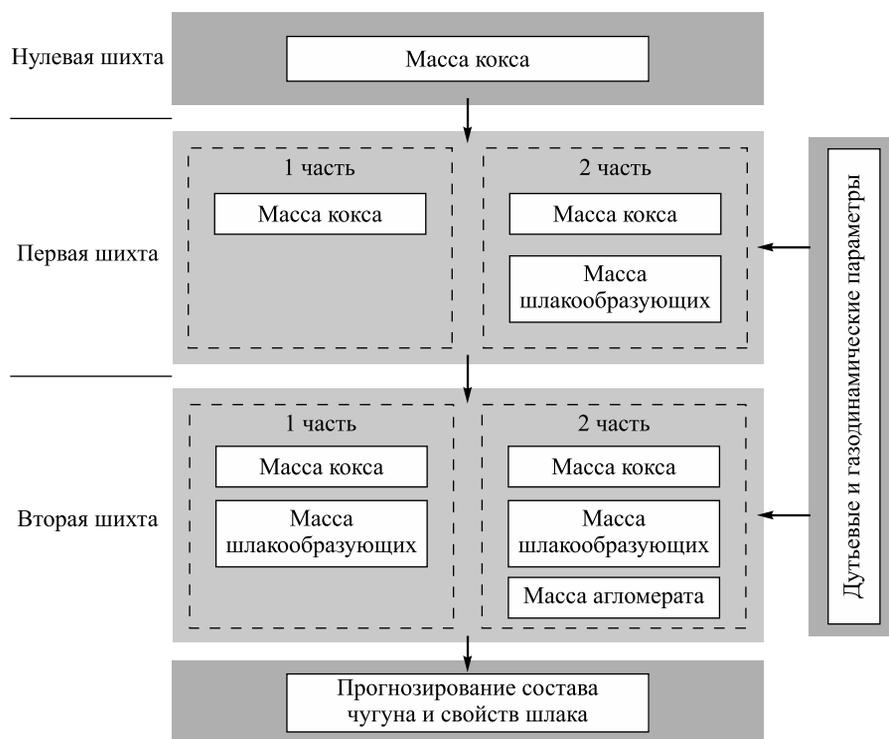


Рис. 1. Структура математической модели расчета шихты заполнения с регулируемым процессом шлакообразования и восстановления

Fig. 1. The structure of the mathematical model for calculation of the filling charge with the adjustable process of slag formation and recovery

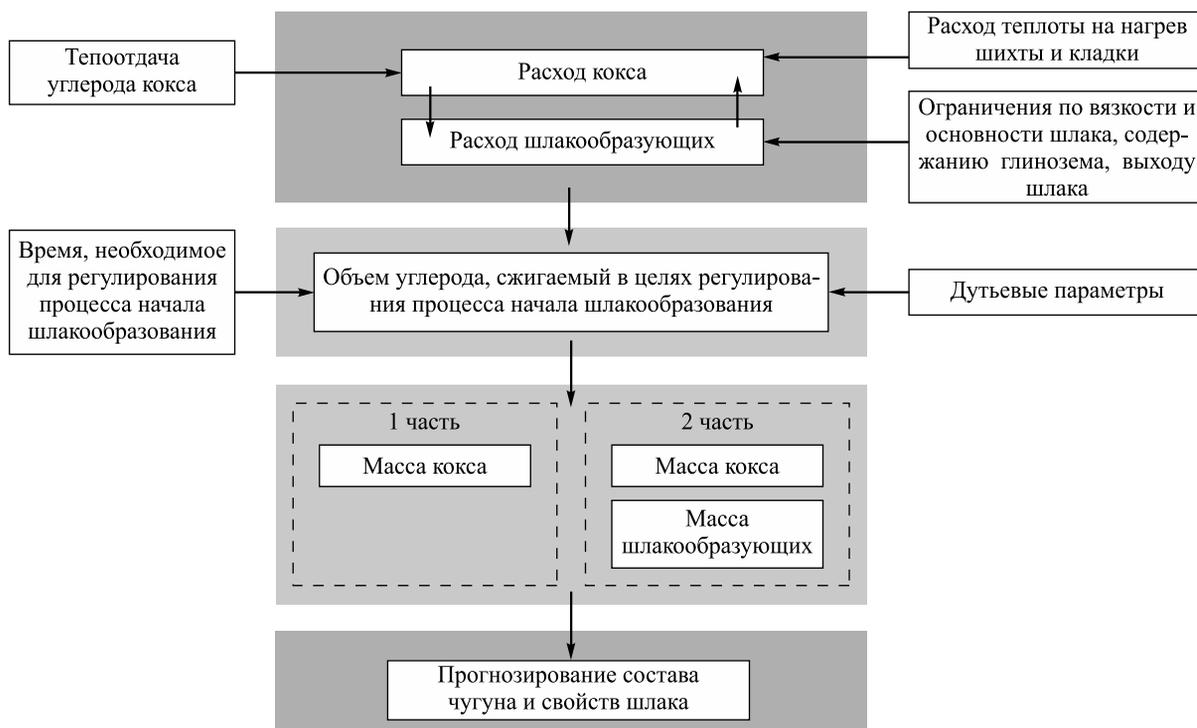


Рис. 2. Структура математической модели расчета первой шихты

Fig. 2. The structure of the mathematical model for calculation of the first charge

кладки до рабочих температур, т.е. количество тепла от сжигания массы кокса первой шихты должно быть достаточным для нагрева огнеупорной кладки и массы материалов этой шихты до

рабочих температур, характерных для нижней ступени теплообмена;  
– рассчитываются расходы шлакообразующих материалов исходя из заданного состава шлака

(CaO/SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), заданной вязкости шлака при температурах 1400 и 1500 °С; в основу расчета вязкости шлака положена математическая обработка известных шлаковых диаграмм при этих температурах;

- в связи с вводом в шихту шлакообразующих материалов возникает необходимость дополнительного расхода кокса на нагрев и плавление этих материалов; при изменившемся расходе кокса осуществляется корректировка состава шихты, поскольку при увеличенном расходе кокса меняются состав и характеристики шлака;
- далее определяется расположение первой шихты по высоте печи; ввод в первую часть первой шихты шлакообразующих материалов не предусматривается; появляющиеся при горении кокса первой шихты шлакообразующие из золы кокса распределяются в межкусковых пространствах коксовой насадки, которые не образуют жидкоподвижного шлака.

Такой метод задувки печи предполагает работу горна печи без шлака, что дает возможность осуществлять отвод горячих газов через трубы, заложенные в чугунные летки. В ином случае при раннем шлакообразовании неизбежно заливание труб шлаком, прекращение движения газа в нижней части горна, что не позволяет нагреть лещадь до температур, обеспечивающих нормальную отработку первых порций расплавов чугуна и шлака. Промышленные задувки доменных печей по технологии с задержкой шлакообразования показыва-

ют, что время работы печи до прихода шлака в горн должно быть более 6 ч и доходить до 10 ч без опасения значительного нарушения газодинамических свойств столба шихты [4, 5]. Скорость движения шихты в печи и время подхода шлакообразующих материалов к фурмам определяются расходами дутья, природного газа, кислорода, а также влажностью дутья. После задания изменения этих параметров по ходу задувки рассчитывается количество кокса, необходимое для регулирования времени начала процесса шлакообразования.

*Расчет «второй шихты»*, структура математической модели которого представлена на рис. 3.

Вторая шихта также, как и первая, делится на две части. Первая порция состоит из кокса и шлакообразующих материалов, а вторая – из кокса, шлакообразующих и железорудных материалов.

Для определения расходов компонентов шихты в целом на вторую шихту производится ее расчет методом А.Н. Рамма [11], по которому определяются удельный расход железорудного материала и кокса на тонну чугуна, а также среднее значение рудной нагрузки. Расчет расходов шлакообразующих материалов и флюсов во второй шихте производится аналогично расчету первой шихты. Отличие заключается в том, что учитывается наличие железорудных материалов во второй части второй шихты. Расположение первых порций рудных материалов второй шихты по высоте печи имеет исключительно важное значение. Это связывается с необходимостью хорошего прогрева и полного восстановления оксидов железа рудного материала.

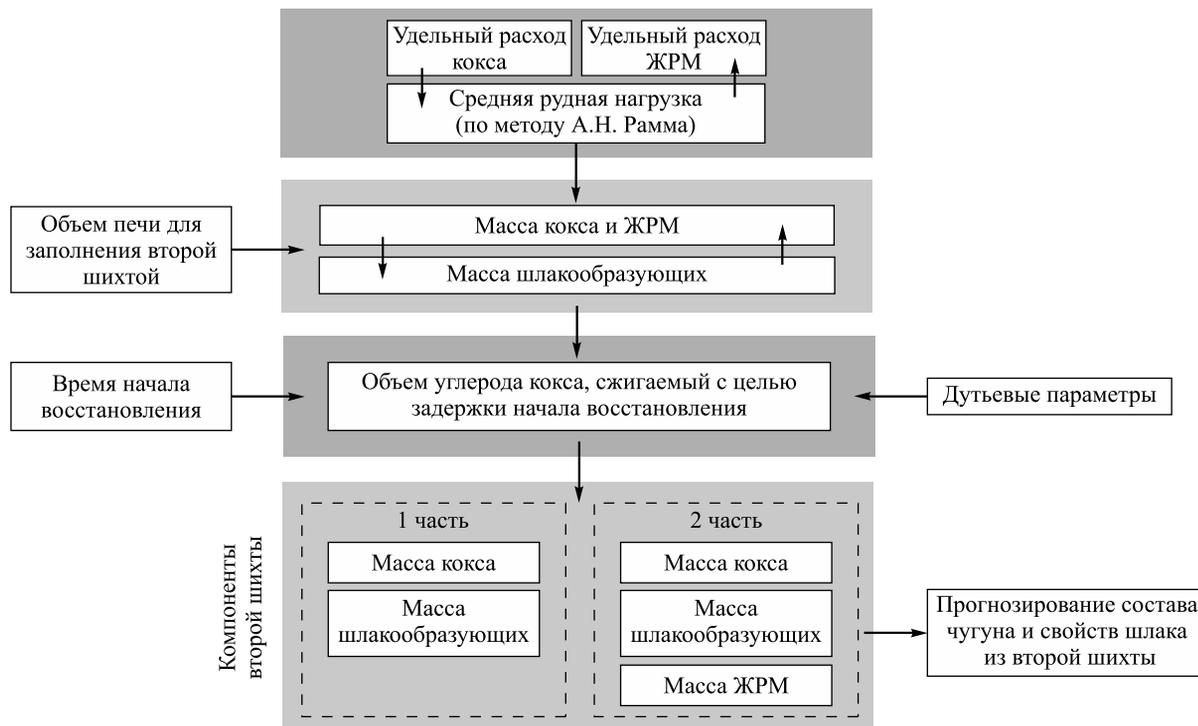


Рис. 3. Структура математической модели расчета второй шихты

Fig. 3. The structure of the mathematical model for calculation of the second charge

При малой высоте расположения железорудных материалов возможен приход в нижнюю часть печи железистого шлака, что вызовет похолодание низа печи, нарушение нормальной фильтрации расплавов в горне и сложности в отработке продуктов плавки при выпуске расплавов. Это расстояние связано со временем пребывания шихты в печи. В связи с этим в качестве настройки модели используется допустимое время прихода железорудных материалов к воздушным фурмам, и при заданном темпе задувки печи определяется горизонт заложения в шихте заполнения рудного материала. Опыт задувок доменных печей свидетельствует о том, что в начальный период задувки печи значение теоретической температуры горения должно быть на минимально возможном уровне. Это объясняется тем, что в этот момент задувки в горне печи отсутствуют потребители (рудные и шлакообразующие компоненты) тепла. Поддержание допустимой теоретической температуры горения осуществляется параметрами дутья, в частности его влажностью.

*Прогнозное содержание серы в чугуна* рассчитывается по балансу серы, который составляется из всех серосодержащих компонентов шихты, шлака и чугуна [12].

*Моделирование газодинамического режима плавки.* Следует отметить, что слой шихты заполнения отличается пониженной насыпной массой из-за большого расхода кокса в шихте и поэтому подвисяния шихты происходят при меньшем перепаде, чем это имеет место при обычной плавке. В качестве критерия устойчивости слоя шихты в печи при воздействии на него газового потока принимается степень уравнивания (СУ) шихты газом. Предельный перепад давления, превышение которого вызывает подвисяние шихты в

печи, наступает при достижении критической степени уравнивания ( $SU_{крит}$ ) шихты газом [12].

*Оптимизационная модель шихты заполнения.* Предусматривает определение состава шихты заполнения, выбора дутьевых параметров исходя из получения заданной основности ( $CaO/SiO_2$ ) шлака. При этом учитываются технологические ограничения на тепловой, дутьевой, газодинамический и шлаковый режимы плавки, которые включают следующие параметры: вязкость шлака при температурах 1400 и 1500 °С, П; содержание  $Al_2O_3$  в шлаке, %; выход шлака, т/т; содержание серы в чугуне, %; содержание кремния в чугуне, %; теоретическая температура  $t$  горения на фурмах, °С; степень уравнивания шихты газом, %.

Основные функциональные возможности программного обеспечения:

- ведение справочников (конструктивные характеристики доменных печей; параметры предшествующих задувок, свойства шлакообразующих и железорудных материалов, кокса и др.);
- расчет состава шихты заполнения и свойств чугуна и шлака при заданных пользователем расходах шлакообразующих материалов и флюсов, дутьевых параметрах;
- расчет оптимального состава шихты заполнения и подбор дутьевых параметров с учетом ограничений на тепловой, шлаковый, газодинамический режимы и качество получаемого чугуна при любых заданных комбинациях входных параметров;
- диагностика и представление результатов расчета в табличном и графическом виде, сохранение их в базе данных.

На рис. 4 показана графическая часть отчета «Расположение шихты в объеме печи». На схеме печи от-

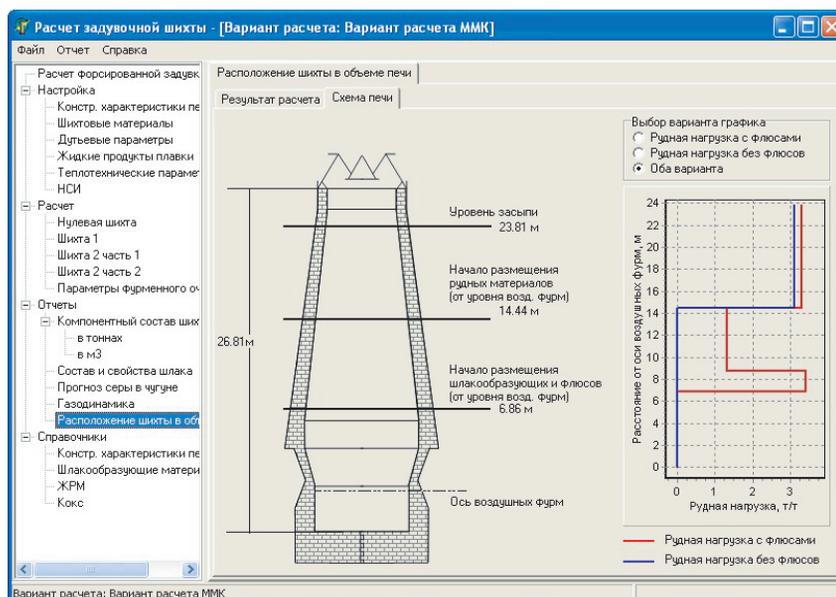


Рис. 4. Окно с отчетом «Расположение шихты в объеме печи»

Fig. 4. Report indicator “Arrangement of the charge in furnace space”

мечены уровни начала размещения шлакообразующих и рудных материалов, а также уровень засыпи. На графике справа отображается изменение рудной нагрузки (с флюсами или без них по выбору пользователя) по высоте печи от уровня воздушных фурм до уровня засыпи.

Анализ результатов расчетов позволил сформулировать общие принципы выбора состава шихты заполнения, дутьевых и газодинамических параметров:

- основность конечного шлака по отношению  $\text{CaO/SiO}_2$  в зависимости от содержания кремния в чугунах изменяется в интервале 0,9 – 1,0;
- средняя рудная нагрузка без флюсов и шлакообразующих составляет 0,6 – 0,7 т/т;
- рудная нагрузка в железорудной части (вторая часть второй шихты) шихты заполнения составляет 2,4 – 3,0 т/т;
- расположение материалов шихты заполнения должно соответствовать следующим принципам:
  - шлакообразующие материалы загружаются на высоте не менее 7,0 м от уровня воздушных фурм (для печей среднего и большого объемов);
  - железорудные материалы располагаются на высоте не менее 11,5 – 12,0 м от уровня фурм (для печей среднего и большого объемов);
- задувочная шихта рассчитывается на получение литейных чугунов средних марок с содержанием кремния 1,5 – 3,0 %;
- дутьевые параметры выбираются таким образом, чтобы теоретическая температура горения на фурмах в начальный период плавки шихты заполнения составляла 1850 °С, а степень уравновешивания шихты не превышала значения, равного 0,45.

**Выводы.** Разработанный комплекс математических моделей, алгоритмов и программного обеспечения предназначен для расчета шихты заполнения доменной печи, ее расположения по высоте печи, выбора оптимальных дутьевых и газодинамических параме-

тров, который может быть использован при задувке с регулируемым процессом шлакообразования и восстановления. Функциональные возможности программного обеспечения позволяют оперативно решать оптимизационные задачи выбора состава шихты заполнения, дутьевого, газодинамического и шлакового режимов, исследовать влияние различных входных факторов на выбор состава шихты заполнения и дутьевых параметров.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жеребин Б.Н. Практика ведения доменной печи. – М.: Metallurgy, 1980. – 248 с.
2. Волков Ю.П., Шпарбер Л.Я., Гусаров А.К. Технолог-доменщик. – М.: Metallurgy, 1986. – 263 с.
3. Остроухов М.Я., Шпарбер Л.Я. Справочник мастера-доменщика. – М.: Metallurgy, 1976. – 304 с.
4. Чернобривец Б.Ф., Капорулин В.В., Завидонский В.А. Практика доменного производства. – М.: Metallurgy, 1992. – 111 с.
5. Капорулин В.В. Некоторые вопросы технологии задувки доменных печей // Сталь. 1989. № 6. С. 17 – 20.
6. Улахович В.А., Можаренко Н.М., Нетронин В.И. и др. Раздувка мощной доменной печи объемом 5500 // Сталь. 1988. № 1. С. 12 – 18.
7. Спиринов Н.А., Гибадулин М.Ф., Косаченко И.Е. и др. Расчет задувочной шихты для доменной печи с регулируемыми процессами шлакообразования и восстановления // Сталь. 2006. № 3. С. 7 – 11.
8. Fielden C.J.; Wood B.I. A dynamic digital simulation of the blast furnace // Journal of The Iron and Steel Institute. 1968. Vol. 206, pp. 650 – 658.
9. Hatano M., Kurita K., Yamaoka H., Yokoi T. Investigation of blow-in operation through the blast furnace dynamic model // Tetsu-to-Hagane. 1982. Vol. 68, pp. 2369 – 2376.
10. Taguchi S., Kubo H., Tsuchiya N., Ichifuji K., Okabe K. Development of a mathematical model of silicon transfer via SiO in the blast furnace // Tetsu-to-Hagane. 1982. Vol. 68, pp. 2303 – 2310.
11. Рамм А.Н. Современный доменный процесс. – М.: Metallurgy, 1980. – 304 с.
12. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки металлургии / Спиринов Н.А., Лавров В.В., Рыболовлев В.Ю. и др. – Екатеринбург: УрФУ, 2011. – 462 с.

Поступила 23 июня 2014 г.

### TECHNOLOGICAL FEATURES AND SOFTWARE CALCULATIONS OF BLOWING CHARGE IN BLAST FURNACE

*Shchipanov K.A.*<sup>1</sup>, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Thermophysics and Computer Science in Metallurgy”*

*Spirin N.A.*<sup>1</sup>, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Thermophysics and Computer Science in Metallurgy”* (n.a.spirin@ustu.ru)

*Burykin A.A.*<sup>1</sup>, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Thermophysics and Computer Science in Metallurgy”*

*Kosachenko I.E.*<sup>2</sup>, *Leading Specialist*

*Onorin O.P.*<sup>3</sup>, *Cand. Sci. (Eng.), Researcher*

<sup>1</sup> Ural Federal University named after the first president of Russia B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

<sup>2</sup> JSC “Magnitogorsk Metallurgical Plant” (70, Kirova str., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, 455002, Russia)

<sup>3</sup> JSC “Ural Institute of Metals” (14, Gagarina str., Ekaterinburg, 620219, Russia)

**Abstract.** The article presents the technological features of the charge choice for filling the blast furnace. The developed complex of mathematical models and software was designed for charge calculation to fill the blast furnace with adjustable process of slag formation and recovery. When blowing, the first portions of slag-forming and iron-ore materials were located in the furnace shaft and there was no need for

gradual improvement of the ore load. The basic functional capabilities of the software allowed the following: manual maintenance (the structural characteristics of blast furnaces; the parameters of the previous blowing-in, properties of slag-forming and iron ore materials, coke, and others); the calculation of the charge for filling and cast iron and slag properties at user-specified spending of slag-forming materials and fluxes and blast parameters; calculation of the optimal charge composition for filling and blowing selection subject to the restrictions in heat, slag, gas-dynamic regimes and the quality of the cast iron; diagnosis and presentation of calculation results in tabular and graphical forms, saving them in the database.

**Keywords:** blowing-in of a blast furnace, blasting mode, gas kinetics, slag formation, mathematical model, software.

#### REFERENCES

1. Zherebin B.N. *Praktika vedeniya domennoi pechi* [Practice of blast-furnace control]. Moscow: Metallurgiya, 1980. 248 p. (In Russ.).
2. Volkov Yu.P., Shparber L.Ya., Gusarov A.K. *Tekhnolog-domenshchik* [Blast-furnace operator]. Moscow: Metallurgiya, 1986. 263 p. (In Russ.).
3. Ostroukhov M.Ya., Shparber L.Ya. *Spravochnik mastera-domenshchika* [Reference book of blast-furnace operator]. Moscow: Metallurgiya, 1976. 304 p. (In Russ.).
4. Chernobrivets B.F., Kaporulin V.V., Zavidonskii V.A. *Praktika domennogo proizvodstva* [Blast-furnace practice]. Moscow: Metallurgiya, 1992. 111 p. (In Russ.).
5. Kaporulin V.V. Some matters of blowing-in technology of blast furnaces. *Stal'*. 1989, no. 6, pp. 17–20. (In Russ.).
6. Ulakhovich V.A., Mozhareno N.M., Netronin V.I., Ikkonen A.K., Kotov A.P. Blowing of a high-powered blast furnace with the capacity of 5500. *Stal'*. 1988, no. 1, pp. 12–18. (In Russ.).
7. Spirin N.A., Gibadulin M.F., Kosachenko I.E., Onorin O.P., Pavlov A.V., Rybolovlev V.Yu. Calculations of blowing-in blast-furnace charge with the regulated processes of charge formation and recovery. *Stal'*. 2006, no. 3, pp. 7–11. (In Russ.).
8. Fielden C.J., Wood B.I. A dynamic digital simulation of the blast furnace. *Journal of The Iron and Steel Institute*. 1968. Vol. 206, pp. 650–658.
9. Hatano M., Kurita K., Yamaoka H., Yokoi T. Investigation of blowing-in operation through the blast furnace dynamic model. *Tetsu-to-Hagane*. 1982. Vol. 68, pp. 2369–2376.
10. Taguchi S., Kubo H., Tsuchiya N., Ichifuji K., Okabe K. Development of a mathematical model of silicon transfer via SiO in the blast furnace. *Tetsu-to-Hagane*. 1982. Vol. 68, pp. 2303–2310.
11. Ramm A.N. *Sovremenniy domennyi protsess* [Modern blast-furnace process]. Moscow: Metallurgiya, 1980. 304 p. (In Russ.).
12. Spirin N.A., Lavrov V.V., Rybolovlev V.Yu., Krasnobaev A.V., Onorin O.P., Kosachenko I.E. *Model'nye sistemy podderzhki prinyatiya reshenii v ASU TP domennoi plavki metallurgii* [Model support entity of decision-making in automatic process control system in blast-furnace metallurgy]. Ekaterinburg: UrFU, 2011. 462 p. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The work was supported by the Ural Federal University (UrFU) in the framework of the Development Program for UrFU winners of the contest “Young scientists of UrFU”.

Received June 23, 2013

## СИСТЕМА АВАРИЙНОГО УПРАВЛЕНИЯ ДРОБИЛЬНОГО АГРЕГАТА \*

*Никитин А.Г., д.т.н., доцент кафедры транспорта и логистики (nikitin1601@yandex.ru)  
Тагильцев-Галета К.В., аспирант*

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

**Аннотация.** Разработана система аварийного управления работой дробильного агрегата, которая позволяет, используя совместную оценку параметров механической и электрической частей, оперативно устранять аварийные ситуации из-за попадания в зону разрушения недробимых тел.

**Ключевые слова:** щековая дробилка, аварийная ситуация, автоматический контроль.

Аварийный выход из строя щековой дробилки, входящей в состав дробильно-сортировочного комплекса, может быть вызван попаданием недробимого тела в камеру дробления. Для предотвращения подобных аварий, приводящих к длительной остановке дробилки, используют различные предохранительные устройства. Возможно применение распорных плит с ослабленным сечением, но такое техническое решение не является достаточно надежным, так как распорные плиты часто ломаются без видимых перегрузок, а не только при попадании недробимых тел в камеру дробления. Несовершенство распорных плит явилось причиной разработки предохранительных устройств неразрушающегося типа [1], например, пружинных.

Также для повышения надежности дробильного агрегата используются системы контроля на базе анализа основных параметров электропривода [2], которые являются эффективными для определения параметров состояния электродвигателя, но не позволяют судить о состоянии агрегата в целом, в том числе его механической части.

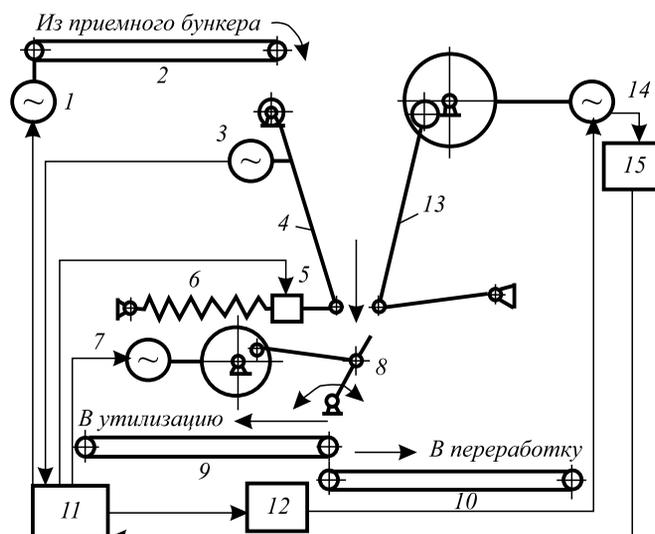
Для решения задачи повышения надежности и оперативности управления дробильным агрегатом разработана система комбинированного автоматического контроля параметров его состояния совместно с системой параметрического управления электроприводом.

Рассматриваемый управляемый объект (в данном случае щековая дробилка) описывается следующим набором переменных:

- входные управляющие параметры (частота тока и состояние размыкателя неприводной щеки от пружинного предохранителя);
- входной возмущающий параметр (крепость дробимого материала);

- выходные параметры (сила тока и угол отклонения неприводной щеки).

Система аварийного управления работой дробильного агрегата (см. рисунок) функционирует следующим образом. В процессе работы материал подается в зону разрушения конвейером 2. Из-за попадания в зону разрушения материала с более высоким (по сравнению



Принципиальная схема дробильного агрегата с прямым оцениванием состояния:

- 1 – привод питателя; 2 – питатель; 3 – датчик положения неприводной щеки; 4 – неприводная щека; 5 – размыкатель; 6 – предохранительное устройство; 7 – привод направляющей; 8 – направляющая; 9 – конвейер «в утилизацию»; 10 – конвейер «в переработку»; 11 – ПЛК; 12 – частотный преобразователь; 13 – приводная щека; 14 – привод подвижной щеки; 15 – датчик тока

- Basic diagram of a crushing unit with direct condition estimation:  
1 – feeder driver; 2 – feeder; 3 – position sensor of idler jaw; 4 – idler jaw; 5 – circuit breaker; 6 – protecting device; 7 – guide drive; 8 – guide; 9 – conveyor «to utilization»; 10 – conveyor «to treatment»; 11 – programmed logic controller PLC; 12 – frequency changer; 13 – driving jaw; 14 – drive of driving jaw; 15 – current sensor

\* Работа выполнена при поддержке Сибирского государственного индустриального университета, индивидуальный исследовательский грант № 3а-14.

с номинальным) показателем крепости увеличивается сила тока и уменьшается угол наклона  $\alpha$  неприводной щеки 4 относительно номинального значения. Сигналы об этом направляются в программируемый логический контроллер (ПЛК) 11, который дает команду на уменьшение частоты тока посредством частотного преобразователя, что увеличивает мощность привода и позволяет разрушить материал. После разрушения значения частоты тока и угла отклонения неприводной щеки возвращаются к номинальным.

При попадании недробимого тела в рабочую камеру угол отклонения неприводной щеки достигает расчетного максимально допустимого значения  $\alpha_{\max}$  [3], что фиксируется датчиком положения щеки. В этом случае ПЛК временно изменяет положение направляющего лотка 8 для отвода недробимого тела от конвейера 10 готового продукта, а также изменяет состояние пружинного предохранителя 6, размыкая кинематическую связь между ним и неприводной щекой. Последняя под действием силы тяжести принимает вертикальное положение, увеличивая зазор между щеками. При этом происходит удаление недробимого тела из рабочей ка-

меры, после чего щека возвращается в рабочее положение, дробилка продолжает работать в номинальном режиме.

**Выводы.** Разработан способ совместной оценки параметров механической и электрической частей дробильного агрегата, что позволяет использовать комбинированное управление объектом по совместному анализу измеряемых сигналов с целью распознавания характерных информативных сигналов, описывающих предаварийное или аварийное состояние объекта.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Клушанцев Б.В., Косарев А.И., Муйземнек Ю.А. Дробилки. Конструкция, расчет, особенности эксплуатации. – М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.
2. Петухов В.С. Диагностика состояния электродвигателей // Новости электротехники. 2005. № 1. С. 54 – 61.
3. Никитин А.Г., Тагильцев-Галета К.В. Математическая модель определения положения недробимого куска в камере разрушения дробилки со сложным движением щеки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 8. С. 34 – 36.

Поступила 24 ноября 2014 г.

---

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 2, pp. 140–141.

---

#### EMERGENCY CONTROL SYSTEM OF CRUSHER

*Nikitin A.G., Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Transport and Logistics" (nikitin1601@yandex.ru)*

*Tagil'tsev-Galetka K.V., Postgraduate*

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

**Abstract.** The authors developed the emergency control system for crushers. It allows using the joint estimation of parameters of mechanical and electrical parts, elimination of emergency situations from falling into the zone of destruction of uncrushed solids.

**Keywords:** crusher, emergency situations, automated control.

#### REFERENCES

1. Klushantsev B.V., Kosarev A.I., Muizemnek Yu.A. Drobilki. *Konstruktsiya, raschet, osobennosti ekspluatatsii* [Crushers. De-

sign, calculation, operation features]. Moscow: Mashinostroyeniye, 1990. 320 p. (In Russ.).

2. Petukhov V.S. Diagnostics of the electric motors. *Novosti elektrotekhniki*. 2005, no. 1, pp. 54–61. (In Russ.).
3. Nikitin A.G., Tagil'tsev-Galetka K.V. Mathematical model of determining the position of uncrushed piece in the crushing chamber crusher with a complex movement of jaw. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 8, pp. 34–36. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The work was supported by the Siberian State Industrial University, individual research grant no. 3a-14.

Received November 24, 2014

УДК 669.168

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПЛЕКСНОГО ФЕРРОСПЛАВА НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ\*

**Салина В.А.<sup>1</sup>**, к.т.н., старший научный сотрудник (valentine\_salina@mail.ru)  
**Байсанов С.О.<sup>2</sup>**, д.т.н., профессор, зам. директора по научной работе

<sup>1</sup> Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук  
(620016, Россия, г. Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

<sup>2</sup> Химико-металлургический институт имени Ж. Абишева  
(100009, Республика Казахстан, г. Караганда, ул. Ермакова, 63)

**Аннотация.** Приведены результаты экспериментальных исследований получения комплексного ферросплава нового поколения – силикомарганца с барием – с использованием в качестве восстановителя необогащенного угля месторождения Шубарколь. Установлено, что для получения силикомарганца с содержанием бария 0,9 – 1,0 % отношение Si/(Mn + Fe) в ферросплаве составляет 0,3.

**Ключевые слова:** брикеты, уголь месторождения Шубарколь, печь Таммана, ферросплав нового поколения, барийсодержащий силикомарганец.

В настоящее время для изготовления строительных металлоконструкций зарубежные стандарты качества требуют обязательной обработки сталей кальций- и барийсодержащими сплавами. Наиболее эффективно применение бария в виде комплексных сплавов с целью повышения качества стали [1 – 4].

В этой связи проведены экспериментальные исследования в печи сопротивления Таммана с графитовым нагревателем для установления принципиальной возможности получения комплексного ферросплава – барийсодержащего силикомарганца. В качестве шихтовых материалов использовали мелкодисперсную смесь квалификации «ч» следующих оксидов: Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, соответствующего ТУ 6-09-2165 – 77, SiO<sub>2</sub> – ГОСТ (ТУ) 9428 – 73, BaO – ГОСТ 10203 – 78, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – ГОСТ 4173 – 77. В качестве восстановителя использовали каменный длиннопламенный необогащенный уголь месторождения Шубарколь, технический анализ и химический состав золы которого приведены в таблице.

Шихтовые материалы брикетировали на лабораторном гидравлическом прессе без добавки связующего вещества под давлением 16 – 17 МПа. Составы рудовольных брикетов следующие: 1 – 14,37 г Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 9,27 г SiO<sub>2</sub>, 0,93 г BaO, 2,10 г Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 16,56 г угля; 2 – 14,37 г Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 9,27 г SiO<sub>2</sub>, 1,86 г BaO, 0,91 г Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 16,13 г

угля; 3 – 13,17 г Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 9,27 г SiO<sub>2</sub>, 2,79 г BaO, 0,91 г Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 15,69 г угля. Диаметр и высота составляли 20 мм. Расход восстановителя рассчитывали по стехиометрии.

Измерение температуры в печи Таммана осуществляли вольфрам-рениевой термопарой типа ВР-5/20 с точностью ±3 °С. Брикеты помещали в графитовый тигель, который устанавливали в печь и начинали ее разогрев со скоростью 20 – 25 °С/мин при силе тока 60 – 63 А и напряжении 14 – 15 В в восстановительной атмосфере. При достижении температуры 1650 °С образовался расплав, который выдерживали в течение 30 мин при этой температуре. Затем тигель вынимали из печи и охлаждали. Средневзвешенный химический состав ферросплава в зависимости от состава шихты был следующим: 1 – 61,63 % Mn, 19,97 % Si, 0,75 % Ba, 15,20 % Fe, 1,47 % С, 0,040 % S, 0,03 % P; 2 – 65,40 % Mn, 21,45 % Si, 0,88 % Ba, 6,88 % Fe, 1,10 % С, 0,032 % S, 0,03 % P; 3 – 66,19 % Mn, 21,89 % Si, 1,0 % Ba, 7,44 % Fe, 1,43 % С, 0,030 % S, 0,043 % P. Установлено, что для получения силикомарганца с содержанием 0,9 – 1,0 % бария отношение Si/(Mn + Fe) в ферросплаве составляет 0,3.

Таким образом, установлена принципиальная возможность получения комплексного ферросплава нового поколения – барийсодержащего силикомарганца с

### Характеристика угля месторождения Шубарколь

Технический анализ, %				Химический состав остатка золы, % (по массе)								
C <sub>тв</sub>	A <sup>p</sup>	V <sub>общ</sub>	W <sup>a</sup>	Fe <sub>общ</sub>	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	SO <sub>3</sub>	K <sub>2</sub> O	Na <sub>2</sub> O
48,34	8,06	35,04	8,56	8,41	55,34	23,89	2,12	1,86	0,15	1,20	1,55	1,87

Примечание: A<sup>p</sup> – зольность рабочая; W<sup>a</sup> – влага аналитическая; V<sub>общ</sub> – общее количество летучих компонентов.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке АО «Фонд науки», 2009 – 2011 годы.

использованием в качестве восстановителя каменного длиннопламенного необогащенного угля месторождения Шубарколь.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ватолин Н.А., Лякишев Н.П., Жучков В.И., Рябчиков И.В., Лукин С.В. Производство и применение барийсодержащих ферросплавов // *Сталь*. 1984. № 8. С. 38 – 41.

2. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: *Металлургия*, 1986. – 272 с.
3. Жучков В.И., Мальцев Ю.Б. Технология получения комплексных высококремнистых ферросплавов // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1995. № 4. С. 18 – 23.
4. Алымов А.А., Скок Ю.А., Мовчан М.Б., Сеничкин В.В., Ракевич С.З. Повышение качества листовой стали, модифицированной комплексными сплавами // *Сталь*. 1980. № 8. С. 677 – 679.

Поступила 30 июня 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 2, pp. 142–143.

#### EXPERIMENTAL RESEARCHES OF COMPLEX FERROALLOY NEW TYPE PRODUCTION

**Salina V.A.**<sup>1</sup>, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researches*  
(valentine\_salina@mail.ru)

**Baisanov S.O.**<sup>2</sup>, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Deputy Director for Research*

<sup>1</sup> **Institute of Metallurgy, UB RAS** (101, Amundsena str., Ekaterinburg, 620016, Russia)

<sup>2</sup> **Chemico-Metallurgical Institute named after Zh. Abishev** (63, Ermekov str., Karaganda, 100009, Republic of Kazakhstan)

**Abstract.** The article describes the results of the experimental researches of new type complex ferroalloy (silicomanganese with barium) produced with the use of Shubarcol non-dressed coal as a reducer. It was established that for the production of silicomanganese containing 0.9 – 1 % of barium Si/(Mn + Fe) in ferroalloy should be 0,3.

**Keywords:** briquettes, coal from Shubarkol Deposit, Tamman furnace, ferroalloy of new type, barium-containing silicomanganese.

#### REFERENCES

1. Vatin N.A., Lyakishev N.P., Zhuchkov V.I., Ryabchikov I.V., Lukin S.V. Production and use of barium-containing ferroalloys. *Stal'*. 1984, no. 8, pp. 38–41. (In Russ.).
2. Gol'dshtein Ya.E., Mizin V.G. *Modifitsirovanie i mikrolegirovanie chuguna i stali* [Modification and microalloying of iron and steel]. Moscow: *Metallurgiya*, 1986. 272 p. (In Russ.).
3. Zhuchkov V.I., Mal'tsev Yu.B. The technology of integrated high-silicon ferroalloys. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1995, no. 4, pp. 18–23. (In Russ.).
4. Alymov A.A., Skok Yu.A., Movchan M.B., Senichkin V.V., Rakevich S.Z. Improving the quality of sheet steel, modified by complex alloys. *Stal'*. 1980, no. 8, pp. 677–679. (In Russ.).

**Acknowledgements.** This work was financially supported by JSC “Fund of Science”, 2009 – 2011 years.

Received June 30, 2014

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 26.02.2015. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4467. Цена свободная.

---

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