

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

# ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

---

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

---

№ 6, 2016

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 59

---

# ИЗВЕСТИЯ

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

### ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

**Главный редактор:** ЛЕОНТЬЕВ Л.И.  
(Российская Академия Наук, 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:

АЛЕШИН Н.П. (Российская Академия Наук, г. Москва)

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)

БРОДОВ А.А., редактор раздела «**Экономическая эффективность металлургического производства**» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва)

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

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

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

ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «**Металлургические технологии**» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

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

ДУБ А.В. (АО «Наука и инновации», г. Москва)

ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)

ЗИНИНГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный университет, г. Тула)

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

КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаи», г. Москва)

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

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

ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия)

ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)

МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

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

ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «**Ресурсосбережение в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «**Инновации в металлургическом и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах**» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «**Стали особого назначения**» (Академия наук Болгарии, Болгария)

СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «**Экология и рациональное природопользование**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СОЛОДОВ С.В., редактор раздела «**Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

ТАНГ ГУОИ (Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай)

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

ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «**Материаловедение**» (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: redjizv@sibsiiu.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

---

**Editor-in-Chief:** LEONTEV L.I.  
(Russian Academy of Sciences, Moscow)

**Deputy Editor-in-Chief:** 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:

N.P. ALESHIN (Russian Academy of Sciences, Moscow)

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

G.V. ASHIKHMIN (JSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow)

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

A.A. BRODOV, Editor of the section "Economic efficiency of metallurgical production" (IP Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow)

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

A.M. GLEZER (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

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

K.V. GRIGOROVICH, Editor of the section "Metallurgical Technologies" (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

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

A.V. DUB (JSC "Science and Innovations", Moscow)

R.F. SINGER (Friedrich-Alexander University, Germany)

M. ZININGRAD (Ariel University, Israel)

V.I. ZOLOTUKHIN (Tula State University, Tula)

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

M.V. KOSTINA (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

K.L. KOSYREV (JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow)

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

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

H. LINN (Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany)

V.I. LYSAK (Volgograd State Technical University, Volgograd)

L.P. MYSHLYAEV (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

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

PODGORODETSKII, Editor of the section "Resources Saving in Ferrous Metallurgy" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

I.YU. PYSHMINTSEV, Editor of the section "Innovations in metallurgical industrial and laboratory equipment, technologies and materials" (Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk)

TS.V. RASHEV, Editor of the section "Superduty steel" (Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria)

L.M. SIMONYAN, Editor of the section "Ecology and Rational Use of Natural Resources" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

S.V. SOLODOV, Editor of the section "Information Technologies and Automatic Control in Ferrous Metallurgy" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

TANG GUOI (Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China)

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

M.R. FILONOV, Editor of the section "Material science" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

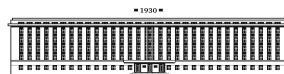
A.B. YUR'EV (OJSC "ZSMK", Novokuznetsk)

---

### 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, Leninskii 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

### РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Дмитриенко В.И. Особенности применения природных и техногенных материалов для микролегирования и модифицирования стали ..... 365

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Загайнов С.А., Филатов С.В., Гилева Л.Ю., Лозович А.В., Джи-мо С.О. Оценка возможности управления тепловым состоянием верха доменной печи в периферийной области ..... 371
- Меламуд С.Г., Юрьев Б.П. Исследование процесса окисления в железорудных материалах при умеренных и высоких температурах ..... 378
- Василев Я.Д. Математические модели предела текучести углеродистых и легированных сталей в диапазоне дорекристаллизационных температур деформации ..... 385

### СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

- Цепелев В.С., Поводатор А.М., Гроховский В.И., Вьюхин В.В., Ко-нашков В.В. Исследование физических свойств расплавов «железных» метеоритов ..... 392

### ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

- Якубайлик Э.К., Ганженко И.М., Бутов П.Ю., Килин В.И. Уро-вень потерь магнетитового железа при мокрой сепарации ..... 397

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Дементьев В.П., Фейлер С.В., Бойков Д.В., Козырев Н.А., Поле-вой Е.В. Результаты эксплуатации рельсов импортного про-изводства на Восточно-сибирской железной дороге ..... 402
- Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А., Карабана-лов М.С., Лобанова Л.В. Специальные границы в процессе вторичной рекристаллизации в сплаве Fe – 3 % Si ..... 409
- Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А., Юрь-ев А.Б. Физическая природа упрочнения рельсов в процессе длительной эксплуатации ..... 414
- Столяров В.В. Роль химического и фазового составов в проявле-нии электропластического эффекта ..... 420

### ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Швыдкий В.С., Фатхутдинов А.Р., Девятых Е.А., Девятых Т.О., Спи-рин Н.А. К математическому моделированию шахтных печей с плавлением материалов ..... 424

## CONTENTS

### RESOURCE SAVING IN FERROUS METALLURGY

- V.I. Dmitrienko Features of the application of natural and man-made materials for micro-alloying and modifying of steel ..... 365

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- S.A. Zagainov, S.V. Filatov, L.Yu. Gileva, A.V. Lozovich, S.O. Jimoh Capability assessment of thermal control of blast furnace upper zone in peripheral area ..... 371
- S.G. Melamud, B.P. Yur'ev Study of the oxidation process in iron-ore materials at temperate and high temperatures ..... 378
- Ya.D. Vasilev Mathematical models of yield stress of carbon and alloyed steels in the range of prerecrystallization temperature of deformation ..... 385

### SUPERDUTY STEEL

- V.S. Tsepelev, A.M. Povodator, V.I. Grokhovskii, V.V. V'yukhin The investigation of physical properties of «iron» meteorite melts ..... 392

### INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

- E.K. Yakubailik, I.M. Ganzhenko, P.Yu. Butov, V.I. Kilin Loss level of magnetite iron at wet separation ..... 397

### MATERIAL SCIENCE

- V.P. Dement'ev, S.V. Feiler, D.V. Boikov, N.A. Kozyrev, E.V. Polevoi Results of the use of import rails in the East Siberian Railway ..... 402
- M.L. Lobanov, G.M. Rusakov, A.A. Redikul'tsev, M.V. Karabanalov, L.V. Lobanova Special borders in the secondary recrystallization ..... 409
- V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, K.V. Morozov, O.A. Peregudov, A.B. Yur'ev Physical nature of rails strengthening during long operation ..... 414
- V.V. Stolyarov The role of chemical and phase composition in electroplastic effect occurrence ..... 420

### INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- V.S. Shvydkii, A.R. Fatkhutdinov, E.A. Devyatykh, T.O. Devyatykh, N.A. Spirin Mathematical design of the shaft furnaces with materials melting ..... 424

УДК 669.15-196

## ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ПРИРОДНЫХ И ТЕХНОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТАЛИ

*Дмитриенко В.И., к.т.н., доцент кафедры «Металлургия черных металлов» (kafamsf@sibsiu.ru)*

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

**Аннотация.** Изучены закономерности процессов микролегирования и модифицирования стали техногенными и природными материалами. Исследованы металлургические свойства барийстронциевого природного модификатора, оценено его влияние на температуру плавления формирующегося восстановительного шлака. Полученные данные показали, что применение модификатора в условиях промышленного производства весьма технологично. С использованием программного комплекса «Терра» выполнена оценка восстановимости бария и стронция кремнием и алюминием из их оксидов. Изучен возможный механизм модифицирующего воздействия бария и стронция на качество металла. Показаны возможности использования ванадиевого конвертерного шлака для микролегирования стали ванадием. Сделана оценка эффективности восстановления ванадия углеродом расплавленной стали. Приведены данные промышленного опробования изучаемых материалов, которые показали хорошую сходимость с теоретическими расчетами и выводами. Даны рекомендации по оптимизации технологий микролегирования и модифицирования. Использование исследованных материалов позволяет улучшить технико-экономические показатели процесса производства сталей и значительно повысить качество конечной металлопродукции. Сделаны выводы о перспективах значительного расширения использования техногенных и природных материалов.

**Ключевые слова:** модифицирование, микролегирование, ванадий, барий, стронций.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-365-370

Значительные резервы повышения качества металлов заложены в возможности активного и целенаправленного формирования их структуры и свойств путем введения в расплав модификаторов и микролегирующих добавок.

Модифицирование и микролегирование стали и чугуна являются наиболее экономичными и высокоэффективными методами воздействия на формирование литой структуры слитков и отливок и придания металлу повышенных технологических и служебных свойств [1].

Среди модифицирующих элементов можно, прежде всего, выделить щелочноземельные металлы (ЩЗМ), а самым востребованным микролегирующим элементом для получения металла с высокими служебными свойствами в настоящее время является ванадий [2 – 4].

Отечественная промышленность производит большое количество сплавов и лигатур, содержащих модифицирующие и микролегирующие элементы в различных сочетаниях, однако получение лигатур, содержащих ЩЗМ, является энерго-, трудо- и материалоемким производством в черной металлургии. При этом операции выплавки, разливки, грануляции, дробления, упаковки лигатур не только требуют больших затрат труда, но и сопровождаются потерями металла. Такие производства являются экологически вредными и взрывоопасными [5, 6].

При разработке технологических приемов модифицирования стали барием и стронцием необходимо учитывать, с одной стороны, высокую температуру

плавления барийстронцийсодержащих лигатур, а с другой, – низкую их плотность. В связи с этим актуальной является задача разработки технологии модифицирования чугуна и стали барийстронциевым модификатором, полученным из комплексных руд, содержащих барий и стронций, уникальное месторождение которых открыто и разрабатывается в России на северо-востоке Иркутской области. Минеральный состав сырья представлен Sr-Ca-Ba-карбонатом (70 – 80 %), калиевым полевым шпатом (10 %), пироксеном (10 – 20 %). Подготовленные руды поставляются в виде модификатора, химический состав которого представлен следующими данными: 13,0 – 19,0 % BaO; 3,5 – 7,5 % SrO; 17,5 – 25,5 % CaO; 19,8 – 29,8 % SiO<sub>2</sub>; 0,7 – 1,1 % MgO; 2,5 – 3,5 % K<sub>2</sub>O; 1,0 – 2,0 % Na<sub>2</sub>O; 1,5 – 6,5 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 0,0 – 0,4 % MnO; 1,9 – 3,9 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 0,7 – 1,1 % TiO<sub>2</sub>; 16,0 – 20,0 % CO<sub>2</sub>. Проведенный рентгенофазовый анализ показал, что основными соединениями, входящими в состав модификатора, являются: баритокальцит BaCa(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>, кальцит CaCO<sub>3</sub>, кальцитостронцианит CaSr(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>, примеси доломита MgCO<sub>3</sub> и сидерита FeCO<sub>3</sub>.

Исследование кинетики диссоциации карбонатов, входящих в состав барийстронциевого модификатора, показывает, что при температурах сталеплавильных процессов скорости протекания реакций диссоциации минеральных составляющих слабо зависят от температуры. Фактическая скорость диссоциации достаточно велика, все реакции, включая и стадию нагрева, закан-



чиваются примерно за 5 мин и не должны вызывать затруднения при использовании этого материала.

Для определения влияния барийстронциевого модификатора на свойства формируемого шлака применили методику горячего лабораторного моделирования: в печи Таммана в алундовом тигле расплаивали навеску металла массой 100 – 130 г. После расплавления металл раскисляли кристаллическим кремнием в количестве 0,5 г. На поверхность расплавленного металла присаживали шлаковые смеси, состоящие в первом варианте из извести и плавикового шпата 10 г (5:1), во втором варианте в смесь добавляли 15 % барийстронциевого модификатора. После проплавления шлаковой смеси тигель извлекали из печи и охлаждали на воздухе. Шлак отделяли от металла и определяли температуру его плавления. Усредненные температуры плавления по пяти измерениям следующие: модификатор барийстронциевый – 1649 К; шлак без модификатора – 1753 К; шлак + 15 % модификатора – 1742 К.

Из полученных результатов следует, что модификатор сам имеет низкую температуру плавления (1649 К) и кроме того, несколько снижает температуру плавления основных шлаков.

Для изучения процесса взаимодействия шлаковых расплавов, содержащих соединения бария и стронция, с металлическим расплавом были проведены лабораторные исследования. Металл, выплавленный в лабораторной печи и после раскисления, обрабатывали шлаковыми смесями (известь, барийстронциевый модификатор) и раскисляли алюминиевым порошком. Для сравнения в одной из плавков при обработке модификатор не применяли.

Металлографическое исследование образцов опытных плавков показало, что обработка металла соединениями бария и стронция влияет на структурообразование. Образец, при выплавке которого в состав шлакообразующей смеси не вводили соединения бария и стронция, имел видманштеттову структуру, характерную для сталей с низкими механическими свойствами, а образцы, обработанные шлакообразующими смесями, содержащими барий и стронций, имели структуру, представляющую собой пластинчатый перлит с выделениями феррита по границам зерен и отдельными выделениями феррита внутри перлитных зерен, характерную для сталей с более высокими механическими свойствами.

Для выявления присутствия в стали бария и стронция образцы исследовали методом сканирующей электронной микроскопии. С целью обнаружения места локализации бария и стронция в стали (твердый раствор или включения вторых фаз) был выполнен анализ ее структуры методом экстрактных реплик с использованием просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Исследование показало, что частицы, экстрагированные на реплику, имеют малые размеры (в пределах 50 – 500 нм), при этом анализ микроэлектроннограммы показывает, что наряду с оксидами и карбидами железа в исследуемых образцах присутст-

вуют соединения бария и стронция:  $C_2BaO_4$ ,  $SrFeO_{2,97}$ ,  $Ba_2Fe_6O_{11}$ ,  $BaSrFe_4O_8$ ,  $Ba_3Fe_2O_6$ ,  $Ba_2Fe_{14}O_{22}$ .

Проведенное исследование подтвердило, что барий и стронций активно участвуют в образовании структурных составляющих в момент кристаллизации. Наличие их в объеме зерна свидетельствует о взаимодействии этих элементов с металлическим расплавом с определенным влиянием на структурообразование металлической матрицы. Наличие сложных соединений, в состав которых входят барий и стронций, указывает на взаимодействие элементов с неметаллическими включениями.

Карбонаты бария и стронция при относительно невысоких температурах переходят в оксиды, поэтому для процессов обработки стали представляет интерес изучения поведения именно оксидных соединений бария и стронция [7].

Для определения условий восстановления бария и стронция из барийстронциевого модификатора использовались методы термодинамического моделирования на основе расчета равновесных состояний в модельных термодинамических системах (программный комплекс «Терра»), которые состоят из совокупности элементов Ba–Sr–O–Si–Al, представленной набором веществ SrO–BaO–Si–Al. Исходный состав системы варьировался заданием количества восстановителей Si и Al от нуля до 1 кг при исходном содержании BaO = 1 кг при температурах, близких к 1873 К.

При использовании в качестве восстановителя кремния восстановление бария протекает пропорционально количеству восстановителя до значений 0,06 кг. При этом восстанавливается около 60 % бария. При дальнейшем увеличении количества восстановителя степень восстановления бария не изменяется. При взаимодействии оксида бария и кремния, кроме бария, образуется и  $BaSiO_3$ , содержание которого (так же, как и бария) растет при увеличении количества кремния до 0,06 кг и далее не изменяется, т.е. при восстановлении бария из оксида кремнием около 30 % бария переходит в его силикат ( $BaSiO_3$ ) [8].

Иные закономерности наблюдаются при восстановлении стронция из оксида кремнием. Количество восстановленного стронция медленно растет с ростом содержания кремния во всем заданном диапазоне расхода восстановителя, причем стронций восстанавливается в меньшей степени, чем барий. Даже при соотношении содержаний оксида стронция и кремния 1:1 количество восстановленного стронция не превышает 15 %. Одновременно с восстановлением стронция его оксид взаимодействует с образующимся кремнеземом с получением силиката стронция  $SrSiO_3$ .

Анализируя результаты термодинамического моделирования, следует отметить, что в условиях внепечной обработки при модифицировании стали барий-стронций-содержащими материалами и использовании кремнийсодержащих ферросплавов для раскисления шлака происходит частичное восстановление бария, стронций

практически не восстанавливается, тем более, что расход кремния на восстановление ограничен уровнем его марочного содержания в стали.

Более высокая степень восстановления бария и стронция наблюдается при использовании алюминия. Количество бария линейно возрастает, а количество ВаО линейно снижается до нуля при увеличении присадок алюминия от 0 до 0,08 кг. Степень восстановления бария составляет около 70 %. Одновременно с ростом количества бария растет и содержание  $BaAl_2O_4$  (до 0,42 кг). Похожая закономерность наблюдается при восстановлении стронция, однако степень его восстановления составляет только 40 – 50 %.

Таким образом, модифицирование стали природным материалом термодинамически обосновано. Эффект от модифицирования барием может проявиться в сталях, раскисленных только кремнием, а для модифицирования стронцием или совместного модифицирования барием и стронцием необходимо в качестве раскислителя применять алюминий.

Сравнить результаты использования модификатора в промышленных условиях с термодинамическими расчетами не представляется возможным из-за недоступности методов аналитического определения содержания бария и стронция в металле. Эту оценку можно выполнить по косвенным данным через изучение влияния обработки модификатором на механические свойства готового металла.

Экспериментальные исследования были реализованы при выплавке стали марки 25Г2С в дуговых электропечах литейного цеха ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». Плавки проводили по двухшлаковой технологии. Модификатор присаживали в конце восстановительного периода совместно с раскислительной смесью (порошок ферросилиция и коксик). Часть модификатора (25 % от общего количества) вносили в ковш во время выпуска. Шлак перед выпуском дополнительно раскисляли гранулированным алюминием, а металл в ковше раскисляли чушковым алюминием (примерно 1 кг/т).

Металл разливали в слитки массой 7,5 т, прокатывали на квадрат 100 с последующим перекатом на арматуру № 14.

Механические свойства стали контролировали по стандартным методикам в лаборатории механических испытаний ЦЗЛ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». Дополнительно испытания на ударную вязкость проводили при следующих температурах: 20; 0; –20; –40; –60; –70 °С. Для сравнения таким же испытаниям подвергли четыре плавки стали 25Г2С, выплавленные в 25-т дуговой печи без обработки модификатором. Данные механических испытаний и металлографических исследований приведены в таблице.

Увеличение расхода модификатора с 4,0 – 4,7 до 7,7 кг/т приводит к дополнительному возрастанию ударной вязкости (в 2,57 – 3,02 раза) в области исследованных температур испытаний (от 20 до –70 °С).

Как следует из данных металлографического анализа, обработка стали карбонатитом снижает ее загрязненность неметаллическими включениями и обеспечивает высокий уровень их глобуляризации. Одновременно фиксируется измельчение ферритоперлитной структуры стали за счет устранения грубых участков кремний-марганцовистых ликвационных образований [9].

Несколько серий плавков по модифицированию стали барийстронциевым модификатором были также проведены в дуговых сталеплавильных печах цеха № 10 ООО «Юргинский машзавод» при выплавке стали марок 35ХГСЛ, 30ХГСФЛ, 12НД2ФХ с применением двухшлаковой технологии. После выпуска плавки во время разлива отбирали ковшовую пробу металла для проведения анализа химического состава и заливали пробные бруски для проведения механических испытаний. Механические испытания изготовленных образцов проводили в лабораториях ООО «Юргинский машзавод».

Сравнительные результаты показали устойчивый рост предела прочности и предела текучести на 15 – 30 %, а также увеличение ударной вязкости при 20 и –40 °С на 10 %.

### Результаты механических и металлографических исследований

#### Results of mechanical and metallographic researches

Номер плавки	Расход модификатора, кг/т	КCU, кгс·м/см <sup>2</sup> , при температуре, °С						I·10 <sup>3</sup>	Процент глобулей оксидов	Процент глобулей оксисульфидов
		20	0	–20	–40	–60	–70			
760039	0	9,25	8,88	6,66	6,52	4,85	3,36	84,03	0	0
760035	0	11,03	9,28	8,61	8,07	6,67	3,92	–	–	–
760037	0	11,80	8,35	6,85	4,90	2,01	1,92	96,00	25	25
660012	0	11,23	11,00	8,03	8,97	3,30	4,37	53,84	18	15
760050	4,0	11,51	10,44	10,63	8,63	9,18	7,19	27,03	19	36
760260	4,3	12,80	11,20	8,63	10,43	8,33	5,10	30,80	19	75
760264	4,7	11,20	9,93	6,33	6,63	5,67	4,52	–	–	–
760267	7,7	16,30	13,60	12,63	12,17	10,80	10,20	41,02	68	59

Примечание. I – индекс загрязненности.

Производство легирующих ванадийсодержащих сплавов основано на сложной многоступенчатой технологии, связанной с высокими потерями ванадия и большими трудовыми и энергетическими затратами, обуславливающими высокую стоимость и дефицитность сплавов, что ограничивает возможность их применения [10, 11].

Среди техногенных ванадийсодержащих материалов в качестве легирующего компонента наибольшее распространение получил конвертерный ванадиевый шлак [12], однако в существующих технологиях обработки стали ванадиевым шлаком применяют имеющие высокую стоимость алюминий, кремний, кальций [13]. Это приводит к удорожанию процесса и повышенному содержанию алюминия и неметаллических включений в металле, а также нестабильному усвоению легирующего элемента. Использование углесиликотермического восстановления ванадия и других элементов, содержащихся в конвертерном ванадиевом шлаке, позволило исключить эти недостатки.

Теоретические исследования процессов восстановления ванадия из оксидных ванадийсодержащих материалов и обработки стали конвертерным ванадиевым шлаком осуществляли методом термодинамического моделирования с использованием готовых программных продуктов – комплексов «Астра» и «Терра» [14].

Моделировали технологические операции на выпуске: металл выпускается из 100-т электродуговой печи в ковш, куда присаживается шлакообразующая смесь извести и ванадийсодержащего шлака. Раскислители и легирующие присаживаются на установке ковш-печь при дальнейшей обработке расплава, т.е. основным восстановителем ванадия выступает углерод металла. Шлак формируется из шлакообразующих ванадийсодержащего шлака, попавшего в ковш при выпуске, и печного шлака. При расчетах принимали, что количество извести, присаживаемой на выпуске, равно 0,7 т, количество электропечного шлака равно 0,1 т.

По полученным данным был рассчитан теоретический коэффициент извлечения ванадия, равный отношению количества полученного в металле ванадия к количеству ванадия, внесенному с ванадийсодержащим шлаком. Коэффициент имеет важное значение для оценки эффективности процесса легирования ванадием из ванадийсодержащего шлака. Значения этого коэффициента в зависимости от удельного расхода ванадиевого шлака и исходного содержания углерода показаны на рис. 1.

Из анализа результатов, представленных на рис. 1, следует, что чем выше содержание углерода в металле, тем более высокое значение имеет коэффициент извлечения ванадия и тем в меньшей степени он снижается при увеличении количества присаживаемого ванадийсодержащего шлака. Количество ванадия, перешедшего в металл, определяется количеством введенного ванадиевого шлака и содержанием углерода в выпускаемом металле [15].

Экспериментальные исследования микролегирования стали ванадием показали, что при выплавке в 100-т печах ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» стали, содержащей более 0,03 % V, содержание оксидов ванадия в ковшовом шлаке и ванадия в металле близко к расчетному.

Во время выпуска возможно восстановление ванадия кремнием и углеродом. Содержание углерода регулируется во время окислительного периода в печи и не должно превышать заданного марочного значения. Кремний вводится с силикомарганцем для предварительного раскисления из расчета получения содержания кремния в металле на уровне 0,2 % без учета угара. Изменение содержания кремния и углерода происходит пропорционально их раскислительной способности. Таким образом, после выпуска в ковше должно сложиться определенное равновесие между содержанием кремния, углерода и окислительным потенциалом шлака. На рис. 2 показано соотношение концентраций углерода и кремния в металле после выпуска на промышленных плавках [15].

Приведенные на рис. 2 данные, свидетельствуют об адекватности термодинамического моделирования промышленным условиям.

Результаты исследований показали, что в том диапазоне изменения технологических параметров, что наблюдаются при производстве сталей в реальных условиях для каждой отдельной марки стали, возможно реализовать стабильный процесс извлечения ванадия без существенных колебаний при соблюдении стабильных параметров выпуска стали. Важно отметить, что восстановительные условия, которые реализуются на практике за счет присадки раскислителей, выполняются с некоторым запасом, и небольшие присадки ванадийсодержащего шлака не сказываются на общем расходе раскислителей. Так, в проведенном исследовании

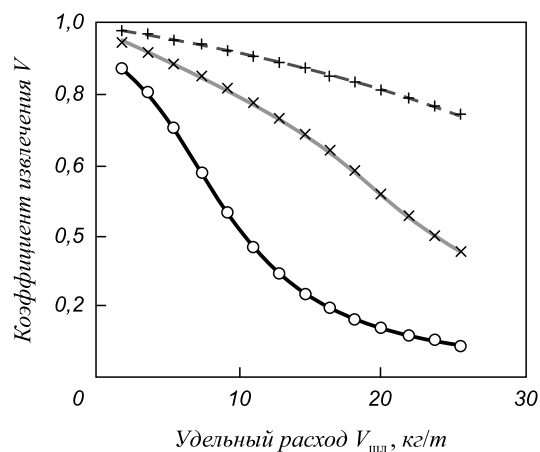


Рис. 1. Зависимость коэффициента извлечения ванадия от удельного расхода ванадийсодержащего шлака при различном исходном содержании углерода в выпускаемом металле

Fig. 1. Dependence of vanadium recovery ratio on the specific consumption of vanadium-containing slag at different initial content of carbon in the produced metal



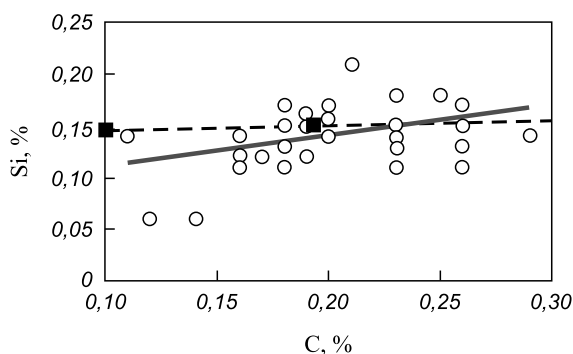


Рис. 2. Соотношение содержания углерод – кремний в металле после выпуска по данным промышленных плавков:

○ – промышленные плавки (— линия регрессии); —■— расчетные данные

Fig. 2. Correlation of carbon – silicon content in metal after the output according to the industrial melting data:

○ – industrial melting (— regression line); —■— calculation data

сквозное усвоение кремния было таким же (67 %), как и на аналогичных по химическому составу плавках без использования ванадийсодержащего шлака.

На основании результатов проведенных исследований предложена технологическая схема обработки стали конвертерным ванадиевым шлаком, состоящая из двух этапов (рис. 3). При выпуске на первом этапе в ковш подаются ванадиевый шлак и шлакообразующие, происходит расплавление шлака и восстановление ванадия углеродом металла на выпуске; на втором этапе происходит довосстановление ванадия углеродом коксика и кремнием ферросилиция в агрегате ковш-печь.

**Выводы.** Природные и техногенные материалы имеют определенные металлургические свойства, которые

необходимо учитывать при разработке технологии их применения. При их использовании прежде всего получается значительный экономический эффект за счет меньшей стоимости материалов. Несмотря на сложный химический состав и взаимодействие с металлом через шлаковую фазу материалы обеспечивают заданное повышение служебных характеристик готовой продукции. Можно рекомендовать увеличение количества применения природных и техногенных материалов при производстве сталей и сплавов.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микрелегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
2. Роль ванадия в микрелегированных сталях / Р. Лангеборг, Т. Сивецки, С. Заяц, Б. Хатчинсон; под ред. Л.А. Смирнова. – Екатеринбург: изд. Государственного научного центра РФ «Уральский институт металлов», 2001. – 108 с.
3. Катунин В.В., Смирнов Л.А., Корчинский М.М., Панфилова Л.М. Стратегия успешного производства и применения ванадия // Бюл. Черная металлургия. 2005. № 6. С. 7 – 12.
4. Ванадий в черной металлургии / Под ред. Н.П. Лякишева и др. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
5. Рябчиков И.В. Ферросплавы с редкоземельными и щелочноземельными металлами. – М.: Металлургия, 1983. – 272 с.
6. Жучков В.И., Лукин С.В. Технология ферросплавов со щелочноземельными металлами. – М.: Металлургия, 1990. – 103 с.
7. Карякин Ю.В., Ангелов И.И. Чистые химические вещества. – М.: Химия, 1974. – 408 с.
8. Дмитриенко В.И., Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Айзатулов Р.С., Платонов М.А. Исследование восстановления бария и стронция применительно к условиям внепечной обработки стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 4. С. 27 – 29.
9. Черепанов А.Н., Колпак В.П., Дмитриенко В.И., Полторацкий Л.М. Кузнецов, В.А. Об использовании перспективных материалов при производстве сталей с повышенными эксплуатационными свойствами. Материалы I Евразийского симпозиума

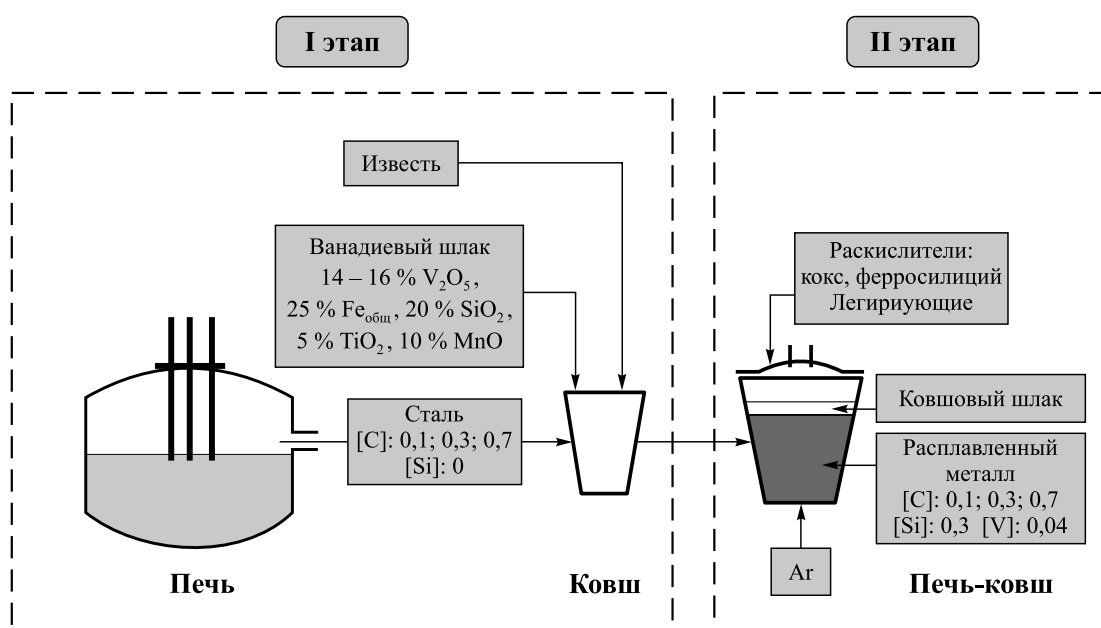


Рис. 3. Технологическая схема обработки стали конвертерным ванадиевым шлаком

Fig. 3. Processing flowsheet of steel with converter vanadic slag

ма по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата, 16 – 20 июля 2002 г., Якутск.

10. Технология ванадийсодержащих ферросплавов / В.П. Зайко, В.И. Жучков, Л.И. Леонтьев и др. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 515 с.
11. Смирнов Л.А., Панфилова Л.М., Беленький Б.З. Проблемы расширения производства ванадийсодержащих сталей в России // Сталь. 2005. № 6. С. 108 – 115.
12. Ровнушкин В.А. Технологические особенности ковшевого легирования сталей с применением ванадиевого шлака: Труды второго конгресса сталеплавыльщиков. – М.: МИСиС, 1994. С. 250 – 251.

13. Дерябин А.А., Козырев Н.А., Могильный В.В., Обшаров М.В., Катунин А.И. Эффективность использования ванадийсодержащих конвертерных шлаков для прямого легирования рельсовой стали ванадием в ковше // Сталь. 1998. № 2. С. 19 – 21.
14. Дмитриенко В.И., Рожихина И.Д., Нохрина О.И. и др. Термодинамическая оценка возможности легирования стали при обработке ее ванадийсодержащим шлаком // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 10. С. 17 – 20.
15. Дмитриенко В.И., Рожихина И.Д., Нохрина О.И. и др. Использование ванадийсодержащего конверторного шлака для легирования стали ванадием // Сталь. 2010. № 10. С. 29 – 31.

Поступила 7 апреля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 6, pp. 365–370.

## FEATURES OF THE APPLICATION OF NATURAL AND MAN-MADE MATERIALS FOR MICROALLOYING AND MODIFYING OF STEEL

*V.I. Dmitrienko*

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Abstract.** The article is devoted to the study of the peculiarities of microalloying processes and steel modification with technogenetics and natural materials. The authors have researched metallurgical properties of barium-strontium natural modifiers and have estimated its influence on the melting temperature of the forming reducing slag. The received data have shown that the usage of the modifier in the conditions of industrial production is highly producible. Using the software package TERRA the assessment of barium and strontium reducibility with silicon and aluminum from their oxides has been fulfilled, as well as the possible mechanisms of a modifying influence of barium and strontium on the quality of metal has been studied. The possibilities of using vanadic converter slag have been shown for steel microalloying with vanadium. Efficiency assessment of vanadium reduction with carbon of the molten steel has been done. The authors have given the data of industrial testing of the studied materials, which have shown very good convergence with the theoretical calculations and conclusions. The recommendations to optimize the technology of microalloying and modification have been given. The use of the researched materials allows improving technical and economic indices of steel production process and significantly increases the quality of the end production. The conclusions on the perspective significant widening of using the technogenetics and natural materials have been done.

**Keywords:** modification, microalloying, vanadium, barium, strontium.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-365-370

### REFERENCES

1. Gol'dshtein Ya.E., Mizin V.G. *Modifitsirovanie i mikrolegirovanie chuguna i stali* [Modification and microalloying of cast iron and steel]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 272 p. (In Russ.).
2. Langeborg R., Sivetski T., Zayats S., Khatchinson B. *Rol' vanadiya v mikrolegirovannykh stal'yakh* [Role of vanadium in microalloyed steel]. Smirnov L.A. ed. Ekaterinburg: izd. Gosudarstvennogo nauchnogo tsentra RF "Ural'skii institut metallov", 2001, 108 p. (In Russ.).
3. Katunin V.V., Smirnov L.A., Korchinskii M.M., Panfilova L.M. etc. Strategy of successful production and usage of vanadium. *Byul. Chernaya metallurgiya*. 2005, no. 6, pp. 7–12. (In Russ.).
4. *Vanadii v chernoi metallurgii* [Vanadium in the steel industry]. Lyakishev N.P., etc. eds. Ekaterinburg, Moscow: Metallurgiya, 1983, 192 p. (In Russ.).
5. Ryabchikov I.V. *Ferrosplavy s redkozemel'nymi i shchelochnozemel'nymi metallami* [Ferroalloys with rare-earth and alkaline-earth metals]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 272 p. (In Russ.).

6. Zhuchkov V.I., Lukin S.V. *Tekhnologiya ferrosplavov so shchelochnozemel'nymi metallami* [Technology of ferroalloys with alkaline-earth metals]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 103 p. (In Russ.).
7. Karyakin Yu.V., Angelov I.I. *Chistye khimicheskie veshchestva* [Pure chemical substances]. Moscow: Khimiya, 1974, 408 p. (In Russ.).
8. Dmitrienko V.I., Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I., Aizatulov R.S., Platonov M.A. Study of barium and strontium recovery in relation to the conditions of out-of-furnace steel processing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 4, pp. 27 – 29. (In Russ.).
9. Cherepanov A.N., Kolpak V.P., Dmitrienko V.I., Poltoratskii L.M., Kuznetsov, V.A. On the usage of perspective materials at steel production with the increased operating abilities. In: *Materialy I Evraziiskogo simpoziuma po problemam prochnosti materialov i mashin dlya regionov kholodnogo klimata, 16 – 20 iyulya 2002 g., Yakutsk* [Proceedings of 1st Eurasian symposium devoted to the problems of material and machine durability for the regions with cold climate. July 16 – 20 2002, Yakutsk]. (In Russ.).
10. Zaiko V.P., Zhuchkov V.I., Leont'ev L.I. etc. *Tekhnologiya vanadiisoderzhashchikh ferrosplavov* [Technology of vanadium-containing ferroalloys]. Moscow: IKTs "Akademkniha", 2004, 515 p. (In Russ.).
11. Smirnov L.A., Panfilova L.M., Belen'kii B.Z. Structure and properties of metals and alloys expanding the production of vanadium steel in Russia. *Steel in Translation*. 2005, vol. 35, no. 6, pp. 53–62.
12. Ravnushkin V.A. Technological peculiarities of ladle alloying of steel with the usage of vanadic slag. In: *Trudy vtorogo kongressa staleplavil'shchikov* [Proceedings of the 2nd Congress of steelmakers]. Moscow: MISiS, 1994, pp. 250–251. (In Russ.).
13. Deryabin A.A., Kozыrev N.A., Mogil'nyi V.V., Obsharov M.V., Katunin A.I. Efficiency of using V-containing converter slags for direct microalloying of rail steel in electric furnaces. *Stal'*. 1998, no. 2, pp. 19–21. (In Russ.).
14. Dmitrienko V.I., Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I., Rybenko I.A. Thermodynamic estimation of steel alloying possibilities while vanadium slag treatment. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 10, pp. 17–20. (In Russ.).
15. Dmitrienko V.I., Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I., Aizatulov R.S., Platonov M.A. Study of barium and strontium recovery in relation to the conditions of out-of-furnace steel processing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 4, pp. 27–29. (In Russ.).

### Information about the author:

*V.I. Dmitrienko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy (kafamsf@sibsru.ru)*

Received April 7, 2015

УДК 669.162.26:536.24

## ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ УПРАВЛЕНИЯ ТЕПЛОВЫМ СОСТОЯНИЕМ ВЕРХА ДОМЕННОЙ ПЕЧИ В ПЕРИФЕРИЙНОЙ ОБЛАСТИ

*Загайнов С.А.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Металлургия железа и сплавов» (zagainovsky@mail.ru)*

*Филатов С.В.<sup>2</sup>, управляющий директор (filatov\_sv@nlmk.ru)*

*Гилева Л.Ю.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Металлургия железа и сплавов» (ly.gileva@gmail.com)*

*Лозович А.В.<sup>1</sup>, аспирант кафедры «Металлургия железа и сплавов» (al.lozovich@gmail.com)*

*Джимо С.О.<sup>1</sup>, аспирант кафедры «Металлургия железа и сплавов» (smaila20002001@yahoo.co.uk)*

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

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

<sup>2</sup> ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат» (НЛМК)

(398004, Россия, Липецк, площадь Металлургов 2)

**Аннотация.** Известно, что повышенное содержание FeO понижает температуру начала плавления первичных шлаков, что препятствует образованию устойчивого гарнисажа, в результате чего повышаются тепловые нагрузки на холодильники распара и заплечиков, а это сопровождается повышением тепловых потерь. Содержание FeO в первичных шлаках определяется развитием реакций косвенного восстановления. Целью выполненного исследования являлась оценка путей, способствующих снижению тепловых нагрузок на холодильники распара и заплечиков. Уменьшение температуры газов в периферийной зоне печи сопровождается изменением степени косвенного восстановления. Этот факт позволяет рассматривать температуру периферии как индикатор развития косвенного восстановления. Разработанная модель расчета температуры газа и его восстановительной работы в периферийной зоне доменной печи может быть использована для оптимизации теплового состояния шахты печи в ее периферийной зоне.

**Ключевые слова:** доменная печь, периферийная зона, теплообмен, косвенное восстановление, рудная нагрузка, гранулометрический состав.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-371-377

Известно, что повышенное содержание монооксида железа понижает температуру начала плавления первичных шлаков [1, 2], препятствующих образованию устойчивого гарнисажа, в результате чего повышаются тепловые нагрузки на холодильники распара и заплечиков, что сопровождается повышением потерь тепла. Анализ диаграмм состояния шлаковых систем, содержащих FeO [3], показал, что при содержании FeO в первичных шлаках более 20 % температура начала плавления не превышает 1200 °С.

Развитие реакции косвенного восстановления, определяющего содержание FeO в первичных шлаках, во многом зависит от гранулометрического состава железорудных материалов и рудной нагрузки в периферийной зоне доменной печи. В свою очередь, эти параметры определяют газопроницаемость слоя, скорость восстановления и высоту зоны косвенного восстановления.

Целью настоящей работы является оценка путей, способствующих снижению тепловых нагрузок на холодильники распара и заплечиков.

На основе закономерностей теплообмена и газодинамики [3 – 9] разработана математическая модель оценки влияния рудной нагрузки и гранулометрическо-

го состава шихты на развитие процессов восстановительной работы газового потока в периферийной зоне доменной печи.

Расчет изменения степени косвенного восстановления при увеличении количества газа-восстановителя производится линеаризованному уравнению:

$$\Delta R_i = \frac{CO_{\Sigma} \eta_{CO} + H_{\Sigma} \eta_{H_2}}{2P\delta} \Delta V_r + \frac{V_r (CO_{\Sigma} \Delta \eta_{CO} + H_{\Sigma} \Delta \eta_{H_2})}{2P\delta}, \quad (1)$$

где  $\eta_{CO}$  и  $\eta_{H_2}$  – степень использования CO и H<sub>2</sub> соответственно; CO<sub>Σ</sub> – суммарное содержание CO и CO<sub>2</sub> в газе, м<sup>3</sup>/м<sup>3</sup>; H<sub>Σ</sub> – суммарное содержание H<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>O в газе, м<sup>3</sup>/м<sup>3</sup>; V<sub>r</sub> – выход газа в единицу времени; P – производительность доменной печи, т/ч; δ – удельное количество газифицированного кислорода на 1 т чугуна, м<sup>3</sup>/т.

Изменение количества газов рассчитывается по уравнению [4]

$$\Delta P = \lambda \frac{h}{d_3} \frac{1 - \varepsilon}{\varepsilon^3} \frac{T}{T_0} \frac{p_0}{p} \frac{\rho_0 w_0^2}{2}, \quad (2)$$

в котором λ – коэффициент сопротивления; d<sub>3</sub> – эквивалентный диаметр кусков шихты, м; ε – порозность, м<sup>3</sup>;

$T$  – температура, К;  $p$  – давление, Па;  $\rho_0$  – плотность газа, кг/м<sup>3</sup>;  $w_0$  – скорость газового потока при нормальных условиях.

В качестве показателя удельного газодинамического сопротивления слоя предлагается использовать ту часть уравнения Эргона, которая учитывает диаметр кусков и порозность слоя:

$$\Delta P_{ш} = \frac{1}{d_3} \frac{1 - \varepsilon}{\varepsilon^3}. \quad (3)$$

Для расчета порозности слоя использовалось уравнение [10]

$$\varepsilon = 1 - (1 - \varepsilon_k)g_k - \sum (1 - \varepsilon_i)g_i \left[ 1,582 - 2,416 \left( \frac{d_i}{d_k} \right) + 1,485 \left( \frac{d_i}{d_k} \right)^2 + 0,18 \left( \frac{g_k}{g_i} \right) - 0,015 \left( \frac{g_k}{g_i} \right)^2 \right]; \quad (4)$$

здесь  $\varepsilon_k$  и  $\varepsilon_i$  – порозность крупной и  $i$ -ой фракции;  $g_k$  и  $g_i$  – содержание крупной и  $i$ -ой фракции;  $d_k$  и  $d_i$  – диаметр кусков крупной и  $i$ -ой фракции.

Эквивалентный диаметр рассчитывался по уравнению

$$d_3 = \frac{1}{\sum \frac{g_i}{d_i}}. \quad (5)$$

При условии сохранения перепада давления при изменении гранулометрического состава имеем

$$\frac{V_r^*}{V_r} = \sqrt{\frac{d_3^* (1 - \varepsilon^*) \varepsilon^3}{d_3 (1 - \varepsilon) \varepsilon^{3*}}}. \quad (6)$$

Скорость восстановления куска зависит от его размеров. Реакция восстановления протекает на поверхности куска, поэтому скорость реакции пропорциональна площади этой поверхности [11]:

$$\omega = \frac{\Delta \varphi}{\Delta \tau} = 4\pi r_0 (r_0 - Fr_0)^2 \left( \frac{\Delta f}{\Delta \tau} \right) \rho_k; \quad (7)$$

здесь  $r_0$  – начальный радиус куска;  $F$  – степень восстановления;  $\rho_k$  – плотность куска.

В качестве рабочей гипотезы принято, что оценка влияния гранулометрического состава железорудных материалов на скорость восстановления может быть описана моделью сжимающегося ядра [11]:

$$\frac{\Delta \varphi}{\Delta \tau} = \frac{k}{r_0 \rho_k}, \quad (8)$$

где  $\Delta \varphi / \Delta t$  – увеличение степени восстановления за единицу времени;  $k$  – константа скорости реакции, зависящая от температуры, давления и состава газавосстановителя.

По данным о работе доменной печи № 4 ОАО «НЛМК» выполнен анализ влияния фракционного состава при выводе из шихты кусков фракции более 40 мм и фракции менее 5 мм на показатели слоя. Результаты представлены на рис. 1.

Полученные графики показывают, что уменьшение содержания фракции более 40 мм на 1 % увеличивает скорость восстановления на 2 % и количество газа на 6 %. В свою очередь уменьшение количества фракции менее 5 мм на 1 % снижает скорость восстановления на 9 % и количество газа на 10 %.

Изменение количества газов можно реализовать за счет снижения рудной нагрузки.

Результаты моделирования параметров гранулометрического состава представлены ниже:

Значение	Фракционный состав, %					$\Delta P_{ш}$	$\Delta \varphi / \Delta t$
	5 – 10	10 – 25	25 – 40	>40	<5		
Min	4,00	41,5	31,10	22,00	1,40	234	945
Max	35,90	36,9	6,90	8,80	11,50	1811	5014
Среднее	22,04	45,0	14,87	12,77	5,32	842	2732
Оптим.	< 20	≥ 40	≥ 17	< 6	< 6	< 900	≥ 2000

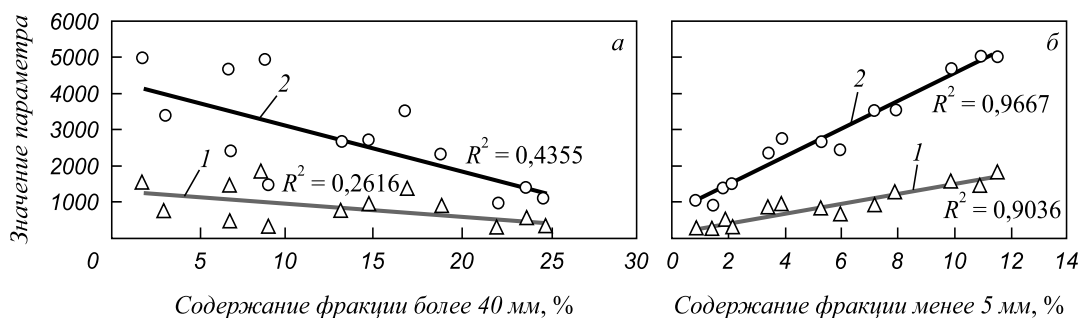


Рис. 1. Влияние содержания фракции более 40 мм (а) и менее 5 мм (б) на параметры слоя шихтовых материалов: 1 – удельное газодинамическое сопротивление; 2 – скорость восстановления

Fig. 1. Influence of content of fraction of more than 40 mm (a) and less than 5 mm (b) on the parameters of charge material layer: 1 – specific gas-dynamic resistance; 2 – recovery rate



Из математической модели восстановления куска следует, что наилучшее восстановление наблюдается для слоя кусков малого диаметра. Это входит в противоречие с газодинамикой процесса.

Порозность определяется рудной нагрузкой:

$$\varepsilon = \frac{P_n \frac{\varepsilon_a}{\rho_a} + \frac{\varepsilon_k}{\rho_k}}{P_n \frac{1}{\rho_a} + \frac{1}{\rho_k}}, \quad (9)$$

где  $\varepsilon_a$  и  $\varepsilon_k$  – порозность агломерата и кокса;  $\rho_a$  и  $\rho_k$  – насыпные массы агломерата и кокса.

Результаты влияния рудной нагрузки на степень косвенного восстановления представлены на рис. 2.

Влияние изменения рудной нагрузки на степень косвенного восстановления в большей степени проявляется при использовании агломерата меньшего размера.

Влияние времени восстановления на отклонение концентрации продуктов реакции от равновесной выражается через скорость реакции [6]:

$$v = \frac{dx}{d\tau} = k(x - x_p), \quad (10)$$

где  $v$  – скорость химической реакции моль/(л·с);  $x$  – концентрация вещества, моль/л;  $x_p$  – равновесная концентрация, моль/л;  $\tau$  – время, с;  $k$  – константа скорости реакции, с<sup>-1</sup>.

Интегрирование этого выражения позволяет получить зависимость отклонения концентрации вещества относительно равновесной от времени протекания реакции:

$$\int_{x_p}^x \frac{dx}{x - x_p} = k \int_0^\tau d\tau; \quad (11)$$

$$\ln(x - x_p) = k\tau, \quad (12)$$

или

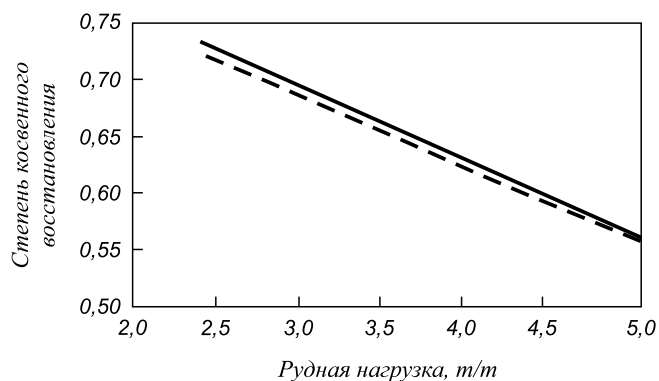


Рис. 2. Влияние рудной нагрузки на степень косвенного восстановления при порозности  $\varepsilon = 0,3$  (---) и  $\varepsilon = 0,4$  (—)

Fig. 2. Influence of ore burden on the degree of gaseous reduction at the fractional void volume of  $\varepsilon = 0.3$  (---) and  $\varepsilon = 0.4$  (—)

$$x - x_p = e^{k\tau}. \quad (13)$$

Учитывая, что  $k$  величина отрицательная, можно сделать вывод, что при увеличении времени степень приближения реакций к равновесию возрастает.

В качестве технологического показателя, характеризующего степень развития реакции косвенного восстановления, принята степень использования монооксида углерода, определяемая развитием реакции:

$$\eta_{CO} = \frac{CO_2}{CO + CO_2}, \quad (14)$$

где  $\eta_{CO}$  – степень использования монооксида углерода, доли единиц; CO и CO<sub>2</sub> – содержание монооксида и диоксида углерода в газовой фазе, %.

Зависимость степени использования монооксида углерода от времени описывается уравнением

$$\eta_{CO} = \eta_{CO}^p (1 - e^{k\tau}), \quad (15)$$

где  $\eta_{CO}^p$  – равновесная степень использования монооксида углерода, доли единиц;  $\tau$  – время пребывания материала в зоне восстановления, с.

Или после линеаризации получим

$$\frac{\Delta\eta_{CO}}{\eta_{CO}} = \frac{\Delta\eta_{CO}^p}{\eta_{CO}^p} - \frac{e^{k\tau}}{1 - e^{k\tau}} (k\Delta\tau + \Delta k\tau). \quad (16)$$

Значение  $k$  определяется с использованием данных о работе доменной печи. Равновесная степень использования монооксида углерода зависит от давления.

Изменение рудной нагрузки сопровождается изменением газодинамического режима верхней и нижней зон печи, долей объема шахты, занятой рудными материалами, и временем пребывания шихты в печи. В свою очередь время пребывания шихты в печи сопровождается изменением степени косвенного восстановления [12].

Изменение времени пребывания материалов в печи зависит от ее суточной производительности:

$$\tau = \frac{SH}{P_{сут} \gamma_{нас} (1 - f)} 24, \quad (17)$$

где  $S$  – сечение кольца, расположенного на периферии, м<sup>2</sup>;  $H$  – высота верхней ступени теплообмена, м;  $P_{сут}$  – суточная производительность, т/сут;  $\gamma_{нас}$  – удельный объем материала, м<sup>3</sup>/т чугуна;  $f$  – коэффициент уминки шихты, доли единицы.

Расчет высоты верхней зоны теплообмена производится по следующему уравнению [13]:

$$H_{в.ст} = \frac{3W_{шт} c_{каж} \rho_{нас}}{\alpha_v} (1 - m), \quad (18)$$



где  $W_{\text{шх}}$  – теплоемкость потока шихтовых материалов;  $m$  – отношение теплоемкостей шихтового и газового потоков;  $c_{\text{каж}}$  – кажущаяся теплоемкость шихтовых материалов;  $\rho_{\text{нас}}$  – насыпная масса шихты;  $\alpha_v$  – коэффициент теплопередачи от газового потока к потоку шихтовых материалов в верхней ступени теплообмена.

Линеаризовав уравнение (18), получим

$$\Delta H = -\frac{3W_{\text{шх}}}{\alpha_v} (1-m) \frac{\Delta\alpha_v}{\alpha_v} - \frac{3W_{\text{шх}}}{\alpha_v} \Delta m. \quad (19)$$

Поделив и умножив  $(3W_{\text{шх}}/\alpha_v)\Delta m$  на  $H$ , получим для расчета относительного изменения высоты верхней зоны теплообмена следующее уравнение:

$$\frac{\Delta H}{H} = \frac{\Delta\alpha_v}{\alpha_v} - \frac{\Delta m}{1-m}. \quad (20)$$

Учитывая, что  $m = 0,5 \left(1 + \frac{W_{\text{шх}}}{W_r}\right)$  и допустив, что  $W_{\text{шх}} = \text{const}$ , после линеаризации получим

$$\Delta m = -0,5 \frac{W_{\text{шх}}}{W_r} \frac{\Delta W_r}{W_r}. \quad (21)$$

Учитывая, что  $W_r = V_{\text{гг}}$ , получим конечное выражение для расчета относительного изменения высоты верхней зоны печи

$$\frac{\Delta H}{H} = -\frac{\Delta\alpha_v}{\alpha_v} - \frac{1}{1-m} \frac{m-0,5}{1-m} \frac{\Delta V_r}{V_r}. \quad (22)$$

Коэффициент теплопередачи определяется по следующему уравнению [3]:

$$\alpha_v = 186 \left( \frac{w_r^{0,9} T^{0,3}}{d_s^{0,75}} \right) 0,5. \quad (23)$$

На рис. 3 представлено влияние исследуемых параметров на высоту верхней ступени теплообмена.

Для расчета температуры периферийных газов используются следующие уравнения [4]:

$$m = 0,5 \left( 1 + \frac{c_{\text{шх}} G_{\text{шх}}}{c_r G_r} \right), \quad (24)$$

$$m = \frac{t_{0\text{к}} - t}{t_{r0} - t_{\text{шк}}}, \quad (25)$$

$$\Delta m = -(m-0,5) \left( \frac{\Delta(c_{\text{шх}} G_{\text{шх}})}{c_{\text{шх}} G_{\text{шх}}} - \frac{\Delta(c_r G_r)}{c_r G_r} \right). \quad (26)$$

Изменение температуры газового потока рассчитывается по уравнению

$$\Delta t_G = \Delta m (t_{\text{ш0}} - t_{\text{шк}}), \quad (27)$$

где  $\Delta m$  – изменение отношения теплоемкостей шихтового и газового потоков;  $t_{\text{ш0}}$  – температура шихтовых материалов, К;  $t_{\text{шк}}$  – температура шихтовых материалов на колошнике, К.

Влияние качества железорудных материалов на температуру колошника представлено на рис. 4.

По производственным данным была проведена оценка влияния показателей тепловой работы печи на потери тепла и температуру периферии. Результаты оценки представлены на рис. 5.

Корреляционный анализ взаимосвязи между температурой периферии и теплосъемом с холодильников заплечиков, выполненный по среднесуточным данным о работе доменной печи № 4, представлен на рис. 6.

Наличие зависимости между потерями тепла и теплосъема с температурой периферийных газов подтвердило тот факт, что повышение температуры периферийных газов (в существующем диапазоне) приводят

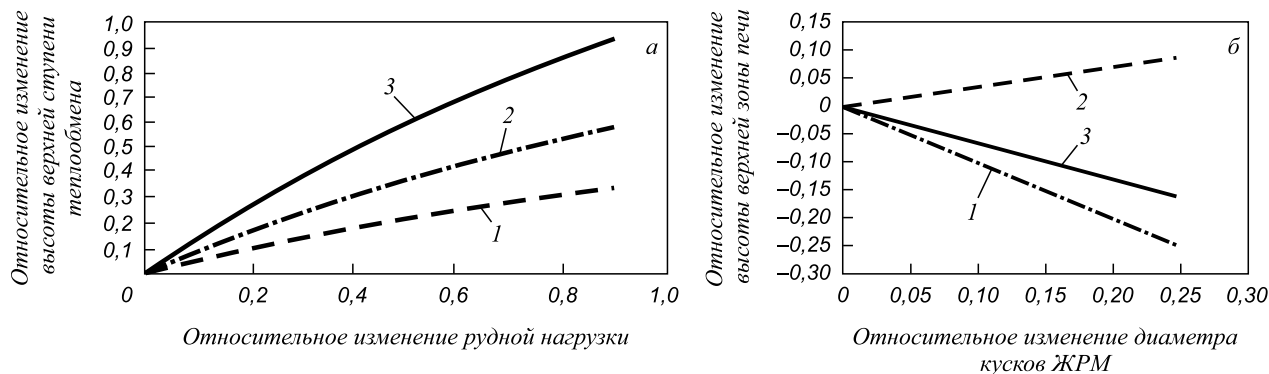


Рис. 3. Влияние изменения рудной нагрузки (а) и диаметра кусков железорудных материалов (б) на изменение высоты верхней ступени теплообмена:

1 – за счет изменения  $\alpha$ ; 2 – за счет изменения  $m$ ; 3 – суммарное изменение

Fig. 3. Influence of ore burden change (a) and the diameter of iron-ore material pieces (б) on the change of the height of the upper step of heat exchange:

1 – due to the change of  $\alpha$ ; 2 – due to the change of  $m$ ; 3 – summery change

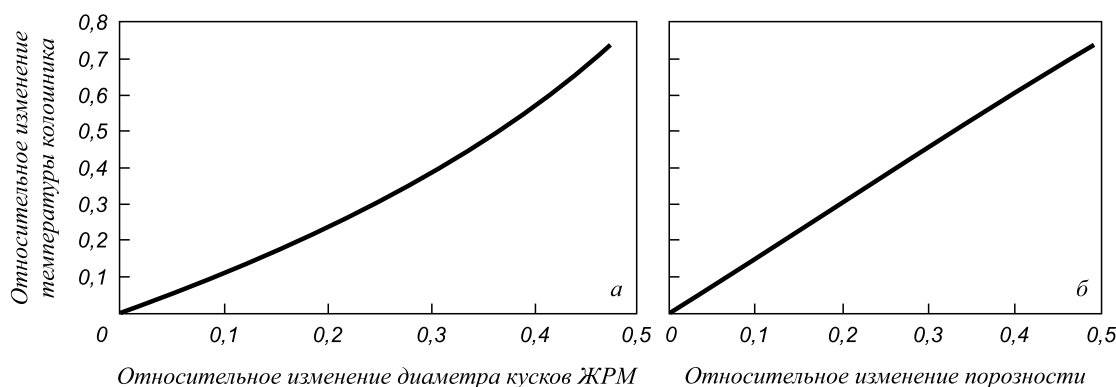


Рис. 4. Влияние изменения диаметра кусков ЖРМ (а) и относительное изменение порозности (б) на изменение температуры колошниковых газов

Fig. 4. Influence of change of diameter of iron-ore material pieces (а) and the relative change of fractional void volume (б) on the temperature change of blast furnace gases

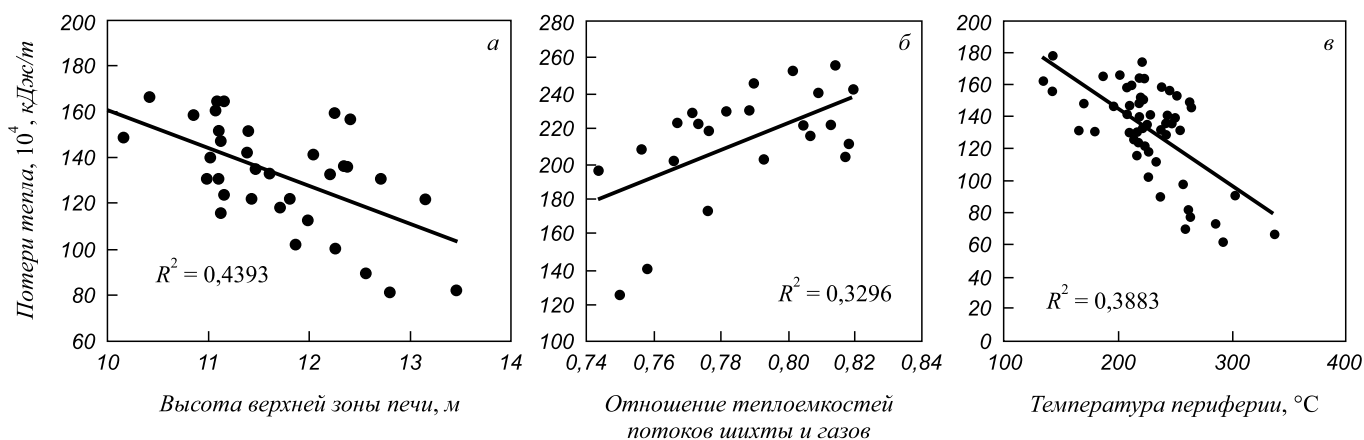


Рис. 5. Зависимость потерь тепла в области периферии от высоты верхней зоны доменной печи № 4 (а), отношения теплоемкостей потоков шихты и газов (б) и температуры периферии (в)

Fig. 5. Dependence of heat loss in the area of periphery on the height of the upper zone of blast furnace no. 4 (а), connections of heat capacity of charge and gas jets (б) and the periphery temperature (в)

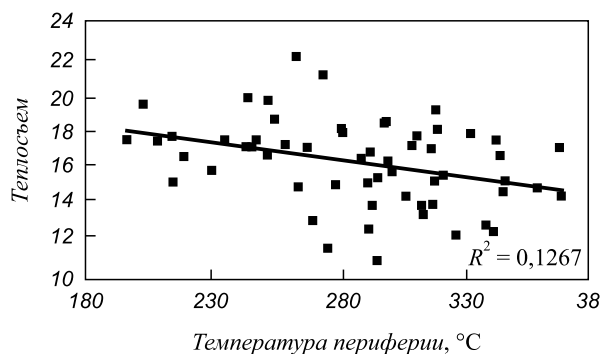


Рис. 6. Зависимость теплосъема от температуры периферии

Fig. 6. Dependence of heat removal on periphery temperature

к улучшению косвенного восстановления, что, в свою очередь, способствует образованию устойчивого гарниссажа [14, 15]. Таким образом, при повышении тепловых нагрузок на холодильники доменных печей следует исключить загрузку в периферийную область

крупного агломерата и окатышей и снизить рудную нагрузку.

**Выводы.** Уменьшение температуры газов в периферийной зоне печи сопровождается изменением степени косвенного восстановления ( $R_i$ ). Этот факт позволяет рассматривать температуру периферии как индикатор развития косвенного восстановления. Увеличение рудной нагрузки в периферийной зоне доменной печи приводит к повышению высоты верхней зоны печи, снижению температуры периферийных газов и уменьшению степени косвенного восстановления. Повышение протяженности верхней зоны печи сопровождается увеличением тепловых нагрузок в нижней части шахты. Наличие в агломерате фракции более 40 мм сопровождается уменьшением порозности рудной части шихты и скорости восстановления оксидов железа. Наиболее эффективное управление тепловой и восстановительной работой периферийной зоны доменной печи достигается при агломерате фракции 5 – 25 мм. Разработанная модель расчета температуры газа и его вос-

становительной работы в периферийной зоне доменной печи может быть использована для оптимизации теплового состояния шахты печи в ее периферийной зоне. Для доменных печей, оборудованных бесконусными загрузочными устройствами, в качестве одного из показателей, характеризующих распределение потоков шихты и газов по радиусу доменной печи, следует рассматривать температуру периферийных газов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жило Н.Л. Формирование и свойства доменных шлаков. – М.: Metallurgiya, 1974. – 120 с.
2. Воскобойников В.Г., Дунаев Н.Е., Михалевиц А.Г. Свойства жидких доменных шлаков. – М.: Metallurgiya, 1975. – 184 с.
3. Доменное производство: В 2-х т. Т. 1. Подготовка руд и доменный процесс / Под ред. Е.Ф. Вегмана. – М.: Metallurgiya, 1989. – 486 с.
4. Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г., Суханов Е.Л. Теплотехника доменного процесса. – М.: Metallurgiya, 1978. – 248 с.
5. Филатов С.В., Загайнов С.А., Гилева Л.Ю., Пыхтеева К.Б. Разработка методики анализа процессов восстановления оксидов железа в доменной печи // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 9. С. 658 – 662.
6. Китаев Б.И., Тимофеев В.Н., Боковиков Б.А. Тепло- и массообмен в плотном слое. – М.: Metallurgiya, 1972. – 432 с.
7. Драничников Н.А., Китаев Б.И., Суханов Е.Л. О взаимном влиянии теплообменных и восстановительных процессов в шахте доменной печи. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 1982. № 2. С. 6 – 9.
8. Драничников Н.А., Китаев Б.И., Суханов Е.Л. О взаимном влиянии теплообменных и восстановительных процессов в шахте доменной печи. Сообщение 2 // Изв. вуз. Черная металлургия. 1982. № 4. С. 8 – 11.
9. Тимофеев В.Н., Боковиков Б.А., Бабушкин Н.М. Математическое описание явлений тепло- и массопереноса в доменной печи // Теплотехника доменного и агломерационного процессов: Сб. научн. трудов ВНИИМТ. – М.: Metallurgiya, 1966. С. 5 – 18.
10. Ковшов В.Н., Палаганов А.И., Остяков В.Г. Исследование порозности многокомпонентных шихт // Metallurgiya и коксохимия. 1977. Вып. 53. С. 34 – 37.
11. Шварцман А.А., Жуховицкий А.А. Начала физической химии для металлургов. – М.: Metallurgiya, 1991. – 208 с.
12. Товаровский И.Г. Совершенствование и оптимизация параметров доменного процесса. – М.: Metallurgiya, 1987. – 192 с.
13. Шаврин С.В., Ченцов А.В. К расчету высоты ступеней теплообмена в доменных печах // Изв. вуз. Черная металлургия. 1960. № 11. С. 27 – 31.
14. Jimoh S.O., Pyhteeva C.B., Zagaynov S.A. Analysis of the characteristics of the blast furnace peripheral zone // International journal of scientific & technology research. 2013. Vol. 2. № 9. P. 125 – 128.
15. Jimoh S.O., Ibrahim M.E., Ighalo B.S.O. Determination of optimum Lump size of sinter Obtained from Itakpe ironore Concentrate as charge material for blast Furnace // Nigerian Journal of Engineering Faculty of Engineering Ahmadu Bello University. 2008. Vol. 14. № 2. P. 5 – 7.

Поступила 30 марта 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. No. 6, pp. 371–377.

### CAPABILITY ASSESSMENT OF THERMAL CONTROL OF BLAST FURNACE UPPER ZONE IN PERIPHERAL AREA

S.A. Zagainov<sup>1</sup>, S.V. Filatov<sup>2</sup>, L.Yu. Gileva<sup>1</sup>, A.V. Lozovich<sup>1</sup>, S.O. Jimoh<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Ural Federal University named after the first President of Russia  
B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>JSC “Novolipetsk Metallurgical Plant”, Lipetsk, Russia

**Abstract.** It is known that an increased FeO content reduces the start melting temperature of the primary slag, which prevents the formation of a stable skull, thereby increasing the thermal load on the refrigerators of bally and bosh, and it is accompanied by increased heat losses. FeO content in the raw slag was determined by the development of indirect reduction reactions. The aim of the experiment was to evaluate the ways to reduce the heat losses of refrigerators of bally and bosh. Reducing the gas temperature in the peripheral zone of the furnace is accompanied by a change in the degree of indirect restoration. This fact can be considered as an indicator of the temperature of the periphery of the indirect restoration. The developed model for calculating the gas temperature and reducing its operation in the peripheral zone of the blast furnace can be used to optimize the thermal state of the furnace shaft in its peripheral zone.

**Keywords:** blast furnace, peripheral zone, heat transfer, indirect reduction, ore load, size distribution of iron materials.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-371-377

#### REFERENCES

1. Zhilo N.L. *Formirovanie i svoistva domennykh shlakov* [Formation and properties of blast-furnace slags]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 120 p. (In Russ.).
2. Voskoboynikov V.G., Dunaev N.E., Mikhalevich A.G. *Svoistva zhidkikh domennykh shlakov* [Properties of liquid blast-furnace slags]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 184 p. (In Russ.).
3. *Domennoe proizvodstvo: In 2 vol. Vol. 1. Podgotovka rud i domennyi protsess* [Blast-furnace production: In 2 vols. Vol. 1. Preparation of ores and blast-furnace processes]. Vegman E.F. ed. Moscow: Metallurgiya, 1989, 486 p. (In Russ.).
4. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Sukhanov E.L. *Teplotekhnika domennogo protsesssa* [Heat engineering of blast-furnace processes]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 248 p. (In Russ.).
5. Filatov S.V., Zagainov S.A., Gileva L.Yu., Pykhteeva K.B. Development of the analysis of iron oxide reduction processes. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 9, pp. 658–662. (In Russ.).
6. Kitaev B.I., Timofeev V.N., Bokovikov B.A. *Teplo- i massoobmen v plotnom sloe* [Heat and mass transfer in a dense layer]. Moscow: Metallurgiya, 1972, 432 p. (In Russ.).
7. Dranichnikov N.A., Kitaev B.I., Sukhanov E.L. On the mutual influence of heat exchange and reduction processes in the blast furnace shaft. Message 1. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982, no. 2, pp. 6–9. (In Russ.).
8. Dranichnikov N.A., Kitaev B.I., Sukhanov E.L. On the mutual influence of heat exchange and reduction processes in the blast furnace shaft. Message 2. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982, no. 4, pp. 8–11. (In Russ.).
9. Timofeev V.N., Bokovikov B.A., Babushkin N.M. Mathematical description of the phenomena of heat and mass transfer in the blast furnace. In: *Teplotekhnika domennogo i aglomeratsionnogo protsessov: Sb. nauchn. trudov VNIIMT* [Heat engineering of blast-furnace and sintering processes: Coll. of reports of VNIIMT]. Moscow: Metallurgiya, 1966, pp. 5–18. (In Russ.).

10. Kovshov V.N., Palaganov A.I., Ostyakov V.G. Study of fractional void volume of multicomponent charges. *Metallurgiya i koksokhimiya*. 1977, vol. 53, pp. 34–37. (In Russ.).
11. Shvartsman A.A., Zhukhovitskii A. A. *Nachala fizicheskoi khimii dlya metallurgov* [Elements of physical chemistry for metallurgists]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 208 p. (In Russ.).
12. Tovarovskii I.G. *Sovershenstvovanie i optimizatsiya parametrov domennogo protsessa* [Improvement and optimization of the parameters of the blast furnace process]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 192 p. (In Russ.).
13. Shavrin S.V., Chentsov A.V. Calculation of the height of heat exchange steps in blast furnaces. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1960, no. 11, pp. 27–31. (In Russ.).
14. Jimoh S.O., Pyhteeva C.B., Zagaynov S.A. Analysis of the characteristics of the blast furnace peripheral zone. *International journal of scientific & technology research*. 2013, vol. 2, no. 9, pp. 125–128.
15. Jimoh S.O., Ibrahim M.E., Ighalo B.S.O. Determination of optimum lump size of sinter obtained from Itakpe iron ore Concentrate as charge material for blast furnace. *Nigerian Journal of Engineering Faculty of Engineering Ahmadu Bello University*. 2008, vol. 14, no. 2, pp. 5–7.

**Information about the authors:**

**S.A. Zagainov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Metallurgy of Iron and Alloys” (zagainovsky@mail.ru)

**S.V. Filatov**, Managing Director (filatov\_sv@nlmk.ru)

**L.Yu. Gileva**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metallurgy of Iron and Alloys” (lu.gileva@gmail.com)

**A.V. Lozovich**, Postgraduate of the Chair “Metallurgy of Iron and Alloys” (al.lozovich@gmail.com)

**S.O. Jimoh**, Postgraduate of the Chair “Metallurgy of Iron and Alloys” (smaila20002001@yahoo.co.uk)

Received March 30, 2016

УДК 669.046.42:622.341.11

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОКИСЛЕНИЯ В ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ УМЕРЕННЫХ И ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ\*

*Меламуд С.Г., к.т.н., заместитель директора учебно-проектного центра*

*«Проектный институт УРФУ» (e1944@yandex.ru)*

*Юрьев Б.П., к.т.н., доцент кафедры теплофизики и информатики*

*в металлургии (yurev-b@mail.ru)*

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

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

**Аннотация.** Методами физико-химического анализа изучен процесс окисления магнетита и титаномагнетита в окискованных железорудных материалах при умеренных (400 – 1000 °С) и высоких (1000 – 1350 °С) температурах. Для изучения кинетики процесса окисления использовали брикеты из ольховского магнетитового и качканарского титаномагнетитового концентратов, а также образцы неофлюсованных и офлюсованных до основности 1,3 железорудных качканарских окатышей. Установлено, что при умеренных температурах лимитирующей стадией процесса окисления является диффузия реагента на участках шаровой поверхности, величина которых меньше общей поверхности шара. При высоких температурах как в изотермических, так и в неизотермических условиях лимитирующей стадией процесса является диффузия кислорода в порах окатышей. По кинетическим зависимостям изотермического окисления исследуемых материалов рассчитана кажущаяся энергия активации при заданных степенях превращения, изменение которой связано с изменением вида диффузии реагентов через слой продукта реакции. Определены кажущиеся коэффициенты диффузии кислорода в качканарских окатышах при температурах 500 – 1000 °С. Разработана методика определения степени окисления окатышей в зависимости от изменения времени и температуры в неизотермическом режиме. Показана возможность использования этой методики для расчета степени окисления окатышей при их обжиге на конвейерных машинах. Полученные в работе результаты могут быть использованы для определения степени завершенности окислительных процессов в обжигаемом слое окатышей и при оптимизации режимных параметров их термической обработки на обжиговых установках.

**Ключевые слова:** окисление, магнетит, титаномагнетит, брикеты, окатыши, анализ, диффузия, кинетика, метод, режим.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-378-384

Реакция окисления магнетита (титаномагнетита) является одной из основных в сложном комплексе физико-химических процессов при термической обработке магнетитовых материалов [1 – 9]. Анализ литературных данных по окислению магнетитовых материалов [10, 11] показывает, что этот процесс протекает последовательно в три стадии, которые различаются температурными интервалами: 1 – низкие (200 – 400 °С) температуры; 2 – умеренные (400 – 1000 °С) температуры; 3 – высокие (1000 – 1350 °С) температуры.

Целью настоящего исследования является изучение процесса окисления в железорудных материалах при умеренных и высоких температурах.

Образцами для испытаний служили брикеты из ольховского магнетитового (образцы 1 и 2) и качканарского титаномагнетитового (образец 3) концентратов, а также неофлюсованные и офлюсованные до основности 1,3 окатыши из качканарского титаномагнетитового концентрата (образцы  $Z_{ок}$  и  $Z_{ок.оф}$ ). Химический состав, крупность частиц ( $d$ ), удельная площадь поверхности частиц ( $S$ ) исходных материалов приведены в табл. 1.

Опыты проводили на дериватографе ОД-102.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке, постановление № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.006.

Для брикетированных материалов (образцы 1 – 3) были получены временные зависимости изменения скорости ( $v$ ) и степени окисления ( $\alpha$ ) при разных температурах (рис. 1). Для определения лимитирующего процесса второй стадии окисления экспериментальные кривые обрабатывали с помощью кинетических уравнений, представленных в работе [12]. Проверка применимости уравнений показала, что кривые окисления исследуемых материалов сравнительно хорошо описываются уравнением

$$\left(1 - \frac{2}{3}\alpha\right) - (1 - \alpha)^{2/3} = k\tau,$$

где  $k$  – константа скорости,  $c^{-1}$ .

Это уравнение характеризует диффузию реагента через слой шарообразного продукта. Для титаномагнетита кинетические зависимости описываются уравнением

$$\left[1 - (1 - \alpha)^{1/3}\right]^2 = k\tau.$$

Лимитирующим звеном процесса при этом является диффузия реагента на участках шаровой поверхности, величина которых значительно меньше общей поверхности шара. Среднеквадратичные отклонения экспери-



Характеристика исследованных образцов в исходном состоянии

Table 1. Characteristics of the studied samples in an initial state

Образец	Содержание, % (по массе)								d, мкм	S·10 <sup>-3</sup> , м <sup>2</sup> /кг
	Fe <sub>общ</sub>	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	TiO <sub>2</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>		
1	70,23	29,25	Сл.	0,72	0,67	0,55	0,28	0,40	50 – 74	1,14
2	70,23	29,25	Сл.	0,72	0,67	0,55	0,28	0,40	100 – 200	0,24
3	61,30	27,40	1,50	3,60	2,50	2,10	2,80	0,60	50 – 74	1,20

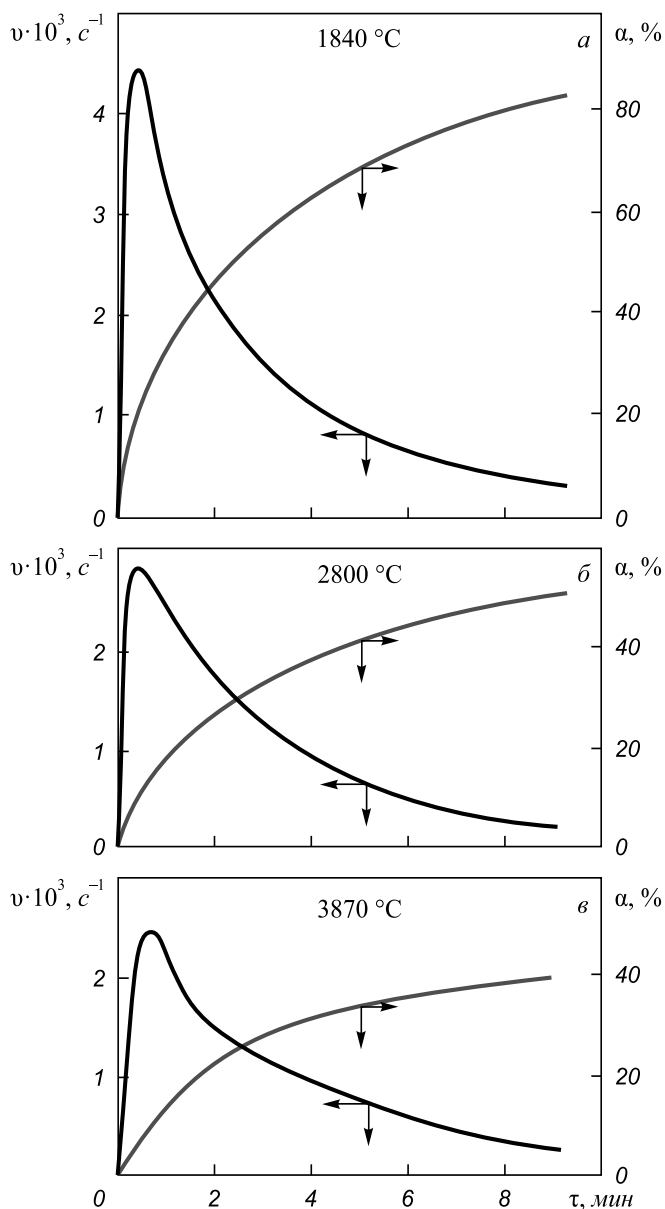


Рис. 1. Зависимости скорости и степени изотермического окисления образцов из ольховского магнетитового (а, б) и качканарского титаномагнетитового (в) концентратов от времени выдержки (τ) при температурах второй стадии процесса

Fig. 1. Dependences of velocity and the degree of isothermal oxidation of the samples from Olkhovka magnetite (a, b) and Kachkanar titanium-magnetite (e) concentrates on the curing time (τ) at the temperatures of the second stage of the process

ментальных значений от расчетных не превышали 2 %. При использовании других уравнений, представленных в работе [12], отклонения опытных данных составили 15 – 30 %.

По кинетическим зависимостям изотермического окисления исследуемых материалов, представленных в координатах lg v – α, рассчитали кажущиеся энергии активации E<sub>каж</sub> при заданных степенях превращения (табл. 2).

Учитывая диффузионный режим окисления исследуемых материалов, увеличение E<sub>каж</sub> по мере развития изотермического окисления можно объяснить изменением вида диффузии кислорода в слое образовавшегося продукта реакции за счет увеличения толщины этого слоя. Об этом же свидетельствует возрастание порядка n реакции по кислороду при окислении фракции 50 – 74 мкм: 0,72 при 550 °С, 0,80 при 640 °С, 0,85 при 800 °С, 0,90 при 850 °С. Поэтому можно предположить, что на начальной стадии диффузионного изотермического окисления одним из возможных путей доставки кислорода к реакционной зоне является диффузия по внутривещичным микропорам гематитового слоя.

Другим возможным процессом является диффузия кислорода или железа в твердой фазе. По ориентировочным оценкам коэффициент диффузии (D) по

Т а б л и ц а 2

Изменение кажущейся энергии активации изотермического окисления исследуемых материалов по ходу процесса (расчет при постоянной степени превращения)

Table 2. Change of apparent activation energy of isothermal oxidation of the studied materials during the process (calculation at the constant fractional conversion degree)

Образец 1		Образец 2		Образец 3	
α, %	E <sub>каж</sub> , кДж/моль	α, %	E <sub>каж</sub> , кДж/моль	α, %	E <sub>каж</sub> , кДж/моль
20	23	10	15	9	20
30	33	12	28	15	45
40	47	15	55	20	66
60	57	25	77	30	120

данным микроскопических измерений толщины гематитовых пластинок при температуре 600 °С для титаномагнетита составляет  $10^{-11} - 10^{-12} \text{ м}^2/\text{с}$ . Это значение коэффициента диффузии на 10–12 порядков выше коэффициентов самодиффузии кислорода и железа в гематите и магнетите. Поэтому реально допустить, что реагенты перемещаются по границам зерен.

В начальный период окисления магнетита спекания зерен практически нет, площадь поверхности межзеренных контактов стремится к нулю. Измеренная энергия активации соответствует таковой для диффузии газа в порах, т.е. составляет 2–4 кДж/моль. По мере возникновения новообразований гематита площадь границ зерен возрастает на несколько порядков. При этом имеет место высокая скорость диффузии реагирующих веществ по границам зерен, а измеряемая кажущаяся энергия активации соответствует диффузии в твердом теле (100–200 кДж/моль).

Полученные в экспериментах значения кажущейся энергии активации окисления для магнетитового (15–77 кДж/моль) и титаномагнетитового (20–120 кДж/моль) концентратов (табл. 2) соответствуют диффузионной области окисления при переходе кнудсеновской диффузии реагирующих частиц в поверхностную по границам зерен.

Следовательно, можно утверждать, что окисление исследуемых образцов в температурном интервале второй стадии (400–1000 °С) протекает в диффузионном режиме. Причем при малой толщине гематитового слоя имеет место диффузия кислорода по внутривластным микропорам, а в дальнейшем – диффузия реагирующих частиц по образовавшимся при спекании границам зерен [13–15].

Иные закономерности окисления магнетита и титаномагнетита в исследуемых образцах наблюдаются при неизотермическом нагреве образцов. Кинетические параметры процесса в интервале температур 400–1000 °С, рассчитанные по результатам опытов при разных скоростях нагрева, представлены ниже.

Магнетитовый концентрат		Титаномагнетитовый концентрат	
$\alpha$ , %	$E_{\text{каж}}$ , кДж/моль	$\alpha$ , %	$E_{\text{каж}}$ , кДж/моль
30	45	15	100
40	32	30	38
50	31	50	21
70	17	55	14

При увеличении степени окисления магнетитового концентрата от 30 до 70 % кажущаяся энергия активации снижается от 45 до 17 кДж/моль, а в случае титаномагнетитового концентрата при изменении  $\alpha$  от 15 до 55 %  $E_{\text{каж}}$  уменьшается от 100 до 14 кДж/моль.

Полученные результаты могут быть связаны с изменением лимитирующего звена процесса неизотерми-

ческого окисления. При увеличении скорости нагрева изучаемых образцов процесс окисления в большей степени переносится в область высоких температур и может лимитироваться диффузией кислорода по межчастичным порам образца.

Это предположение проверено путем изучения неизотермического окисления окатышей из качканарского титаномагнетитового концентрата (образец  $Z_{\text{ок}}$ ) при скоростях нагрева 0,50, 0,83, 1,17 и 1,70 °С/с. Опыты проводили в печи Таммана. Степень окисления по ходу процесса рассчитывали по результатам химического анализа исходных, а также нагретых до заданной температуры и закаленных в воде окатышей. Анализ изменения степени окисления окатышей при нагреве на воздухе с разными скоростями показал, что при всех скоростях нагрева наблюдается двухстадийное окисление. Причем независимо от скорости нагрева первая стадия заканчивается при температуре 430–470 °С и степени окисления окатышей 12–14 %. Однако при 1000 °С степень окисления окатышей различна. Меньшей скорости нагрева соответствует большая степень окисления.

Минералогические исследования структуры окатышей, окисленных при 500 °С, показали, что окисление происходило на дефектных участках поверхности зерен во всем объеме окатыша. Окатыши, окисленные в интервале температур 500–1000 °С, имели зональное строение: окисленную оболочку, титаномагнетитовое ядро. При этом окисленность титаномагнетитовых зерен в ядре окатышей не менялась. Толщина окисленной оболочки увеличивалась с повышением конечной температуры окисления и уменьшением скорости нагрева окатышей. В окисленной оболочке по мере повышения температуры наблюдалось вначале поверхностное, а затем объемное окисление рудных зерен. Зональный характер окисления окатышей при скоростях нагрева 0,5 °С/с и выше можно объяснить тем, что окисление в большей степени переносится в область высоких температур. При этом скорость химической реакции окисления магнетита высокая, процесс окисления начинает лимитироваться диффузией кислорода по межчастичным порам окатыша.

Таким образом, процесс окисления титаномагнетита в качканарских окатышах на второй (400–1000 °С) стадии протекает в диффузионном режиме. При скоростях нагрева до 0,5 °С/с окисление лимитируется диффузией реагирующих частиц через окисленную оболочку на рудных зернах по всему объему окатыша. При скоростях нагрева 0,5 °С/с и выше наблюдается зональный характер окисления окатышей, связанный с замедленной диффузией кислорода по межчастичным порам.

Для повышения эффективности использования окислительного упрочняющего высокотемпературного обжига при производстве железорудных окатышей также необходимо изучение процесса окисления магнетита в них при температуре 1000 °С и выше.

Для испытаний были взяты нефлюсованные (образец  $Z_{ок}$ ) и офлюсованные до основности 1,3 (образец  $Z_{ок.оф}$ ) окатыши, химический состав которых приведен в табл. 3.

Окислительный обжиг окатышей проводили в изотермических условиях в температурном интервале 800 – 1350 °C в токе воздуха с расходом 0,6 м<sup>3</sup>/ч. Окатыши размещали в корзинах из жаропрочного материала. По истечении определенного времени (время выдержки изменяли в пределах 3 – 34 мин) всю партию окатышей быстро охлаждали в воде. В продуктах обжига химическим анализом определяли содержание оксида железа FeO и железа Fe<sub>общ</sub>. Структуры окатышей и рудных зерен исследовали оптическим методом.

Зависимости содержания оксида железа FeO в обожженных окатышах от температуры и продолжительности нагрева в изотермических условиях показаны на рис. 2. Повышение температуры нагрева нефлюсованных окатышей до 1100 °C и офлюсованных окатышей до 1050 °C способствует их окислению и уменьшает содержание в них оксида железа FeO. Дальнейшее повышение температуры приводит к увеличению количества расплава в окатышах и ускорению процесса жидкофазного спекания в них. Степень изотермического окисления при этом снижается, а содержание оксида железа FeO в окатышах увеличивается.

Т а б л и ц а 3

Химический состав сырых качканарских окатышей

Table 3. Chemical composition of Kachkanar raw pellets

Образец	Содержание, % (по массе)								
	Fe <sub>общ</sub>	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	TiO <sub>2</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	ПМПП
$Z_{ок}$	62,08	27,53	1,17	3,78	3,47	2,41	2,46	0,50	1,00
$Z_{ок.оф}$	57,27	23,90	4,86	3,57	2,47	2,41	2,30	0,55	4,22

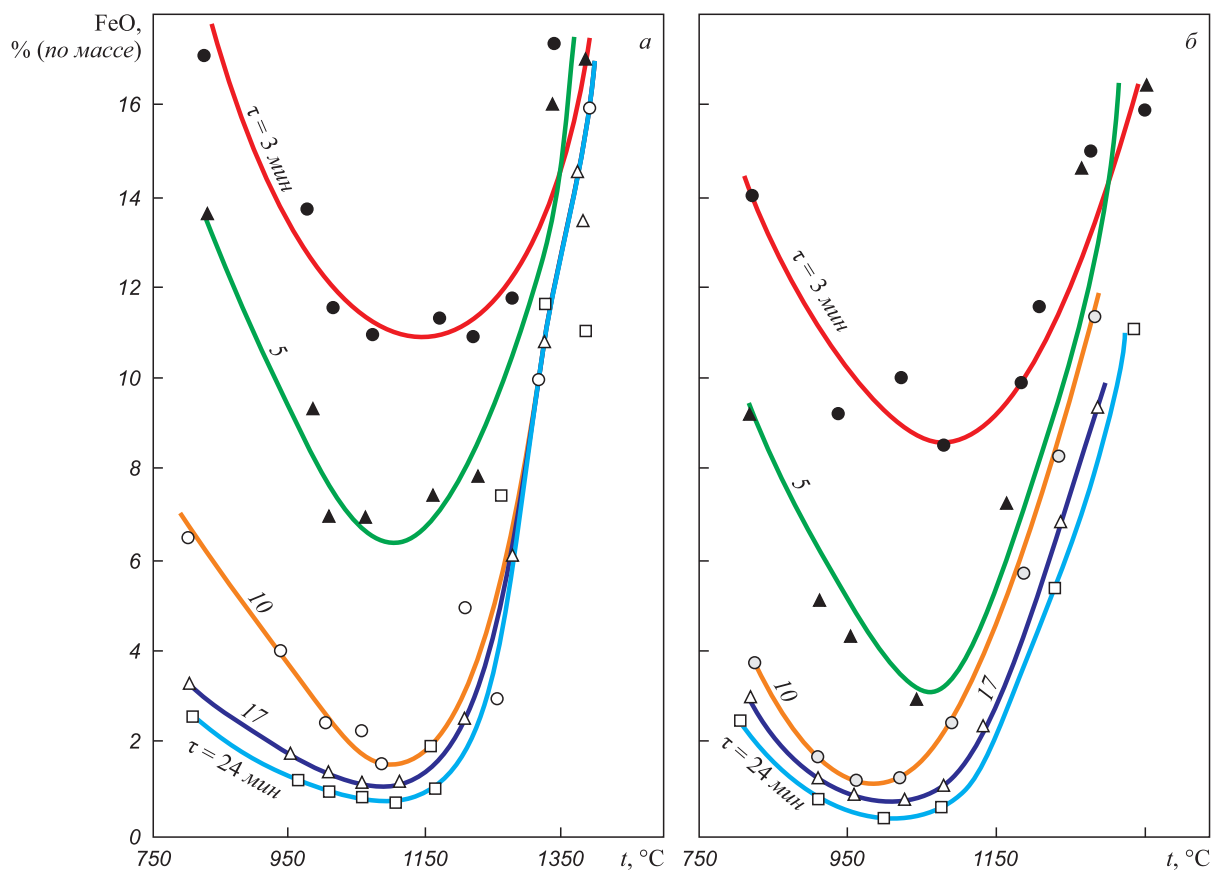


Рис. 2. Влияние температуры и продолжительности изотермической выдержки при окислительном обжиге нефлюсованных (а) и офлюсованных (б) качканарских окатышей на содержание в них оксида железа FeO

Fig. 2. Influence of temperature and the duration of isothermal exposure at the oxidizing burning of nonfluxed (a) and fluxed (б) Kachkanar pellets on the content of ferric oxide FeO in them

Минералогические исследования окатышей показали наличие зональной структуры. Лимитирующей стадией процесса окисления окатышей в этом случае является диффузия кислорода по межчастичным порам к реакционной поверхности рудных зерен. Степень окисления окатышей рассчитывали с учетом данных химического анализа обожженного материала. Зависимость степени окисления окатышей от времени выдержки при температурах 800 – 1350 °С описывается уравнением [12]

$$\frac{1}{2} \left[ 1 - (1 - \alpha)^{2/3} \right] - \frac{1}{3} \alpha = k\tau,$$

где  $k = \frac{3,5D(C_0 - C_p)}{\rho g_{\text{FeO}}^0 r_0^2 (t + 273)}$  – константа скорости,  $\text{с}^{-1}$ ;  $D$  – кажущийся коэффициент диффузии кислорода,  $\text{м}^2/\text{с}$ ;  $C_0$  и  $C_p$  – концентрация кислорода в газовой фазе и равновесная концентрация кислорода, определяемая диссоциацией гематита, доли ед.;  $\rho$  – плотность окатыша,  $\text{кг}/\text{м}^3$ ;  $g_{\text{FeO}}^0$  – содержание оксида железа FeO в исходном окатыше, доли ед.;  $r_0$  – радиус окатыша, м;  $t$  – температура, °С;  $\tau$  – время, с.

Значения константы скорости  $k$ , которые определяли по тангенсу угла наклона прямолинейной зависимости  $\alpha - \tau$ , использовали для расчетов коэффициента диффузии кислорода

$$D = \frac{\rho g_{\text{FeO}}^0 r_0^2 (t + 273) k}{3,5(C_0 - C_p)}.$$

В расчетах приняты следующие значения:  $\rho = 3,7 \cdot 10^3 \text{ кг}/\text{м}^3$ ;  $g_{\text{FeO}}^0 = 0,270$  для неофлюсованных окатышей,  $g_{\text{FeO}}^0 = 0,252$  для офлюсованных окатышей;  $C_0 = 0,21$ ;  $C_p \approx 0$ ;  $r_0 = 6,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}$ .

Зависимости кажущегося коэффициента диффузии кислорода в неофлюсованных и офлюсованных окатышах от температуры приведены на рис. 3. При температурах 800 °С и ниже основность окатышей практически не оказывает влияния на значения коэффициента диффузии кислорода. В интервале температур 900 – 1150 °С значение коэффициента диффузии в офлюсованных окатышах больше. Это связано с увеличением пористости и некоторой трещиноватостью офлюсованных окатышей вследствие выделения оксида углерода  $\text{CO}_2$  при разложении известняка.

По результатам минералогического анализа обожженных окатышей при температурах 1050 – 1350 °С наблюдается появление расплава в неокисленном ядре, что способствует развитию процесса жидкофазного спекания и уменьшению пористости образцов.

Кажущийся коэффициент диффузии можно вычислить и по данным расчета неизотермического окисления окатышей. В этом случае для расчетов применимо дифференциальное уравнение

$$\frac{d\alpha}{d\tau} = 3k \left( \frac{1}{1 - (1 - \alpha)^{1/3}} - 1 \right).$$

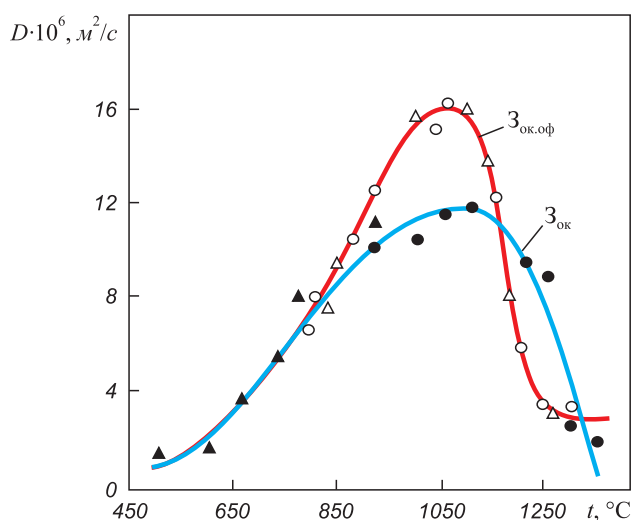


Рис. 3. Влияние температуры на кажущийся коэффициент диффузии кислорода в неофлюсованных ( $3_{\text{ок}}$ ) и офлюсованных ( $3_{\text{ок.оф}}$ ) качканарских окатышах при изотермическом (● и ○ соответственно) и неизотермическом (▲ и △ соответственно) нагревах

Fig. 3. Influence of temperature on the apparent coefficient of the oxygen diffusion in nonfluxed ( $3_{\text{ок}}$ ) and fluxed ( $3_{\text{ок.оф}}$ ) Kachkanar pellets at the isothermal (● and ○ respectively) and non-isothermal (▲ and △ respectively) heating

Экспериментальное определение значений  $D$  при разных температурах проводили, используя следующую методику. Офлюсованные окатыши нагревали в печи электрического сопротивления с постоянной скоростью 1,7 °С/с до определенной температуры в интервале 800 – 1250 °С и закаливали в воде для фиксации их химического состава. Зная содержания FeO и  $\text{Fe}_{\text{общ}}$  в исходных окатышах и после их окисления в течение времени  $\tau$ , рассчитывали степень их окисления. Строили график зависимости  $\alpha = f(t, \tau)$  и методом графического дифференцирования определяли значения производных  $da/dt$  при разных температурах.

Полученные значения  $da/dt$  и  $\alpha$  использовали для расчета константы скорости и кажущегося коэффициента диффузии кислорода при разных температурах. В табл. 4 приведены исходные данные и результаты расчета.

Полученные значения кажущегося коэффициента диффузии кислорода в окатышах, обожженных при неизотермическом нагреве, совпадают со значениями, рассчитанными для тех же температур по результатам окисления окатышей в изотермических условиях.

**Выводы.** Изучены закономерности окисления ольховского магнетитового и качканарского титаномагнетитового концентратов при умеренных и высоких температурах с использованием метода термогравиметрического исследования. Для неофлюсованных и офлюсованных качканарских окатышей найдены коэффициенты диффузии кислорода, разработана методика определения степени окисления окатышей в зависимости от продолжительности обжига и температуры. Эта

Т а б л и ц а 4

Результаты расчета кажущегося коэффициента диффузии по данным неизотермического окисления офлюсованных качканарских окатышей

Table 4. Calculation results of the apparent diffusion coefficient according to the data of non-isothermal oxidation of Kachkanar fluxed pellets

$t$ , °C	$\alpha$ , %/100	$(da/dt) \cdot 10^3$ , с <sup>-1</sup>	$k \cdot 10^4$ , с <sup>-1</sup>	$C_p$ , доли ед.	$D \cdot 10^6$ , м <sup>2</sup> /с
825	0,56	1,30	1,36	0	7,50
875	0,60	1,50	1,78	0	10,30
925	0,64	1,50	2,05	0	12,37
975	0,69	1,50	2,42	0	15,10
1000	0,72	1,37	2,42	0	15,50
1020	0,74	1,30	2,46	0	16,00
1075	0,78	1,10	2,40	0	16,25
1125	0,81	0,80	1,97	0	13,80
1175	0,83	0,43	1,16	0,002	8,45
1225	0,85	0,20	0,57	0,043	4,34
1275	0,86	0,10	0,30	0,120	2,36

методика может быть использована для определения степени завершенности окислительных процессов в обжиговых агрегатах конвейерного типа.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Yur'ev B.P., Spirin N.A. Oxidation of iron-ore pellets // *Steel in Translation*. 2011. Vol. 41. № 5. P. 400 – 403.
2. Mazanek E., Krupinska Z., Kulgawezuk D. Zur Oxydationsreak-

tion von Magnetit // *Arch. Eisenhüttenwesen*. 1973. B.44. № 8. S. 571 – 577.

3. Papanastassion D., Bitsianes G. Mechanism and kinetics underlying the oxidation of magnetite in the induration of iron ore pellets // *Met.Trans*. 1973. Vol. 4. № 2. P. 487 – 496.
4. Readman P.W., O'Reilly W. Oxidation processes in titanomagnetites // *Z. Geophys*. 1971. B. 37. № 3. S. 329 – 338.
5. Кокорин Л.К., Лелеко С.Н. Производство окисленных окатышей. – Екатеринбург: Уральский центр ИР и рекламы «Марат», 2004. – 280 с.
6. Булах А.Г., Золотарев А.А., Кривовичев В.Г. Общая минералогия. – М.: Академия, 2008. – 360 с.
7. Плотников С.В., Бормотов А.С. Механизм фазовых превращений при окислительном обжиге промышленных окатышей из концентратов руд железистых кварцитов // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2011. № 3. С. 29 – 32.
8. Юсфин Ю.С., Малышева Т.Я., Плотников С.В. Критерии качества железорудных окатышей из концентратов руд магнетитовых кварцитов // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2009. № 5. С. 7 – 10.
9. Юсфин Ю.С., Базилевич Т.Н. Обжиг железорудных окатышей. – М.: Металлургия, 1973. – 272 с.
10. Gorbachev V.A., Abzalov V.M., Yur'ev B.P. Conversion of magnetite to hematite in iron-ore pellets // *Steel in Translation*. 2007. Vol. 37. № 4. P. 336 – 338.
11. Abzalov V.M., Klein V.I., Yur'ev B.P. Oxygen diffusion in pores of iron-ore pellets // *Steel in Translation*. 2008. Vol. 38. № 6. P. 421 – 423.
12. Уэндландт У. Термические методы анализа. – М.: Мир, 1978. – 526 с.
13. Мерер Х. Диффузия в твердых телах. – М.: Интеллект, 2011. – 536 с.
14. Франк-Каменецкий Д.А. Основы макрокинетики. Диффузия и теплопердача в химической кинетике. – М.: Интеллект, 2008. – 408 с.
15. Горбачев В.А., Абзалов В.М., Юрьев Б.П. Поведение реакционной зоны при окислительном обжиге железорудных окатышей // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2007. № 6. С. 11 – 13.

Поступила 18 марта 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. No. 6, pp. 378–384.

## STUDY OF THE OXIDATION PROCESS IN IRON-ORE MATERIALS AT TEMPERATE AND HIGH TEMPERATURES

S.G. Melamud, B.P. Yur'ev

Ural Federal University named after the first President of Russia  
B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

**Abstract.** The process of oxidation of magnetite and titanium-magnetite in lumped iron-ore materials at temperate (400 – 1000 °C) and high (1000 – 1300 °C) temperatures was studied by using methods of physical-chemical analysis. Kinetics of the diffusion process was studied on briquettes of Olhov and Kachkanar titanium-magnetite concentrate and also on the samples of non-fluxed and fluxed to the basicity 1.3 iron-ore Kachkanar pellets. It was determined that at temperate temperatures the diffusion of reagent is the limiting point of the oxidation process on the zones of spherical surface the size of which is smaller than the total surface of the spherical object. At high temperatures diffusion of oxygen in the pores of pellets is the limiting point of the process in the isothermal and nonisothermal conditions as well. According to kinetic dependence the isothermal oxidation of investigated materials, the apparent energy of activation at the set degrees of conversion was calculated, and changing of the activation is connected with trans-

formation of the type of diffusion of reagents through the layer of the reaction product. The apparent coefficients of diffusion of oxygen applied to iron-fluxed Kachkanar pellets for temperature 500 – 1000 °C were defined. The methods of definition of the oxidation degree of pellets were obtained in dependence on changing time and temperature at nonisothermal operational parameters. The possibility of using the given methods for calculation of the oxidation degree of pellets at their roasting in the conveyer roasting machinery was shown. The obtained results can be used for definition of the completing degree of oxidizing processes in the roasting layer of pellets and at optimizing of operational parameters in roasting machinery.

**Keywords:** oxidation, magnetite, titanium-magnetite, briquette, pellets, analysis, diffusion, kinetics, methods, operational parameters.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-378-384

#### REFERENCES

1. Yur'ev B.P., Spirin N.A. Oxidation of iron-ore pellets. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 5, pp. 400–403.



2. Mazanek E., Krupinska Z., Kulgawezuk D. Zur Oxydationsreaktion von Magnetit. *Arch. Eisenhüttenwesen*. 1973, vol. 44, no. 8, pp. 571–577.
  3. Papanastassion D., Bitsianes G. Mechanism and kinetics underlying the oxidation of magnetite in the induration of iron ore pellets. *Met. Trans.* 1973, vol. 4, no. 2, pp. 487–496.
  4. Readman P.W., O'Reilly W. Oxidation processes in titanomagnetites. *Z. Geophys.* 1971, vol. 37, no. 3, pp. 329–338.
  5. Kokorin L.K., Leleko S.N. *Proizvodstvo okislennykh okatyshei* [Production of oxidated pellets]. Ekaterinburg: Ural'skii tsentr PR i reklamy "Marat", 2004, 280 p. (In Russ.).
  6. Bulakh A.G., Zolotarev A.A., Krivovichev V.G. *Obshchaya mineralogiya* [General mineralogy]. Moscow: Akademiya, 2008, 360 p. (In Russ.).
  7. Plotnikov S.V., Bormotov A.S. Phase transformation mechanism at oxidation burning of industrial pellets, produced from iron quartzite ores. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 3, pp. 29–32. (In Russ.).
  8. Yusfin Yu.S., Malysheva T.Ya., Plotnikov S.V. Quality criteria of iron-ore pellets from the concentrates of magnetite quartzite ores. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 5, pp. 7–10. (In Russ.).
  9. Yusfin Yu.S., Bazilevich T.N. *Obzhig zhelezorudnykh okatyshei* [Roasting of iron-ore pellets]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 272 p. (In Russ.).
  10. Gorbachev V.A., Abzalov V.M., Yur'ev B.P. Conversion of magnetite to hematite in iron-ore pellets. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 4, pp. 336–338.
  11. Abzalov V.M., Klein V.I., Yur'ev B.P. Oxygen diffusion in pores of iron-ore pellets. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 6, pp. 421–423.
  12. Wendlandt Wesley Wm. *Thermal methods of analysis*. New York: Interscience Publishers, 1964. 424 p. (Russ.ed.: Wendlandt W. *Termicheskie metody analiza*. Moscow: Mir, 1978, 526 p.).
  13. Mehrer Helmut. *Diffusion in solids. Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. (Russ.ed.: Mehrer H. *Diffuziya v tverdykh telakh*. Moscow: Intellect, 2011, 536 p.).
  14. Frank–Kamenetskii D.A. *Osnovy makrokinetiki. Diffuziya i teploperedacha v khimicheskoi kinetike* [Basis of macrokinetics. Diffusion and heat transfer in chemical kinetics]. Moscow: Intellect, 2008, 408 p. (In Russ.).
  15. Gorbachev V.A., Abzalov V.M., Yur'ev B.P. Behavior of the reaction zone at the oxidizing roasting of iron-ore pellets. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007, no. 6, pp. 11–13. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was financially supported by the Russian Federation Government, enactment no. 211, contract no. 02.A03.21.006.
- Information about the authors:**
- S.G. Melamud**, *Cand. Sci. (Eng.)*, Deputy Director of Training and Design Center "URFU Design Institute" (e1944@yandex.ru)
- B.P. Yur'ev**, *Cand. Sci. (Eng.)*, Assist. Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (yurev-b@mail.ru)

Received March 18, 2014

УДК 621.771:546.3:620.170

## МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В ДИАПАЗОНЕ ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫХ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦИИ

*Василев Я.Д., д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением» (roman.zamogilniy@yandex.ru)*

Национальная металлургическая академия Украины  
(49600, Украина, г. Днепропетровск, пр. Гагарина, 4)

**Аннотация.** Показано, что за счет тепла, выделяющегося в процессе холодной пластической деформации, деформируемый металл нагревается до 250 – 350 °С и более. При указанных температурах, относящихся к разряду дорекристаллизационных, в результате возврата и полигонизации изменяется предел текучести деформируемого металла на 10 – 35 %. Однако из-за отсутствия моделей для определения предела текучести с учетом влияния температуры указанным изменением пренебрегают, что приводит к большим (до 15 – 45 %) погрешностям при прогнозировании энергосиловых параметров на агрегатах холодной пластической деформации. Разработаны математические модели предела текучести в диапазоне дорекристаллизационных температур практически для всех углеродистых и легированных сталей, подвергаемых холодной пластической деформации. Приведены данные, подтверждающие надежность и удовлетворительную точность предложенных моделей, что позволяет рекомендовать их для практического использования при выполнении технологических расчетов на агрегатах холодной пластической деформации.

**Ключевые слова:** сталь, предел текучести, модель, холодная пластическая деформация, упрочнение, дорекристаллизационная температура, точность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-385-391

В процессах холодной пластической деформации большая часть работы формоизменения и сил трения превращается в тепло, что приводит к увеличению температуры деформируемого металла при холодной прокатке до 150 – 250 °С, а при сухом волочении до 250 – 350 °С и более [1 – 6]. При указанных температурах, относящихся к разряду дорекристаллизационных, в результате возврата и полигонизации изменяются механические свойства, в том числе и предел текучести деформируемого металла [7]. Известно [1, 4 – 6, 8 – 12], что при нагреве большинства углеродистых и легированных сталей с 20 до 150 – 250 °С происходит уменьшение предела текучести на 10 – 35 % и лишь для небольшого числа сталей наблюдается увеличение этого параметра на 5 – 20 %. Указанные изменения предела текучести углеродистых и легированных сталей влияют на уровень силы и мощности при холодной пластической деформации и должны быть учтены при прогнозировании энергосиловых параметров на соответствующих агрегатах [1, 3 – 6, 10, 13]. Однако из-за отсутствия моделей для определения предела текучести металла при холодной пластической деформации с учетом влияния температуры влиянием данного фактора при выполнении технологических расчетов пренебрегают. Это приводит к большим (до 15 – 45 %) погрешностям при прогнозировании энергосиловых параметров на агрегатах холодной пластической деформации [3 – 6, 10, 13].

Из изложенного следует, что создание математических моделей для прогнозирования влияния температуры на предел текучести углеродистых и легированных сталей при холодной пластической деформации является актуальной задачей. Решению этой задачи посвящена настоящая работа.

О влиянии дорекристаллизационных температур (20 – 500 °С) на предел текучести углеродистых и легированных сталей судили по результатам статических испытаний образцов на растяжение, приведенных в работах [8, 9], а также по материалам собственных (МСИ) и заводских (МЗИ) исследований. Предел текучести с учетом влияния температуры  $\sigma_{тi}$  для каждой стали представляли в виде произведения предела текучести  $\sigma_{те}$ , учитывающего влияние только упрочнения, на коэффициент  $k_i$ :

$$\sigma_{тi} = \sigma_{те} k_i. \quad (1)$$

Безразмерный коэффициент  $k_i$  представляет собой отношение предела текучести конкретной стали при температуре  $t_{нi}$  к пределу текучести той же стали при температуре 20 °С. Статистическая обработка экспериментальных данных показала, что зависимости  $k_i = \varphi(t_{нi})$  с точностью не хуже 1 – 2 % описываются полиномом пятой степени:

$$k_i = a_0 + a_1 \left( \frac{t_{нi} - 20}{t_{нi}} \right) + a_2 \left( \frac{t_{нi} - 20}{t_{нi}} \right)^2 + \dots + a_5 \left( \frac{t_{нi} - 20}{t_{нi}} \right)^5, \quad (2)$$

где  $t_n$  и  $t_{пл}$  – температура деформации полосы (образца) из данной стали и ее температура плавления, °C;  $a_0, \dots, a_5$  – коэффициенты полинома.

В табл. 1 приведены значения температуры плавления  $t_{пл}$  и коэффициентов  $a_0, \dots, a_5$  полинома (2) практически для всех углеродистых и легированных сталей, подвергаемых холодной пластической деформации.

На рисунке представлены наиболее характерные зависимости  $k_t = \varphi(t_n)$  исследованных сталей, построенные по уравнению (2).

Анализ показал, что зависимости  $k_t = \varphi(t_n)$  преобладающего большинства исследованных сталей представляют собой убывающие (см. рисунок, поз. а, б) или седловидные (поз. в) кривые и характеризуются значениями коэффициента  $k_t$  меньше 1,0. Вместе с тем было установлено, что кривые  $k_t = \varphi(t_n)$  небольшого количества исследованных сталей имеют ярко выраженный максимум в диапазоне температур 50 – 150 °C (поз. з). Коэффициент  $k_t$  этих сталей в данном интервале температур больше единицы и в зависимости от химического

Т а б л и ц а 1

**Значения температуры плавления  $t_{пл}$  и коэффициентов  $a_0, \dots, a_5$  полинома (2) для исследованных сталей**

*Table 1. Values of melting point  $t_m$  and  $a_0, \dots, a_5$  polynomial coefficients (2) for the studied steels*

Марка стали (сплава)	$t_{пл}, ^\circ\text{C}$	Значения коэффициентов полинома						Диапазон работоспособности, °C	Источник
		$a_0$	$a_1$	$a_2$	$a_3$	$a_4$	$a_5$		
Конструкционные стали									
*08кп (1)	1529	1,000	-2,444	3,080	203,730	-1282,610	2026,900	20 – 300	МСИ
		1,000	-2,314	-3,037	318,030	-1856,820	2856,080	20 – 300	МСИ
*08кп (2)	1529	1,000	-1,306	-26,335	309,382	-1032,822	1027,910	20 – 450	МСИ
		1,000	-0,827	-28,457	334,950	-1158,110	1185,032	20 – 500	МСИ
08	1520	0,987	3,512	13,322	-573,870	2466,750	-3011,480	20 – 300	МЗИ
10	1517	0,996	-7,448	118,780	-843,720	2529,822	-2700,827	20 – 500	[8]
15	1513	1,000	-3,174	90,430	-892,000	3228,900	-3927,930	20 – 500	[9]
20	1508	1,000	5,235	-145,939	968,671	-2586,900	2420,680	20 – 350	[8]
20А	1508	0,997	-2,566	27,220	-258,930	884,760	-970,740	20 – 300	МСИ
25	1503	0,993	0,458	30,943	-494,940	1856,750	-2111,610	20 – 300	[8]
30	1499	1,000	-2,690	9,570	-57,890	199,970	-262,990	20 – 600	[5], МСИ
60	1472	1,000	-2,653	98,280	-961,900	3429,760	-4172,910	20 – 400	[8]
ВС2 пс, сп	1517	0,998	0,101	-44,440	306,140	-821,390	750,640	20 – 250	[8]
15К	1513	0,998	-4,983	78,744	-594,889	1901,843	-2153,750	20 – 400	[9]
22К	1504	0,998	-0,636	-25,458	272,537	-875,280	848,469	20 – 500	[9]
09Г2С	1509	1,000	-6,155	142,490	-1300,020	4712,700	-5907,800	20 – 400	[8]
10Г2С	1506	1,000	-4,700	86,100	-644,370	1803,700	-1663,600	20 – 350	МСИ
10Г2С1	1506	1,000	-4,698	86,110	-644,750	1805,170	-1666,500	20 – 350	[8]
14Г2АФ	1506	0,999	-2,090	3,410	11,830	-69,180	63,650	20 – 400	[8]
16ГС	1506	1,005	-2,734	-8,212	195,200	-751,360	837,500	20 – 450	[9], МСИ
16ГНМ	1505	0,999	0,477	-27,182	251,728	-864,980	969,385	20 – 500	[9]
35Г2	1489	1,000	-2,668	31,030	-300,950	1238,600	-1770,700	20 – 400	МЗИ, МСИ
45Г	1484	1,000	-0,670	2,835	72,570	-1365,150	3818,300	20 – 300	МЗИ
65Г	1466	1,000	-0,349	0,878	5,831	-226,300	536,020	20 – 350	МСИ
20Х	1506	1,000	-1,954	-35,150	377,270	-738,540	-223,150	20 – 200	МСИ
30Х	1497	0,992	0,753	-85,770	845,260	-2852,260	3052,740	20 – 450	[6] МСИ
40Х	1488	0,999	-0,980	-17,600	164,460	-485,990	433,670	20 – 400	[6]
40Н	1485	1,000	-5,436	49,030	-89,570	-295,570	723,350	20 – 450	МЗИ, МСИ
45ХН, 50ХН	1480	1,000	5,134	-143,640	1208,960	-4057,450	4596,150	20 – 400	[8]
10ХСНД	1506	0,999	-2,605	7,623	6,905	-67,750	52,170	20 – 400	[8]

Т а б л и ц а 1 (продолжение)

Марка стали (сплава)	$t_{пл},$ °C	Значения коэффициентов полинома						Диапазон работоспо- собности, °C	Источник
		$a_0$	$a_1$	$a_2$	$a_3$	$a_4$	$a_5$		
15ХСНД	1506	1,000	-1,507	52,790	-581,380	2482,590	-3608,340	20 – 300	[8]
18Х2Н4МА	1493	1,000	-0,344	-0,408	33,904	-201,760	268,410	20 – 500	[8]
20ХН4ФА	1493	0,999	-0,641	-3,165	71,800	-34 605,000	418,040	20 – 450	[8]
34ХН3М	1486	1,000	-0,993	7,330	-63,830	193,730	-188,130	20 – 450	[8]
40ХН2МА	1483	1,000	-1,065	-4,668	58,693	-166,560	109,000	20 – 450	[8]
48ХГТ	1505	0,998	-1,070	0,127	-46,130	288,540	-442,760	20 – 400	[8]
30ХГСА	1490	1,000	3,575	-82,468	511,530	-1025,130	315,600	20 – 250	МСИ
12Х1МФ	1513	1,000	-2,226	27,800	-274,310	1029,060	-1258,720	20 – 350	[8]
15Х5М	1501	0,999	-0,764	-10,124	93,133	-260,530	196,680	20 – 400	[8]
20ХМА	1506	1,000	-5,920	101,800	-673,900	1912,000	-2010,000	20 – 500	МСИ, МЗИ
20Х3МВФ	1502	1,000	-0,784	7,100	-72,500	276,120	-364,310	20 – 500	[9]
25Х2М1Ф	1497	0,999	0,576	-8,039	-42,410	382,110	-629,770	20 – 350	[9]
30ХМ, 30ХМА	1497	1,004	-3,393	36,060	-190,120	476,090	-482,540	20 – 500	[9]
35ХМФА	1491	0,999	9,670	-175,200	1141,580	-3146,000	3014,900	20 – 450	МСИ, МЗИ
38ХМЮА	1490	1,000	-1,488	52,192	-949,412	5611,100	-10 732,140	20 – 350	МСИ, МЗИ
38Х2МЮА	1489	0,999	0,087	-32,100	303,900	-1021,100	1093,330	20 – 450	[9]
40ХФА	1488	1,000	-2,253	61,297	-646,000	2663,380	-3816,750	20 – 400	[9]
50ХФА	1490	1,000	1,623	-20,280	-43,560	799,000	-1792,000	20 – 450	МСИ, МЗИ
ШХ15	1437	0,995	9,080	-265,750	2663,200	-10 149,150	12 812,800	20 – 350	[8], МСИ
65С2ВА	1455	1,000	-0,824	-8,214	130,530	-636,190	943,460	20 – 400	[8]
Инструментальные стали									
Х5	1429	1,000	-2,611	-45,940	620,770	-2451,170	3083,670	20 – 400	МЗИ
Х5М	1428	1,000	-1,689	15,269	-121,654	463,550	-640,860	20 – 400	МЗИ
Х8	1335	1,000	-1,855	22,675	-160,070	536,100	-670,600	20 – 400	МЗИ
9ХС	1434	1,000	-1,731	-32,763	352,720	-1118,800	1112,900	20 – 450	[5]
8Х3	1450	1,000	-3,285	12,690	3,892	-111,360	87,916	20 – 400	МЗИ
5ХГМ	1475	0,998	0,150	-26,990	199,660	-565,490	506,220	20 – 450	[8]
4Х5МФ1С	1471	1,000	-0,174	-19,060	189,700	-673,930	792,330	20 – 500	[8]
4ХВ2С	1485	0,999	0,622	-13,045	114,660	-381,630	356,650	20 – 500	[8]
5ХВ2С	1474	1,000	-1,499	2,904	97,206	-664,150	1074,930	20 – 400	МЗИ
6ХВГ	1469	1,000	-1,713	18,480	-149,920	579,100	-857,930	20 – 400	МЗИ
18Х2Н4ВА	1493	1,000	-0,345	-0,409	33,950	-202,190	269,130	20 – 450	[8]
4Х2В5ФМ (ЭИ959)	1486	1,000	-0,616	-9,937	129,960	-576,700	817,900	20 – 400	МЗИ
18Х3МФ (ЭИ575)	1361	1,000	-1,731	7,799	2,339	-108,460	173,660	20 – 450	МЗИ
Специальные стали									
08Х13	1487	1,000	1,622	-46,670	312,480	-867,911	836,220	20 – 400	[9]
Х17, 12Х17	1476	1,000	-1,771	10,436	-50,470	99,000	-79,610	20 – 400	[8]
20Х13	1476	0,993	2,515	-43,910	210,860	-448,465	343,455	20 – 450	[9]
30Х13	1468	1,000	-1,236	19,590	-156,570	478,850	-518,440	20 – 450	[9]
40Х13	1459	0,997	1,141	-46,090	359,230	-1127,450	1178,750	20 – 400	[9]
0Х21Н5Т	1448	1,000	-0,139	-7,719	183,200	-1572,320	3618,800	20 – 350	МЗИ, МСИ
0Х21Н6М2Т	1440	0,999	1,013	-104,310	994,440	-3412,350	3807,060	20 – 350	[9]
0Х27Ю5А	1469	1,000	-1,960	2,767	-7,209	40,611	-55,864	20 – 650	МЗИ, МСИ

Таблица 1 (продолжение)

Марка стали (сплава)	$t_{пл}, ^\circ\text{C}$	Значения коэффициентов полинома						Диапазон работоспособности, $^\circ\text{C}$	Источник
		$a_0$	$a_1$	$a_2$	$a_3$	$a_4$	$a_5$		
12X18H9	1430	1,000	-2,483	13,040	-87,050	297,200	-350,580	20 – 350	[5], МСИ
14X17H2	1469	0,999	-0,120	-28,500	270,300	-923,690	1025,800	20 – 450	[8]
1X12B2MФ (ЭИ756)	1498	1,000	-0,347	8,022	-92,260	271,153	-243,220	20 – 500	МЗИ
15X12BHMФ	1484	0,999	0,470	-25,000	196,430	-556,980	479,820	20 – 400	[8]
20X12BHMФ	1478	1,000	-0,673	-0,615	-18,530	146,640	-269,880	20 – 500	[8]
34XH3M	1485	0,999	-0,836	-8,472	84,540	-264,420	251,200	20 – 450	[8]
10X14Г14Н4Т	1397	1,000	-3,123	11,040	-47,490	114,850	-104,370	20 – 300	[8]
37X12H8Г8МФБ	1399	1,000	-2,230	7,760	-38,210	147,540	-188,500	20 – 400	[8]
40X9C2	1456	1,000	-1,786	13,327	-80,990	191,880	-150,100	20 – 400	[8]
40X10C2M	1453	1,000	-4,070	26,460	-77,860	92,570	-43,070	20 – 450	[8]
40X18H25C2	1341	1,000	-2,228	6,315	10,477	-80,968	98,764	20 – 500	МЗИ
XH35BT	1326	1,000	-1,525	-15,160	153,560	-441,030	416,520	20 – 500	[8]
12XM	1513	1,004	-2,565	21,180	-12,817	-258,980	480,420	20 – 500	[9], МСИ
15XM	1510	0,999	-0,806	-18,527	109,070	-160,800	5,099	20 – 500	[9]
35XM	1493	0,991	4,950	-143,110	1122,600	-3400,600	3420,230	20 – 450	[9], МСИ
25X1MФ	1501	1,003	-4,330	88,790	-786,800	2806,120	-3452,990	20 – 350	[9]
20X1M1Ф1TP	1502	0,99	3,882	-122,560	1033,170	-3283,900	3407,290	20 – 450	[9]
15X11 MФ	1489	1,000	0,495	-24,254	221,090	-768,720	876,740	20 – 500	[9]
20X12H2B2MФ	1481	1,000	-1,480	6,348	-19,430	20,630	-18,790	20 – 450	[9]
18X12BMBФP	1486	1,000	-0,342	5,888	-45,650	112,230	-108,430	20 – 500	[9]
12X18H9T	1421	1,003	-2,533	-2,544	76,389	-254,140	261,330	20 – 350	[9], МСИ
12X18H12T	1413	1,003	5,952	-125,170	709,200	-1639,930	1345,730	20 – 300	[9]
08X16H11M3	1442	1,000	-3,114	20,595	-133,210	403,240	-415,950	20 – 300	[9]

\* Сталь производства ОАО «Арселор Миттал Темиртау» (Казахстан) (1) и ОАО «Запорожсталь» (Украина) (2) (числитель –  $\varepsilon_\Sigma = 0$ , знаменатель –  $\varepsilon_\Sigma > 0$ )

состава и их структурного состояния его значения могут достигать 1,05 – 1,20 и более [8, 9, 11]. Разный характер изменения зависимостей  $k_t = \varphi(t_{пл})$  объясняется особенностями протекания процессов возврата и полигонизации отдельных сталей [7].

Как следует из модели (1), для определения предела текучести любой стали в диапазоне дорекристаллизационных температур  $\sigma_{тл}$ , помимо коэффициента  $k_t$ , необходимо знать также величину  $\sigma_{те}$  последней. Для расчета  $\sigma_{те}$  рекомендуются модели А.В. Третьякова [2, 14]:

$$\sigma_{те} = \sigma_{тисх} + m(100\varepsilon_\Sigma)^k = \sigma_{тисх} \left[ 1 + \frac{m}{\sigma_{тисх}} (100\varepsilon_\Sigma)^k \right], \quad (3)$$

в которых  $\sigma_{тисх}$  и  $m$  – значение предела текучести стали после горячей деформации ( $\varepsilon_\Sigma = 0$ ) при  $t_{пл} = 20^\circ\text{C}$  и множитель, характеризующий интенсивность ее упрочнения, Н/мм<sup>2</sup>;  $k$  – показатель, определяющий характер упрочнения стали, безразмерная величина;  $\varepsilon_\Sigma$  – суммарное относительное обжатие при холодной пластической деформации, доли единицы.

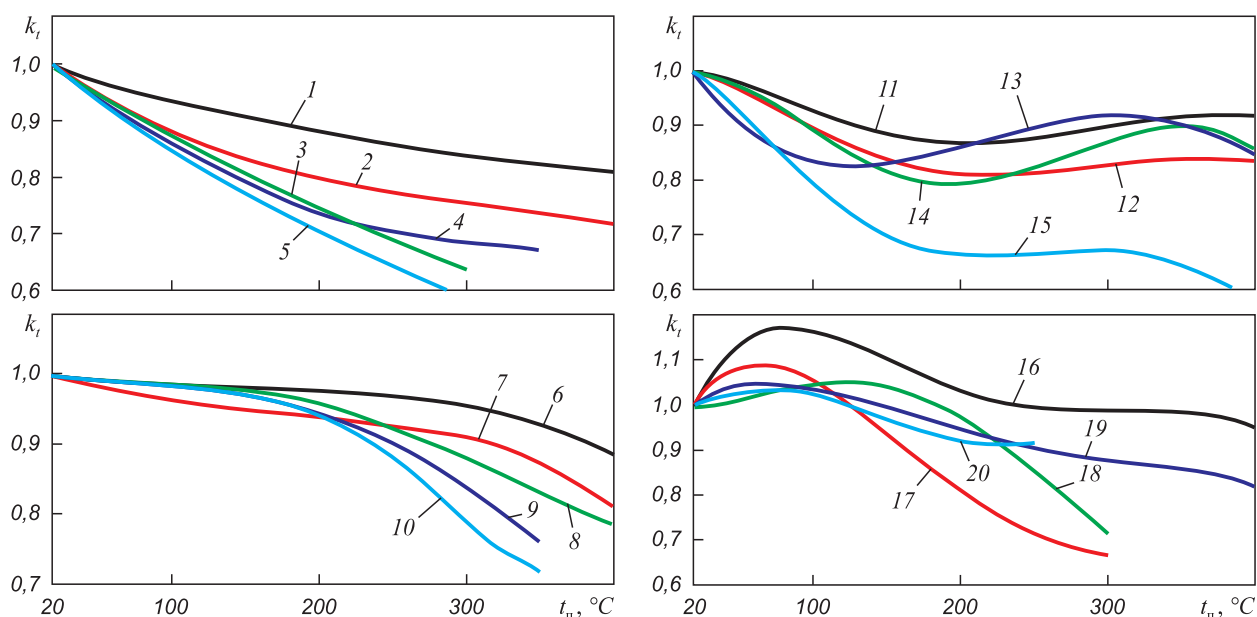
Модель (3) широко используется при выполнении технологических расчетов [2, 3, 5, 6, 10 – 14]. Значения  $\sigma_{тисх}$ ,  $m$ ,  $k$  для сталей, представленных в табл. 1, приведены в работах А.В. Третьякова [2, 14] и в технической литературе [5, 10].

После подстановки выражений (2) и (3) в зависимость (1) получили следующую математическую модель для определения предела текучести при холодной пластической деформации углеродистых и легированных сталей в диапазоне дорекристаллизационных температур:

$$\sigma_{тл} = \sigma_{тисх} \left[ 1 + \frac{m}{\sigma_{тисх}} (100\varepsilon_\Sigma)^k \right] \left[ a_0 + a_1 \left( \frac{t_{пл} - 20}{t_{пл}} \right) + a_2 \left( \frac{t_{пл} - 20}{t_{пл}} \right)^2 + \dots + a_5 \left( \frac{t_{пл} - 20}{t_{пл}} \right)^5 \right]. \quad (4)$$

Модель (4) предназначена для прогнозирования предела текучести при холодной пластической деформации углеродистых и легированных сталей на любом аг-





Зависимости  $k_t = \varphi(t_n)$  некоторых углеродистых и легированных сталей, построенные по уравнению (2) при  $k_t < 1,0$  (а, б, в) и  $k_t > 1,0$  (г):  
 1 – X5M; 2 – 10XCHД; 3 – сталь 30; 4 – 12X18H9T; 5 – 10X14Г14Н4Т; 6 – 18X2H4МА; 7 – 20XН4ФА; 8 – 1X12В2МФ; 9 – 65Г;  
 10 – 0X21H5T; 11 – 22К; 12 – 08кп; 13 – 40Н; 14 – 30X; 15 – X5; 16 – 35XМФА; 17 – 12X18H12T; 18 – сталь 25; 19 – 50XФА; 20 – 30XГСА

Dependences  $k_t = \varphi(t_n)$  of certain carbon and alloyed steels, set up by equation (2) with  $k_t < 1,0$  (a, б, в) and  $k_t > 1,0$  (г):  
 1 – Kh5M; 2 – 10KhSND; 3 – steel 30; 4 – 12Kh18N9T; 5 – 10Kh14G14N4T; 6 – 18Kh2N4MA; 7 – 20KhN4FA; 8 – 1Kh12V2MF; 9 – 65G;  
 10 – 0Kh21N5T; 11 – 22K; 12 – 08kp; 13 – 40N; 14 – 30Kh; 15 – Kh5; 16 – 35KhMFA; 17 – 12Kh18N12T; 18 – steel 25; 19 – 50KhFA; 20 – 30KhGSA

регаге. Температура  $t_n$  деформируемого металла может быть определена экспериментальным или расчетным путем. Более предпочтительным является второй путь. Например, для расчета температуры полосы на выходе из очага деформации при холодной прокатке  $t_{1n}$  может быть использована формула [13, 15]:

$$t_{1n} = t_{0в} + \left[ t_{0п} - t_{0в} + \frac{1}{1 + \delta_\tau} \frac{\eta_\pi 1,15\sigma_{\text{тср}} \xi_{\text{ср}}}{c_\pi \rho_\pi} \ln \frac{h_0}{h_1} + \frac{\delta_\tau}{1 + \delta_\tau} \sqrt{\frac{\lambda_\pi}{c_\pi \rho_\pi \tau}} \frac{\eta_\pi (p_{\text{срс}} - 1,15\sigma_{\text{тср}} \xi_{\text{ср}}) h_1}{\lambda_\pi \sqrt{\pi}} \ln \frac{h_0}{h_1} \right] \times \exp \left[ -\frac{4}{\rho_\pi c_\pi (h_0 + h_1)} \sqrt{\frac{\lambda_\pi c_\pi \rho_\pi \tau}{\pi}} \right], \quad (5)$$

где

$$\delta_\tau = \sqrt{\frac{\lambda_\pi c_\pi \rho_\pi}{\lambda_\pi c_\pi \rho_\pi}}; \quad (6)$$

$$\eta_\pi = 1 - \frac{1,15\sigma_{\text{тср}} \xi_{\text{ср}}}{p_{\text{срс}}} (1 - \eta_{\text{вых}}). \quad (7)$$

В выражениях (5) – (7)  $t_{0в}$  и  $t_{0п}$  – среднемассовая температура рабочих валков и температура полосы на входе в очаг деформации;  $h_0$  и  $h_1$  – толщина полосы на входе и выходе из очага деформации;  $\sigma_{\text{тср}}$  и  $\xi_{\text{ср}}$  – среднее значение напряжения текучести материала полосы в очаге деформации и коэффициент, учитывающий влияние среднего натяжения полосы при холодной прокатке на  $\sigma_{\text{тср}}$ ;  $\lambda_\pi$ ,  $\rho_\pi$ ,  $c_\pi$  и  $\lambda_\pi$ ,  $\rho_\pi$ ,  $c_\pi$  – соответственно теплопро-

водность, плотность и теплоемкость материала рабочих валков и полосы;  $\delta_\tau$ ,  $\eta_{\text{вых}}$  и  $\eta_\pi$  – соответственно термофизический критерий, коэффициент выхода тепла и приведенный коэффициент выхода тепла при холодной прокатке;  $p_{\text{срс}}$  – среднее контактное нормальное напряжение при холодной прокатке, рассчитанное с учетом влияния упругих деформаций валков и полосы;  $\tau$  – время прохождения точки на поверхности полосы через очаг деформации при прокатке.

В табл. 2 приведены результаты расчета коэффициента  $k_t$  и предела текучести  $\sigma_{\text{тн}}$  стали 08кп [ $\sigma_{\text{те}} = 260 + 34,6(100\varepsilon_\Sigma)^{0,6}$ ] при холодной прокатке жести 0,18×855 мм со скоростью 33 м/с на шестиклетевом стане 1400 [10]. Расчет температурно-скоростных и энергосиловых параметров при прокатке жести осуществляли по моделям, приведенным в работе [13]. Для сравнения в табл. 2 представлены также значения предела текучести  $\sigma_{\text{те}}$  стали 08кп, рассчитанные с учетом влияния только упрочнения.

Из табл. 2 видно, что значения  $\sigma_{\text{тн}}$  меньше  $\sigma_{\text{те}}$  и в рассматриваемых температурных условиях холодной прокатки составляют  $(0,880 - 0,972)\sigma_{\text{те}}$ . При холодной пластической деформации других, более чувствительных к температуре сталей (например, 12X18H9T, 16ГС, 30, X5 и др.), значения  $\sigma_{\text{тн}}$  при  $t_n = 150 - 250$  °C уменьшаются до  $(0,65 - 0,75)\sigma_{\text{те}}$ , т.е. на 25 – 35 % и более. Исключением в этом смысле являются только такие стали, как 25, 12X18H12T, 35XМФА и др., значения предела текучести которых при  $t_n = 50 - 150$  °C увеличиваются до  $(1,05 - 1,20)\sigma_{\text{те}}$ .

**Результаты расчета предела текучести  $\sigma_{т}$  стали 08кп при холодной прокатке жести на шестиклетевом стане 1400**

*Table 2. Calculation of flow limit  $\sigma_{т}$  of 8kp steel during cold rolling of 0,18×855 mm tin on six-frame rolling mill 1400*

Параметр	Значение параметра для клетки номер					
	1	2	3	4	5	6
$\epsilon_{\Sigma}$	0,140	0,483	0,696	0,817	0,879	0,925
$t_{1п}, ^\circ\text{C}$	61	108	150	184	207	223
$k_t$	0,972	0,906	0,880	0,882	0,888	0,891
$\sigma_{те}, \text{Н/мм}^2$	429	615	702	747	768	783
$\sigma_{т}, \text{Н/мм}^2$	417	557	618	659	682	698

**Выводы.** Разработаны математические модели предела текучести в диапазоне дорекристаллизационных температур практически для всех углеродистых и легированных сталей, подвергаемых холодной пластической деформации. Приведены данные, подтверждающие надежность и удовлетворительную точность предложенных моделей, что позволяет рекомендовать их для использования при выполнении технологических расчетов на агрегатах холодной пластической деформации.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Белосевич В.К., Нетесов Н.П. Совершенствование процесса холодной прокатки. – М.: Металлургия, 1971. – 272 с.
2. Теория прокатки. Справочник / А.И. Целиков, А.Д. Томленов, В.И. Зюзин, А.В. Третьяков, Г.С. Никитин. Под научн. ред. В.И. Зюзина, А.В. Третьякова. – М.: Металлургия, 1982. – 335 с.
3. Мазур В.Л., Ноговицин А.В. Теория и технология тонколистовой прокатки (численный анализ и технические приложения). – Днепропетровск: РВА «Дніпро ВАЛ», 2010. – 500 с.
4. Робертс В. Холодная прокатка стали / Пер. с англ. В. Робертс. – М.: Металлургия, 1982. – 544 с.
5. Василев Я.Д. Инженерные модели и алгоритмы расчета параметров холодной прокатки. – М.: Металлургия, 1995. – 368 с.
6. Василев Я.Д., Дементенко А.В., Горбунков С.Г. Производство жести методом двойной прокатки. – М.: Металлургия, 1994. – 125 с.
7. Гуляев А.П. Металловедение: Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 566 с.
8. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
9. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур. Справочник. В 2-х кн. Кн.1. – М.: Металлургия, 1991. – 283 с.
10. Василев Я.Д., Дементенко А.В. Непрерывная прокатка тонких и особо тонких полос. – В кн.: Непрерывная прокатка. Коллективная монография. – Днепропетровск: РВА «Дніпро-ВАЛ», 2002. С. 137 – 293.
11. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации. – 2-е изд. перераб. и доп.: Справочник. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
12. Холодная прокатка и отделка жести / А.Ф. Пименов, О.Н. Сосковец, А.И. Трайно и др. – М.: Металлургия, 1990. – 208 с.
13. Василев Я.Д. Основы теории продольной холодной прокатки. – В кн.: Пластическая деформация металлов. – Днепропетровск: Акцент ПП, 2014. С. 107 – 125.
14. Третьяков А.В. Теория, расчет и исследование станов холодной прокатки. – М.: Металлургия, 1966. – 255 с.
15. Василев Я.Д. Инженерная методика расчета температуры полосы при холодной прокатке // Производство проката. 2012. № 6. С. 15 – 19.

Поступила 6 ноября 2014 г.

**MATHEMATICAL MODELS OF YIELD STRESS OF CARBON AND ALLOYED STEELS IN THE RANGE OF PRERECRYSTALLIZATION TEMPERATURE OF DEFORMATION**

*Ya.D. Vasilev*

National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine

**Abstract.** It has been shown that due to the heat released in the process of cold plastic deformation the deformable metal is heated up to 250 – 350 °C or more. At these temperatures, related to the recrystallization category, at the result of the return and polygonization the deformable metal yield strength changes by 10 – 35 %. However, due to lack of models for determining the yield stress

for the effects of temperature the determined change can be neglected, and it leads to large errors (up to 15 – 45 %) in the prediction of power parameters of cold plastic deformation units. The mathematical models of the yield strength of carbon and alloy steels in the temperature range before recrystallization were determined. The author has shown the evidence of performance and reliability of the proposed models that makes them effective for practical use in performing engineering calculations on units of cold plastic deformation.

**Keywords:** yield stress, model, temperature, hardening, steel, cold plastic deformation, range, recrystallization, accuracy.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-385-391

## REFERENCES

1. Belosevich V.K., Netesov N.P. *Sovershenstvovanie protsessa kholodnoi prokatki* [Advancement of cold rolling process]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 272 p. (In Russ.).
2. Tselikov A.I., Tomlenov A.D., Zyuzin V.I., Tret'yakov A.V., Nikitin G.S. *Teoriya prokatki. Spravochnik* [Theory of rolling. Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 335 p. (In Russ.).
3. Mazur V.L., Nogovitsin A.V. *Teoriya i tekhnologiya tonkolistovoi prokatki (chislennyi analiz i tekhnicheskie prilozheniya)* [Theory and technology of thin plate rolling (digital analysis and technical applications)]. Dnepropetrovsk: RVA "Dnipro VAL", 2010, 500 p. (In Russ.).
4. Roberts William L. *Cold rolling of steel*. New York; Basel: Marcel Dekker, Inc., 1978. (Russ.ed.: Roberts W.L. *Kholodnaya prokatka stali*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 544 p.).
5. Vasilev Y.D. *Inzhenernye modeli i algoritmy rascheta parametrov kholodnoi prokatki* [Engineering models and algorithms for cold rolling parameters calculation]. Moscow: Metallurgiya, 1995, 368 p. (In Russ.).
6. Vasilev Y.D., Dementienko A.V., Gorbunkov S.G. *Proizvodstvo zhesti metodom dvoinoi prokatki* [Tin production by double rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 125 p. (In Russ.).
7. Gulyaev A.P. *Metallovedenie: Uchebnik dlya vuzov* [Metal science: Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 566 p. (In Russ.).
8. *Marochnik stali i splavov* [Steels and alloys: grade guide]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 640 p. (In Russ.).
9. Maslenkov S.B., Maslenkova E.A. *Stali i splavy dlya vysokikh temperatur. Spravochnik. V 2-kh kn. Kn. 1* [Steels and alloys for high temperatures. Reference book. In 2 vols. Vol. 1]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 283 p. (In Russ.).
10. Vasilev Ya.D., Dementienko A.V. Continuous rolling of thin and extra thin strips. In.: *Nepreryvnaya prokatka. Kollektivnaya monografiya* [Continuous rolling. Collective monograph]. Dnepropetrovsk: RVA "Dnipro-VAL", 2002, pp. 137–293. (In Russ.).
11. Polukhin P.I., Gun G.Ya., Galkin A.M. *Soprotivlenie plasticheskoi deformatsii. Spravochnik* [Resistance to plastic deformation. Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 352 p. (In Russ.).
12. Pimenov A.F., Soskovets O.N., Traino A.I., Traino V.L., Netesov N.P. *Kholodnaya prokatka i otdelka zhesti* [Cold rolling and finishing of tin]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 208 p. (In Russ.).
13. Vasilev Ya.D. Basics of theory of longitudinal cold rolling. In.: *Plasticheskaya deformatsiya metallov* [Plastic deformation of metals]. Dnepropetrovsk: Aktsent PP, 2014, pp. 107–125. (In Russ.).
14. Tret'yakov A.V. *Teoriya, raschet i issledovanie stanov kholodnoi prokatki* [Theory, calculation and study of cold rolling mills]. Moscow: Metallurgiya, 1966, 255 p. (In Russ.).
15. Vasilev Y.D. Engineering method of calculation of strip temperature at cold rolling. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 6. pp. 15–19. (In Russ.).

**Information about the author:**

*Ya.D. Vasilev, Dr. Eng. (Sci.), Professor of the Chair of "Metal Forming" (roman.zamogilniy@yandex.ru)*

Received November 6, 2014

УДК 621.315.537.311

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАСПЛАВОВ «ЖЕЛЕЗНЫХ» МЕТЕОРИТОВ\*

**Цепелев В.С.**, д.т.н., профессор, директор Исследовательского центра физики  
металлических жидкостей (v.s.tsepelev@urfu.ru)

**Поводатор А.М.**, инженер Исследовательского центра физики  
металлических жидкостей (bandys573@gmail.com)

**Гроховский В.И.**, к.ф.-м.н., профессор (grokh47@mail.ru)

**Вьюхин В.В.**, старший научный сотрудник Исследовательского центра физики  
металлических жидкостей (v.v.vyukhin@urfu.ru)

**Конашков В.В.**, к.т.н., старший научный сотрудник Исследовательского центра физики  
металлических жидкостей (vvk17@e1.ru)

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

**Аннотация.** При исследовании в электропечах физических свойств четырех образцов «железных» метеоритов изучены температурные зависимости кинематической вязкости, поверхностного натяжения и плотности. Получены графики этих зависимостей для каждого из образцов в диапазоне до 1800 °С, которые подтверждают многочисленные литературные данные по железным и железо-никелевым сплавам Земного происхождения. Показано, что перспективно использовать эти характеристики для изучения космических объектов (прежде всего – «железных» метеоритов) как адекватные параметры при изучении физических свойств метеоритного вещества, в том числе для получения из них сплавов с заданными характеристиками. Полученные результаты подтверждают гипотезу единого происхождения, развития и формирования космических объектов, по меньшей мере в Солнечной системе. Это можно использовать при становлении космической металлургии, например на орбите Земли, на Луне, Марсе или иных объектах Солнечной системы.

**Ключевые слова:** расплав, метеорит, свойства, температурная зависимость, поверхностное натяжение, плотность, вязкость, космическая металлургия.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-392-396

Изучение метеоритов, осуществляемое на протяжении всей истории человечества, получило дополнительный стимул в связи с падением нескольких крупных метеоритов, в том числе и на территории России. С одной стороны, население Земли все больше осознает опасность подобных космических объектов, которую наглядно продемонстрировало падение Челябинского метеорита, принесшего убыток примерно 1 млрд. руб. С другой стороны, изучение параметров доступных наблюдению объектов (в том числе их орбит и спектров) имеет как научный, космологический и прогностический аспекты, так и практическое значение. Экспериментальное изучение фрагментов метеоритов, упавших на Землю, позволяет получить дополнительные сведения о них, которые могут быть использованы, в частности, при становлении космической металлургии, в том числе для получения в будущем сплавов с требуемыми характеристиками вне Земли, например непосредственно на Луне, Марсе, где имеются железо-

содержащие породы, или иных небесных телах Солнечной системы [1].

Химический состав «железных» метеоритов такой, который не встречается в самородном железе, а от искусственно выплавленного железа «железные» метеориты отличаются необычайно крупной кристаллизацией [2, 3]. Челябинский метеорит, возраст которого 4,5 млрд. лет, до входа в атмосферу Земли (аналогично Сихотэ-Алиньскому метеориту) имел массу около  $10^4$  т. Анализ структуры фрагментов этого метеорита показал, что главными железосодержащими минералами являются силикаты; от 1,5 до 10,0 % массы приходится на «самородный» металл (железо, никель). Изучение структуры этих фрагментов показало, что наблюдается несомненное сходство «самородного» металла метеорита и земного аналога метеоритного вещества [4].

Целью настоящей работы явилось определение целесообразности использования методик изучения высокотемпературных (до 2000 °С) расплавов на основе железа, кобальта, никеля для определения физических свойств расплавов образцов «железных» метеоритов.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке научных исследований высших учебных заведений в рамках государственного задания Российской Федерации № 2014/236.

Для изучения были использованы любезно предоставленные В.И. Гроховским (ФТИ УрФУ, Екатеринбург) четыре фрагмента метеоритов: Сихотэ-Алинского метеоритного дождя, метеоритов Чинге и Дронино, «железного» метеорита с включениями оливина, характерными в основном для каменных или железо-каменных метеоритов.

При исследованиях использован комплекс уникального оборудования, предназначенного для фотометрического определения в электропечах физических параметров высокотемпературных расплавов металлических образцов массой 10–40 г в диапазоне 20–2000 °С [5–8]. Комплекс позволяет изучать температурные зависимости кинематической вязкости  $\nu(t)$  путем бесконтактного определения декремента затухания  $\delta$  при крутильных колебаниях подвешенного на упругой нити тигля с образцом по Е.Г. Швидковскому, а также зависимости поверхностного натяжения  $\sigma(t)$  и плотности  $d(t)$  изучаемого образца методом фотометрии силуэта «большой лежащей капли».

Химический состав типичного «железного» метеорита Сихотэ-Алинский: 93,3 % Fe; 5,7–6,0 % Ni;  $\approx 0,47$  % Co; 0,01–0,03 % Cu;  $\approx 0,28$  % P;  $< 0,01$  % S [8–11]. Метеорит Чинге, который отнесен к типу богатых никелем атакситов (классу железных метеоритов с неразличимой невооруженным глазом структурой), содержит  $\approx 80$  % Fe,  $\approx 16–23$  % Ni, примеси кобальта, фосфора и других элементов. Метеорит Дронино состоит из 95 % Fe и 5 % Ni. Железо-каменный метеорит с оливиновыми включениями в массив железа имел существенно неравномерный по объему состав. Очевидно, что физико-химические характеристики всех образцов отражают локальные параметры фрагментов метеоритов, а не всего массива метеоритного вещества. Эти характеристики зависят от множества факторов, например, удельной физической и химической однородности метеоритного вещества, степени оплавленности поверхности (коры плавления) и прогрева при входе в атмосферу Земли подповерхностных областей, локальных включений, пористости, способа обработки образцов и прочего. Поэтому результаты экспериментов, проводящихся впервые, не могут носить финального характера. Они являются прежде всего прогностическими по критерию перспективности подобных экспериментов и адекватности использования методик для изучения метеоритов. Кроме того, химический состав изучаемых образцов не является принципиальным противопоказанием для проведения выбранных авторами экспериментов.

При определении физических свойств металлических расплавов традиционно проводят градуировку оборудования посредством использования чистых металлов, в частности меди, никеля, железа. На рис. 1 приведены зависимости  $\nu(t)$  для расплавов чистого железа (99,95 % Fe) и исследованных образцов метеоритов. Графики свидетельствуют о соответствии получен-

ных авторами зависимостей кинематической вязкости от температуры для чистого железа (кривая 5) аналогичным результатам других исследователей [12–16] (кривые 6 и 7).

Расплав образца Сихоте-Алинского метеорита практически не имеет гистерезиса и адекватен градуировке по чистому железу. Например, при  $t = 1600$  °С значения  $\nu$  составляют  $7,5 \cdot 10^{-7}$  м<sup>2</sup>/с. Отметим, что в большинстве проведенных исследований при охлаждении расплавов зависимость  $\nu(t)$  имеет вид монотонной экспоненты. Особенностью расплавов образцов Сихоте-Алинского метеорита и метеорита Чинге является наличие немонотонности при нагреве и охлаждении. Это свидетельствует о неоднородном строении расплава, предположительно из-за неконтролируемых примесей. Расплав образца метеорита Чинге со значительным содержанием никеля имеет в сравнении с расплавом образца Сихотэ-Алинского метеорита пониженные ( $5,5 \cdot 10^{-7}$  м<sup>2</sup>/с) значения кинематической вязкости при  $t = 1600$  °С. Отклонения от монотонности в сравнении с полученной зависимостью кинематической вязкости расплава образца Сихоте-Алинского метеорита более значительны. Это свидетельствует о несколько большей неоднородности и нестабильности расплава образца метеорита Чинге.

Данные  $\nu(t)$  образца метеорита Дронино свидетельствуют о максимальной вариабельности кине-

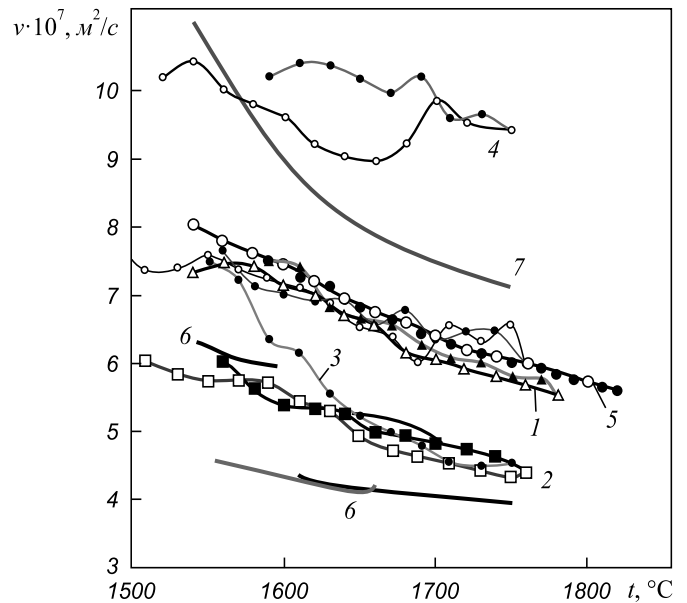


Рис. 1. Кинематическая вязкость  $\nu(t)$  расплавов образцов метеоритов при нагреве (темные точки) и охлаждении (светлые точки): 1 – Сихоте-Алинский метеорит; 2 – метеорит Чинге; 3 – метеорит Дронино; 4 – метеорит с оливином; 5 и 6, 7 – чистое железо, авторские данные и литературные данные [5, 6]

Fig. 1. Kinematical viscosity  $\nu(t)$  of melts of meteorite samples at heating (dark points) and cooling (bright points): 1 – Sikhote-Alin meteorite; 2 – Chinge meteorite; 3 – Dronino meteorite; 4 – meteorite with olivine; 5 and 6, 7 – pure iron, data obtained by the author and data obtained from the literature [5, 6]



матической вязкости в приведенном температурном диапазоне: значения кинематической вязкости расплава изменяются почти в два раза. Однако значения  $\nu(t)$  укладываются в область, типичную для результатов  $\nu(t)$ , получаемых при изучении расплавов на основе железа. Вязкость расплава образца метеорита с оливиновыми включениями имеет в среднем полуторократное превышение вязкости расплавов других образцов во всем температурном диапазоне, однако при этом наблюдается существенно меньший перепад значений  $\nu(t)$ . Зависимость  $\nu(t)$  образца метеорита с оливиновыми включениями имеет максимальную (по сравнению с другими расплавами) неравномерность как при нагреве, так и при охлаждении. Кроме того, имеется значительный гистерезис. Особенности зависимости  $\nu(t)$  предположительно обусловлены, во-первых, существенной зашлакованностью, неоднородностью и негомогенностью материала образца (в том числе из-за включений оливина в металл); во-вторых, выплескиванием шлака из тигля в ходе эксперимента и изменением вследствие этого массы образца; в-третьих, различием температур плавления собственно оливиновой и металлической фракций. Аналогичные образцы изучаемых металлургических сплавов на основе железа принято

считать некачественными при использовании таких же методик.

На рис. 2 и 3 показаны температурные зависимости поверхностного натяжения  $\sigma(t)$  и плотности  $d(t)$  образцов расплавов метеоритов. Отметим, что в экспериментах при определении  $\sigma(t)$  и  $d(t)$  Сихоте-Алинского метеорита и метеорита Чинге плавление происходило без шлака; при плавлении метеорита Дронино и особенно оливинового метеорита шлак выделялся в большом количестве. Сихотэ-Алинский образец нагревали до 1700 °С; при нагреве  $\sigma(t)$  изменялось от 1400 мДж/м<sup>2</sup>, при охлаждении падало до 1200 мДж/м<sup>2</sup>. Для зависимости  $d(t)$  выявлена петля несовпадения значений в интервале температур 1600 – 1700 °С. Образец метеорита Чинге нагревали до 1720 °С. Расплавы образцов метеоритов Дронино и с оливиновыми включениями нагревали до температуры 1680 °С.

Необходимо отметить, что по данным многочисленных исследований, полученных разными методами («лежащей капли», пикнометрическим, максимального давления или гидростатического взвешивания), плотность  $d_{Fe}$  расплава чистого железа вблизи температуры плавления  $t_{пл}$  составляет  $7,05 \pm 0,15$  г/см<sup>3</sup>. Плотность  $d_i$  каждого из исследованных расплавов образцов за-

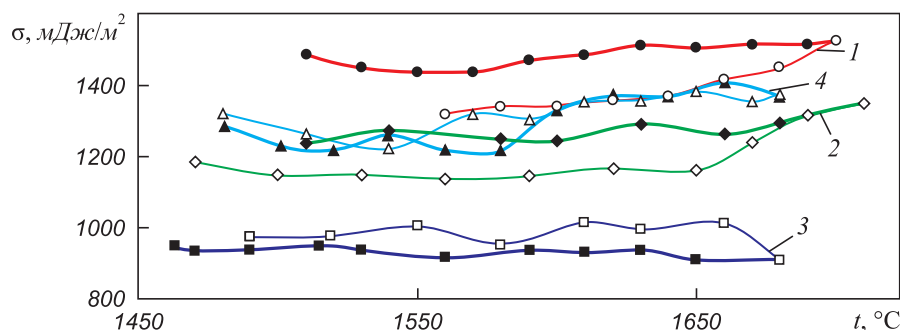


Рис. 2. Поверхностное натяжение  $\sigma(t)$  расплавов образцов метеоритов при нагреве (темные точки) и охлаждении (светлые точки). Здесь и на рис. 3: 1 – Сихоте-Алинский метеорит; 2 – метеорит Чинге; 3 – метеорит Дронино; 4 – метеорит с оливином

Fig. 2. Surface tension  $\sigma(t)$  of melts of meteorite samples at heating (dark points) and cooling (bright points). Here and at Fig. 3: 1 – Sikhote-Alin meteorite; 2 – Chinge meteorite; 3 – Dronino meteorite; 4 – meteorite with olivine

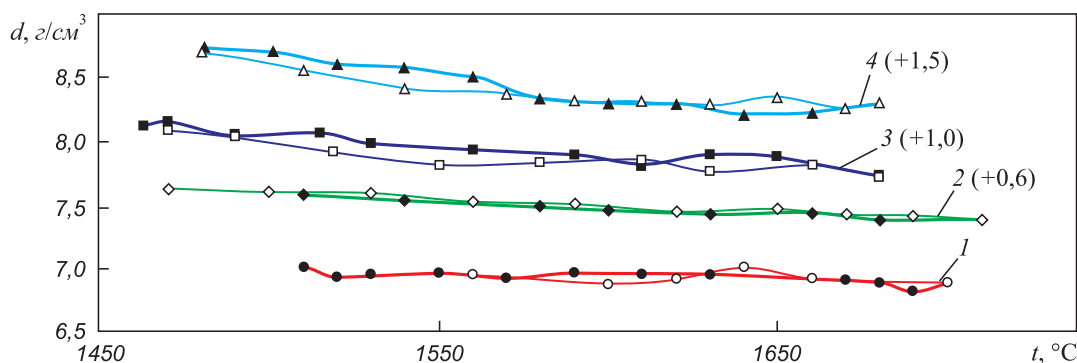


Рис. 3. Плотность  $d(t)$  расплавов образцов метеоритов при нагреве (темные точки) и охлаждении (светлые точки) (для наглядности зависимости сдвинуты: линия 2 – на +0,6 г/см<sup>3</sup>, линия 3 – на +1,0 г/см<sup>3</sup>, линия 4 – на +1,5 г/см<sup>3</sup>)

Fig. 3. Density of  $d(t)$  of melts of meteorite samples at heating (dark points) and cooling (bright points) (for better visibility dependences are shifted: line 2 – for +0,6 g/cm<sup>3</sup>, line 3 – for +1,0 g/cm<sup>3</sup>, line 4 – for +1,5 g/cm<sup>3</sup>)

висит от его химического состава, однако вследствие того, что в своей основе все образцы имеют железо, их плотность должна быть близка именно к плотности железа. При нагреве и охлаждении зависимости  $d(t)$  расплавов образцов изменяются линейно от 7,0 до 6,8 г/см<sup>3</sup>. Перед кристаллизацией  $d_i \approx 7,0$  г/см<sup>3</sup>; например, при  $t = 1550$  °С плотность расплава образца Сихотэ-Алиньского метеорита 6,95 г/см<sup>3</sup>, метеорита Чинге – 6,94 г/см<sup>3</sup>, метеорита Дронино – 6,98 г/см<sup>3</sup>, метеорита с оливиновыми включениями – 7,00 г/см<sup>3</sup>. Можно отметить, что при  $t = 1600$  °С плотность расплава метеорита Чинге составляет 6,85 г/см<sup>3</sup>, что несколько ниже, чем плотность расплава Сихоте-Алиньского метеорита. Значения  $\sigma(t)$  расплава метеорита Чинге также имеют гистерезис при нагреве до 1720 °С, который при 1600 °С ниже, чем у расплава образца Сихоте-Алиньского метеорита. С учетом того, что погрешность ( $\Delta d$ ) методики определения плотности составляет 3 %, зависимости  $d(t)$  расплавов всех образцов представляют собой практически совпадающие прямые линии. В то же время на зависимостях  $\sigma(t)$  расплавов Сихотэ-Алиньского метеорита и метеорита Чинге (рис. 2, кривые 1 и 2) наблюдался гистерезис – несовпадение ветвей нагрева и охлаждения. Можно считать, что нагрев до температуры 1620 °С, называемой критической температурой  $t_k$ , приводит эти расплавы в гомогенное равновесное состояние. Дальнейший нагрев до 1700 °С не приводит к увеличению гистерезиса поверхностного натяжения, а на зависимости  $d(t)$  появляется петля при охлаждении. Значение  $\sigma$  снижается от 1400 мДж/м<sup>2</sup> при  $t = 1620$  °С до 1250 мДж/м<sup>2</sup> при  $t = 1500$  °С.

Значение  $\sigma(t)$  расплава образца метеорита Чинге изменяется от 1200 мДж/м<sup>2</sup>, при нагреве растет до 1350 мДж/м<sup>2</sup>, при охлаждении перед кристаллизацией снова составляет 1200 мДж/м<sup>2</sup>. Температурные зависимости  $\sigma(t)$  и  $d(t)$  расплавов образцов Сихоте-Алиньского метеорита и метеорита Чинге похожи. При нагреве они почти линейно возрастают, при охлаждении сначала имеют схожий участок резкого снижения, а затем до затвердевания почти не меняют своего значения. По абсолютным значениям зависимость  $\sigma(t)$  расплава образца Сихоте-Алинь выше примерно на 200 мДж/м<sup>2</sup> и лежит в пределах 1300 – 1500 мДж/м<sup>2</sup>. Значения поверхностного натяжения расплава образца метеорита Дронино самые низкие и находятся в диапазоне 900 – 1100 мДж/м<sup>2</sup>. Зависимость  $\sigma(t)$  расплава образца с оливиновыми включениями имеет немонотонный вид с участками резкого увеличения при нагреве и спада при охлаждении в температурном интервале 1550 – 1600 °С. Эта зависимость расположена между зависимостями  $\sigma(t)$  расплавов образцов Сихотэ-Алиньского метеорита и метеорита Чинге.

**Выводы.** Впервые получены экспериментальные значения термозависимых параметров – кинематической вязкости, поверхностного натяжения и плотности

расплавов образцов «железных» метеоритов в температурном диапазоне до 1800 °С. Результаты подтверждают возможность использования этих характеристик как стандартных для экспериментального изучения физических свойств космических объектов, в частности, «железных» метеоритов. Полученные результаты не содержат каких-либо неожиданных данных, что подтверждает гипотезу единого происхождения, развития и формирования космических объектов, по меньшей мере в Солнечной системе. Поэтому представляется перспективным изучение температурных зависимостей кинематической вязкости, поверхностного натяжения и плотности как адекватных характеристик при определении физических свойств расплавов металлического метеоритного вещества, преимущественно «железных» метеоритов, в том числе для получения из них сплавов с заданными параметрами. Эти зависимости можно использовать при становлении космической металлургии, например на орбите Земли, на Луне, Марсе или иных объектах Солнечной системы. Однако использование этих зависимостей для изучения железо-каменных и особенно каменных метеоритов не столь очевидно и требует проведения дальнейших исследований.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Автоматизированное опытное металлургическое производство на Марсе, анализ работы доменных печей и аварийных режимов / А.Е. Пареньков, В.Г. Лисиенко, С.Н. Падерин и др. / Под ред. В.Г. Лисиенко. – Екатеринбург: РУО АИН им. А.М. Прохорова, 2013. – 84 с.
2. Воронцов-Вельяминов Б.А. Очерки о Вселенной. – М.: Физматгиз, 1959. – 591 с.
3. Genge M.J., Engrand C., Gounelle M., Taylor S. The classification of micrometeorites // *Meteoritics and Planetary Science*. 2008. Vol. 43. P. 497 – 515.
4. Рошин В.Е., Гойхенберг Ю.Н., Галимов Д.М. Самородный металл Челябинского метеорита // *Металлы*. 2014. № 3. С. 84 – 91.
5. Коначков В.В., Цепелев В.С., Поводатор А.М., Вьюхин В.В. Комплекс для исследования физических свойств высокотемпературных металлических расплавов // *Приборы и техника эксперимента*. 2012. № 1. С. 162, 163.
6. Пат. № 2386948 РФ. Способ определения декремента затухания при бесконтактном измерении вязкости высокотемпературных металлических расплавов / Поводатор А.М., Коначков В.В., Вьюхин В.В., Цепелев В.С.; Заявл. 07.04.2008; опубл. 20.04.2010. Бюл. № 11.
7. Пат. № 2531039 РФ. Способ и устройство для определения плотности и поверхностного натяжения многокомпонентных металлических расплавов / Вьюхин В.В., Коначков В.В., Цепелев В.С., Поводатор А.М.; Опубл. 20.10.2014. Бюл. № 29.
8. Пат. № 2554287 РФ. Способ и устройство определения поверхностного натяжения и/или плотности металлических расплавов / Вьюхин В.В., Коначков В.В., Цепелев В.С., Поводатор А.М.; Опубл. 27.06.2015. Бюл. № 18.
9. Явнель А.А. О химическом составе Сихотэ-Алиньского метеорита // *Метеоритика*. 1975. Вып. 34. С. 21 – 25.
10. Цветков В.И. Сихотэ-Алиньский метеоритный дождь: дробление, рассеяние, траектория и орбита // *Метеоритика*. 1987. Вып. 46. С. 3 – 10.

11. Бадюков Д.Д., Райтала Й. Абляционные сферулы Сихоте-Алинского метеорита и условия их формирования // *Петрология*. 2012. Т. 20. № 6. С. 574 – 582.
12. Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. – М.: Наука, 1969. – 197 с.
13. Еланский Г.Н. Строение и свойства металлических расплавов. – М.: Металлургия, 1991. – 160 с.
14. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. – М.: Металлургия, 1985. – 184 с.
15. Олялина Н.В., Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И. Об особенностях измерения вязкости жидких металлов методом крутильных колебаний // *Вестник Казанского технологического университета*. 2014. Т. 17. № 24. С. 88 – 91.
16. Камаева Л.В., Ладьянов В.И. О затвердевании расплавов эвтектических систем Ni – P и Fe – P // *Перспективные материалы*. 2010. № 9. С. 104 – 108.

Поступила 15 октября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. No. 6, pp. 392–396.

## THE INVESTIGATION OF PHYSICAL PROPERTIES OF «IRON» METEORITE MELTS

V.S. Tsepelev, A.M. Povodator, V.I. Grokhovskii, V.V. V'yukhin

Ural Federal University named after the First President of Russia  
B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

**Abstract.** During the study of physical properties of four samples of iron meteorites in electric arc furnaces the temperature dependence of kinematical viscosity  $\nu(t)$ , surface tension  $\sigma(t)$  and density  $d(t)$  were investigated. The authors have obtained the diagrams of these dependences for each sample in the range of up to 1800 °C. The obtained data confirm numerous published data on iron and iron-nickel alloys of the Earth origin. It is shown that it is promising to use these characteristics to study space objects, primarily «iron» meteorites, as adequate parameters in investigation of physical properties of meteoric matter, including possible obtaining of alloys with desired characteristics from them. These results support the hypothesis of single origin, development and formation of space objects, at least in the Solar system. It can be used in foundation of space metallurgy, such as in the Earth orbit, on the Moon, on Mars or other Solar system objects.

**Keywords:** melt, meteorite, properties, temperature dependence, surface tension, density, viscosity, space metallurgy.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-392-396

### REFERENCES

1. Paren'kov A.E., Lisienko V.G., Paderin S.N., Agureev L.E., Skuridin F.L., Ivanov E.B. *Avtomatizirovannoe opytnoe metallurgicheskoe proizvodstvo na Marse, analiz raboty domennykh pechei i avariynnykh rezhimov* [Automated pilot metallurgical production on Mars, analysis of blast furnace work and emergency modes]. Lisienko V.G. ed. Ekaterinburg: RUO AIN im. A.M. Prokhorova, 2013, 84 p. (In Russ.).
2. Vorontsov-Vel'yaminov B.A. *Ocherki o Vselennoi* [Sketches of the Universe]. Moscow: Fizmatgiz, 1959, 591 p. (In Russ.).
3. Genge M.J., Engrand C., Gounelle M., Taylor S. The classification of micrometeorites. *Meteoritics and Planetary Science*. 2008, vol. 43, pp. 497–515.
4. Roshchin V.E., Goikhenberg Yu.N., Galimov D.M. Native metal of Chelyabinsk meteorite. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2014, no. 5, pp. 419–425.
5. Konashkov V.V., Tsepelev V.S., Povodator A.M., V'yukhin V.V. Research complex for study of physical properties of high temperature metal melts. *Pribory i tekhnika eksperimenta*. 2012, no. 1, pp. 162–163. (In Russ.).
6. Povodator A.M., Konashkov V.V., V'yukhin V.V., Tsepelev V.S. *Sposob opredeleniya dekrementa zatukhaniya pri beskontaktnom izmerenii vyazkosti vysokotemperaturnykh metallicheskih rasplavov* [Method of definition of damping factor at non-contact measuring of viscosity of high temperature metal melts]. Patent RF no. 2386948. *Byulleten' izobretenii*. no. 11, 2010. (In Russ.).
7. V'yukhin V.V., Konashkov V.V., Tsepelev V.S., Povodator A.M. *Sposob i ustroystvo dlya opredeleniya plotnosti i poverkhnostnogo natyazheniya mnogokomponentnykh metallicheskih rasplavov*

[Method and device for density and surface tension definition of multicomponent metal melts]. Patent RF no. 2531039. *Byulleten' izobretenii*. no. 29, 2014. (In Russ.).

8. V'yukhin V.V., Konashkov V.V., Tsepelev V.S., Povodator A.M. *Sposob i ustroystvo opredeleniya poverkhnostnogo natyazheniya i/ili plotnosti metallicheskih rasplavov* [Method and device for density and/or surface tension definition of metal melts]. Patent RF no. 2554287. *Byulleten' izobretenii*. no. 18, 2015. (In Russ.).
9. Yavnel' A.A. On chemical compound of Sikhote-Alin meteorite. *Meteoritika*. 1975, vol. 34, pp. 21–25. (In Russ.).
10. Tsvetkov V.I. Sikhote-Alin meteor shower: fragmentation, dispersion, path and orbit. *Meteoritika*. 1987, vol. 46, pp. 3–10. (In Russ.).
11. Badyukov D.D., Raitala I. Ablation spherules in the Sikhote Alin meteorite and their genesis. *Petrology*. 2012, vol. 20, no. 6, pp. 520–528.
12. Vertman A.A., Samarina A.M. *Svoystva rasplavov zheleza* [Properties of iron melts]. Moscow: Nauka, 1969, 197 p. (In Russ.).
13. Elanskii G.N. *Stroenie i svoystva metallicheskih rasplavov* [Structure and properties of metal melts]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 160 p. (In Russ.).
14. Kubaschewski Ortrud. *Iron – binary phase diagrams*. Berlin, 1982. (Russ.ed.: Kubaschewski O. *Digrammy sostoyaniya dvoynykh sistem na osnove zheleza: Sprav.* Moscow: Metallurgiya, 1985, 184 p.
15. Olyalina N.V., Bel'tyukov A.L., Lad'yanov V.I. On particular aspects of liquid metals viscosity measurements by means of torsion oscillation method. *Vestnik Kazanskogo Tekhnologicheskogo universiteta*. 2014, vol. 17, no. 24, pp. 88–91. (In Russ.).
16. Kamaeva L.V., Lad'yanov V.I. On crystallization of melts of Ni – P and Fe – P eutectic systems. *Perspektivnye materialy*. 2010, no. 9, pp. 104–108. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The work was performed with the financial support for scientific research institutions of higher education within the State tasks of the Russian Federation no. 2014/236.

### Information about the authors:

V.S. Tsepelev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Research Center of Physics of Metallic Liquids, Institute of Materials and Metallurgy (v.s.tsepelev@urfu.ru)

A.M. Povodator, Engineer of the Research Center of Physics of Metallic Liquids, Institute of Materials and Metallurgy (bandys573@gmail.com)

V.I. Grokhovskii, Cand. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of Physical Methods and Quality Control Devices, Institute of Physics and Technology (grokh47@mail.ru)

V.V. V'yukhin, Senior Researcher of the Research Center of Physics of Metallic Liquids, Institute of Materials and Metallurgy (v.v.vyukhin@urfu.ru)

V.V. Konashkov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Research Center of Physics of Metallic Liquids, Institute of Materials and Metallurgy (vvk17@e1.ru)

Received October 15, 2015

УДК 669.046:662.778

## УРОВЕНЬ ПОТЕРЬ МАГНЕТИТОВОГО ЖЕЛЕЗА ПРИ МОКРОЙ СЕПАРАЦИИ

**Якубайлик Э.К.<sup>1</sup>**, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник (churilov@iph.krasn.ru)

**Ганженко И.М.<sup>2</sup>**, инженер (a.ganzhenko@mail.ru)

**Бутов П.Ю.<sup>2</sup>**, главный обогатитель (Pavel.Butov@evraz.com)

**Килин В.И.<sup>3</sup>**, д.т.н., главный обогатитель (Kilin\_Vladimir@mail.ru)

<sup>1</sup> Институт физики СО РАН им. Л.В. Киренского

(660036, Россия, г. Красноярск, Академгородок, 50, стр. 38)

<sup>2</sup> ОАО «Евразруда»

(654018, Россия, г. Новокузнецк, Кемеровская обл., Кондомское шоссе, 39)

<sup>3</sup> ЗАО «ГМК Казахалтын»

(021500, Республика Казахстан, г. Степногорск, Микрорайон 6, стр. 5)

**Аннотация.** Изучены пробы отвальных хвостов всех операций, проводимых по схеме обогащения Абагурской фабрики. Выполнены магнитный, химический анализы общих хвостов, измерены магнитные характеристики продуктов. Среднее содержание железа магнетитового в отвальных хвостах составило в 2013 г. примерно 0,9 %. Опыты подтвердили, что основные потери магнетита связаны с его тонкими классами, их низкими магнитными параметрами. Потери магнетита снижаются с повышением поля сепарации. На фабрике заменено 45 % феррит-барьерных магнитных систем сепараторов ПБМ 90/250 на системы из композитов неодим – железо – бор; поле возросло с 111 до 175 кА/м. Рекомендовано завершить модернизацию магнитных систем всех сепараторов фабрики; на операции сгущения установить сепараторы для регенерации суспензий с полем 190 кА/м. В итоге реконструкции уровень потерь магнетитового железа на фабрике может быть достигнут 0,45 – 0,55 %.

**Ключевые слова:** магнетитовое железо, отвальные хвосты, потери, мокрая сепарация, высокоинтенсивные магниты, магнитные параметры.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-397-401

Снижение потерь извлекаемого магнетитового железа в хвосты в процессе обогащения мокрой магнитной сепарацией до технологически предельного уровня является одной из важнейших задач обогащения.

На Абагурскую обогатительную фабрику ОАО «Евразруда» с двухстадийной схемой обогащения при конечной крупности 70 % класса менее 71 мкм (качественная технологическая схема, представленная на рисунке) поступают первичные сухие концентраты различных сибирских железорудных месторождений. Из них фабрика производит вторичный железорудный концентрат.

Таким образом, вторичный концентрат Абагурской фабрики – это продукт переработки исходных материалов с широким спектром магнитных параметров, что усложняет задачу обогащения.

Потери железа при сухом способе (первом этапе обогащения) рассматривать не будем, а в основном рассмотрим потери железа при мокром способе, на заключительном этапе, так как при сухом способе вскрываются преимущественно текстурные сростки, а при мокром – структурные, магнитные свойства которых существенно отличаются [1].

Настоящая работа посвящена анализу потерь магнетита в процессе мокрой магнитной сепарации и поиску возможностей их уменьшения. Данные подготов-

лены по материалам, выполненным в последние годы, совместных исследований специалистов Абагурского филиала ОАО «Евразруда» и сотрудников Института физики СО РАН.

Исторически магнетитовое железо в отходах начали определять с 1971 г., когда была разработана официальная методика [2]. В содержании общего железа, по справочным данным, доля магнетитового составляет от 3 до 5 % [3].

В 80-е годы началом серийного производства сепараторов ПБМ конструкции «Механобр» с феррит-барьерными полюсами [4] потери железа магнетитового снизились до 1,7 – 2,8 % [5]. В настоящее время с модернизацией сепараторов и оптимизацией технологии потери магнетитового железа удалось еще уменьшить. На Абагурской фабрике, оборудованной современными сепараторами ПБМ 90/250, усредненное содержание магнетитового железа в отвальных хвостах составило в 2013 г. до 0,90 %. Таким образом, встал вопрос достижимого предела снижения этих потерь.

Потери магнетита с хвостами при магнитном обогащении, в основном, обусловлены природой ферромагнетизма. Установлено, что с уменьшением размера частиц магнетита менее 60 – 70 мкм, удельная магнитная восприимчивость ( $\chi$ ) и удельная остаточная намагни-



ченность ( $\sigma_r$ ) заметно снижаются, а коэрцитивная сила ( $H_c$ ) резко возрастает.

Возникает противоречие: для обеспечения достаточного раскрытия магнетита и увеличения его содержания в концентрате исходная проба подвергается тонкому измельчению (до 70 мкм), которое и ухудшает показатели сепарации. Локального поля сепаратора не хватает для извлечения столь тонких зерен в концентрат, и они удаляются в хвосты, повышая потери магнетитового железа.

На магнетитовых рудах эти зависимости ранее наблюдали авторы работы [6]; подобные опыты описаны в монографии [7]. Значительное увеличение содержания магнетитового железа в тонких классах отвальных хвостов Абаканского рудника подтверждено в работе [8]. Отметим также, что анализ величин полей насыщения  $H_s$  по данным магнитных измерений показывает их значительный разброс для руд различных сибирских месторождений, что также приводит к ухудшению показателей извлечения [9].

В практике магнитного обогащения наиболее часто применяют способ снижения потерь железа с хвостами путем повышения напряженности и градиента магнитного поля сепарации. В последние два десятилетия этого достигают путем использования высокоинтенсивных магнитов типа неодим–железо–бор [10, 11].

Как предельный случай рассмотрим сепарацию методом высокоградиентной магнитной сепарации (ВГМС). Физические основы разделения, конструкции отечественных и зарубежных ВГМС-сепараторов, опыт их использования достаточно полно изложены в монографии [12].

В настоящей работе обогащение реализовывали высокоградиентной сепарацией четырех проб, взятых с Абагасского железорудного месторождения: проб №№ 60 и 62 – окисленных гематитовых руд и №№ 61 и 1 – хвостов магнитной сепарации смешанных руд, выделенные на магнитном анализаторе в поле  $H = 80$  кА/м. Напряженность «первичного» поля в зазоре электромагнита, заполненном стальными шарами диам. 5 мм, составляла  $H = 960$  кА/м. При этом содержание магнетитового железа в хвостах ВГМС снизилось во всех пробах до 0,1 % [13].

Концентраты такой ВГМС-сепарации неприемлемы для металлургического передела ввиду низкого содержания в них железа, но проведенные опыты показывают динамику потерь железа в высоких магнитных полях. Очевидно, требуются не столь высокое магнитное поле (как при ВГМС-сепарации) и изменение конструкции сепараторов, способствующее более высокой степени промывки материала, чтобы компенсировать действие соответствующего повышения магнитного поля.

В период проведения этой работы на Абагурской фабрике уже было установлено 17 сепараторов с полюсами, изготовленными из композита неодим–железо–бор, создающими на поверхности барабанов сепараторов ПБМ 90/250 напряженность 175 кА/м. Расстояние меж-

ду полюсами составляло 80 мм. Остальные сепараторы ПБМ 90/250 имели феррит-бариевые магниты с расстоянием между полюсами 120 мм и напряженность поля на поверхности барабана 111 кА/м. Таким образом, рост магнитного поля на новых сепараторах был компенсирован увеличением частоты смены полюсов и, соответственно, частотой перемешивания обогащаемого материала. На момент опробования количество установленных на первой стадии сепараторов с новыми магнитными системами составило около 45 %, на сепарации сгущения – около 45 % и на второй стадии примерно 35 %. Всего в схеме обогащения было задействовано в период отбора проб до 45 агрегатов ПБМ 90/250.

Итоги исследований и опытно-промышленных испытаний, связанных с модернизацией магнитных систем сепараторов на фабриках ОАО «Евразруда», подведены в работе [14].

Для изучения состояния сепарации в течение двух месяцев 2013 г. были отобраны усредненные пробы отвальных хвостов всех операций фабрики (см. рисунок). Пробы были подвергнуты ситовому и химическому анализам (табл. 1).

Как видно из приведенных в табл. 1 результатов, потери магнетитового железа в крупных классах хвостов ( $-1 + 0,2$  мм и  $-0,2 + 0,071$  мм) всех операций примерно одинаковы (0,87 – 1,15 %), но в классе  $-0,071 + 0$  мм при операции сгущения они возрастают до 3,25 % против 0,57 и 0,50 % на первой и второй стадиях обогащения.

Это явление еще раз подтверждает в производственных условиях упоминавшееся ранее снижение магнитных свойств мелких классов магнетита. И, если на первой и второй стадиях обогащения это в мелких классах не ощущается, то на операции сгущения заметно.

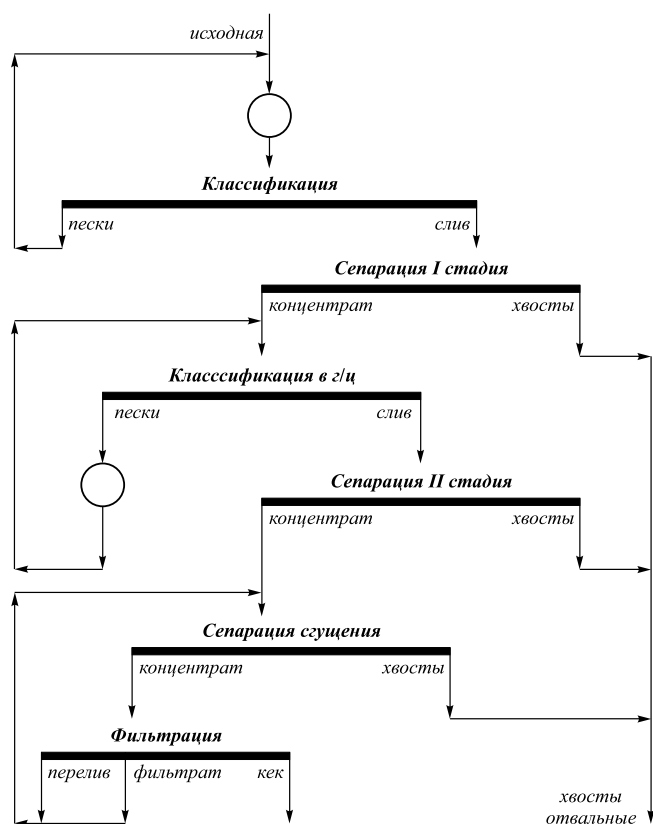
Поскольку операция сгущения сопряжена с фильтрацией и на нее замкнут кругооборот перелива фильтров и фильтрата (см. рисунок), то получаем добавочный эффект гравитационного обогащения в ванне фильтров (перелив) и фильтрат, которые представлены мельчайшими отмытыми или просочившимися частицами, в том числе магнетита. Последние не успевают перемешаться перед сепарацией сгущения с концентратом второй стадии (см. рисунок) и на обычных сепараторах уходят в хвосты.

Для проверки этого предположения проведены магнитные анализы класса  $-0,071 + 0$  мм хвостов на всех операциях обогащения (табл. 2).

Далее определим магнитные свойства продуктов разделения. Магнитные характеристики продуктов магнитного анализа хвостов измерены на автоматизированном вибрационном магнитометре в магнитном поле напряженностью 800 кА/м с погрешностью измерения магнитного момента 10 А/м, поля 40 А/м, массы исследуемых образцов 0,1 мг. Методика измерений на вибрационном магнитометре изложена в работе [15]. Значения магнитных параметров приведены в табл. 3.

По представленным в табл. 3 магнитным параметрам подсчитываем удельную магнитную восприим-





Качественная схема обогащения

Qualitative flowsheet of enrichment

чивость ( $\chi$ ) магнитных продуктов магнитного анализа хвостов класса  $-0,071 + 0$  мм.

Как видно из табл. 4, удельная магнитная восприимчивость (при напряженности магнитного поля  $H = 175$  кА/м) магнетита в классе  $-0,071 + 0$  мм на всех операциях процесса обогащения практически одинакова. Это означает, что на повышенные потери при операции сгущения влияет наличие замкнутого круговорота перелива и фильтрата. Для устранения этих потерь наиболее целесообразно применять на операции сгущения сепараторы для регенерации суспензий (ПБР-П-90/250А) Воронежского завода горно-обогатительного оборудования с магнитными системами из композита неодим–железо–бор и напряженностью поля на поверхности барабана 190 кА/м. Сепараторы имеют глубокую ванну и спокойное ламинарное течение внутри нее, а также угол охвата магнитной системы около  $270^\circ$  против обычных  $130 - 150^\circ$ . Применение таких агрегатов на сгущении позволит (согласно данным табл. 2 и 1) снизить на  $0,15 - 0,20$  % потери магнетитового железа в хвостах фабрики.

Уровень потерь магнетитового железа в хвосты ( $0,90$  %) в 2013 г. был достигнут после установки на 17 сепараторах (примерно одинаково распределенных по операциям) новых систем из композита неодим–железо–бор, что составляло около  $45$  % всего количества работавших сепараторов. До их внедрения наилучший

Таблица 1

**Ситовый и химический составы хвостов операций фабрики**

Table 1. Sieve analysis and chemical composition of mill operations tailing

Операции	Выход, %, по схеме	Класс крупности, мм	Выход класса, %	Содержание железа, %	
				Fe <sub>общ</sub>	Fe <sub>маг</sub>
Первая стадия	22 – 26	-1 + 0,2	6,5	7,2	0,87
		-0,2 + 0,1	15,4	9,2	1,07
		-0,1 + 0,071	3,9	–	–
		-0,071 + 0	74,2	9,6	0,57
		Итого	100,0	9,4	0,67
Вторая стадия	11 – 13	-1 + 0,2	3,7	6,9	0,90
		-0,2 + 0,1	15,0	9,1	1,15
		-0,1 + 0,071	6,2	–	–
		-0,071 + 0	75,2	10,9	0,50
		Итого	100,0	10,5	0,54
Сгущение	2,5 – 3,5	-1 + 0,2	0,3	8,1	1,05
		-0,2 + 0,1	1,8	9,0	1,10
		-0,1 + 0,071	0,6	–	–
		-0,071 + 0	97,3	13,4	3,25
		Итого	100,0	13,3	3,20
Хвосты общие	39,0	–	100,0	9,7	1,00

 Примечание. Fe<sub>общ</sub> – железо общее; Fe<sub>маг</sub> – железо магнетитовое.

Т а б л и ц а 2

**Магнитный анализ класса –0,071 + 0 мм хвостов операций**

*Table 2. Magnetic analysis of –0,071 + 0 mm class of operation tailing*

Проба	Содержание, %, в					
	исходном продукте		магнитном продукте		немагнитном продукте	
	Fe <sub>общ</sub>	Fe <sub>маг</sub>	Fe <sub>общ</sub>	Fe <sub>маг</sub>	Fe <sub>общ</sub>	Fe <sub>маг</sub>
Хвосты 1-й стадии	9,6	0,57	53,3	49,8	9,3	0,29
Хвосты 2-й стадии	10,9	0,50	41,5	37,6	10,7	0,23
Хвосты сгущения	13,4	3,25	51,6	48,5	10,2	0,31

показатель по потерям магнетитового железа в хвосты Абагурской фабрики составлял за год 1,10 %. Следовательно, полная замена во всем парке сепарации феррит-бариевых систем на системы из композита неодим–железо–бор на всех операциях может снизить уровень потерь магнетитового железа в хвосты еще не менее, чем на 0,20 – 0,25 %. В итоге замена устаревших магнитных систем на сепараторах фабрики на системы из композита неодим–железо–бор и установка на операции сгущения сепараторов для регенерации суспензий

ПБР-П-90/250А Воронежского завода позволят снизить потери магнетитового железа в отходы до 0,45 – 0,55 %.

**Выводы.** Проведено изучение процесса мокрой магнитной сепарации на Абагурской обогатительной фабрике, получающей для переработки первичные сухие концентраты различных сибирских железорудных месторождений и выделявшей на момент испытаний отходы с содержанием железа магнетитового 1,0 – 0,9 %. На фабрике произведена замена 45 % феррит-бариевых магнитных систем на сепараторах ПБМ 90/250, имеющих напряженность поля 111 кА/м, на системы из композита неодим–железо–бор с полем 175 кА/м. Показано, что главные потери магнетита на фабрике происходят за счет мелких классов (менее 70 мкм), которые имеют пониженные магнитные характеристики, что дополняет известные ранее исследования. Проведенные на фабрике мероприятия позволяют уменьшить потери магнетитового железа в отходы не менее, чем на 0,15 – 0,20 %. Достижимым уровнем потерь магнетитового железа в отходы на Абагурской фабрике при использовании современных техники и технологии следует считать 0,45 – 0,55 %.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Деркач В.Г. Специальные методы обогащения полезных ископаемых. – М.: Недра, 1966. – 338 с.
2. ГОСТ 16589–71. Руды железные типа железистых кварцитов. Метод определения железа магнетита. – М.: ГК СССР по стандартам, 1986.
3. Справочник по обогащению руд. Т. 3 / Под ред. О.С. Богданова. – М.: Недра, 1974. С. 164 – 252.

Т а б л и ц а 3

**Магнитные характеристики продуктов магнитного анализа**

*Table 3. Magnetic characteristics of magnetic analysis products*

Пробы	$\sigma_s, \text{A}\cdot\text{m}^2/\text{кг}$	$\sigma_r, \text{A}\cdot\text{m}^2/\text{кг}$	$H_c, \text{кА/м}$	$\sigma_H, \text{A}\cdot\text{m}^2/\text{кг}$ , в поле напряженностью		
				80 кА/м	111 кА/м	175 кА/м
Хвосты 1-й стадии	1,67/57,3	0,146/6,33	9,70/5,18	0,70/40,4	1,02/45,5	1,30/50,4
Хвосты 2-й стадии	0,82/43,0	0,10/4,7	12,00/5,34	0,44/29,1	0,54/33,2	0,65/37,3
Хвосты сгущения	1,51/61,3	0,129/7,48	8,80/5,90	0,87/43,6	1,04/48,9	1,23/53,1

Пр и м е ч а н и е. Числитель – материал исходной пробы; знаменатель – магнитный продукт магнитного анализа исходной пробы.

Т а б л и ц а 4

**Удельная магнитная восприимчивость магнитных продуктов**

*Table 4. Specific magnetic susceptibility of magnetic products*

Проба	Железо		Максимум $\chi \cdot 10^{-4}, \text{м}^3/\text{кг}$		$\chi \cdot 10^{-4}, \text{м}^3/\text{кг}$ при		
	Fe <sub>общ</sub> , %	Fe <sub>маг</sub> , %	H, кА/м	$\chi$	H = 80 кА/м	H = 111 кА/м	H = 175 кА/м
Хвосты 1-й стадии	53,3	49,9	9,9	0,79	0,22	0,13	0,05
Хвосты 2-й стадии	41,5	37,6	10,8	0,47	0,15	0,10	0,04
Хвосты сгущения	51,6	48,5	10,8	0,83	0,21	0,13	0,05

4. Справочник по обогащению руд. Основные процессы / Под ред. О.С. Богданова. – М.: Недра, 1983. С. 167 – 181.
5. Справочник по обогащению руд. Обогащительные фабрики / Под ред. О.С. Богданова. – М.: Недра, 1984. С. 153 – 217.
6. Бикбов А.А., Крюковская Л.В. Магнитные свойства некоторых магнетитовых промпродуктов // Обогащение руд. 1974. № 5. С. 17 – 20.
7. Ломовцев Л.А., Нестерова Н.А., Дробченко Л.А. Магнитное обогащение сильномагнитных руд. – М.: Недра, 1979. – 235 с.
8. Килин В.И., Якубайлик Э.К. Изучение магнитных свойств и процессов сепарации абаканских магнетитов // ФТПРПИ. 2002. № 5. С. 104 – 109.
9. Килин В.И., Якубайлик Э.К., Костененко Л.П., Ганженко И.М. Изучение обогатимости гематит-магнетитовых руд Абагасского месторождения // ФТПРПИ. 2012. № 2. С. 160 – 166.
10. Пелевин А.Е., Цыпин Е.Ф., Колтунов А.В., Комлев С.Г. Высокоинтенсивные магнитные сепараторы с постоянными магнитами // Изв. вуз. Горный журнал. 2001. № 4-5. С. 133 – 136.
11. Пелевин А.Е. Обогащение магнетитовых руд в сепараторах с бегущим магнитным полем // Изв. вуз. Горный журнал. 2001. № 2. С. 118 – 122.
12. Кармазин В.В., Кармазин В.И. Магнитные, электрические и специальные методы обогащения полезных ископаемых. Т. 1. Высшее горное образование. – М.: изд. МГУ, 2005. – 670 с.
13. Килин В.И., Якубайлик Э.К., Ганженко И.М., Килин С.В. Оценка обогатимости абагасских окисленных руд // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 12. С. 6 – 8.
14. Килин В.И. Повышение эффективности магнитной сепарации магнетитовых руд. – Чита: изд. ЧитГУ, 2011. – 327 с.
15. Балаев А.Д., Бояршинов Ю.В., Карпенко М.М., Хрусталев Б.П. Автоматизированный магнитометр со сверхпроводящим соленоидом // Приборы и техника эксперимента. 1985. № 3. С. 167, 168.

Поступила 25 декабря 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 6, PP. 397–401.

## LOSS LEVEL OF MAGNETITE IRON AT WET SEPARATION

*E.K. Yakubailik<sup>1</sup>, I.M. Ganzhenko<sup>2</sup>, P.Yu. Butov<sup>2</sup>, V.I. Kilin<sup>3</sup>*

<sup>1</sup> Kirensky Institute of Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Krasnoyarsk, Russia

<sup>2</sup> JSC “Evrazruda”, Novokuznetsk, Russia

<sup>3</sup> CJSC Kazakhgold, Stepnogorsk, Republic of Kazakhstan

**Abstract.** The article presents the studies of tailing operation flowsheet of Abagur factory. The magnetic, chemical analysis of the overall tailings, as well as the measured magnetic characteristics of the products has been submitted. The iron content of magnetite in the tailings has been averaged in 2013 and made up ~0.9 %. The experiments have confirmed that the main losses are associated with magnetite thin classes, their low magnetic parameters. The loss of magnetite decreases with increasing separation of the field. The factory replaced 45 % of barium ferrite magnetic systems separators PBM 90/250 by composite neodymium-iron-boron systems; therefore, the field was increased from 111 to 175 kA/m. It is recommended to complete the modernization of magnetic separators systems of all factory operations and to set condensation separators for regeneration of suspensions with a field of 190 kA/m. As a result of the reconstruction magnetite iron loss level in the factory can be achieved nearly ~ 0.45 – 0.55 %.

**Keywords:** magnetite iron, final tailings, loss, wet separation, high intensity magnets, magnetic parameters.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-397-401

### REFERENCES

1. Derkach V.G. *Spetsialnye metody obogashcheniya poleznykh iskopaemykh* [Special methods of mineral processing]. Moscow: Nedra, 1966, 338 p. (In Russ.).
2. *GOST 16589-71. Rudy zheleznye tipa zhelezistykh kvartsitov. Metod opredeleniya zheleza magnetita* [Iron ores of iron quartzite type. Method for determination of magnetite iron]. Moscow: GK SSSR standard 1986. (In Russ.).
3. *Spravochnik po obogashcheniyu rud* [Minerals processing: Reference book]. Bogdanov O.S. ed. Vol. 3. Moscow: Nedra, 1974, pp. 164–252. (In Russ.).
4. *Spravochnik po obogashcheniyu rud. Osnovnye protsessy* [Minerals processing: Reference book. Fundamental processes]. Bogdanov O.S. ed. Moscow: Nedra, 1983, pp. 167–181. (In Russ.).
5. *Spravochnik po obogashcheniyu rud. Obogatitelnye fabriki* [Minerals processing: Reference book. Ore-dressing plants]. Bogdanov O.S. ed. Moscow: Nedra, 1984, pp. 153–217. (In Russ.).
6. Bikbov A.A., Kryukovskaya L.V. Magnetic Properties of intermediate magnetite products. *Obogashchenie rud*. 1974, no. 5, pp. 17–20. (In Russ.).
7. Lomovtsev L.A., Nesterova N.A., Drobchenko L.A. *Magnitnoe obogashchenie sil'nomagnitnykh rud* [Magnetic beneficiation of strongly magnetic ores]. Moscow: Nedra, 1979, 235 p. (In Russ.).
8. Kilin V.I., Yakubailik E.K. Investigation into magnetic properties and processes of separation of Abakan magnetites. *Journal of Mining Science*. 2002, vol. 38, no. 5, pp. 506–511.
9. Kilin V.I., Yakubailik E.K., Kostenenko L.P., Ganzhenko I.M. Dressability of abagas hematite-magnetite ores. *Journal of Mining Science*. 2012, vol. 48, no. 2, pp. 363–368.
10. Pelevin A.E., Tsybin E.F., Koltunov A.V., Komlev S.G. High-intensity magnetic separators with permanent magnets. *Izvestiya VUZov. Gornyy zhurnal*. 2001, no. 4–5, pp. 133–136. (In Russ.).
11. Pelevin A.E. Concentration of magnetite ores in separators with the travelling magnetic field. *Izvestiya VUZov. Gornyy zhurnal*. 2001, no. 2, pp. 118–122. (In Russ.).
12. Karmazin V.V., Karmazin V.I. *Magnitnye, elektricheskie i spetsialnye metody obogashcheniya poleznykh iskopaemykh. Vyshee gornoe obrazovanie* [Magnetic, electrical and special methods of mineral enrichment]. Vol. 1. Moscow: izd. MSGU, 2005, 670 p. (In Russ.).
13. Kilin V.I., Yakubailik E.K., Ganzhenko I.M., Kilin S.V. The assessment process for abagas oxidized ores preparation characteristics. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 12, pp. 6–8. (In Russ.).
14. Kilin V.I. *Povyshenie effektivnosti magnitnoi separatsii magnetitovykh rud* [Increase of effectiveness of magnetic separation of magnetite ores]. Chita: izd. ChitGU, 2011, 327 p. (In Russ.).
15. Balaev A.D., Boyarshinov Yu.V., Karpenko M.M., Khrustalev B.P. Automated Superconductive – Solenoid Magnetometer. *Pribory i tekhnika eksperimenta*. 1985, vol. 3, pp. 167–168. (In Russ.).

### Information about the authors:

*E.K. Yakubailik*, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Senior Reseacher (churilov@iph.krasn.ru)

*I.M. Ganzhenko*, Engineer (a.ganzhenko@mail.ru)

*P.Yu. Butov*, Chief Preparator (Pavel.Butov@evraz.com)

*V.I. Kilin*, Dr. Sci. (Eng.), Chief Preparator

(Kilin\_Vladimir@mail.ru)

Received December 25, 2015

УДК 621.771.262.04

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ РЕЛЬСОВ ИМПОРТНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ВОСТОЧНО-СИБИРСКОЙ ЖЕЛЕЗНОЙ ДОРОГЕ

**Дементьев В.П.<sup>1</sup>**, к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов (mchmsis@mail.ru)

**Фейлер С.В.<sup>1</sup>**, к.т.н., заведующий кафедрой металлургии черных металлов (mchmsis@mail.ru)

**Бойков Д.В.<sup>2</sup>**, к.т.н., начальник сталеплавильного бюро (Dmitry.Bojkov@evraz.com)

**Козырев Н.А.<sup>1</sup>**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения, литейного  
и сварочного производства (kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru)

**Полевой Е.В.<sup>2</sup>**, начальник бюро материаловедения и термообработки технического отдела  
рельсовой площадки (Egor.Polevoj@evraz.com)

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

<sup>2</sup> ОАО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат»  
(654043, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

**Аннотация.** Проведено металлографическое исследование рельса типа R65 японского производства после эксплуатации на Восточно-Сибирской железной дороге. Показано, что по химическому составу металл пробы удовлетворяет требованиям ТУ 0921-239-01124323 – 2007, предъявляемым к стали для производства рельсов 350ЛДТ. Качество макроструктуры металла удовлетворительное. Механические свойства при растяжении, твердость, ударная вязкость при температуре +20 °С, определенная на образцах, вырезанных из нерабочей выкружки головки, удовлетворяют требованиям ТУ 0921-239-01124323 – 2007 для рельсов 350ЛДТ. Ударная вязкость при отрицательных температурах не удовлетворяет требованиям, предъявляемым к качеству отечественных рельсов низкотемпературной надежности. Загрязненность рельса неметаллическими включениями незначительная, однако встречаются недопустимые включения экзогенного характера. Микроструктура рельсовой пробы японского производства – сорбитообразный и пластинчатый перлит, дисперсность которых по мере удаления от поверхности во всех элементах рельсовых проб уменьшается. При эксплуатации рельса образовались тонкие косые трещины глубиной до 1,1 мм, расположенные на поверхности рабочей выкружки головки, а также значительный боковой износ до 15 мм.

**Ключевые слова:** рельсы, прокат, неметаллические включения, термическая обработка, механические свойства, эксплуатационная стойкость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-402-408

В мировой практике производства железнодорожных рельсов известно несколько способов термического упрочнения: дифференцированная закалка быстродвижущимся потоком воды, сжатым воздухом или водовоздушной смесью; упрочнение головки в растворе полимера; объемная закалка в масле [1 – 11]. От способа термического упрочнения сильно зависит эксплуатационная стойкость рельсов [12, 13]. До недавнего времени все производимые на Нижнетагильском и Кузнецком металлургическом комбинатах железнодорожные рельсы подвергали объемной закалке. Только в 2010 – 2011 гг. в Российской Федерации в условиях ОАО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат» («ЕВРАЗ ЗСМК») было освоено производство рельсов с дифференцированной закалкой воздухом и на ОАО «Мечел» – с упрочнением головки в растворе полимера. Эксплуатация же импортных железнодорожных рельсов с дифференцированной закалкой на железных дорогах ОАО «РЖД» производится с 1995 г.: эксплуатационная стойкость таких рельсов в условиях Сибири и Крайнего Севера представляет значительный интерес. В настоящей работе исследовали качество

рельсов типа R65 японского производства, изъятых после эксплуатации с кривого участка пути Восточно-Сибирской железной дороги. Общий вид макротемплета рельса со значительным боковым износом до 15 мм приведен на рис. 1. Рельсы были уложены во второй путь 5256 км в кривой участок пути радиусом 297 м. Пропущенный тоннаж составил 136 млн. т брутто. Рельс снят в апреле 2013 г. по боковому износу.

Результаты контрольного химического анализа металла исследуемой пробы и существующие в РФ требования приведены в табл. 1.

По содержанию химических элементов металл пробы соответствует требованиям ТУ 0921-239-01124323 – 2007, предъявляемым к стали для производства рельсов категории 350ЛДТ.

Результаты фракционного газового анализа показали, что наибольшая массовая доля кислорода находится в алюминатах и в алюмосиликатах кальция, силикатах кальция и магниевых шпинелях (2,6 и 2,2 ppm соответственно), а наименьшая (1,3 ppm) – в силикатах.

Макроструктуру поперечного сечения рельса выявляли методом глубокого травления в 50 %-ном растворе



Рис. 1. Макротемплет рельса

Fig. 1. Rail macrotemplate

соляной кислоты и оценивали в соответствии с руководящим документом РД 14-2Р-5 – 2004 «Классификатор дефектов макроструктуры рельсов, прокатанных из непрерывнолитых заготовок электростали». Макроструктура металла по осевой ликвации (*I*), точечной неоднородности (*II*), ликвационным полоскам (*III*) удовлетворительная. На макротемплете на поверхности

рабочей выкружки головки выявлены тонкие извилистые косые трещины, образующие сетку и проходящие на глубину до 1 мм.

Механические характеристики при растяжении, ударную вязкость при температуре +20 °С, твердость на поверхности катания головки и по сечению определяли в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685 – 2000 и ТУ 0921-239-01124323 – 2007 на образцах, вырезанных из пробы. Дополнительно из пробы были изготовлены два образца для испытания на ударную вязкость при температуре –60 °С. Результаты механических испытаний и твердость приведены в табл. 2 и 3. Механические свойства при растяжении, твердость на поверхности катания головки и по сечению, а также ударная вязкость при температуре +20 °С, которые определены на образцах, вырезанных из нерабочей выкружки головки исследуемого рельса, удовлетворяют требованиям ТУ 0921-239-01124323 – 2007 для рельсов категории 350ЛДТ.

Повышенная (404 НВ) твердость на поверхности катания головки рельсовой пробы и пониженная (8,6 – 12,0 Дж/см<sup>2</sup>) ударная вязкость при температуре +20 °С, определенные на образцах, которые вырезаны из рабочей выкружки головки, обусловлены наклепом поверхностных слоев металла рельса при эксплуатации. Ударная вязкость при температуре –60 °С пониженная и составляет 4,8 Дж/см<sup>2</sup>. Эти результаты указывают

Т а б л и ц а 1

## Химический состав

Table 1. Chemical composition

Материал	Содержание, %, химических элементов													ppm
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	Ti	Mo	N	O <sub>2</sub>
Проба	0,78	0,80	0,64	0,016	0,005	0,51	0,02	0,02	0,002	0,003	0,002	0,006	0,0022	4,6
Требования ТУ 0921-239- 01124323 – 2007	<u>0,72</u> 0,82	<u>0,70</u> 1,20	<u>0,35</u> 1,00	≤0,025	≤0,020	<u>0,30</u> 0,70	≤0,10	≤0,10	≤0,005	≤0,01	≤0,025	≤0,02	≤0,015	≤20

П р и м е ч а н и е. Через дробную черту приведены минимальное и максимальное значения. Требования ТУ приведены для стали для рельсов 350ЛДТ.

Т а б л и ц а 2

## Механические свойства при растяжении и ударная вязкость проб рельсов

Table 2. Mechanical properties at tension and impact strength of rail samples

Образец	$\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %	$\Psi$ , %	КCU, Дж/см <sup>2</sup> , при температуре, °С	
					+20	–60
<i>I</i> – вырезанный из нерабочей выкружки головки	870	1270	12,0	44,0	20 21	4,8
<i>2</i> – вырезанный из рабочей выкружки головки (в зоне смятия)	840	1260	13,0	45,0	12 8,6	4,8
Требования ТУ 0921-239-01124323 – 2007 для рельсов 350ЛДТ	–	≥1240	≥9,0	–	≥15 (1,5)	–



**Твердость проб рельсов**

*Table 3. Hardness of rail samples*

Материал	Твердость, НВ						
	головка				шейка	подошва	
	ПКГ	10 мм	выкружка	22 мм			
Проба	404	380	378	–	347	325	339 329
Требования ТУ 0921-239-01124323 – 2007 для рельсов 350ЛДТ	362 – 400	≥341	≥341	≥341	≥341	≤341	≤363

на невозможность производства рельсов низкотемпературной надежности при использовании технологии дифференцированной закалки [14, 15].

Для определения механических характеристик при растяжении и ударной вязкости металла в подошве пробы изготовлены разрывные и ударные образцы, которые промаркированы согласно схеме (рис. 2), результаты испытаний приведены в табл. 4.

Наибольшие значения прочностных характеристик ( $\sigma_T = 860 \text{ Н/мм}^2$ ,  $\sigma_B = 1260 \text{ Н/мм}^2$ ) получены на образце, вырезанном у основания подошвы по месту вертикальной оси рельсовой пробы и сопоставимы с прочностными характеристиками в головке ( $\sigma_T = 840 \div 870 \text{ Н/мм}^2$ ;  $\sigma_B = 1260 \div 1270 \text{ Н/мм}^2$ ). При этом уровень пластических свойств образца, вырезанного у основания подошвы,

по сравнению образцом, вырезанном из головки, немного пониженный:  $\delta_5 = 9,5 \%$ ,  $\psi = 36 \%$  и  $\delta_5 = 12 \div 13 \%$ ,  $\psi = 44 \div 45 \%$  соответственно.

Прочностные характеристики, определенные на некотором расстоянии от вертикальной оси в сторону перьев, несколько ниже по сравнению с вышеуказанными значениями и составляют  $\sigma_T = 780 \text{ Н/мм}^2$ ,  $\sigma_B = 1200 \div 1220 \text{ Н/мм}^2$ , при этом относительное сужение на этих образцах имеет различный уровень и составляет 28 и 40 % соответственно. Относительное удлинение несколько пониженное, составляет 9,9 и 11 % соответственно.

На одном из перьев подошвы при пониженных значениях прочностных свойств ( $\sigma_T = 630 \text{ Н/мм}^2$ ,  $\sigma_B = 1020 \text{ Н/мм}^2$ ) получено относительное сужение до 58 %, на втором перье прочностные свойства несколько выше ( $\sigma_T = 730 \text{ Н/мм}^2$ ,  $\sigma_B = 1200 \text{ Н/мм}^2$ ) при относительном сужении 34 %. При этом уровень относительного удлинения одинаковый и составляет 12 %.

На образцах, вырезанных на некотором расстоянии от поверхности по вертикальной оси, также получены пониженные прочностные ( $\sigma_T = 670 \div 750 \text{ Н/мм}^2$ ;  $\sigma_B = 1090 \div 1160 \text{ Н/мм}^2$ ) и пластические ( $\delta_5 = 9,5 \div 10,5 \%$ ;  $\psi = 23 \div 25 \%$ ) характеристики.

Ударная вязкость при температуре +20 °С образцов, вырезанных из подошвы, составляет 15 – 23 Дж/см<sup>2</sup>, на двух образцах ударная вязкость составляет 12 Дж/см<sup>2</sup>;

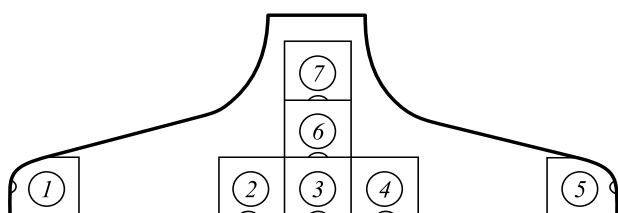


Рис. 2. Схема вырезки образцов

Fig. 2. Scheme of sample cutting

**Механические характеристики по сечению рельса**

*Table 4. Mechanical characteristics along the rail section*

Образец	$\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup> , при температуре, °С	
					+20	-60
1 (перо)	630	1020	12,0	58,0	23, 23	9,7
2	780	1200	9,9	28,0	23, 19	3,6
3	860	1260	9,5	36,0	15, 18	3,6
4	780	1220	11,0	40,0	12, 9,8	4,8
5 (перо)	730	1200	12,0	34,0	23, 18	17
6	750	1160	9,5	23,0	9,6, 20	7,2
7	670	1090	10,5	25,0	12, 15	6,0

на двух – 9,6 – 9,8 Дж/см<sup>2</sup> и сопоставима с ударной вязкостью в головке рельса.

Ударная вязкость при температуре –60 °С пониженная (от 3,6 до 9,7 Дж/см<sup>2</sup>), для одного образца 17 Дж/см<sup>2</sup>; относительно высокие значения ударной вязкости получены на образцах, вырезанных из перьев подошвы (9,7 и 17 Дж/см<sup>2</sup>).

Твердость по сечению головки и подошвы рельса измеряли методом Роквелла на твердомере «AFFRI 251 VRSD». В головке рельса измерения производили вдоль вертикальной оси от поверхности катания на глубину до 40 мм и от поверхности выкружек под углом 45° к горизонтальной прямой, проведенной через контрольные точки замера твердости в зоне выкружек на глубине 10 мм, через каждые 5,0 мм согласно схеме, представленной на рис. 3, а. В подошве пробы твердость измеряли вдоль вертикальной оси от поверхности подошвы на глубину до 35 мм и вдоль горизонтальной прямой, проведенной через контрольные точки замера твердости в подошве рельсов по обе стороны от вертикальной оси через каждые 5,0 мм согласно схеме, представленной на рис. 3, б. Результаты измерения твердости по сечению головки и подошвы рельса представлены в табл. 5 и 6. Твердость по сече-

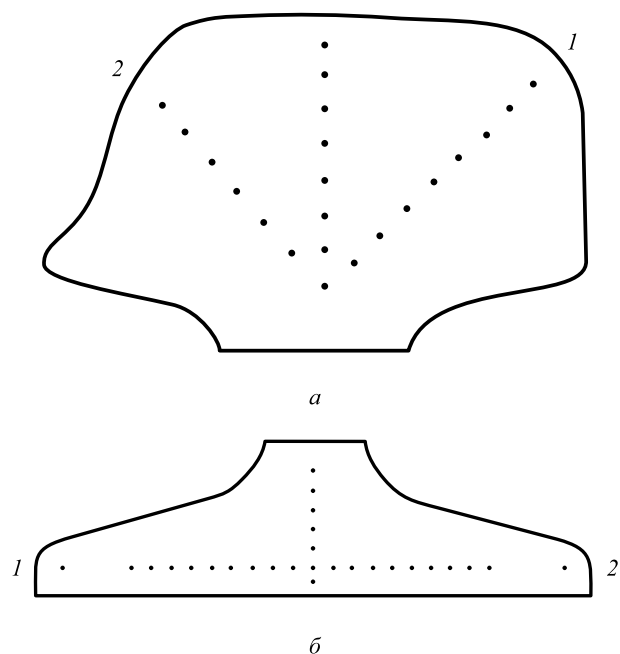


Рис. 3. Схема расположения точек замера твердости по сечению головки (а) и подошвы (б) рельса

Fig. 3. Layout chart of hardness measuring points along the section of the head (a) and the bottom (b) of the rail

Т а б л и ц а 5

#### Твердость в головке HRC (HB)

Table 5. Hardness in the head of HRC (HB)

Направление измерений	Твердость в головке HRC (HB) на расстоянии от поверхности, мм								
	5	10	15	20	25	30	35	40	45
вдоль вертикальной оси	37,3 (361,7)	37,1 (359,9)	36,8 (357,2)	36,3 (352,7)	34,2 (333,8)	33,3 (325,7)	32,7 (321,4)	32,9 (322,1)	–
со стороны выкружки 1 (нерабочей)	38,2 (369,5)	38,1 (368,9)	37,1 (359,9)	36,1 (350,9)	35,2 (342,8)	35,2 (342,8)	34,1 (330,7)	33,3 (325,7)	32,9 (322,1)
со стороны выкружки 2 (рабочей)	37,7 (355,3)	37,4 (362,6)	36,4 (353,6)	36,9 (358,1)	35,7 (347,3)	35,5 (345,5)	–	–	–

Т а б л и ц а 6

#### Твердость в подошве HRC (HB)

Table 6. Hardness in the bottom of HRC (HB)

Направление измерений	Твердость HRC (HB) в подошве на расстоянии, мм, от поверхности подошвы пробы													
	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60	65	70
1	34,9 334	34,5 337	33,1 324	33,7 329	30,6 303	33,1 324	29,6 295	–	–	–	–	–	–	–
2	33,6 328	32,9 322	31,7 312	30,5 302	26,9 275	25 263	24,6 259	24,8 261	28 283	28,1 284	28,8 289	27 276	28,1 284	31,4 309
3	33,2 325	33,3 327	32,9 322	31,7 312	31,2 308	25,2 263	24,8 261	23,5 253	28,1 284	27,9 282	28,4 286	28,1 284	28,8 288	31,7 312

П р и м е ч а н и е: 1 – вдоль вертикальной оси; 2 – по горизонтали в сторону пера 1 от вертикальной оси; 3 – по горизонтали в сторону пера 2 от вертикальной оси.

нию головки по мере удаления от поверхности уменьшается.

Твердость, измеренная по горизонтали в сторону перьев на расстоянии примерно до 25 мм от вертикальной оси, практически одинакова и составляет 30,5 – 33,6 HRC (302,0 – 328,4 HB), далее примерно до 40 мм она снижается до 23,5 – 25,0 HRC (253,0 – 262,7 HB), а затем повышается до 31,7 HRC (311,6 HB).

Дополнительно измеряли твердость на поверхности основания подошвы в произвольном месте по длине пробы на темплете длиной примерно 330 мм после шлифовки его поверхности на глубину до 1 мм. Измерение твердости проводили вдоль направления прокатки, начиная с одного торца через каждые 10 мм в пяти зонах: осевой и на расстоянии 20 и 40 мм слева и справа от оси. Результаты измерения твердости приведены в табл. 7.

Т а б л и ц а 7

**Твердость на поверхности основания подошвы**

*Table 7. Hardness on the surface of the bottom base*

Замер	Твердость HRC (HB) на поверхности основания подошвы				
	40 мм слева от оси	20 мм слева от оси	в осевой зоне	20 мм справа от оси	40 мм справа от оси
1	36,6 (355,4)	37,8 (366,2)	36,8 (357,2)	37,3 (361,7)	35,8 (348,2)
2	36,2 (351,8)	37,6 (364,4)	36,7 (356,3)	36,9 (358,1)	35,7 (347,3)
3	36,0 (350,0)	37,5 (363,5)	36,2 (351,2)	37,2 (360,8)	35,4 (344,6)
4	36,8 (357,2)	37,3 (361,7)	36,0 (350,0)	36,5 (354,5)	35,7 (347,3)
5	36,1 (350,9)	37,3 (361,7)	35,2 (342,8)	37,6 (364,4)	35,9 (349,1)
6	36,4 (353,6)	37,0 (359,)	35,6 (346,4)	36,2 (351,8)	36,1 (350,9)
7	36,2 (351,8)	37,6 (364,4)	35,9 (349,1)	36,0 (350,0)	35,7 (347,3)
8	35,8 (348,2)	37,6 (364,4)	36,0 (350,0)	36,3 (352,7)	35,6 (346,4)
9	35,7 (347,3)	36,5 (354,5)	35,8 (348,2)	36,3 (352,7)	36,1 (350,9)
10	35,8 (348,2)	36,8 (357,2)	35,8 (357,2)	36,8 (357,2)	35,7 (347,3)
11	36,1 (350,9)	36,9 (358,1)	36,5 (354,5)	36,2 (351,8)	35,7 (347,3)
12	36,2 (351,8)	37,0 (359,0)	36,8 (357,2)	37,1 (359,9)	36,0 (350,0)
13	36,1 (350,9)	36,8 (357,2)	36,9 (358,1)	37,4 (362,6)	35,7 (347,3)
14	36,9 (358,1)	37,1 (359,9)	36,0 (350,0)	37,1 (359,9)	36,1 (350,9)
15	36,3 (352,7)	36,8 (357,2)	37,1 (359,9)	36,9 (358,1)	35,9 (349,1)
16	36,9 (358,1)	36,2 (351,8)	36,4 (353,6)	36,8 (357,2)	35,9 (349,1)
17	36,9 (358,1)	37,3 (361,7)	36,6 (355,4)	37,1 (359,9)	35,6 (346,4)
18	36,5 (354,5)	37,3 (361,7)	37,0 (359,0)	36,8 (357,2)	36,0 (350,0)
19	36,8 (357,2)	36,8 (357,2)	37,0 (359,0)	36,5 (354,5)	36,3 (352,7)
20	36,9 (358,1)	37,1 (359,9)	36,8 (357,2)	36,9 (358,1)	35,3 (343,7)
21	36,3 (352,7)	37,0 (359,0)	36,5 (354,5)	37,1 (359,9)	35,3 (343,7)
22	36,3 (352,7)	37,0 (359,0)	36,2 (351,8)	37,2 (360,8)	35,2 (342,8)
23	35,2 (342,8)	36,8 (357,2)	36,0 (350,0)	36,8 (357,2)	36,3 (352,7)
24	33,2 (324,8)	34,7 (338,3)	36,2 (351,8)	36,2 (351,8)	35,6 (346,4)
25	29,1 (290,8)	33,9 (331,1)	34,7 (338,3)	33,2 (324,8)	33,4 (326,6)
26	26,8 (274,6)	29,1 (290,8)	26,8 (274,6)	23,3 (251,8)	26,0 (269,0)
27	27,1 (276,7)	26,4 (271,8)	26,7 (273,9)	25,1 (262,7)	27,3 (278,1)
27	27,8 (281,6)	24,9 (261,4)	23,6 (253,6)	26,1 (269,7)	28,1 (273,7)
29	28,1 (273,7)	24,4 (258,4)	23,3 (251,8)	26,3 (271,1)	27,3 (278,1)
30	29,0 (290,0)	25,6 (266,2)	23,9 (255,4)	26,4 (271,8)	29,0 (290,0)
31	29,2 (291,6)	26,5 (272,5)	24,8 (260,8)	27,3 (278,1)	28,9 (289,3)
32	29,0 (290,0)	26,6 (273,2)	25,4 (264,8)	26,5 (272,5)	27,3 (278,1)

На поверхности пробы на расстоянии примерно 250 мм от торца твердость в осевой зоне, а также слева и справа от оси до 40 мм практически одинаковая и составляет 35,2 – 37,8 HRC (342,8 – 366,2 HB), далее на протяжении 80 мм во всех отмеченных точках наблюдается снижение твердости до 23,3 – 29,2 HRC (251,8 – 291,6 HB).

Оценку загрязненности металла неметаллическими включениями проводили на шлифе, вырезанном и приготовленном из боковой части головки рельса. Недопустимых строчек глинозема и нитридов титана, а также строчек глинозема и нитридов титана, сцементированных силикатами, в металле пробы не выявлено. Строчек хрупкоразрушенных сложных оксидов также не выявлено. При просмотре шлифа выявлено единичное глобулярное включение диам. 10,0 мкм. В основном на шлифе наблюдаются сульфиды нитевидной формы, оцениваемые баллом 1,5 по шкале ГОСТ 1778 – 70. По месту отдельных сульфидных включений встречаются единичные включения нитридов титана в виде кристаллов светло-розового цвета различной формы. Выявлен один пластичный силикат, выявленный на шлифе, длиной 135 мкм.

Микроструктуру металла изучали на поперечных шлифах, вырезанных из головки, средней части шейки, средней части подошвы рельсов и из перьев после травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. При просмотре нетравленных шлифов со стороны поверхности катания головки рельса наблюдаются нарушения сплошности в виде извилистых трещин глубиной до 1,1 мм (рис. 4). Полости трещин частично заполнены однородной серой массой, представляющей собой продукты коррозии.

После химического травления шлифов в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты по кромкам трещин наблюдается структура с деформированными зернами, обезуглероживание отсутствует. Со стороны рабочей поверхности головки структура деформирована, местами наблюдается слой наклепанного металла толщиной до 0,065 мм, образовавшийся в результате эксплуатации.

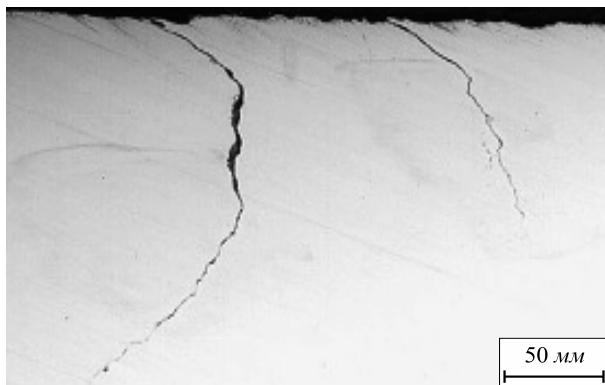


Рис. 4. Трещины в головке рельса

Fig. 4. Cracks in the head of rails

Микроструктура металла во всех элементах профиля представляет сорбитообразный и пластинчатый перлит и характерна для дифференцированно термоупрочненного состояния, степень дисперсности которого по мере удаления от поверхности головки уменьшается. Микроструктура металла, выявленная в подошве по месту пониженной твердости, состоит из пластинчатого и зернистого перлита.

**Выводы.** Проведенное металлографическое исследование рельса типа Р65 японского производства после эксплуатации на Восточно-Сибирской железной дороге выявило, что по химическому составу металл пробы удовлетворяет требованиям ТУ 0921-239-01124323 – 2007, предъявляемым к стали для производства рельсов 350ЛДТ. Макроструктура металла удовлетворительная. Механические свойства при растяжении, твердость, ударная вязкость при температуре +20 °С, определенные на образцах, вырезанных из нерабочей выкружки головки, также удовлетворяют этим требованиям. Повышенная твердость на поверхности катания головки рельсовой пробы (404 HB) и пониженная ударная вязкость при температуре +20 °С (8,6 – 12,0 Дж/см<sup>2</sup>), определенные на образцах, вырезанных из рабочей выкружки головки, обусловлены наклепом поверхностных слоев металла рельса при эксплуатации. Твердость на поверхности основания подошвы, измеренная на произвольно выбранном участке по длине пробы, в основном составляет 35,2 – 37,8 HRC (342,8 – 366,2 HB), также наблюдаются участки с пониженной твердостью до 23,3 – 29,2 HRC (251,8 – 291,6 HB). Загрязненность рельса неметаллическими включениями незначительная. Однако встречаются недопустимые включения экзогенного характера (глобулярное включение диам. 10 мкм). Микроструктура – сорбитообразный и пластинчатый перлит, дисперсность которых по мере удаления от поверхности во всех элементах рельсовых проб уменьшается. При эксплуатации рельса образовались тонкие косые трещины глубиной до 1,1 мм, расположенные на поверхности рабочей выкружки головки, а также значительный боковой износ до 15 мм.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рельсы из электростали / Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годиц, В.П. Дементьев. – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфкомбинат, 2006. – 388 с.
2. Виноград М.И., Громова Г.П. Включения в легированных сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1971. – 216 с.
3. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Инокулирование железо-углеродистых расплавов. – М.: Металлургия, 1993. – 416 с.
4. Еланский Д.Г. Тенденции развития электросталеплавильного производства // Электromеталлургия. 2001. № 5. С. 3 – 18.
5. Поляков В.В., Великанов А.В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов. – М.: Металлургия, 1990. – 416 с.
6. Mengwen Yu, Keping Ji. Development of Heavy Rail Production Technology at Panzhihua Iron and Steel Co. – In book: Proceedings of International Symposium on Exploitation and Utilization of Vanadium. – Panzhihua, China. Beijing. The Metallurgical Industry Press. 1985. P. 358 – 366.

7. Klisiewicz Z. Wytwarzanie staly na Szyuu o podwyz szonych Wlasnosciach wytuzymalosuowych w Kouwertonach tlenowych z zastosowacuem obnobki proznoiwej cieklej stali // *Hutnik*. 1987. Vol. 53. No. 3. P. 62 – 64.
8. Стали для рельсов высокоскоростных линий // *Железные дороги мира*. 2000. № 8. С. 67 – 70.
9. Шпис Х.И. Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации. – М.: *Металлургия*, 1971. – 126 с.
10. Шульте Ю.А. Неметаллические включения в электростали. – М.: *Металлургия*, 1964. – 207 с.
11. Шур Е.А. Повреждения рельсов. – М.: *Транспорт*, 1971. – 112 с.
12. Дефекты и качество рельсовой стали / В.В. Павлов, М.В. Темлянцева, Л.В. Корнева и др. – М.: *Теплотехник*, 2006. – 218 с.
13. Производство и термическая обработка железнодорожных рельсов / В.В. Лемпицкий, Д.С. Казарновский, С.В. Губерт и др. – М.: *Металлургия*, 1972. – 272 с.
14. Козырев Н.А. Основные направления производства рельсов низкотемпературной надежности // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2011. № 4. С. 31 – 34.
15. Снитко Ю.П., Галямов А.Х., Никитин С.В. Современное состояние производства рельсов за рубежом. – В кн.: *Материалы юбилейной рельсовой комиссии 2002 г. – Новокузнецк: ОАО «Новокузнецкий полиграфкомбинат»*, 2002. С. 10 – 30.

Поступила 28 апреля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 6, pp. 402–408.

## RESULTS OF THE USE OF IMPORT RAILS IN THE EAST SIBERIAN RAILWAY

V.P. Dement'ev<sup>1</sup>, S.V. Feiler<sup>1</sup>, D.V. Boikov<sup>2</sup>, N.A. Kozыrev<sup>1</sup>, E.V. Polevoi<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

<sup>2</sup>OJSC "EVRAZ - Joint West Siberian Metallurgical Plant", Novokuznetsk, Russia

**Abstract.** Metallographic examination of a rail of R65 type produced in Japan has been conducted after its use in the East-Siberian Railway has been conducted. It has been shown that, as for the chemical composition, the metal sample meets the requirements of the specifications of TU 0921-239-01124323 – 2007 specified for steel for production of rails 350LTD. Metal macrostructure quality is satisfactory. Tensile properties, cross-section hardness, and impact strength at temperature +20 °C determined in the samples cut out from the rail head rounding-out having no contact with the wheel meet the requirements of the specifications of TU 0921-239-01124323 – 2007 for rails 350LTD. However, impact strength at sub-zero temperatures does not comply with the quality of domestic rails for low-temperature service. Nonmetallic inclusion content is not significant, however unallowable inclusions of exogenous nature have been found. The microstructure of the sample of rail produced in Japan is sorbitic and lamellar pearlite, which dispersity decreases with the increase of the distance from the surface in all elements of rail samples. When in service, slanting line cracks to 1.1 mm in depth were located on the surface of the rail head rounding-out having contact with the wheel and also considerable side wear amounted up to 15 mm.

**Keywords:** rails, rolling, non-metallic inclusions, thermal treatment, mechanical properties, service durability.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-402-408

### REFERENCES

1. Kozыrev N.A., Pavlov V.V., Godik L.A., Dement'ev V.P. *Rel'sy iz elektrostali* [Rails from electric steel]. Novokuznetsk: OAO "Novokuznetskii Poligrafkombinat", 2006, 388 p. (In Russ.).
2. Vinograd M.I., Gromova G.P. *Vklyucheniya v legirovannykh stalyakh i splavakh* [Inclusions in alloyed steel and alloys]. Moscow: *Металлургия*, 1971, 216 p. (In Russ.).
3. Gol'dshtein Ya.E., Mizin V.G. *Inokulirovanie zhelezo-uglerodistykh rasplavov* [Inoculation of iron-carbon melts]. Moscow: *Металлургия*, 1993, 416 p. (In Russ.).
4. Elanskii D.G. Development tendency of electric steel-making. *Elektrometallurgiya*. 2001, no. 5, pp. 3–18. (In Russ.).
5. Polyakov V.V., Velikanov A.V. *Osnovy tekhnologii proizvodstva zheleznodorozhnykh rel'sov* [Bases of rail production technology]. Moscow: *Металлургия*, 1990, 416 p. (In Russ.).
6. Mengwen Yu, Kebing Ji. Development of heavy rail production technology at Panzhihua Iron and Steel Co. *Proceedings of Inter-*

*national Symposium on Exploitation and Utilization of Vanadium. Panzhihua, China*. Beijing. The Metallurgical Industry Press. 1985, pp. 358–366.

7. Klisiewicz Z. Wytwarzanie staly na Szyuu o podwyz szonych Wlasnosciach wytuzymalosuowych w Kouwertonach tlenowych z zastosowacuem obnobki proznoiwej cieklej stali. *Hutnik*. 1987, vol. 53, no. 3, pp. 62–64.
8. Steel for rails of high-speed lines. *Zheleznye dorogi mira*. 2000, no. 8, pp. 67–70. (In Russ.).
9. Spies Heinz-Joachim. *Verhalten von nichtmetallischen Einschlussen im Stahl bei der Erstarrung und Umformung*. Deutscher Verl. f. Grundstoffindustrie VEB, 1968, 106 S. (Russ.ed.: Spies H.-J. *Povedenie nemetallicheskih vklyuchenii v stali pri kristallizatsii i deformatsii*. Moscow: *Металлургиздат*, 1971, 122 p.).
10. Shul'te Yu.A. *Nemetallicheskie vklyucheniya v elektrostali* [Non-metallic inclusions in electric steel]. Moscow: *Металлургия*, 1964, 207 p. (In Russ.).
11. Shur E.A. *Povrezhdeniya rel'sov* [Rail damage]. Moscow: *Транспорт*, 1971, 112 p. (In Russ.).
12. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Korneva L.V., Oskolkova T.N., Gavrilov V.V. *Defekty i kachestvo rel'sovoi stali* [Defects and quality of rail steel]. Moscow: *Теплотехник*, 2006, 218 p. (In Russ.).
13. Lempitskii V.V., Kazarnovskii D.S., Gubert S.V. etc. *Proizvodstvo i termicheskaya obrabotka zheleznodorozhnykh rel'sov* [Production and thermal treatment of rails]. Moscow: *Металлургия*, 1972, 272 p. (In Russ.).
14. Kozыrev N.A. Main development trends for low temperature operate reliability rails production. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 4, pp. 31–35. (In Russ.).
15. Snitko Yu.P., Galyamov A.Kh., Nikitin S.V. Modern state of rail production abroad. In: *Materialy yubileinoi rel'sovoi komissii 2002 g.* [Proceedings of jubilee rail commission 2002]. Novokuznetsk: OAO "Novokuznetskii poligrafkombinat", 2002, pp. 10–30. (In Russ.).

### Information about the authors:

V.P. Dement'ev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy (mchmsis@mail.ru)

S.V. Feiler, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Chair of Ferrous Metallurgy (mchmsis@mail.ru)

D.V. Boikov, Cand. Sci. (Eng.), Head of Steel-Making Bureau (Dmitry.Bojkov@evraz.com)

N.A. Kozыrev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (kozыrev\_na@mtsp.sibsiu.ru)

E.V. Polevoi, Head of the Bureau of Physical Metallurgy and Thermal Treatment of the Technical Department of Rail Area (Egor.Polevoj@evraz.com)

Received April 28, 2016



УДК 539.374

## СПЕЦИАЛЬНЫЕ ГРАНИЦЫ В ПРОЦЕССЕ ВТОРИЧНОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ\*

**Лобанов М.Л.**<sup>1</sup>, д.т.н., профессор кафедры «Термообработка и физика металлов» (m.l.lobanov@urfu.ru)

**Русаков Г.М.**<sup>1,2</sup>, к.ф.-м.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов», старший научный сотрудник (germanrusakov@yandex.ru)

**Редикульцев А.А.**<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов» (redikultsev@mail.ru)

**Карабаналов М.С.**<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов» (m.s.karabanalov@urfu.ru)

**Лобанова Л.В.**<sup>1</sup>, инженер кафедры «Термообработка и физика металлов» (m.l.lobanov@urfu.ru)

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

<sup>2</sup> Институт физики металлов УрО РАН (620219, Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18)

**Аннотация.** В исходном поликристаллическом сплаве Fe – 3 % Si методами ориентационной микроскопии (EBSD) исследованы различные стадии процесса низкотемпературного аномального роста зерен. На всех образцах была получена сравнительно низкая магнитная индукция  $B_{800} = 1,62 \div 1,72$  Тл, соответствующая отклонению оси легкого намагничивания [001] кристаллитов от направления прокатки на угол  $12 - 20^\circ$ . Показано, что текстура вторичной рекристаллизации описывается ориентировками  $\{110\}<115>$ , мелкие зерна, находящиеся между аномально растущими кристаллитами (матрица вторичной рекристаллизации), имеют сильно рассеянную (близкую к аксиальной) текстуру  $\{hkl\}<001>$ . Показано, что ориентации выросших зерен близки к ориентациям, находящимся в разориентировке  $\Sigma 5$  к большинству кристаллитов, составляющих поглощаемую матрицу. Установлено, что аномально растущие зерна в последнюю очередь поглощают кристаллиты, имеющие с ними специальные границы  $\Sigma 3$  или  $\Sigma 17b$ .

**Ключевые слова:** сплав Fe – 3 % Si, текстура, холодная деформация, первичная рекристаллизация, вторичная рекристаллизация, специальные границы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-409-413

Вторичная рекристаллизация (ВР) является значимым процессом, происходящим в особых условиях при термической обработке металлов и сплавов, и может кардинально изменять их функциональные свойства. Наиболее известным является использование аномального роста зерен для формирования острой ребровой текстуры (110)[001] (текстура Госса) в однофазном сплаве Fe – 3 % Si (электротехническая анизотропная сталь (ЭАС)), определяющей уникальные магнитные свойства этого сплава [1 – 5]. Однако до настоящего времени общепризнанной теории ВР не существует.

До настоящего момента интенсивно обсуждается роль специальных границ в формировании зароды-

шей вторичной рекристаллизации [6 – 11]. Еще в работе [12] высказано предположение, что формирование острой ребровой текстуры в ЭАС связано с наличием в первично рекристаллизованной структуре зерен с ориентировкой (110)[001], имеющих специальную границу  $\Sigma 9$  с сильно выраженными в матрице ВР ориентировками  $\{111\}<112>$ . В работе [13] экспериментально показано, что специальная разориентация  $\Sigma 9$  или близкие к ней (по оси и углам поворота)  $\Sigma 19a$ ,  $\Sigma 27a$ ,  $\Sigma 33a$  в действительности могут играть основную роль в процессе вторичной рекристаллизации в материале с острой однокомпонентной текстурой.

Появление во вторично рекристаллизованной структуре зерен с ориентациями, сильно отклоненными от ребровой, связывается в работе [12] с наличием между кристаллитами специальной разориентации  $\Sigma 5$ . При этом достоверных экспериментальных доказательств роли специальных границ, отличных от  $\Sigma 9$ , в процессе ВР нет.

\* Работа выполнена на оборудовании лаборатории структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.A03.21.0006 и в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект № 11.1465.2014/К.

В настоящей работе ставилась задача исследования роли специальных границ в процессе ВР, результатом которой является максимально рассеянная текстура.

В качестве материалов для проведения исследования использовали образцы электротехнической анизотропной стали нитридно-медного варианта технологии после горячей прокатки [4, 5].

Образцы прокатывали без промежуточного отжига на конечную толщину 0,30 мм. Далее их подвергали рекристаллизационно-обезуглероживающему отжигу в атмосфере увлажненного (температура точки росы 20 °С) азотного защитного газа (95 % N<sub>2</sub> и 5 % H<sub>2</sub>) в течение пяти минут при температуре 820 °С. Затем в водородной атмосфере проводили высокотемпературный отжиг образцов по режиму: нагрев с произвольной скоростью до 400 °С; нагрев со скоростью 15 °С/ч с 400 до 1150 °С; выдержка в течение 10 ч при 1150 °С; охлаждение с печью. После обработки на образцах в однополосочном аппарате TWM-8S измеряли магнитную индукцию  $B$  при фиксированном значении напряженности магнитного поля 800 А/м (как характеристику, максимально коррелирующую со степенью совершенства кристаллографической текстуры [14]). Погрешность определения магнитной индукции  $\pm 0,5\%$  ( $\pm 2$  единицы последнего разряда). Все полученные данные усредняли по десяти измерениям.

С целью определения эффективной температуры начала вторичной рекристаллизации и исследования начальной стадии аномального роста зерен часть образцов подвергали градиентному отжигу. В образцах фиксировали эффективную температуру начала ВР ( $T_{\text{нвр}}$ ) как температуру появления в структуре зерен, имеющих размер, заметно превышающий толщину образца.

Исследования микроструктуры проводили на электронном микроскопе JEOL JSM6490LV с приставкой Oxford Instruments (EBSD). В качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением холодной прокатки (НП), нормалью к ее плоскости (НН) и перпендикулярным им направлением (ПН). Таким образом, все три направления образуют правую тройку векторов.

### Структура и текстура технического сплава Fe – 3 % Si после вторичной рекристаллизации

Выбранная для проведения исследований схема обработки технического сплава Fe – 3 % Si не совпадает ни с одним из известных промышленных способов производства электротехнической анизотропной стали [4]. При подобной обработке в металле будет проходить ВР, но конечная структура не будет обеспечивать необходимые для ЭАС магнитные свойства.

По результатам обработки на всех образцах была получена сравнительно низкая ( $B_{800} = 1,62 \div 1,72$  Тл) магнитная индукция. Такая магнитная индукция соответствует примерному отклонению оси [001] от направ-

ления прокатки на углы  $\alpha$  и  $\beta$  величиной 12 – 20° [14].

Проведенный металлографический анализ полученных образцов (рис. 1, а) показал, что их структура состоит из крупных вторичнорекристаллизованных зерен со средним размером примерно 5 мм. Зерна характеризуются наличием развитых границ.

Для исследования ориентации зерен вдоль направления, параллельного НП, с шагом 15 мм были вырезаны образцы, которые собирали в пакеты и исследовали в НП в сканирующем электронном микроскопе (метод EBSD). Съемку дифрагированного излучения проводили с малых равных областей, каждая из которых соответствовала единственному вторичнорекристаллизованному зерну (рис. 1, б); за один раз проводили съемку приблизительно с 50 зерен. Окончательные прямые полюсные фигуры (ППФ) получали накладыванием двух ППФ друг на друга с целью получения статистически более значимого результата (рис. 1, в – д).

Проведенные таким образом исследования ориентировок отдельных зерен показали, что в результате ВР в образцах технического сплава Fe – 3 % Si сформирована ребровая текстура (110)[001] с существенным рассеянием по всем углам (до 30°). При этом в структуре практически отсутствуют вторичнорекристаллизованные зерна с острой ориентировкой (110)[001]. Полученную в результате эксперимента интегральную ориентировку можно трактовать как текстуру, состоящую из двух рассеянных в среднем на 15° компонент {110}<115>. Центры рассеяния таких компонент отклонены по углу  $\alpha$  от идеальной ориентировки (110)[001] примерно на 16°.

### Начальные стадии процесса вторичной рекристаллизации

Структура металла на начальных стадиях ВР показана на рис. 2. Эффективная температура начала вторичной рекристаллизации для всех образцов оказалась равной приблизительно 900 °С; очевидно, что реальная температура начала вторичной рекристаллизации составляет величину на несколько десятков градусов меньше.

Формирование центров ВР происходило преимущественно в подповерхностной области, в горизонтах, отстоящих от поверхности на 1/10 – 1/6 толщины образцов (рис. 2). Интересно отметить, что исследуемые области структуры содержали существенно большее количество аномально растущих зерен на единицу площади поверхности, чем фиксируется в материале, где полностью прошла вторичная рекристаллизация. Не все вторично рекристаллизованные зерна дорастают до макроразмеров, часть из них поглощается другими растущими кристаллитами.

На рис. 2, в показана структура области, содержащей одно аномально растущее зерно. По ППФ (рис. 2, г) можно сделать вывод, что растущее зерно, ось [001] ко-

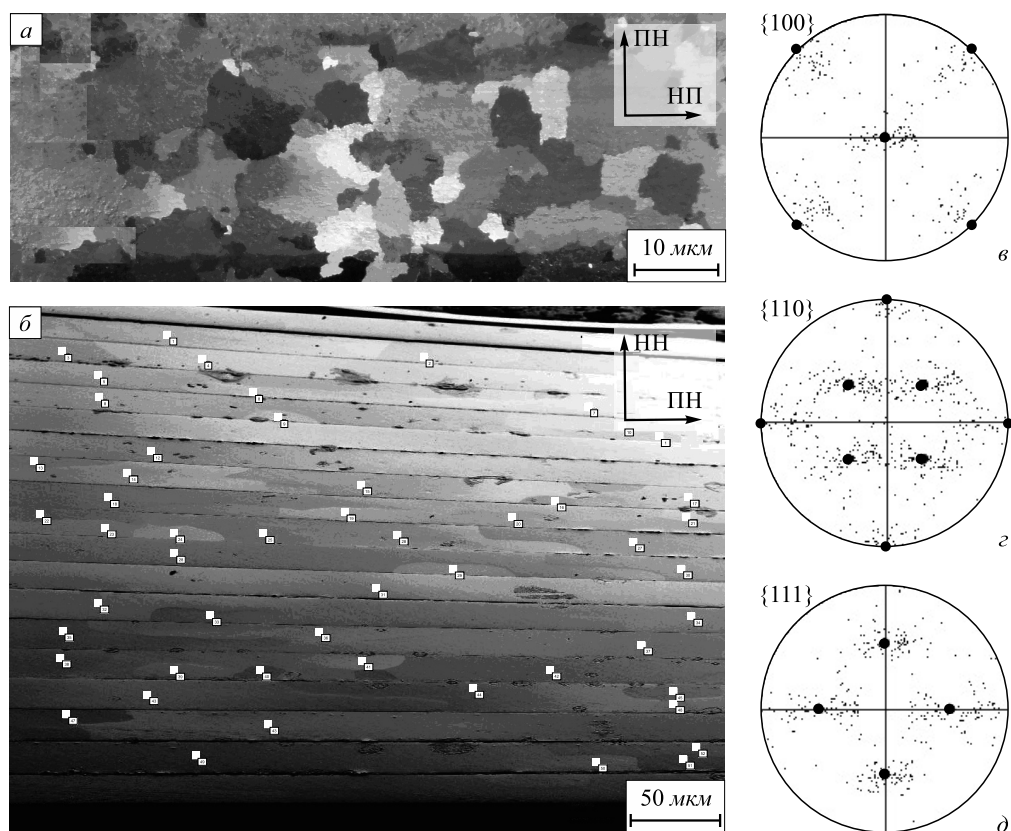


Рис. 1. Макроструктура и текстура образцов технического сплава Fe – 3 % Si после вторичной рекристаллизации ( $B_{800} = 1,67$  Тл):  
*a* – макроструктура; *б* – структура (в отраженных электронах) наборов пластин с указанием мест анализа ориентировок зерен (□);  
*в* – *д* – ППФ {100}, {110}, {111} отдельных зерен (● – полюса идеальной ориентировки (110)[001])

Fig. 1. Microstructure and texture of the samples of the technical alloy of Fe – 3 % Si after secondary recrystallization ( $B_{800} = 1.67$  T):  
*a* – microstructure; *б* – structure (in the reflected electrons) of plate sets with the indication of the analysis place of grain orientation (□);  
*в* – *д* – straight pole figure {100}, {110}, {111} of certain grains (● – poles of ideal orientation (110)[001])

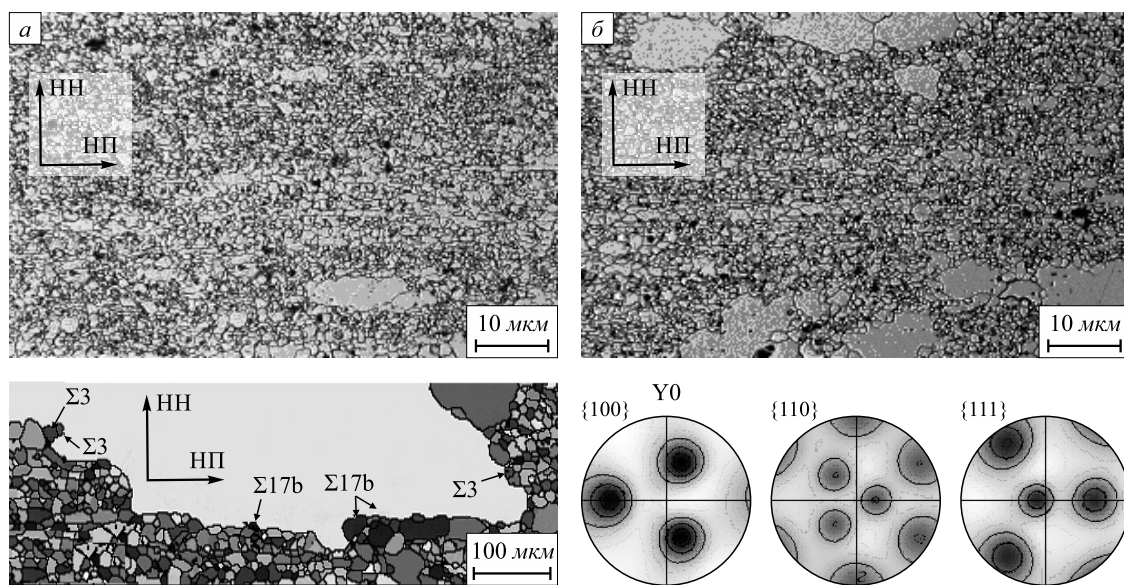


Рис. 2. Начальные стадии вторичной рекристаллизации в образцах сплава Fe – 3 % Si:  
*a*, *б* – микроструктура; *в* – ориентационная карта с указанием специальных границ; *г* – ППФ {100}, {110}, {111} с области, изображенной на поз. *в*

Fig. 2. Initial stages of the secondary recrystallization in the samples of alloy of Fe – 3 % Si:  
*a*, *б* – microstructure; *в* – orientation chart with the identification of special boards; *г* – straight pole figure {100}, {110}, {111} from the area represented at the position *в*



того отклонена от НП примерно на  $15^\circ$ , является характерным представителем кристаллитов полученной в результате низкотемпературной вторичной рекристаллизации структуры.

В ряде случаев внутри аномально растущих зерен наблюдали мелкие кристаллиты практически сферической формы, являющиеся остатками поглощаемой матрицы (рис. 2, в). Также на достаточно гладком фронте аномально растущего зерна иногда наблюдаются непоглощенные отдельные зерна или группы кристаллитов матрицы. Эти кристаллиты имеют с аномально растущим зерном специальные границы  $\Sigma 3$  или близкие к ней  $\Sigma 17b$  (оси поворотов  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 221 \rangle$ , углы поворотов  $60^\circ$  и  $62^\circ$  соответственно). Данный факт однозначно подтверждает низкую подвижность специальной границы  $\Sigma 3$ .

Методом ориентационной микроскопии были проведены исследования ориентировок мелких зерен, находящихся между аномально растущими кристаллитами, т.е. матрицы вторичной рекристаллизации (рис. 3, а). Полученные ППФ позволяют идентифицировать текстуру матрицы вторичной рекристаллизации как сильно рассеянную (близкую к аксиальной) ориентировку  $\{hkl\}\langle 001 \rangle$ .

Согласно работе [12] в случае низкотемпературной ВР ( $T_{\text{нвр}} \sim 900^\circ\text{C}$ ) среди зародышей аномального роста преобладают зерна с ориентировками, близкими к  $\{110\}\langle 115 \rangle$  (или  $(110)[001] \pm 16^\circ$ ); такие зерна имеют с ближайшим окружением специальные границы типа  $\Sigma 5$ . На рис. 3, б – г показаны полюса для всех возможных ориентировок, находящихся в специальной разориентации  $\Sigma 5$  по отношению к ориентировкам  $\{110\}\langle 115 \rangle$  (основным в текстуре вторичной рекристаллизации). Теоретические полюсные фигуры строили поворотом на угол  $37^\circ$  вокруг кристаллографических осей  $\langle 100 \rangle$  [15] для двух ориентировок  $\{110\}\langle 115 \rangle$ . Полученный результат показывает хорошее совпадение теоретической текстуры (с учетом возможных рассеяний ориентировок) с реальной, и может служить косвенным доказательством доминирующей роли специальных границ  $\Sigma 5$  при образовании зародышей аномального роста в процессе низкотемпературной вторичной рекристаллизации, приводящей к рассеянной текстуре.

**Выводы.** Исследована роль специальных границ в процессе вторичной рекристаллизации, результатом которой является максимально рассеянная текстура. Зафиксировано, что при прохождении низкотемпературной вторичной рекристаллизации (при  $T_{\text{нвр}} \leq 900^\circ\text{C}$ ) в техническом сплаве Fe – 3 % Si преимущественно растут зерна с ориентировками, близкими к  $\{110\}\langle 115 \rangle$ . При этом мелкие зерна, находящиеся между аномально растущими кристаллитами (матрица вторичной рекристаллизации) имеют сильно рассеянную (близкую к аксиальной) текстуру  $\{hkl\}\langle 001 \rangle$ . Установлено, что аномально растущие зерна в последнюю очередь поглощают кристаллиты, имеющие с ними специальные

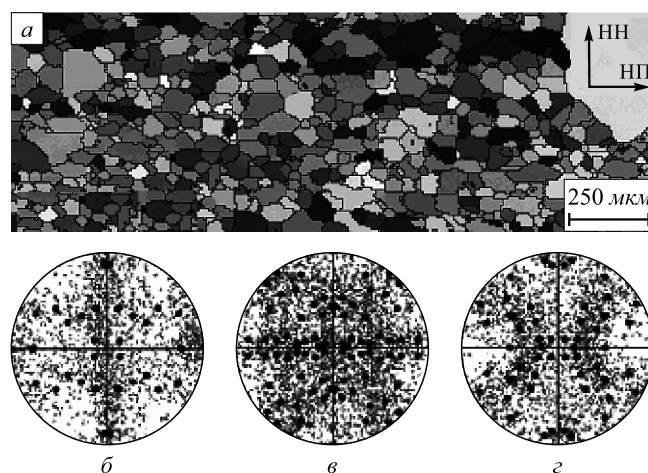


Рис. 3. Микроструктура и текстура области образца сплава Fe – 3 % Si, в которой началась вторичная рекристаллизация: а – ориентационная карта; б – г – ППФ  $\{100\}$ ,  $\{110\}$ ,  $\{111\}$  (● – полюса ориентировок, находящихся в специальной разориентации  $\Sigma 5$  по отношению к ориентировкам  $\{110\}\langle 115 \rangle$ )

Fig. 3. Microstructure and texture of the area of the alloy sample of Fe – 3 % Si in which the secondary recrystallization has begun: а – orientation chart; б – г – straight pole figure  $\{100\}$ ,  $\{110\}$ ,  $\{111\}$  (● – orientation poles, situated in the special misorientation  $\Sigma 5$  towards the orientations  $\{110\}\langle 115 \rangle$ )

границы  $\Sigma 3$  или  $\Sigma 17b$ . Показано, что ориентации зерен, выросших при низкотемпературной вторичной рекристаллизации, близки к ориентациям, находящимся в разориентировке  $\Sigma 5$  к большинству кристаллитов, составляющих поглощаемую матрицу.

#### 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 – 145.
2. Günther K., Abbruzzese G., Fortunati S., Ligi G. Recent Technology Developments in the Production of Grain-oriented Electrical Steel // Steel research int. 2005. Vol. 76. No. 6. P. 413 – 421.
3. Xia Z., Kang Y., Wang Q. Developments in the production of grain-oriented electrical steel // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2008. Vol. 254-255. P. 307 – 314.
4. 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.
5. 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.
6. Homma H., Hutchinson B. Orientation dependence of secondary recrystallization in silicon-iron // Acta Mater. 2003. Vol. 51. P. 3795 – 3805.
7. Ko K.-J., Rollett A. D., Hwang N.-M. Abnormal grain growth of Goss grains in Fe – 3 % Si steel driven by sub-boundary-enhanced solid-state wetting: Analysis by Monte Carlo simulation // Acta Materialia. 2010. Vol. 58. P. 4414 – 4423.
8. Park H.-K., Kang J.-H., Park C.-S., Han C.-H., Hwang N.-M. Pancake-shaped growth of abnormally-growing Goss grains in Fe – 3 % Si steel approached by solid-state wetting // Materials Science and Engineering A. 2011. Vol. 528. Issues 7-8. P. 3228 – 3231.
9. Imamura T., Shingaki Y., Hayakawa Y. Effect of Cold Rolling Reduction Rate on Secondary Recrystallized Texture in 3 Pct Si – Fe

- Steel // Metallurgical and materials transactions A. 2013. Vol. 44A. No. 4. P. 1785 – 1792.
10. Kumano T., Haratani T. and Ushigami Y. The Relationship between primary and secondary recrystallization texture of grain oriented silicon steel // *ISIJ Int.* 2002. Vol. 42. P. 440 – 449.
  11. Демаков С.Л., Водолазский Ф.В., Водолазский В.Ф., Попов А.А. Текстурирование торможение рекристаллизации в титановом сплаве ТС6 // *МирТом*. 2010. № 10. С. 32 – 38.
  12. Shimizu R., Harase J. and Dingley D.J. Prediction of secondary recrystallization in Fe – 3 % Si by three-dimensional texture analysis // *Acta Mater.* 1990. Vol. 38. P. 973 – 978.
  13. Redikul'tsev A.A., Lobanov M.L., Rusakov G.M. and Lobanova L.V. Secondary Recrystallization in Fe – 3 % Si Alloy with (110)[001] Single-Component Texture // *The Physics of Metals and Metallography*. 2013. Vol. 114. No. 1. P. 33 – 40.
  14. Homma H., Hutchinson B., Kubota T. The production mechanism of extensively sharp Goss orientation in HI-B material // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2003. Vol. 254-255. P. 331 – 333.
  15. Грабский М.В. Структура границ зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1976. – 160 с.

Поступила 26 апреля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 6, pp. 409-413.

## SPECIAL BORDERS IN THE SECONDARY RECRYSTALLIZATION

**M.L. Lobanov<sup>1</sup>, G.M. Rusakov<sup>1,2</sup>, A.A. Redikul'tsev<sup>1</sup>,  
M.V. Karabanalov<sup>1</sup>, L.V. Lobanova<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia  
B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup> Institute of Metal Physics UB RAS (IMP UB RAS), Ekaterinburg,  
Russia

**Abstract.** In the initial polycrystalline alloy Fe – 3 % Si different stages of low-temperature abnormal grain growth have been studied using orientation microscopy techniques (EBSD). All the samples have been characterized by comparatively low magnetic induction  $B_{800} = 1.62 - 1.72$  T, which corresponds to the axis deviation of easy magnetization [001] of crystals from the direction of rolling to the angle of 12 – 20°. It has been shown that the texture of the secondary recrystallization is described by the orientations {110} <115>, small grains, situated among anomalously growing crystals (the matrix of the secondary recrystallization), have a heavily scattered (close to the axial one) texture {hkl} <001>. It is shown that the orientation of the grown grains is close to the orientations situated in misorientation  $\Sigma 5$  to most of the crystallites constituting the absorbed matrix. It has been found out that abnormally growing grains in the last turn absorb the crystallites having with them special  $\Sigma 3$  or  $\Sigma 17b$  boundaries.

**Keywords:** alloy Fe – 3 % Si, texture, cold deformation, primary recrystallization, secondary recrystallization, special borders.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-409-413

## REFERENCES

1. Takahashi N., Harase J. Recent Development of Technology of Grain Oriented Silicon Steel. *Proc. Mater. Science Forum*. 1996, vol. 204-206, pp. 143–145.
2. Günther K., Abbruzzese G., Fortunati S., Ligi G. Recent Technological Developments in the Production of Grain-oriented Electrical Steel. *Steel research int.* 2005, vol. 76, no. 6, pp. 413–421.
3. Xia Z., Kang Y., Wang Q. Developments in the production of grain-oriented electrical steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2008, vol. 254-255, pp. 307–314.
4. 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.
5. 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.
6. Homma H., Hutchinson B. Orientation dependence of secondary recrystallization in silicon-iron. *Acta Mater.* 2003, vol. 51, pp. 3795–3805.
7. Ko K.-J., Rollett A. D., Hwang N.-M. Abnormal grain growth of Goss grains in Fe – 3 % Si steel driven by sub-boundary-enhanced solid-state wetting: Analysis by Monte Carlo simulation. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, pp. 4414–4423.
8. Park H.-K., Kang J.-H., Park C.-S., Han C.-H., Hwang N.-M. Pancake-shaped growth of abnormally-growing Goss grains in Fe – 3 % Si steel approached by solid-state wetting. *Materials Science and Engineering A*. 2011, vol. 528, Issues 7-8, pp. 3228–3231.
9. Imamura T., Shingaki Y., Hayakawa Y. Effect of Cold Rolling Reduction Rate on Secondary Recrystallized Texture in 3 Pct Si – Fe Steel. *Metallurgical and materials transactions A*. 2013, vol. 44A, no. 4, pp. 1785–1792.
10. Kumano T., Haratani T. and Ushigami Y. The Relationship between primary and secondary recrystallization texture of grain oriented silicon steel. *ISIJ Int.* 2002, vol. 42, pp. 440–449.
11. Demakov S.L., Vodolazskii F.V., Vodolazskii V.F., Popov A.A. Textural deceleration of recrystallization in titanium alloy TS6. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011, vol. 52, no. 9–10, pp. 487–492.
12. Shimizu R., Harase J. and Dingley D.J. Prediction of secondary recrystallization in Fe – 3 % Si by three-dimensional texture analysis. *Acta Mater.* 1990, vol. 38, pp. 973–978.
13. Redikul'tsev A.A., Lobanov M.L., Rusakov G.M. and Lobanova L.V. Secondary Recrystallization in Fe – 3 % Si Alloy with (110) [001] Single-Component Texture. *The Physics of Metals and Metallography*. 2013, vol. 114, no. 1, pp. 33–40.
14. Homma H., Hutchinson B., Kubota T. The production mechanism of extensively sharp Goss orientation in HI-B material. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2003, vol. 254–255, pp. 331–333.
15. Grabskii M.V. *Struktura graniits zeren v metallakh* [Structure of grain borders in metals]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 160 p. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The work was fulfilled with the use of the laboratory equipment of structural analysis methods and the properties of materials and nanomaterials of the Ural Federal University at the financial support of enactment no. 211 of the Russian Federation government, contract no. 02.A03.21.0006 and in the frameworks of the state task of the Ministry of education and science RF, project no. 11.1465.2014/K.

## Information about the authors:

**M.L. Lobanov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Treatment and Physics of Metals” (m.l.lobanov@urfu.ru)

**G.M. Rusakov**, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher, Assist. Professor Professor of the Chair “Thermal Treatment and Physics of Metals” (germanrusa-kov@yandex.ru)

**A.A. Redikul'tsev**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Thermal Treatment and Physics of Metals” (redikul'tsev@mail.ru)

**M.V. Karabanalov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Thermal Treatment and Physics of Metals” (m.s.karabanalov@urfu.ru)

**L.V. Lobanova**, Engineer of the Chair “Thermal Treatment and Physics of Metals” (m.l.lobanov@urfu.ru)

Received April 26, 2016



**ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ  
В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ\***

**Громов В.Е.<sup>1</sup>**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики  
им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

**Иванов Ю.Ф.<sup>2,3,4</sup>**, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, профессор (yuf55@mail.ru)

**Морозов К.В.<sup>1</sup>**, к.т.н., инженер кафедры физики им. В.М. Финкеля (morozov\_kv75@mail.ru)

**Перегудов О.А.<sup>1</sup>**, инженер кафедры физики им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

**Юрьев А.Б.<sup>1,5</sup>**, д.т.н., управляющий директор, профессор кафедры «Обработка металлов  
давлением и металловедение» (Vadim.Kosterev@evraz.com)

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

<sup>2</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН  
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

<sup>3</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет  
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

<sup>4</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет  
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

<sup>5</sup> ОАО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»  
(654043, Россия, Кемеровская область, г. Новокузнецк, шоссе Космическое, д. 16)

**Аннотация.** Эксплуатация рельсов (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто) приводит к существенному упрочнению поверхностного слоя. На основании результатов электронно-микроскопических исследований выполнен количественный анализ вклада различных механизмов в упрочнение рельсов после длительной эксплуатации на разном расстоянии от поверхности катания. Показано, что упрочнение носит многофакторный характер и обусловлено субструктурным упрочнением, вызванным формированием наноразмерных фрагментов; дисперсионным упрочнением частицами карбидной фазы; упрочнением, обусловленным формированием на дислокациях атмосфер; полями напряжений, формирующимися внутрифазными и межфазными границами. Существенное увеличение прочности поверхностного слоя рельсовой стали, подвергнутой длительной (пропущенный тоннаж 1000 млн. т брутто) эксплуатации, обусловлено формирующимися в материале дальнедействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией материала с образованием наноразмерной структуры.

**Ключевые слова:** рельсы, эксплуатация, упрочнение, механизмы, структура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-414-419

В последние десятилетия большое внимание уделяется количественной оценке различных физических свойств сталей; достигнут значительный прогресс в понимании механических свойств сталей на основе анализа их микроструктур [1 – 4]. Особое внимание сконцентрировано на проблеме прочности, особенности которой в настоящее время могут быть предсказаны во многих случаях с достаточной достоверностью на основе анализа состава сплавов и микроструктуры [1, 4]. Для описания явления упрочнения часто используют физические модели, однако в некоторых случаях могут использоваться эмпирические или полуэмпирические предположения, в особенности, когда необходимо рассмотреть изменение свойств на основе анализа сложных микроструктур.

Чтобы полнее использовать характерную для стали прочность и получить оптимальное сочетание свойств,

необходимых для успешного применения сталей, большое значение приобретает понимание механизмов упрочнения. Кроме того, необходимо учитывать факторы, которые контролируют эти механизмы, их влияние на другие свойства, особенно на вязкость и пластичность. При рассмотрении проблемы упрочнения металлических материалов, как правило, выделяют три фундаментальных типа упрочнения: 1 – твердо-растворное упрочнение (атомы замещения и внедрения, структурные вакансии, ближний и дальний порядок, антифазные домены и т.п.); 2 – субструктурное упрочнение, обусловленное линейными и плоскими дефектами; 3 – многофазное упрочнение (карбиды и включения остаточного аустенита в сталях, распад эвтектики, композиты т.п.) [2, 3, 5].

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенными изменениями структуры и свойств поверхностного слоя [6 – 10] и приводит к выходу рельсов из строя по многим причинам [11, 12].

\* Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 15-12-00010.

**Характеристики структуры рельсовой стали  
после эксплуатации**

*Table 1. Parameters of rail steel structure after operation*

Параметр	Значение параметра на расстоянии от поверхности, мм		
	0	2	10
Размер фрагментов, нм	<u>520</u>	<u>600</u>	<u>800</u>
	60	600	800
$\alpha_{аз}$ , градус	<u>4</u>	<u>1</u>	<u>1</u>
	7	1	1
$\langle \rho \rangle \cdot 10^{-10}$ , см <sup>-2</sup>	<u>4,2</u>	<u>3,6</u>	<u>4,5</u>
	5,1	4,3	4,3
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$ , см <sup>-2</sup>	<u>3,3</u>	<u>3,6</u>	<u>3,1</u>
	5,1	4,2	2,6
$\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}$ , см <sup>-1</sup>	1066 = 944 + 122	1032 = 686 + 346	801 = 765 + 36
	6983 = 1276 + 5707	1004 = 407 + 597	848 = 655 + 193

Пр и м е ч а н и е. В числителе и знаменателе приведены значения после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т brutto соответственно.

Целью настоящей работы является анализ физической природы прочности рельсов, основанный на численной оценке вкладов различных механизмов упрочнения, выполненной по результатам выявленных методами просвечивающей электронной микроскопии параметров структуры, фазового состава и дефектной субструктуры рельсов после длительной эксплуатации.

В работах [6 – 10] в качестве материала исследования использованы образцы рельсовой стали Р65, свойства и элементный состав которой регламентируются ГОСТ Р 51685 – 2000. Образцы рельсов производства Кузнецкого металлургического комбината стали были вырезаны из изделия в исходном состоянии и после изъятия из эксплуатации на Свердловской железной дороге из-за износа выкружки головки рельсов (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т brutto). Методом просвечивающей электронной микроскопии анализировали структуру и измеряли микротвердость стали «рабочей» выкружки, обладающей повышенным износом, на различном расстоянии на поверхности катания (0, 2 и 10 мм). Повышенный износ указывает на преимущественное взаимодействие этой зоны в процессе эксплуатации с подвижным составом.

Эксплуатация рельсов при пропущенном тоннаже 500 млн. т brutto сопровождается формированием разупрочненного поверхностного слоя толщиной не менее 2 мм [6 – 8]. Увеличение пропущенного тоннажа рельсов до 1000 млн. т brutto приводит к существенному увеличению микротвердости поверхностного слоя: относительно исходного состояния стали примерно в 1,4 раза; относительно состояния, формирующегося при пропущенном тоннаже 500 млн. т, примерно в 1,8 раза. На расстоянии 10 мм от поверхности микротвердость рельсов после эксплуатации близка к микротвердости исходной стали [6 – 8].

Очевидно, что изменение микротвердости поверхностного слоя металла рельсов обусловлено эволюцией его дефектной субструктуры в процессе эксплуатации. На основании результатов работ [6 – 10] был проведен количественный анализ структуры рельсов после двух режимов эксплуатации; определены азимутальная составляющая угла полной разориентации фрагментов ( $\alpha_{аз}$ ), скалярная плотность дислокаций ( $\langle \rho \rangle$ ), избыточная плотность дислокаций ( $\rho_{\pm}$ ), градиент кривизны-кручения кристаллической решетки ( $\chi$ ), приведенные в табл. 1.

Видно, что наиболее существенные преобразования структуры материала выявляются на поверхности рельсов. Во-первых, эксплуатация рельсов приводит к фрагментации структуры стали, т.е. делению зерен на области с малоугловой разориентацией. Размеры фрагментов зависят как от степени эксплуатации рельсов, так и от расстояния анализируемого слоя от поверхности выкружки. Средние размеры фрагментов более, чем в восемь раз снижаются при увеличении пропущенного тоннажа от 500 до 1000 млн. т brutto. Одновременно с

этим увеличивается степень разориентации фрагментов. Если в исходном состоянии она составляла примерно 1°, то после эксплуатации (1000 млн. т) достигает значений на поверхности рельса примерно 7° (табл. 1).

Во-вторых, эксплуатация рельсов сопровождается преобразованием дислокационной субструктуры: наблюдается переход от субструктуры дислокационного хаоса к преимущественно сетчатой субструктуре. При этом фиксируется незначительное увеличение скалярной плотности дислокаций (табл. 1) [6 – 10].

В-третьих, более, чем в шесть раз возрастает величина кривизны-кручения кристаллической решетки стали. Последнее свидетельствует об увеличении амплитуды внутренних полей напряжений в стали при эксплуатации.

В-четвертых, выявляется, как отмечалось в работах [6 – 10], преобразование карбидной подсистемы стали: а именно, фиксируется разрушение исходных частиц цементита и образование новых частиц наноразмерного диапазона на границах субзерен и на дислокациях.

Количественный анализ структуры стали позволил провести оценки вкладов механизмов упрочнения в твердость стали.

Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение, упрочнение границами фрагментов) можно оценить, используя выражение [13, 14]:

$$\sigma(L) = \sigma_0 + k^* L^{-m};$$

здесь  $\sigma$  – напряжение течения, МПа;  $\sigma_0$  – напряжение трения решетки материала (т.е. напряжение, необходи-

мое для движения дислокаций в чистых монокристаллах);  $L$  – средний размер фрагментов;  $k^*$  – коэффициент пропорциональности;  $m = 1$  или  $1/2$ .

Установлено, что при  $m = 1$  значение  $k^*$  изменяется в пределах от 0,015 до 0,01 кгс/мм [13, 14]. При  $m = 1/2$  значение  $k^*$  изменяется в пределах от 0,2 до 0,98 кгс/мм<sup>3/2</sup> [13, 14]. При расчетах использовали следующие значения параметров:  $k^* = 0,015$  кгс/мм;  $m = 1$ . Напряжение  $\sigma_0$  существенно зависит от степени чистоты материала и величины его наклепанности. Для теоретически чистого материала  $\sigma_0 = 17$  МПа. Экспериментально определенные значения  $\sigma_0$  изменяются в пределах 27 – 60 МПа [3, 15]; для сталей обычно используется величина  $\sigma_0$  в пределах 30 – 40 МПа [16].

Видно, что с увеличением срока эксплуатации рельсов величина упрочнения стали границами фрагментов увеличивается от 188 МПа в исходном состоянии (на расстоянии 10 мм от поверхности катания) до 288 и 2500 МПа на поверхности выкружки после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто соответственно, что обусловлено существенным уменьшением средних размеров фрагментов (табл. 1).

В стали как в исходном состоянии, так и после эксплуатации выявляется дислокационная субструктура преимущественно сетчатого типа с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций [6 – 10]. Напряжение, необходимое для поддержания пласти-

ческой деформации ( $\sigma_d$ ) (т.е. напряжение течения  $\sigma$ ), связано с плотностью дислокаций следующим образом [1 – 3, 16, 17]:

$$\sigma_d = \sigma_0 + m\alpha Gb\sqrt{\rho},$$

здесь  $\sigma_0$  – напряжение течения недислокационного происхождения (т.е. обусловленное иными механизмами упрочнения);  $\rho$  – средняя (скалярная) плотность дислокаций;  $m$  – ориентационный фактор Шмида;  $\alpha = 0,10 \div 0,51$  – параметр, характеризующий величину междислокационных взаимодействий [15, 18];  $G \approx 80$  ГПа – модуль сдвига;  $b = 0,25$  нм – вектор Бюргера дислокации.

Для сталей с учетом ориентационного множителя  $m$  обычно принимают  $m_\alpha \approx 0,5$ .

Величина вклада, определяемого скалярной плотностью дислокаций, в деформационное упрочнение исследуемой стали зависит от расстояния от поверхности катания и от степени эксплуатации рельсов и изменяется в пределах 379 – 449 МПа (табл. 2).

Важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении и разрушении кристаллических материалов играют дальнедействующие поля внутренних напряжений. Процедура оценки величины внутренних полей напряжений сводится к определению градиента кривизны-кручения кристаллической решетки ( $\chi$ ) [5, 19, 20]:

Т а б л и ц а 2

**Оценка вкладов различных механизмов в упрочнение рельсовой стали после эксплуатации**

Table 2. Estimation of different mechanisms input in rail steel hardening after operation

Механизм упрочнения, обозначение величины	Значение вклада механизма упрочнения на расстоянии от поверхности, мм		
	0	2	10
Субструктурное упрочнение, $\sigma(L)$	288	250	188
	2500	250	188
Дислокационное упрочнение, $\sigma_d$	412	379	424
	449	415	415
Упрочнение полями внутренних напряжений:			
пластическая составляющая, $\sigma_{пл}$	352	352	352
	319	319	319
упругая составляющая, $\sigma_{упр}$	52	52	52
	264	264	264
Упрочнение перлитной составляющей	165	165	165
	0	165	165
Упрочнение частицами цементита	0		
	260		
Аддитивное суммирование	1462	1368	1181
	11 417	1237	1351

П р и м е ч а н и е. В числителе и знаменателе приведены значения после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто соответственно.

$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial l} = \frac{0,017}{h},$$

где  $h$  – поперечные размеры изгибного контура экстинкции.

Избыточная плотность дислокаций ( $\rho_{\pm}$ ) связана с  $\chi$  через вектор Бюргерса  $b$  зависимостью:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial l}.$$

Величину пластической составляющей дальнедействующих полей внутренних напряжений оценивают, исходя из соотношения [5, 19, 20]:

$$\sigma_{пл} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}}.$$

Величину упругой составляющей оценивают, исходя из соотношения [5, 19, 20]:

$$\sigma_{упр} = m\alpha Gt\chi_{упр},$$

где  $t$  – толщина фольги (принята 200 нм);  $\chi_{упр}$  – упругая составляющая кривизны-кручения кристаллической решетки.

Выполненные в настоящей работе исследования показали, что средние поперечные размеры контуров увеличиваются с уменьшением расстояния от поверхности катания и с увеличением пропущенного тоннажа (табл. 2).

Основной структурной составляющей рельсовой стали в исходном состоянии и после эксплуатации является перлит пластинчатой морфологии. Вклад перлитной составляющей в упрочнение стали оценивается в соответствии с уравнением [1, 16]:

$$\sigma(\Pi) = k_y(4,75L)^{-1/2} 0,24V(\Pi);$$

здесь  $L$  – расстояние между пластинами цементита;  $V(\Pi)$  – относительное содержание перлита в стали;  $k_y = 2$  кгс/мм<sup>3/2</sup> – коэффициент пропорциональности.

Выполненные оценки показали, что вклад перлитной составляющей структуры в упрочнение стали составляет 165 МПа.

Некогерентные частицы цементита являются препятствием движению дислокаций, что приводит к упрочнению материала. Оценки упрочнения стали, учитывающие присутствие частиц цементита, осуществляли с использованием соотношения для некогерентных выделений [21]:

$$\sigma_{\chi} = M \frac{mG_m b}{2\pi(\lambda - D)} \Phi \ln \left( \left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right),$$

здесь  $M$  – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице ( $M = 0,81 \div 0,85$  [18]);  $m$  – ориентационный множитель (для ОЦК материалов

$m = 2,75$ );  $G_m$  – модуль сдвига матрицы;  $\lambda$  – среднее расстояние между частицами;  $D$  – средний размер частиц;  $\Phi$  – параметр, характеризующий тип дислокаций ( $\Phi = 1$  для винтовой и  $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$  для краевой дислокации);  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

Отметим, что формирование структуры с наноразмерными частицами в поверхностном слое рельсов после пропущенного тоннажа 1000 млн. т груза было выявлено практически повсеместно [6 – 10]. Результаты оценки упрочнения стали наноразмерными частицами (табл. 2) показывают, что величина этого вклада составляет 260 МПа.

Условия эксплуатации рельсов способствуют протеканию процесса деформирования в квазиравновесных условиях, поэтому можно считать, что весь углерод находится в частицах карбидной фазы и на дефектах.

В первом приближении на основе принципа аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов, общий предел текучести стали можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения [1, 16, 19, 22]:

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma_{\chi},$$

где  $\Delta\sigma_0$  – вклад, обусловленный трением решетки матрицы;  $\Delta\sigma(L)$  – вклад, обусловленный внутрифазными границами;  $\Delta\sigma(\rho)$  – вклад, обусловленный дислокационной субструктурой;  $\Delta\sigma_{\chi}$  – вклад, обусловленный присутствием частиц карбидных фаз;  $\Delta\sigma(h)$  – вклад, обусловленный дальнедействующими полями напряжений.

Относительно большой вклад в упрочнение объема стали вносит дислокационная субструктура (табл. 2). Упрочнение поверхностного слоя рельса после эксплуатации (1000 млн. т) обусловлено формирующимися в материале дальнедействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией материала с образованием наноразмерной структуры.

**Выводы.** Эксплуатация рельсов (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто) приводит к существенному упрочнению поверхностного слоя. Выполнен сравнительный количественный анализ вкладов различных механизмов послыного упрочнения рельсов. Показано, что упрочнение носит многофакторный характер и обусловлено, во-первых, субструктурным упрочнением, вызванным формированием наноразмерных фрагментов, границы которых стабилизированы частицами карбидной фазы; во-вторых, упрочнением частицами карбидной фазы, расположенными в объеме фрагментов и на дислокациях (дисперсионное упрочнение); в-третьих, упрочнением, обусловленным формированием на дислокациях атомами углерода атмосфер; в-четвертых, упрочнением, вносимым внутренними полями напряжений, формирующимися вследствие несовместности деформации соседних зерен,  $\alpha$ -фазы и расположенных в ней частиц карбидной фазы.



БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
2. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. Учебник для вузов. – М.: изд. МИСИС, 1997. – 527 с.
3. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В.И. Трефилов, В.И. Моисеев, Э.П. Печковский и др. – Киев: Наукова думка, 1987. – 248 с.
4. Статическая прочность и механика разрушения сталей: Сб. научных трудов / Пер. с нем.; под ред. В. Даля, В. Антона. – М.: Металлургия, 1986. – 566 с.
5. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.
6. Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А. и др. Формирование структурно-фазовых градиентов в рельсах при длительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. № 3. С. 49 – 54.
7. Громов В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф. и др. Эволюция поверхностного слоя рельсов при длительной эксплуатации // Вопросы материаловедения. 2015. № 3. С. 41 – 49.
8. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В. и др. Изменение структуры и свойств поверхностных слоев головки рельсов после длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т. 12. № 2. С. 203 – 208.
9. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Перегудов О.А. и др. Эволюция структурно-фазовых состояний рельсов при длительной эксплуатации // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 4. С. 262 – 267.
10. Перегудов О.А., Морозов К.В., Громов В.Е. и др. Формирование полей внутренних напряжений в рельсах при длительной эксплуатации // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 11. С. 34 – 37.

11. Шур Е.А. Повреждение рельсов. – М.: Интекст, 2012. – 192 с.
12. Sheinman E. Wear of Rails. A Review of the american Press // J. of Friction and wear. 2012. Vol. 33. № 4. P. 308 – 314.
13. Бельский Б.З., Фарбер Б.М., Гольдштейн М.И. Оценки прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным // ФММ. 1975. Т. 39. № 3. С. 403 – 409.
14. Naylor I.R. The influence of the lath morphology on the yield strength and transition temperature on martensite-bainite steel // Met. Trans. 1979. Vol. 10A. № 7. P. 873 – 891.
15. Мак Лин Д. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1965. – 431 с.
16. Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
17. Предводителев А.А. Современное состояние исследований дислокационных ансамблей. – В кн.: Проблемы современной кристаллографии. – М.: Наука, 1975. С. 262 – 275.
18. Embyri I.D. Strengthening by dislocations structure // Strengthening Method in Crystals. Applied Science Publishes. 1971. P. 331 – 402.
19. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
20. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации. – В кн.: Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Наука, 1990. С. 123 – 186.
21. Mott N.F., Nabarro F.R.N. The distribution of dislocations in slip band // Proc. Phys. Soc. 1940. Vol. 52. № 1. P. 86 – 93.
22. Пранка Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 1975. № 7. С. 3 – 8.

Поступила 20 октября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 6, PP. 414-419.

PHYSICAL NATURE OF RAILS STRENGTHENING DURING LONG OPERATION

V.E. Gromov<sup>1</sup>, Yu.F. Ivanov<sup>2,3,4</sup>, K.V. Morozov<sup>1</sup>, O.A. Peregudov<sup>1</sup>, A.B. Yur'ev<sup>1,5</sup>

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

<sup>2</sup>Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

<sup>3</sup>National Research Tomsk Polytechnical University, Tomsk, Russia

<sup>4</sup>National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

<sup>5</sup>OJSC "EVRAZ - Joint West Siberian Metallurgical Plant", Novokuznetsk, Russia

**Abstract.** Rails operation (500 and 1000 mln. t. gross tonnage passed) leads to considerable enhancement of surface layer. The quantitative analysis of rails strengthening mechanisms at different distances from the rolling surface after the long-term operation was carried out using the results of transmission electron microscopy studies. It was shown that enhancement has multifactor character and depends on substructure strengthening caused by nanosize fragments formation; dispersion strengthening by carbide phase particles; strengthening caused by dislocation atmospheres formation; internal stress fields formed by intra- and interface boundaries. Significant increase of surface layer strength of rail steel under long term operation (1000 mln tons gross passed tonnage) depends on far acting stress fields formed in material and material fragmentation with nanosize structure formation.

**Keywords:** rails, operation, hardening, mechanisms, structure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-414-419

REFERENCES

1. Pickering F.Brian. *Physical metallurgy and the design of steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ.ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.).
2. Shtremel' M.A. *Prochnost' splavov. Chast' II. Deformatsiya. Uchebnik dlya vuzov* [Strength of alloys. Part 2. Deformation. Textbook for universities]. Moscow: izd. MISIS, 1997, 527 p. (In Russ.).
3. Trefilov V.I., Moiseev V.I., Pechkovskii E.P., Gornaya I.D., Vasil'ev A.D. *Deformatsionnoe uпрочnenie i razrushenie polikristallicheskih metallov* [Deformation hardening and destruction of polycrystalline metals]. Kiev: Naukova dumka, 1987, 248 p. (In Russ.).
4. *Werkstoffkunde Eisen und Stahl*. Dahl W., Anton W. (Hrsg.), Verlag Stahleisen. Düsseldorf 1983. (Russ.ed.: *Staticheskaya prochnost' i mekhanika razrusheniya stalei*. Dahl W., Anton W. eds. Moscow: Metallurgiya, 1986, 566 p.).
5. Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov E.V., Gromov V.E. *Zakalennaya konstruksionnaya stal': struktura i mekhanizmy uprochneniya* [Quenched constructional steel: structure and mechanisms of hardening]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2010, 174 p. (In Russ.).
6. Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Gromov V.E., Popova N.A., Nikonenko E.N. Formation of structure-phase gradients in rails under long-term operation. *Problemy cherno metallurgii i materialovedeniya*. 2015, no. 3, pp. 49–54. (In Russ.).



7. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaeva K.V. Evolution of rails surface layer under long-term operation. *Voprosy materialovedeniya*. 2015, no. 3, pp. 41–49. (In Russ.).
  8. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Alsaeva K.V., Popova N.A., Nikonenko E.L. Change in structure and properties of surface layer of rail head after long-term operation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2015, vol. 12, no. 2, pp. 203–208. (In Russ.).
  9. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov O.A., Morozov K.V., Yur'ev A.B. Evolution of rail structure-phase states at continuous service. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 4, pp. 262–267. (In Russ.).
  10. Peregudov O.A., Morozov K.V., Gromov V.E., Glezer A.M., Ivanov Yu.F. Internal stress fields forming in rails under long-term operation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2015, no. 11, pp. 34–37. (In Russ.).
  11. Shur E.A. *Povrezhdenie rel'sov* [Rails damage]. Moscow: Intekst. 2012, 192 p. (In Russ.).
  12. Sheinman E. Wear of rails. A review of the American press. *J. of Friction and wear*. 2012, vol. 33, no. 4, pp. 308–314.
  13. Belen'kii B.Z., Farber B.M., Gol'dshtein M.I. Strength assessment of low carbon steels by structural data. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1975, vol. 39, no. 3, pp. 403–409. (In Russ.).
  14. Naulor I.R. The influence of the lath morphology on the yield strength and transition temperature on martensite-bainite steel. *Met. Trans*. 1979, vol. 10A, no. 7, pp. 873–891.
  15. McLean D. *Mechanical Properties of Metals*. John Wiley & Sons, London, 1962, 403 p. (Russ.ed.: McLean D. *Mekhanicheskie svoistva metallov*. Moscow: Metallurgiya, 1965, 431 p.).
  16. Gol'dshtein M.I., Farber B.M. *Dispersionnoe uprochnenie stali* [Dispersion hardening of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.).
  17. Predvoditelev A.A. Contemporary studies of dislocation assemblies. In: *Problemy sovremennoi kristallografii* [Questions of contemporary crystallography]. Moscow: Nauka, 1975, pp. 262–275. (In Russ.).
  18. Embyri I.D. Strengthening by dislocations structure. Strengthening Method in Crystals. *Applied Science Publishes*. 1971, pp. 331–402.
  19. Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazaikin V.I., Tsellermaer V.Ya., Ivanov Yu.F., Ignatenko L.N., Popova N.V., Chinokalov V.Ya., Poltoratskii L.M., Zakiro D.M. *Fizika i mekhanika volocheniya i ob'emnoi shtampovki* [Physics and mechanics of drawing and die forging]. Moscow: Nedra, 1997, 293 p. (In Russ.).
  20. Koneva N.A., Kozlov E.V. Physical nature of stages of plastic deformation. In: *Strukturnye urovni plasticheskoi deformatsii i razrusheniya* [Physical nature of stages of plastic deformation]. Panin V.E. ed. Novosibirsk: Nauka, 1990, pp. 123–186. (In Russ.).
  21. Mott N.F., Nabarro F.R.N. The distribution of dislocations in slip band. *Proc. Phys. Soc.* 1940, vol. 52, no. 1, pp. 86–93.
  22. Prnka T. Quantitative ratio between dispersed emissions parametres and steels mechanical properties. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1975, no. 7, pp. 3–8. (In Russ.).
- Aknowlegements.** The work was financially supported by the grant of the Russian Scientific Fund no. 15-12-00010.
- Information about the authors:**
- V.E. Gromov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of Chair of Physics named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru)
- Yu.F. Ivanov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Leading Researcher (yu-f55@mail.ru)
- K.V. Morozov**, Cand. Sci. (Eng.), Engineer of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (morozov\_kv75@mail.ru)
- O.A. Peregudov**, Engineer of Chair of Physics named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru)
- A.B. Yur'ev**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of Chair "Metal Forming and Metal Science", Managing Director (Vadim.Kosterev@evraz.com)

Received October 20, 2015

## РОЛЬ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВОВ В ПРОЯВЛЕНИИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

*Столяров В.В., д.т.н., профессор, главный научный сотрудник (vlstol@mail.ru)*

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН  
(101990, Россия, Москва, Малый Харитоньевский переулок, 4)

**Аннотация.** Анализируется природа разнонаправленных скачков напряжения, наблюдаемых на диаграммах напряжение – деформация при растяжении при комнатной температуре с пропусканием импульсного тока в сплавах различной физической природы. Обобщены результаты предыдущих исследований проявления электропластического эффекта при прокатке и растяжении в крупнозернистых, ультрамелкозернистых и наноструктурных титановых сплавах с однофазной, двухфазной и интерметаллидной структурой. Электропластическая прокатка позволяет формировать ультрамелкозернистые и наноструктурные состояния, повышает деформируемость и прочность исследованных титановых сплавов ВТ1-0, ВТ6 и TiNi. Показано, что амплитуда и направление скачков напряжений определяются конкуренцией механизмов электропластического эффекта и обратимого мартенситного превращения, а электропластический эффект является структурно-чувствительным свойством. Величина электропластического эффекта уменьшается при измельчении структуры и даже исчезает в нанокристаллическом и аморфном состояниях. Переход из аустенитного в мартенситное состояние способствует повышению деформируемости никелида титана.

**Ключевые слова:** растяжение, напряжение, прокатка, сплавы, импульсный ток, электропластический эффект, пластическая деформация, наноструктура.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-420-423

Одним из методов увеличения технологических и эксплуатационных свойств материалов является метод, основанный на электропластическом эффекте (ЭПЭ) [1 – 11]. Предполагается, что помимо теплового и пинч-эффектов значимый вклад в механизм ЭПЭ вносит взаимодействие потока электронов с дислокациями, что до сих пор является дискуссионным [5, 7, 10, 11]. Большая часть ранних исследований ЭПЭ была выполнена на монокристаллах чистых металлов или однофазных сплавах с крупнозернистой (КЗ) структурой, роль исходной нано- или ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, влияние легирования и фазовых превращений не исследовали. Недавно было показано, что прокатка с током не только повышает деформируемость, но и обеспечивает формирование УМЗ и (или) наноструктуры в титановых сплавах и ТРИП стали [12 – 14]. В этих же работах выполнены первые оценки величины ЭПЭ в экспериментах по растяжению с введением импульсного и постоянного тока, которые, однако, нуждаются в дополнительном анализе полученных результатов. В этой связи в настоящей работе для расширения представлений о физической природе ЭПЭ обобщаются результаты предыдущих исследований проявления ЭПЭ при прокатке и растяжении в КЗ и УМЗ титановых сплавах ВТ1-0, ВТ6 и TiNi, различных по природе, химическому и структурно-фазовому составам.

Крупнозернистое состояние с размером зерен от 20 до 50 мкм в материалах было получено отжигом

при 700 °С (ВТ1-0, Grade-4); закалкой из  $\beta$ -области или отжигом в двухфазной ( $\alpha + \beta$ )-области при температуре 900 °С (сплав ВТ6); закалкой с 800 °С в воду ( $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  и  $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ ). Наноструктура в никелиде титана (рис. 1, а) и УМЗ структура в сплавах ВТ1-0 и ВТ6 (рис. 1, б, в) получены методом электропластической прокатки (ЭПП) с последующим отжигом. Многопроходная ЭПП выполнена на полосах сечением 2×6 мм с одновременным пропусканием однополярного импульсного тока плотностью  $j = 80 \div 150$  А/мм<sup>2</sup>, длительностью импульса  $(1 \div 10) \cdot 10^{-4}$  с<sup>-1</sup> и частотой 10<sup>3</sup> Гц; подробности метода описаны в работе [12]. Деформируемость полос оценивали по истинной степени деформации  $e = \ln(t_o/t_k)$  (где  $t_o$  и  $t_k$  – начальная и конечная толщина полосы).

Аттестации структуры и механическим испытаниям были подвергнуты образцы после отжига при температурах 450 и 600 °С, когда происходят заметные структурные изменения: релаксация напряжений, рекристаллизация или старение. Механическое поведение изучали с введением импульсного тока плотностью 1500 А/мм<sup>2</sup>, длительностью 100 и 1000 мкс при скорости растяжения 0,5 мм/мин на горизонтальной машине ИМ-5081 (с применением одиночного и многоимпульсного тока).

Значения истинной деформации крупнозернистых сплавов до разрушения при прокатке с током ( $e_j$ ) и без тока ( $e_j = 0$ ) приведены ниже:

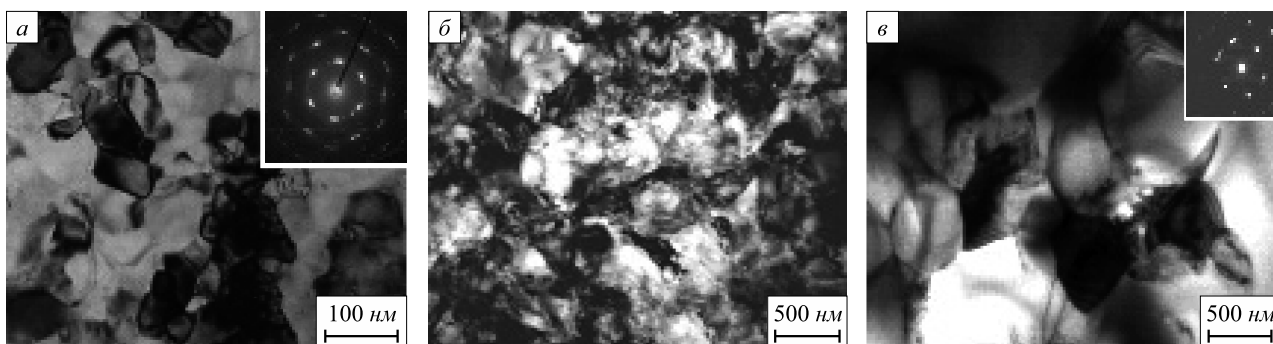


Рис. 1. Микроструктура сплавов, подвергнутых ЭПП и отжигу:  
 а –  $\text{Ti}_{49,4}\text{Ni}_{50,6}$ , отжиг при  $450\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 1 ч ( $e = 1,81$ ); б – VT1-0, отжиг при  $450\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 1 ч ( $e = 1,2$ );  
 в – VT6, отжиг при  $600\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 1 ч ( $e = 1,8$ )

Fig. 1. Microstructure of electroplastic rolled alloys subjected to annealing:  
 а –  $\text{Ti}_{49,4}\text{Ni}_{50,6}$ ,  $T_a = 450\text{ }^\circ\text{C} - 1\text{ h}$  ( $e = 1,81$ ); б – VT1-0,  $T_a = 450\text{ }^\circ\text{C} - 1\text{ h}$  ( $e = 1,2$ ); в – VT6,  $T_a = 600\text{ }^\circ\text{C} - 1\text{ h}$  ( $e = 1,8$ )

Материал	$e_{j=0}$	$e_j$
Ti (Grade, 0,4 % O)	2,0	2,3
Ti (VT1-0, 0,2 % O)	2,3	3,2
$\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ (аустенит)	0,1	1,2
$\text{Ti}_{50,0}\text{Ni}_{50,0}$ (мартенсит)	0,6	3,6
VT6 ( $\alpha + \beta$ )	0,55	2,4
VT6 ( $\beta$ )	0,35	1,9

Преимущество прокатки с током зависит от химического и фазового составов сплава. В однофазных сплавах (титан и никелид титана) определяющим является влияние содержания примесей или легирующего элемента. Так, деформируемость чистого титана с током в КЗ состоянии повышается с уменьшением содержания кислорода (Grade-4 и VT1-0). Аналогично уменьшение содержания никеля в никелиде титана повышает его деформируемость ( $\text{Ti}_{50,0}\text{Ni}_{50,0}$  и  $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ ). Переход из аустенитного в мартенситное состояние также способствует повышению деформируемости никелида титана. Известно, что в сплаве с исходной мартенситной структурой наряду с механическим двойникованием В19 фазы может происходить дополнительное образование двойников В2 фазы в процессе обратного мартенситного превращения [15], что вносит дополнительный вклад в деформируемость. В сплаве VT6 деформируемость связана с морфологией вторых фаз. В случае равноосной зеренной ( $\alpha + \beta$ )-структуры деформируемость выше по сравнению с деформируемостью мартенситных игл  $\beta'$ -фазы. Отметим, что аналогичные зависимости для исследованных сплавов наблюдаются и при прокатке без пропуска тока.

На характер деформационного упрочнения в процессе ЭПП при одинаковой плотности тока влияет дисперсность сплава (рис. 2). Сплавы в КЗ состоянии испытывают упрочнение (кривые 1 и 3), тогда как чистый титан в УМЗ состоянии проявляет разупрочнение с ростом деформации (кривая 2). Разупрочнение сплава VT6 в процессе ЭПП наблюдали и в работе [13]. Авто-

ры связывают этот факт с динамической рекристаллизацией, температура которой уменьшается с измельчением структуры и может быть близкой к температуре деформации, особенно при высоких плотностях тока.

Механическое поведение сплавов после ЭПП и постдеформационного отжига представлено диаграммами растяжения (рис. 3, 4).

Отличительной особенностью кривых напряжение – перемещение при воздействии импульсным током является появление скачков напряжения, каждый из которых соответствует одиночному импульсу тока.

Направление (вверх, вниз) и амплитуда скачка напряжения различны и зависят от химического состава сплава, его структурного состояния. При наличии фазового превращения при деформации никелида титана (TiNi) наблюдаются оба вида скачков напряжения (рис. 3, а), при отсутствии фазового превращения

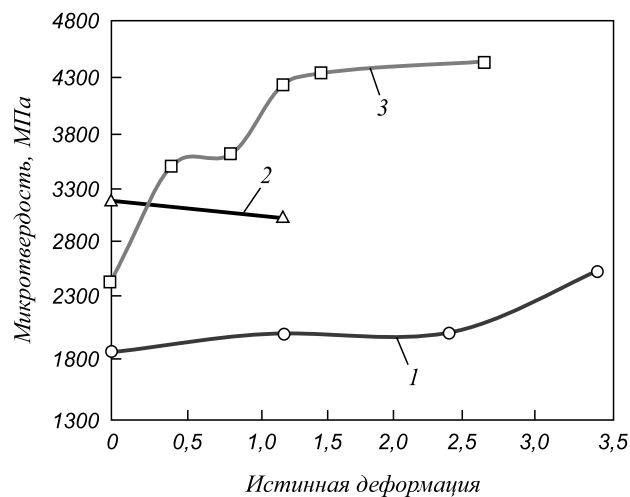


Рис. 2. Зависимость микротвердости КЗ сплава VT1-0 (1), УМЗ сплава VT1-0 (2) и КЗ сплава TiNi (3) от деформации при ЭПП

Fig. 2. Dependence of microhardness on strain degree during electroplastic rolling: coarse grain VT1-0 alloy (1), ultrafine grain VT1-0 (2), coarse grain TiNi alloy (3)

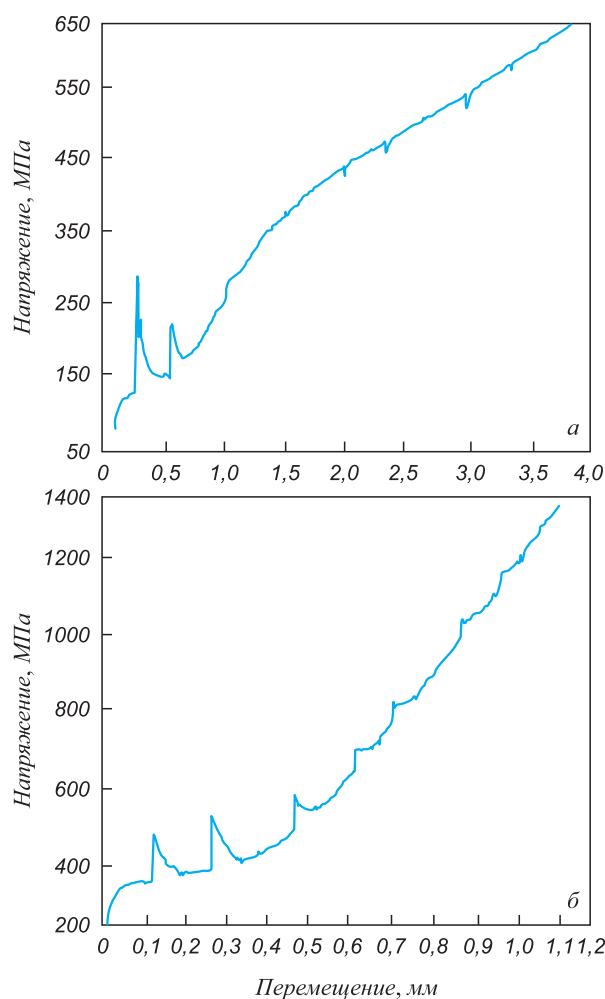


Рис. 3. Кривые растяжения сплава  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  в КЗ (а) и НС (б) состояниях при воздействии одиночными импульсами тока

Fig 3. Stress-displacement tension curves for  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  under single current pulses: coarse grain (a) and nanostructured (b) states

наблюдаются только скачки вниз (рис. 4). Подробный анализ физической причины скачков свидетельствует о фазовом превращении (скачки вверх) или о действии ЭПЭ (скачки вниз) [1]. Амплитуда скачков напряжения в титане в КЗ состоянии в два раза выше, чем в титане в УМЗ состоянии, что указывает на уменьшение ЭПЭ с уменьшением размера зерен. Аналогичное влияние размерного эффекта структуры на ЭПЭ наблюдается и в никелиде титана: в сплаве в КЗ состоянии размерный эффект присутствует, в НК состоянии – отсутствует (рис. 3). Возможной причиной отсутствия ЭПЭ в никелиде титана в НК состоянии является недостаточно высокая плотность тока, выбранная для этого сплава. Требуется дополнительные исследования ЭПЭ в зависимости от плотности тока.

**Выводы.** Электропластическая прокатка формирует УМЗ и наноструктурные состояния, повышает деформируемость и прочность исследованных титановых сплавов ВТ1-0, ВТ6 и TiNi. Электропластический эффект является структурно-чувствительным свойством,

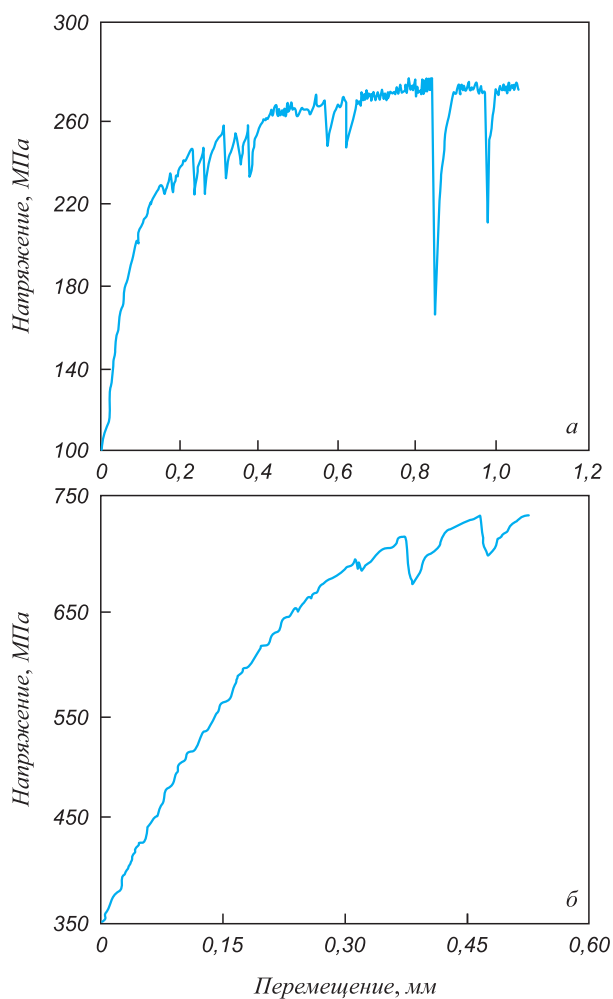


Рис. 4. Диаграммы растяжения КЗ (а) и УМЗ (б) титана при воздействии тока

Fig. 4. Stress-displacement tension curves for coarse grain (a) and ultrafine grain (b) of titanium under single pulse current

проявление которого уменьшается при измельчении структуры и даже исчезает в сплаве в нанокристаллическом состоянии. В сплаве  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  с памятью формы введение тока при растяжении приводит к обусловленным обратимым термоупругим мартенситным превращением дополнительным скачкам напряжения вверх.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства) / О.А. Троицкий, Ю.В. Баранов, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин / В 2 т. – М. – Ижевск: изд. ин-та комп. техн., 2004. – 590 с.
2. Conrad H. Electroplasticity in metals and ceramics // Mater. Sci. Eng. 2000. A 287. P. 276.
3. Sprecher A.F., Mannan S.L., Conrad H. On the mechanisms for the electroplastic effect in metals // Acta metall. 1986. Vol. 34. No. 7. P. 1145 – 1162.
4. Perkins T.A., Kronenberger T.J., Roth J.T. Metallic Forging Using Electrical Flow as an Alternative to Warm/Hot Working // Journal of Manufacturing Science and Engineering. 2007. Vol. 129. P. 84 – 94.
5. Timsit R.S. Remarks on recent experimental observations of the electroplastic effect // Scr. Metal. 1981. Vol. 15. P. 461 – 464.



6. Magargee J., Morestin F., Cao J. Characterization of Flow Stress for Commercially Pure Titanium Subjected to Electrically Assisted Deformation // *Journal of Engineering Materials and Technology*. 2013. Vol. 135. P. 041003-1-10.
7. Sánchez Egeaa A.J., González Rojasa H.A., Montilla Montana C.A., Echeverri V.K. Effect of electroplastic cutting on the manufacturing process and surface properties // *Journal of Materials Processing Technology*. 2015. Vol. 222. P. 327 – 334.
8. Shibkov A.A., Denisov A.A., Zheltov M.A., Zolotov A.E., Gasanov M.F. The electric current-induced suppression of the Portevin – Le Chatelier effect in Al–Mg alloys // *Materials Science & Engineering A*. 2014. Vol. 610. P. 338 – 343.
9. Bilyk S.R., Ramesh K.T., Wright T.W. Finite deformations of metal cylinders subjected to electromagnetic fields and mechanical forces // *Journal of the Mechanics and Physics of solids*. 2005. Vol. 53. P. 525 – 544.
10. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов / В.Е. Громов, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, В.Я. Целлермаер. – М.: Недра, 1996. – 290 с.
11. Батаронов И.Л. Механизмы электропластичности // Соросовский образовательный журнал. 1999. С. 93 – 99.
12. Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубитцына И.Б., Прокошкин С.Д., Прокофьев Е.А. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi // ФТВД. 2006. Т. 16. № 4. С. 48 – 51.
13. Федоткин А.А., Меденцов В.Э., Столяров В.В. Структурно-фазовые превращения при растяжении с током // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 47 – 52.
14. Терентьев В.Ф., Столяров, В.В., Слизов А.К., Сиротинкин В.П., Рыбальченко О.В. Особенности электропластического деформирования трип-стали // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 2. С. 35 – 41.
15. Сурикова Н.С., Тюменцев А.Н., Евтушенко О.В. Мартенситное превращение под напряжением в [001] кристаллах никелида титана и его связь с механическим двойникованием В2-фазы // Изв. вуз. Физика. 2009. Т. 52. № 6. С. 58.

Поступила 20 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 6, PP. 420–423.

## THE ROLE OF CHEMICAL AND PHASE COMPOSITION IN ELECTROPLASTIC EFFECT OCCURRENCE

*V.V. Stolyarov*

**Blagonravov Institute of Machines Science of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia**

**Abstract.** The nature of differently directed stress jumps, observed at stress-deformation diagrams at tension at room temperature subjected to pulse current in alloys of different physical nature was analyzed. The results of previous studies of electroplastic effect occurrence during rolling and tension in coarse-grain, ultrafine-grain and nanostructured titanium alloys with single-phase, two-phase and intermetallic structure were summarized. Electroplastic rolling allows forming ultrafine-grain and nanostructured states, increases deformability and strength of VT1-0, VT6, TiNi titanium alloys. It is shown that amplitude and direction of stress jumps are defined by competition of electroplastic effect (EPE) and phase transformation, and EPE is structurally-sensitive property. EPE decreases at structure refinement and even disappears in nanocrystalloid and amorphous states. Martensite transformation leads to deformability enhancement of TiNi.

**Keywords:** tension, stress, rolling, alloys, pulse current, electroplastic effect, plastic deformation, nanostructure.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-420-423

### REFERENCES

1. Troitskii O.A., Baranov Yu.V., Avraamov Yu.S., Shlyapin A.D. *Fizicheskie osnovy i tekhnologii obrabotki sovremennykh materialov (teoriya, tekhnologiya, struktura i svoystva). V 2 t.* [Physical basics of advanced materials processing (theory, technology, structure and properties). In 2 vols.]. Moscow – Izhevsk: izd. in-ta komp. tekhn., 2004. 590 p. (In Russ.).
2. Conrad H. Electroplasticity in metals and ceramics. *Mater. Sci. Eng. A* 287, 2000, pp. 276–287.
3. Sprecher A.F., Mannan S.L., Conrad H. On the mechanisms for the electroplastic effect in metals. *Acta metall.* 1986, vol. 34, no. 7, pp. 1145–1162.
4. Perkins T.A., Kronenberger T.J., Roth J.T. Metallic Forging Using Electrical Flow as an Alternative to Warm/Hot Working. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2007, vol. 129, pp. 84–94.
5. Timsit R.S. Remarks on recent experimental observations of the electroplastic effect. *Scr. Metal.* 1981, vol. 15, pp. 461–464.
6. Magargee J., Morestin F., Cao J. Characterization of Flow Stress for Commercially Pure Titanium Subjected to Electrically Assisted Deformation. *Journal of Engineering Materials and Technology*. 2013, vol. 135, pp. 041003-1-10.
7. Sánchez Egeaa A.J., González Rojasa H.A., Montilla Montana C.A., Echeverri V.K. Effect of electroplastic cutting on the manufacturing process and surface properties. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015, vol. 222, pp. 327–334.
8. Shibkov A.A., Denisov A.A., Zheltov M.A., Zolotov A.E., Gasanov M.F. The electric current-induced suppression of the Portevin – Le Chatelier effect in Al–Mg alloys. *Materials Science & Engineering A*. 2014, vol. 610, pp. 338–343.
9. Bilyk S.R., Ramesh K.T., Wright T.W. Finite deformations of metal cylinders subjected to electromagnetic fields and mechanical forces. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2005, vol. 53, pp. 525–544.
10. Gromov V.E., Zuev L.B., Kozlov E.V., Tzellermaer V.Ya. *Elektrostimulirovannaya plastichnost' metallov i spлавov* [Electrostimulated plasticity of metals and alloys]. Moscow: Nedra, 1996, 290 p. (In Russ.).
11. Bataronov I.L. Mechanisms of electroplasticity. *Sorosovskii obrazovatel'nyi zhurnal*. 1999, pp. 93–99. (In Russ.).
12. Stolyarov V.V., Ugurchiev U.Kh., Trubitsyna I.B., Prokoshkin S.D., Prokof'ev E.A. Intensive electroplastic deformation of TiNi alloy. *Fizika i tekhnika vysokikh davlenii*. 2006, vol. 16, no. 4, pp. 48–51. (In Russ.).
13. Fedotkin A.A., Medentsov V.E., Stolyarov V.V. Structural-phase transformations under the tension with current. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 8, pp. 47–52. (In Russ.).
14. Terent'ev V.F., Stolyarov V.V., Slizov A.K., Sirotkin V.P., Rybal'chenko O.V. Specifications of TRIP-steel electroplastic deformation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2015, no. 2, pp. 35–41. (In Russ.).
15. Surikova N.S., Tyumentsev A.N., Evtushenko O.V. Stress-induced martensitic transformations in [001] crystals of titanium nickelide and its relation to mechanical twinning in the B2-phase. *Russian Physics Journal*. 2009, vol. 52, no. 6, pp. 612–621.

### Information about the author:

*V.V. Stolyarov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher*  
(vlstol@mail.ru)

Received October 20, 2014



## К МАТЕМАТИЧЕСКОМУ МОДЕЛИРОВАНИЮ ШАХТНЫХ ПЕЧЕЙ С ПЛАВЛЕНИЕМ МАТЕРИАЛОВ\*

*Швыдкий В.С., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика  
в металлургии» (vshvit@isnet.ru)*

*Фатхутдинов А.Р., аспирант кафедры «Теплофизика и информатика  
в металлургии» (fathytdinov@mail.ru)*

*Девярых Е.А., аспирант кафедры «Теплофизика и информатика  
в металлургии» (evgeny.9h@gmail.com)*

*Девярых Т.О., аспирант кафедры «Теплофизика и информатика  
в металлургии» (shumina\_t@mail.ru)*

*Спириин Н.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Теплофизика и информатика  
в металлургии» (n.a.spirin@urfu.ru)*

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина  
(620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 28)

**Аннотация.** Сформулирована задача стационарного теплообмена в шахтных слоевых печах, в которых побудительной причиной движения обрабатываемых материалов является их плавление. Здесь проявляется та особенность процессов переноса энергии, что их интенсивность в значительной степени определяется скоростью движения материала, которая в свою очередь существенно зависит от темпа плавления частиц. Поскольку единственным способом примирения указанного противоречия является итерационный подход, то в целом при математической формулировке задачи приходится прибегать к идеализации отдельных явлений. В частности, отдельные идеализации являются вынужденными в силу недостаточной теоретической проработки ряда вопросов, например, математической теории движения сыпучих материалов в шахтных печах. При описании газомеханики слоя в работе используется приближение безвихревого течения.

**Ключевые слова:** слоевой процесс, теплообмен, плавление, безвихревое течение, математическое описание.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-6-424-430

В последнее время работы по математическому моделированию металлургических агрегатов развиваются весьма интенсивно. Однако вопрос о надежных методах оптимизации их конструктивных и режимных параметров, в особенности шахтных слоевых печей, все еще остается актуальным, поскольку имеющиеся математические модели газодинамики и теплообмена не учитывают механизма движения слоя материала, подвергающегося тепловой обработке. В каждой конкретной шахтной печи источники движения материала специфичны, однако имеется класс агрегатов, в которых побудительной причиной движения является плавление шихты. В этом случае скорость движения (опускания) материалов сама является суммарным результатом развития теплофизических процессов, что должно найти отражение в математической модели шахтной печи [1 – 3].

Рассмотрим эту проблему на примере шахтной печи для расплавления медных пластин, полученных из цеха

электролиза. Физическая постановка задачи заключается в следующем (рис. 1). В шахтную печь высотой  $H$  и характерным средним радиусом  $R$  через дискретно расположенные газораспределительные устройства диаметром  $d_{\phi}$  (в дальнейшем называемые фурмами) дувается газ (продукты сгорания топлива) в количестве  $Q_v$ , м<sup>3</sup>/с, с температурой  $T_0$ , °С. Для создания необходимой высоты зоны плавления газораспределительные устройства размещаются на трех горизонтах, причем расстояние от «днища» печи до плоскостей осей фурм составляет  $H_{1\phi}$ ,  $H_{2\phi}$ ,  $H_{3\phi}$ , м. Сверху в печь загружают шихтовые материалы, эквивалентный диаметр частиц которых  $d_{m0}$ , м, температура  $t_0$ , °С, а объемный расход  $Q_m$ , м<sup>3</sup>/с. В процессе передачи теплоты от газов к материалу происходит его нагрев, плавление и перемещение. Требуется найти распределение температур и скоростей материала и газов в объеме печи.

Хотя горячий газ вводится в рабочее пространство печи дискретно, будем считать движение теплоносителей осесимметричным. Основанием для такого упрощения является то обстоятельство, что для рассмат-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Российской Федерации, постановление № 211, контракт № 02.А03.21.0006.

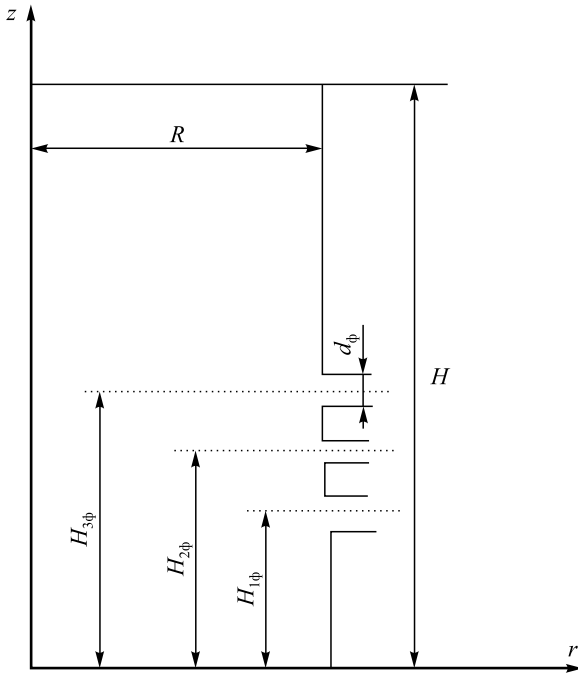


Рис. 1. Принципиальная схема газовой шахтной печи

Fig. 1. Principle scheme of the gas shaft furnace

риваемой конструкции печи расстояние между осями фурм по окружности наружной поверхности не превышает 0,54 м, а при этих условиях уже на расстоянии  $R$  от плоскости фурм течение газов становится практически двумерным [3].

Математическая формулировка поставленной задачи в предположении о безвихревом установившемся характере движения газов и материалов включает следующие уравнения.

Уравнение баланса массы газов (уравнение неразрывности) имеет вид

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (\varepsilon \rho_r r w_{r_r}) + \frac{\partial}{\partial z} (\varepsilon \rho_r r w_{r_z}) = 0, \quad (1)$$

где  $r$  и  $z$  – радиальная и аксиальная координаты, м;  $w_{r_r}$  и  $w_{r_z}$  – радиальная и аксиальная компоненты скорости газа, м/с;  $\varepsilon$  – порозность слоя;  $\rho_r$  – плотность газа, кг/м<sup>3</sup>.

Вводя функцию тока  $\psi(r, z)$ , имеющую смысл массового расхода газа, соотношениями

$$w_{r_r} = \frac{1}{\varepsilon \rho_r r} \frac{\partial \psi}{\partial z}, \quad w_{r_z} = -\frac{1}{\varepsilon \rho_r r} \frac{\partial \psi}{\partial r}, \quad (2)$$

и используя условие отсутствия завихренности  $\frac{\partial \psi_{r_r}}{\partial z} - \frac{\partial \psi_{r_z}}{\partial r} = 0$  [4 – 8], получаем определяющее уравнение для функции тока

$$\frac{\partial}{\partial r} \left( \frac{1}{\varepsilon \rho_r r} \frac{\partial \psi}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \frac{1}{\varepsilon \rho_r r} \frac{\partial \psi}{\partial z} \right) = 0. \quad (3)$$

Уравнение теплового баланса (энергии), объединенное с уравнением неразрывности, запишется так:

$$c_r \left[ \frac{\partial}{\partial r} \left( T \frac{\partial \psi}{\partial z} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left( T \frac{\partial \psi}{\partial r} \right) \right] = -\alpha_v r (T - t_{\text{мас}}) - r L \rho_m (1 - \varepsilon) \frac{d\gamma}{d\tau}, \quad (4)$$

где  $c_r$  – удельная теплоемкость газа, Дж/(кг·К);  $T$  – температура газа, °С;  $t_{\text{мас}}$  – среднемассовая температура материала, °С;  $L$  – удельная теплота плавления материала, Дж/кг;  $\alpha_v$  – объемный коэффициент теплопередачи, Вт/(м<sup>3</sup>·К);  $\gamma = \frac{d_{M0}^3 - d_M^3}{d_{M0}^3}$  – степень расплавления

куска шихты, доли;  $\rho_m$  – плотность материала «куска» шихты, кг/м<sup>3</sup>;  $\tau$  – время, с.

Соответствующие схеме рис. 1 граничные условия уравнения (3) имеют следующий вид:

$$\psi = \begin{cases} \rho_r Q_V & \text{при } r = 0 \text{ и } 0 \leq z < H; \\ \rho_r Q_V & \text{при } 0 \leq r \leq R \text{ и } z = 0; \\ \rho_r Q_V & \text{при } r = R \text{ и } 0 \leq z < H_{1\phi}; \\ \rho_r Q_V - \frac{\rho_r Q_{1V}}{d_\phi} \left( z - H_{1\phi} + \frac{d_\phi}{2} \right) & \text{при } r = R \text{ и } H_{1\phi} - \frac{d_\phi}{2} \leq z < H_{1\phi} + \frac{d_\phi}{2}; \\ \rho_r Q_V - \rho_r Q_{1V} & \text{при } r = R \\ \text{и } H_{1\phi} + \frac{d_\phi}{2} \leq z < H_{2\phi} - \frac{d_\phi}{2}; \\ \rho_r Q_V - \rho_r Q_{1V} - \frac{\rho_r Q_{2V}}{d_\phi} \left( z - H_{2\phi} + \frac{d_\phi}{2} \right) & \text{при } r = R \text{ и } H_{2\phi} - \frac{d_\phi}{2} \leq z < H_{2\phi} + \frac{d_\phi}{2}; \\ \rho_r Q_V - \rho_r Q_{1V} - \rho_r Q_{2V} & \text{при } r = R \\ \text{и } H_{2\phi} + \frac{d_\phi}{2} \leq z < H_{3\phi} - \frac{d_\phi}{2}; \\ \rho_r Q_V - \rho_r Q_{1V} - \rho_r Q_{2V} - \frac{\rho_r Q_{3V}}{d_\phi} \left( z - H_{3\phi} + \frac{d_\phi}{2} \right) & \text{при } r = R \text{ и } H_{3\phi} - \frac{d_\phi}{2} \leq z < H_{3\phi} + \frac{d_\phi}{2}; \\ 0 & \text{при } r = R \text{ и } H_{3\phi} + \frac{d_\phi}{2} \leq z < H; \end{cases} \quad (5)$$

здесь  $Q_{1V} + Q_{2V} + Q_{3V} = Q_V$ .

Заметим, что соотношение

$$\frac{\partial \psi}{\partial z} = 0 \text{ при } z = H \text{ и } 0 \leq r < R \quad (6)$$

эквивалентно утверждению об одномерном характере движения газов на выходе из слоя.

Для температуры газа на оси печи ( $r = 0$ ) имеем условие симметричности температурного поля:

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0. \quad (7)$$

На стенках печи (кроме фурм) задаются потери теплоты конвекцией и теплопроводностью в окружающую среду при  $r = R$ :

$$-\lambda_r \frac{\partial T}{\partial r} = k(T - T_{\text{окр}}), \quad k = \left( \frac{1}{\alpha_1} + \sum_i \frac{S_i}{\lambda_{mi}} + \frac{1}{\alpha_2} \right); \quad (8)$$

здесь  $k$  – коэффициент теплопередачи от газа в окружающую среду, Вт/(м<sup>2</sup>·К);  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  – коэффициенты теплоотдачи на внутренней и внешней поверхности, Вт/(м<sup>2</sup>·К);  $S_i$  – толщина  $i$ -го огнеупорного слоя кладки, м;  $\lambda_{mi}$  и  $\lambda_r$  – коэффициенты теплопроводности  $i$ -го огнеупорного слоя и газа у внутренней стенки, Вт/(м·К).

Поскольку печи данного типа не имеют копильника, то в качестве граничного условия для «днища» печи можно принять условие отсутствия тепловых потерь:

$$\frac{\partial T}{\partial z} = 0 \quad \text{при } z = 0 \text{ и } 0 \leq r < R. \quad (9)$$

На уровне засыпи, а также у стенки печи движение газа одномерное, поэтому уравнение теплового баланса упрощается до соотношения

$$c_r \rho_r \varepsilon w_{rz} \frac{\partial T}{\partial z} = \alpha_V (t_{\text{мас}} - T) \quad \text{при } z = H, \quad (10)$$

причем здесь  $t_{\text{мас}} = t_0 = \text{const}$ .

Тогда уравнение (10) превращается в обыкновенное дифференциальное уравнение первого порядка, имеющее решение

$$T(z) = t_0 + A \exp\left(-\frac{\alpha_V z}{c_r \rho_r \varepsilon w_{rz}}\right), \quad (11)$$

где  $A$  – постоянная интегрирования.

При  $r = R$  и  $z = H_{1\phi}$  имеем  $T = T_0$ , следовательно,

$$A = (T_0 - t_0) \exp\left(\frac{\alpha_V H_{1\phi}}{c_r \rho_r \varepsilon w_{rz}}\right);$$

$$T = t_0 + (T_0 - t_0) \exp\left[-\frac{\alpha_V (H - H_{1\phi})}{c_r \rho_r \varepsilon w_{rz}}\right] \quad (12)$$

при  $z = H$  и  $0 \leq r \leq R$ .

При анализе закономерностей движения и нагрева материала вполне допустимо предположение об их одномерности («поршневой» характер движения). В самом деле, получаемые из цеха электролиза пластины имеют

размер 800×900×10 мм, в то время как радиус печи составляет 2412 мм при ее высоте 9205 мм. Конечно, и в процессе загрузки в печь, и в процессе движения внутри печи пластины могут (и будут) деформироваться и изменять форму, однако в любом случае горизонтальные перемещения материала маловероятны. В этих условиях уравнение баланса массы материала можно записать так:

$$\rho_M (1 - \varepsilon) w_{Mz} S = \text{const} \quad \text{при } z > z_{\text{пл}};$$

$$\frac{\partial}{\partial z} [\rho_M (1 - \varepsilon) w_{Mz}] = \rho_M (1 - \varepsilon) \frac{d\gamma}{dt} \quad \text{при } 0 < z \leq z_{\text{пл}}, \quad (13)$$

где  $S$  – площадь поперечного сечения шахты, м<sup>2</sup>;  $w_{Mz}$  – скорость опускания материала, м/с;  $z_{\text{пл}}$  – горизонт плавления материала, м.

При одномерном движении уравнение теплообмена (нагрева материала) имеет вид

$$c_M \rho_M (1 - \varepsilon) w_{Mz} \frac{\partial t}{\partial z} = \alpha_V (t_{\text{мас}} - T), \quad (14)$$

где  $c_M$  – удельная теплоемкость материала, Дж/(кг·К).

Фигурирующая в уравнениях скорость движения материала  $w_{Mz}$  целиком определяется динамикой его плавления. В плане описания плавления материала отметим следующее. Теплофизические свойства расплава и твердой шихты в области температуры плавления различаются крайне незначительно, поэтому представляется допустимым в целях упрощения модели пренебречь учетом закономерностей стекания (растекания) расплава по твердому остатку «куска» шихты. Такое упрощение эквивалентно допущению о мгновенном удалении расплава, что характерно для задач абляции [9]. Тогда уравнения блока математической модели шахтной печи, связанного с процессом плавления материала, сводятся к уравнению теплопроводности с соответствующими краевыми условиями:

$$\frac{1}{a} \frac{\partial t}{\partial \tau_1} = \frac{1}{x^{\nu-1}} \frac{\partial}{\partial x} \left( x^{\nu-1} \frac{\partial t}{\partial x} \right), \quad \tau_1 > 0, \quad 0 < x < \delta(\tau_1); \quad (15)$$

$$\tau_1 = 0, \quad \delta(0) = \frac{d_{M0}}{2}, \quad t(x, 0) = t_k(x); \quad (16)$$

$$t(\delta, \tau_1) = t_{\text{пл}}; \quad (17)$$

$$x = 0, \quad \frac{\partial t}{\partial x} = 0; \quad (18)$$

$$x = \delta(\tau_1), \quad \lambda_M \frac{\partial t(\delta, \tau_1)}{\partial x} - \rho_M L \frac{\partial \delta}{\partial \tau_1} = \alpha_F (T - t_{\text{пл}}), \quad (19)$$

где  $a = \frac{\lambda_M}{c_M \rho_M}$  – коэффициент температуропроводности куска, м<sup>2</sup>/с;  $x$  – координата изменения температуры куска, м;  $\delta$  – радиус нерасплавившейся части куска, м;  $t_{\text{пл}}$  – температура плавления материала куска, °С;  $t_k$  – значение локальной температуры куска перед нача-

лом плавления, °С;  $\alpha_F$  – коэффициент теплоотдачи на единицу поверхности куска, Вт/(м<sup>2</sup>·К);  $\nu$  – коэффициент формы куска.

Совокупность уравнений (1) – (19), представленная (в различных сочетаниях) в конечно-разностном виде, и составляет математическую инженерную модель шахтной печи для плавки черновой меди. В то же время нельзя не отметить узкие места в реализации этой модели, связанные, в основном, со свойствами слоя и, в первую очередь, с его порозностью. Поскольку расчет движения материала в настоящее время невозможен и приходится принимать допущение о его поршневом характере, то и поле порозности можно только задавать либо на основе эксперимента, либо исходя из других соображений.

В литературе [10 – 15], а также проведенными исследованиями (см. например [14]) показано, что в инженерных приложениях для построения дискретных аналогов уравнений математической модели наиболее удобными являются метод конечных элементов и метод контрольного объема (интегро-интерполяционный метод). Поскольку последний метод очень подробно изложен в работах [14, 15], то в целях экономии места промежуточные преобразования опустим и сразу приведем окончательные алгебраические уравнения.

Для уравнения (3), определяющего поле функций тока, итоговое уравнение метода контрольного объема (МКО) с учетом граничных условий (5), (6), получаем

$$A_P \Psi_P = A_E \Psi_E + A_W \Psi_W + A_N \Psi_N + A_S \Psi_S, \quad (20)$$

где

$$\begin{aligned} A_E &= \frac{4}{(r_E + r_P)[(\varepsilon\rho)_E + (\varepsilon\rho)_P]} \frac{\Delta z}{(\delta r)_e}; \\ A_W &= \frac{4}{(r_W + r_P)[(\varepsilon\rho)_W + (\varepsilon\rho)_P]} \frac{\Delta z}{(\delta r)_w}; \\ A_N &= \frac{2}{r_P[(\varepsilon\rho)_N + (\varepsilon\rho)_P]} \frac{\Delta r}{(\delta z)_n}; \\ A_S &= \frac{2}{r_P[(\varepsilon\rho)_S + (\varepsilon\rho)_P]} \frac{\Delta r}{(\delta z)_s}; \\ A_P &= A_E + A_W + A_N + A_S. \end{aligned}$$

В изотермической задаче все параметры среды в этих коэффициентах постоянны [7].

Точно так же, как и в случае функции тока, проинтегрируем уравнение энергии газа (уравнение теплового баланса) по контрольному объему и с учетом граничных условий (7) – (10) с использованием схемы «против потока» получаем дискретный аналог уравнения энергии газа:

$$\begin{aligned} B_E(T_P - T_E) + B_W(T_P - T_W) + B_N(T_P - T_N) + \\ + B_S(T_P - T_S) + \alpha_{V,P}(T_P - t_{\text{mac},P})r_P\Delta r\Delta z + \\ + L_P\rho_{M,P}(1 - \varepsilon_P)\left(\frac{d\gamma}{d\tau}\right)_P r_P\Delta r\Delta z = 0. \end{aligned} \quad (21)$$

Преобразуем уравнение (21) к канонической форме:

$$A'_P T_P = A'_E T_E + A'_W T_W + A'_N T_N + A'_S T_S + S_T, \quad (22)$$

где

$$\begin{aligned} A'_E &\equiv B_E, \quad A'_W \equiv B_W, \quad A'_N \equiv B_N, \quad A'_S \equiv B_S, \\ S_T &\equiv \alpha_{V,P} t_{\text{mac},P} r_P \Delta r \Delta z - L_P \rho_{M,P} (1 - \varepsilon_P) \left(\frac{d\gamma}{d\tau}\right)_P r_P \Delta r \Delta z, \\ A'_P &\equiv A'_E + A'_W + A'_N + A'_S + \alpha_{V,P} r_P \Delta r \Delta z. \end{aligned} \quad (23)$$

В выражениях (23) подробная запись коэффициентов  $B$  имеет вид

$$\begin{aligned} B_E &= \frac{c_{V,P}}{8} [(\Psi_{SE} + \Psi_S - \Psi_{NE} - \Psi_N) + \\ &+ |\Psi_{SE} + \Psi_S - \Psi_{NE} - \Psi_N|]; \\ B_W &= \frac{c_{V,P}}{8} [(\Psi_{NW} + \Psi_N - \Psi_{SW} - \Psi_S) + \\ &+ |\Psi_{NW} + \Psi_N - \Psi_{SW} - \Psi_S|]; \\ B_N &= \frac{c_{V,P}}{8} [(\Psi_{NE} + \Psi_E - \Psi_{NW} - \Psi_W) + \\ &+ |\Psi_{NE} + \Psi_E - \Psi_{NW} - \Psi_W|]; \\ B_S &= \frac{c_{V,P}}{8} [(\Psi_{SW} + \Psi_W - \Psi_{SE} - \Psi_E) + \\ &+ |\Psi_{SW} + \Psi_W - \Psi_{SE} - \Psi_E|]. \end{aligned}$$

При одномерном движении материала дискретный аналог уравнения теплообмена запишется в виде

$$\frac{t_{\text{mac},n} - t_{\text{mac},s}}{\Delta z} = \left( \frac{\alpha_V}{c_M \rho_M (1 - \varepsilon) w_{Mz}} \right)_P (t_{\text{mac},P} - T_P)$$

или в канонической форме

$$t_{\text{mac},P} = T_P + \frac{t_{\text{mac},N} - t_{\text{mac},S}}{N_P}; \quad (24)$$

здесь  $N_P = 2 \left( \frac{\alpha_V}{c_M \rho_M (1 - \varepsilon) w_{Mz}} \right)_P \Delta z$ .

На первом этапе исследований скорость движения материала  $v_{Mz}$  можно задавать по производительности печи.

Ниже в качестве иллюстрации использования вышеприведенных уравнений показаны картины изменения функции тока, скоростей и температур в печи (рис. 1.) На рис. 2, а представлено распределение функции тока для изотермической задачи, а на рис. 2, б для неизо- термической. Здесь горизонтальная координата изменяется от нуля до 1,2 м, вертикальная также от нуля до 11,25 м; диаметр фурм составляет 40 мм, а расходы природного газа на горизонтах ввода распределены следующим образом:  $Q_1 = 600 \text{ м}^3/\text{ч}$  ( $z_1 = 2,1 \text{ м}$ ),  $Q_2 = 400 \text{ м}^3/\text{ч}$

( $z_2 = 2,6$  м) и  $Q_3 = 300$  м<sup>3</sup>/ч ( $z_3 = 3,1$  м). Заметим, что это поле  $\psi$  (рис. 2, а) используется в качестве начального приближения для последующих расчетов.

На рис. 3 показаны поля скорости газа и температура для случая, когда скорость материала задавалась по

производительности (плавление частиц не рассчитывалось). Можно видеть, что в физическом плане полученные закономерности вполне адекватны. Однако принятые упрощения, конечно, исказили температурное поле материала, чрезмерно выровняв его.

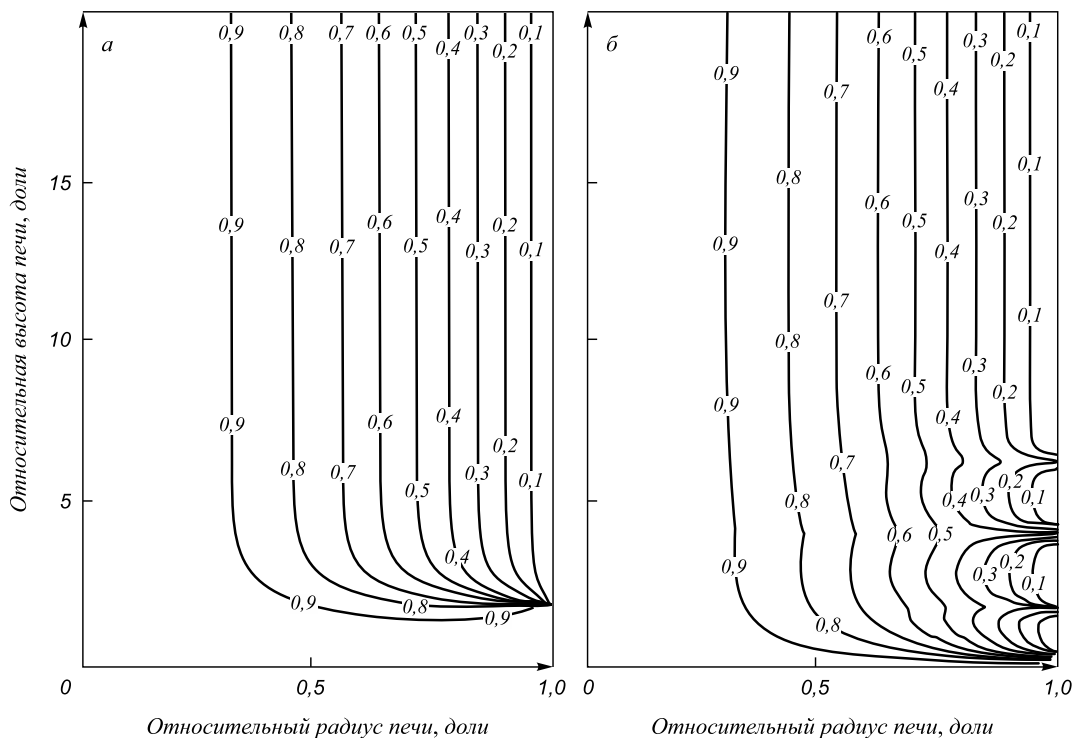


Рис. 2. Картина течения в шахтной печи в изотермических (а) и неизотермических (б) условиях

Fig. 2. Flow pattern of the shaft furnace in isothermal (a) and unisothermal (b) conditions

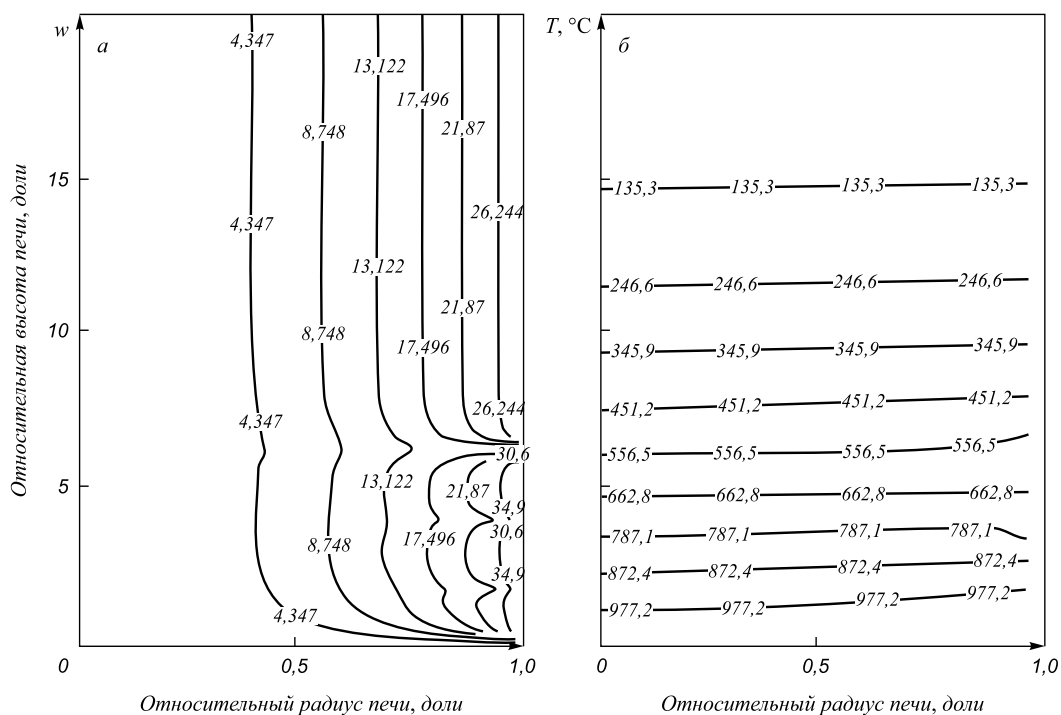


Рис. 3. Поля скорости газа (а) и температуры материала (б) в шахтной печи

Fig. 3. Fields of gas speed (a) and material temperature (b) in the shaft furnace



**Выводы.** Анализ результатов расчетов показывает, что разработанная математическая модель шахтной слоевой печи с плавлением материала, в целом, правильно отображает изменение теплофизических параметров работы и может использоваться для оптимизации режимов работы печи. Необходимо только улучшить работу программы для случаев неизотермического движения потоков газа.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Китаев Б.И., Тимофеев В.Н., Боковиков Б.А. Тепло- и массообмен в плотном слое. – М.: Metallurgiya, 1972. – 432 с.
2. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.Л. Суханов и др. – М.: Metallurgiya, 1978. – 218 с.
3. Тепловая работа шахтных печей и агрегатов с плотным слоем / Я.М. Гордон, Б.А. Боковиков, В.С. Швыдкий и др. – М.: Metallurgiya, 1989. – 121 с.
4. Элементы теории систем и численные методы моделирования процессов теплопереноса / В.С. Швыдкий, Н.А. Спирин, М.Г. Лодыгичев и др. – М.: Интернет Инжиниринг, 1999. – 520 с.
5. Гордон Я.М., Максимов Е.В., Швыдкий В.С. Механика движения газов и материалов в шахтных печах. – Алма-Ата: Наука, 1989. – 144 с.
6. Швыдкий В.С., Лодыгичев М.Г., Шаврин В.С. Математические методы теплофизики: Учебник для вузов. – М.: Теплотехник, 2005. – 232 с.
7. Цымбал В.П. Математическое моделирование сложных систем в металлургии. – Кемерово; М.: Издательское объединение "Российские университеты": Кузбассвузиздат – АСТП, 2006. – 431 с.
8. Арутюнов В.А., Бухмиров В.В., Крупенников С.А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей: Учеб. пособие для вузов. – М.: Metallurgiya, 1990. – 239 с.
9. Био М. Вариационные принципы в теории теплообмена / Пер. с англ. – М.: Энергия, 1975. – 208 с.
10. Турчак Л.И., Плотников П.В. Основы численных методов: Учебник для вузов. – М.: Физматлит, 2003. – 304 с.
11. Волков Е.А. Численные методы: Учебник для вузов. – М.: Лань, 2004. – 256 с.
12. Самарский А.А. Введение в численные методы. 5-е изд., стереотипное: Учебник для вузов. – М.: Лань, 2009. – 288 с.
13. Вержбицкий В.М. Основы численных методов. 3-е изд., стереотипное. – М.: Высшая школа, 2009. – 848 с.
14. Швыдкий В.С., Дзюзер В.Я. Методы численного решения инженерных задач: Учебн. пособие. – Екатеринбург: Из-во АМБ, 2010. – 400 с.
15. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости / Пер. с англ. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.

Поступила 4 февраля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 6, pp. 424–430.

## MATHEMATICAL DESIGN OF THE SHAFT FURNACES WITH MATERIALS MELTING

*V.S. Shvydkii, A.R. Fatkhutdinov, E.A. Devyatykh, T.O. Devyatykh, N.A. Spirin*

Ural Federal University named after the first President of Russia  
B.N. Yeltsin Ekaterinburg, Russia

**Abstract.** The authors have formed the objective of stationary heat exchange in shaft grate-fired furnaces in which the reason of processed materials movement is their melting. In this case the energy transfer specific feature manifests itself, namely the process intensity is largely determined by the speed of material flow, which in turn, substantially depends on particles melting tempo. Since iterative approach is the only way for reconciliation of the contradictions, in mathematical formulation of the tasks in general it is necessary to rely on idealization of certain phenomena. In particular, certain idealizations are necessary due to insufficient number of theoretical explanations of certain issues, i.e., mathematical theory of solid materials movement in the shaft furnaces. The vortex-free flow was used at description of layer gas mechanics.

**Keywords:** layered process, heat, melting, vortex-free flow, mathematical description.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-424-430

#### REFERENCES

1. Kitaev B.I., Timofeev V.N., Bokovikov B.A. *Teplo- i massoobmen v plotnom sloe* [Heat and mass exchange in dense layer]. Moscow: Metallurgiya, 1972, 432 p. (In Russ.).
2. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Sukhanov E.L. etc. *Teplo- i massoobmen v plotnom sloe* [Thermal technology of blast furnace process]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 218 p. (In Russ.).
3. Gordon Ya.M., Bokovikov B.A., Shvydkii V.S. etc. *Teplovaya rabota shakhtnykh pechei i agregatov s plotnym sloem* [Thermal work of shaft furnaces and units with dense layer]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 144 p. (In Russ.).
4. Shvydkii V.S., Spirin N.A., Lodygichev M.G. etc. *Elementy teorii sistem i chislennyye metody modelirovaniya protsessov teplomassopere-nosa* [Elements of system theory and digital methods of thermal and mass transfer modeling]. Moscow: Internet Inzhiniring, 1999, 520 p. (In Russ.).
5. Gordon Ya.M., Maksimov E.V., Shvydkii V.S. *Mekhanika dvizheniya gazov i materialov v shakhtnykh pechakh* [Mechanics of gas and materials flow in shaft furnaces]. Alma-Ata: Nauka, 1989, 144 p. (In Russ.).
6. Shvydkii V.S., Ladygichev M.G., Shavrin V.S. *Matematicheskie metody teplofiziki: Uchebnyk dlya vuzov* [Mathematic methods in thermal physics: Textbook for universities]. Moscow: Teplotekhnika, 2005, 232 p. (In Russ.).
7. Tsybmal V.P. *Matematicheskoe modelirovanie slozhnykh sistem v metallurgii* [Mathematic modeling of complex systems in metallurgy]. Kemerovo, Moscow: Izdatel'skoe ob"edinenie "Rossiiskie universitety": Kuzbassvuzizdat, ASTIII, 2006, 431 p. (In Russ.).
8. Arutyunov V.A., Bukhmirov V.V., Krupennikov S.A. *Matematicheskoe modelirovanie teplovoi raboty promyshlennykh pechei: Ucheb. posobie dlya vuzov* [Mathematic modeling of thermal work of industrial furnaces: Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 239 p. (In Russ.).
9. Biot Maurice A. *Variational principles in heat transfer: a unified Lagrangian analysis of dissipative phenomena*. Oxford: Clarendon Press, 1970. (Russ.ed.: Biot M. *Variatsionnyye printsipy v teorii teploobmena*. Moscow: Energiya, 1975, 208 p.).
10. Turchak L.I., Plotnikov P.V. *Osnovy chislennykh metodov: Uchebnyk dlya vuzov* [Basics of numerical methods: Textbook for universities]. Moscow: Fizmatlit, 2003, 304 p. (In Russ.).

11. Volkov E.A. *Chislennye metody: Uchebnik dlya vuzov* [Numerical methods: Textbook for universities]. Moscow: Lan', 2004, 256 p. (In Russ.).
12. Samarskii A.A. *Vvedenie v chislennye metody: Uchebnik dlya vuzov* [Introduction in numerical methods: Textbook for universities] Moscow: Lan', 2009, 288 p. (In Russ.).
13. Verzhbitskii V.M. *Osnovy chislennykh metodov* [Basics of numerical methods, 3rd edition]. Moscow: Vysshaya shkola, 2009, 848 p. (In Russ.).
14. Shvydkii V.S., Dzyuzer V.Ya. *Metody chislennogo resheniya inzhenernykh zadach: Uchebn. posobie* [Methods of numerical solving of engineering tasks: Manual]. Ekaterinburg: Iz-vo AMB, 2010, 400 p. (In Russ.).
15. Patankar Suhas V. *Numerical Heat Transfer and Fluid Flow*. New York: Hemisphere Publishing Corporation, 1980. (Russ.ed.: Patankar S. *Chislennye metody resheniya zadach teploobmena i dinamiki zhidkosti*. Moscow: Energoatomizdat, 1984, 152 p.).

**Acknowledgements.** The work was supported by the Government of the Russian Federation, act no. 211, contract no. 02.A03.21.0006.

**Information about the authors:**

**V.S. Shvydkii**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (vshvit@isnet.ru)

**A.R. Fatkhutdinov**, Postgraduate of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (fathytdinov@mail.ru)

**E.A. Devyatikh**, Postgraduate of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (evgeny.9h@gmail.com)

**T.O. Devyatikh**, Postgraduate of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (shumina\_t@mail.ru)

**N.A. Spirin**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (n.a.spirin@urfu.ru)

Received 4 February, 2016

### *Уважаемые коллеги!*

*В настоящее время в металлургическом секторе наблюдается активное развитие новых направлений получения и обработки металлов и сплавов, имеющих стратегическое значение для промышленности в целом. В значительной степени этому способствуют инновационные разработки и глубокие научные исследования в области черной металлургии, в вопросах материаловедения, физико-химических процессов, обработки металлов и сплавов, производства и модернизации оборудования для черной металлургии. Мы предлагаем обсудить на страницах нашего журнала актуальные проблемы перспективных инновационных направлений современной черной металлургии и приглашаем научные коллективы опублико-*

*вать статьи, в том числе обзорные или публикуемые в порядке обсуждения, в которых были бы представлены видение научной проблемы, ее теоретическая и практическая значимость, достигнутые результаты и перспективы развития. В ходе дискуссии могут быть получены новые эффективные решения современных научных и научно-технических проблем, которые обеспечат развитие металлургического сектора экономики, а также повысят конкурентоспособность нашего журнала в мировом научном сообществе.*

*Ваши статьи просьба направлять в редакцию журнала, при необходимости с пометкой «публикуется в порядке дискуссии».*

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., *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*

Неунывахина Д.Т., *ведущий редактор*

Расенец В.В., *верстка, иллюстрации*

Кузнецов А.А., *системный администратор*

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

---

Подписано в печать 20.06.2016. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 5129. Цена свободная.

---

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