

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 1, 2017

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 60

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. (ЗАО «Наука и инновации», г. Москва)
ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)
ЗИНИГРАД 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 «ЦНИИТМаш», 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)
РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)
СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва)
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
Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

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@isis.ru
www.fermet.misis.ru

654007, Новокузнецк, 7,
Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42
Сибирский государственный индустриальный университет,
Тел.: (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@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: LEONT'EV L.I.
(Russian Academy of Sciences, Moscow)

Deputy Editor-in-Chief: PROTOPOPOV E.V.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Executive secretary: POLULYAKH L.A.
(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy Executive 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. ZINIGRAD (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)

G.S. 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)

A.I. RUDSKOI (Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg)

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

B.A. SIVAK (VNIIMETMASH Holding Company, 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)

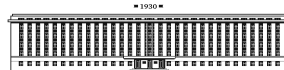
M.R. FILONOV, Editor of the section "**Material science**" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

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
National Research Technological University "MISIS"

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@sisis.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

- Дильдин А.Н., Трофимов Е.А., Чуманов И.В. Совершенствование методики глубокой переработки отходов сталеплавильного производства. Часть 1. Термодинамический анализ 5

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Коптелов Р.П., Конашкова А.М. Ускоренная трассировка лучей для моделирования лучистого теплообмена: использование повторяемости траекторий лучей 13
- Швыдкий В.С., Фатхутдинов А.Р., Девятых Е.А., Девятых Т.О., Спиринов Н.А. К математическому моделированию слоевых металлургических печей и агрегатов. Сообщение 2 19
- Ячиков И.М., Вдовин К.Н., Марочкин О.А., Тоцкий В.В. Моделирование роста корочки металла в сортовом кристаллизаторе при смещении струи относительно его оси 24

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

- Анцупов А.В. (мл.), Анцупов А.В., Анцупов В.П. Аналитический метод проектной оценки ресурса элементов металлургических машин 30
- Бугаков В.И., Лаптев А.В. Технология изготовления буровых долот при высоких давлениях и температурах с применением новых алмазных материалов 36

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Алеутдинова М.И., Фадин В.В., Рубцов В.Е. О некоторых параметрах сухого скользящего контакта сталь/сталь при высокой плотности тока 43
- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Ченцов В.П., Кудинов Д.З., Селиванов Е.Н. Формирование металлической фазы при барботаже газом-восстановителем многокомпонентного оксидного расплава. Сообщение 2. Плотность и поверхностные свойства 48
- Дауд А.Д., Семин А.Е., Котельников Г.И., Щукина Л.Е. Дефосфорация хромистых расплавов с использованием оксидов редкоземельных металлов 54

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

- Рашев Ц.В., Жекова Л.Ц., Боев П.В. О развитии металлургии под давлением 60

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

- Баженов О.В., Баев Д.В. Влияние прямых зарубежных инвестиций на развитие отрасли черной металлургии в России 67
- Сиротин Д.В. Анализ пространственной интеграции отраслевых рынков металлопродукции 74

ПО МАТЕРИАЛАМ 7-ГО ЕВРОПЕЙСКОГО КОНГРЕССА ПО АГЛОДОМЕННОМУ ПРОИЗВОДСТВУ

- Курунов И.Ф. Перспективы развития экстрактивной металлургии железа глазами европейских металлургов 80

CONTENTS

RESOURCE SAVING IN FERROUS METALLURGY

- A.N. Dil'din, E.A. Trofimov, I.V. Chumanov Improvement of deep processing techniques for waste of steel-melting production. Part 1. Thermodynamic analysis 5

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- R.P. Koptelov, A.M. Konashkova Accelerated ray tracing for radiative heat transfer modeling: using repetition of ray tracks 13
- V.S. Shvydkii, A.R. Fatkhutdinov, E.A. Devyatykh, T.O. Devyatykh, N.A. Spirin On mathematical modeling of layer metallurgical furnaces and aggregates. Report 2 19
- I.M. Yachikov, K.N. Vdovin, O.A. Marochkin, Vas.V. Tochilkin Modeling of the growth of metal crust of section mold during displacement of the jet relative to the axis 24

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

- A.V. Antsupov (Jr.), A.V. Antsupov, V.P. Antsupov Analytical method for project resource estimation of metallurgical machinery parts 30
- V.I. Bugakov, A.I. Laptev Manufacturing technology of drill bits under high pressure and temperature with the application of new diamond materials 36

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

- M.I. Aleutdinova, V.V. Fadin, V.E. Rubtsov On some parameters of dry sliding contact steel/steel at high current density 43
- A.S. Vusikhis, L.I. Leont'ev, V.P. Chentsov, D.Z. Kudinov, E.N. Selivanov Metallic phase forming in barbotage of multicomponent oxide melt by reduction gas. Report 2. Density and surface properties 48
- A.D. Dawood, A.E. Semin, G.I. Kotel'nikov, L.E. Shchukina De-phosphorization of high-chromium steels using rare earth oxides 54

SUPERDUTY STEEL

- Ts.V. Rashev, L.Ts. Zhekova, P.V. Borgev Development of metallurgy under pressure 60

ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

- O.V. Bazhenov, D.V. Baev Effect of foreign direct investment on development of ferrous metallurgy in Russia 67
- D.V. Sirotnin Spatial integration analysis of metal production markets 74

BASED ON THE MATERIALS OF THE 7TH EUROPEAN SINTERING & IRONMAKING CONGRESS

- I.F. Kurunov Prospects of iron extractive metallurgy development through the eyes of European steelmakers 80

УДК 669.054.82

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДИКИ ГЛУБОКОЙ ПЕРЕРАБОТКИ ОТХОДОВ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА. ЧАСТЬ 1. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ*

*Дильдин А.Н., к.т.н., доцент кафедры «Техника и технология
производства материалов» (andildin@mail.ru)*

*Трофимов Е.А., д.х.н., профессор кафедры «Техника и технология
производства материалов» (tea7510@gmail.com)*

*Чуманов И.В., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой
«Общая металлургия» (chumanov@susu.ac.ru)*

Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоуст
(456217, Россия, Челябинская обл., Златоуст, ул. Тургенева, 16)

Аннотация. Задача использования отвальных шлаков сталеплавленного производства как техногенного источника металлургического сырья до сих пор не имеет рационального решения и требует новых идей и подходов. В последние годы показано, что утилизация шлака может быть организована так, чтобы в результате получать не только стройматериалы, но и металл, пригодный для дальнейшей переработки и использования. Целью настоящей работы стало теоретическое изучение возможности и целесообразности восстановительной обработки сталеплавильных шлаков с целью получения металлической и оксидной фаз, которые могут быть использованы в металлургической промышленности и индустрии строительных материалов. Объектом исследования стал шлак со шлаковых отвалов Златоустовского металлургического завода. Для термодинамического моделирования процессов, протекающих в ходе восстановления вещества шлаковых отвалов, использован программный комплекс FactSage (версия 6.4). Моделировалось восстановление шлака трех разных составов, отличающихся содержанием FeO (15, 10 и 5 % (по массе)). Моделирование выполнено для интервала температур 750 – 1650 °C с шагом в 5 °C при давлении газовой фазы, равном 0,1 МПа. При моделировании принималось, что в систему в качестве восстановителя введено заведомо избыточное количество углерода. Основные результаты проведенных расчетов для удобства анализа представлены в виде зависимостей различных характеристик от температуры. Результаты моделирования показывают, в частности, что при температурах выше 1340 °C железо восстанавливается и переходит в состав расплава практически полностью. Аналогично ведут себя никель и медь. В то же время установлено, что на полное извлечение марганца в состав металлического расплава в ходе восстановления углеродом рассчитывать не приходится. Даже при максимальном извлечении марганца в металл, в составе шлака и газа остаются заметные его количества. Проведена оценка объемов газообразных веществ, образующихся в процессе восстановления при различных температурах. Результаты моделирования определенно указывают на то, что в составе газовой фазы во всем рассматриваемом интервале температур будет преобладать угарный газ. Получена также информация об изменении энтальпии системы в зависимости от температуры, которая позволяет оценить затраты тепловой энергии, необходимые для приведения системы в состояние, при котором интересующие процессы восстановления становятся возможны.

Ключевые слова: термодинамический анализ, сталеплавильные шлаки, высокотемпературное восстановление, расплав.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-5-12

Исследования, направленные на совершенствование методики переработки и утилизации металлургических шлаков (включая сталеплавильный шлак) не теряют своей актуальности [1 – 5]. Традиционно сталеплавильные и доменные шлаки находят применение в производстве строительных материалов и изделий [6 – 11]. Наряду с традиционными подходами активно развиваются новые направления переработки шлаков [12, 13]. Однако способы, используемые в настоящее время, позволяют лишь частично решить проблему утилизации шлаковых отвалов. Переработка сталеплавильных шлаков представляет собой особенно трудную задачу [14 – 16]. В последние годы показано, что утилизация шлака может быть организована так, чтобы в

результате получать не только стройматериалы, но и металл, пригодный для дальнейшей переработки и использования [17 – 20].

Переработка отвальных шлаков сталеплавленного производства с целью извлечения металлической составляющей должна включать этап высокотемпературного восстановления вещества. Эффективность этапа восстановления зависит от температурных условий и активности компонентов, определяемых составом шлака и вносимых добавок [21, 22].

Ключевыми проблемами, стоящими перед разработчиками технологий переработки шлаков, являются:

- определение оптимального температурного режима процесса жидкофазного восстановления;
- состав и последовательность процедур подготовки шлакового материала к высокотемпературному восстановлению.

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ. Уникальный идентификатор прикладных научных исследований RFMEFI57414X0090.

С целью создания наиболее эффективной схемы восстановления металлической составляющей шлаков в рамках настоящего исследования было теоретически изучено влияние параметров проведения этого процесса на его результаты.

Для термодинамического моделирования высоко-температурного восстановления вещества шлаковых отвалов использован программный комплекс FactSage [23, 24] (версия 6.4). Моделировался процесс, в котором восстановителем выступал твердый углерод. Сведения о составе шлака, использованные в процессе моделирования в качестве исходных, приведены в таблице. Массив использованных данных о составе шлаков получен отчасти из литературных источников [14, 22, 25], а отчасти стал результатом обобщения собственных анализов состава шлаковых отвалов Златоустовского металлургического завода. Некоторые данные о химическом и фазовом составе этих шлаков приведены в работах [26, 27].

Принято, что содержание FeO в шлаке составляет 15 % (по массе) (см. таблицу). Поскольку при переработке шлаков часто используется магнитная сепарация, снижающая содержание железа в шлаке, определенный интерес представляет влияние уменьшения содержания железа на результаты восстановительных процессов. Поэтому моделирование проводилось и для двух составов шлака с пониженным содержанием FeO (10 и 5 %) (см. таблицу).

Моделирование выполнено для интервала температур 750 – 1650 °С с шагом в 5 °С при давлении газовой фазы, равном 0,1 МПа. Термодинамический расчет проводился на 100 г шлака. При моделировании принималось, что в систему введено заведомо избыточное

количество углерода (графита). Согласно предварительным расчетам, на 100 г шлака избранного состава достаточно брать 10 г углерода.

Для моделирования использованы базы FSstel, FToxid, FactPS. Выбор растворов из общего их количества осуществлялся в процессе предварительного моделирования методом исключения из списка тех фаз переменного состава, которые не проявляют себя в качестве существующих. В ходе расчета допускалось нахождение в системе всех веществ из использованных баз за вычетом дублирующихся (приоритетный порядок – FSstel, FToxid, FactPS) и являющихся компонентами избранных растворов (это исключение производится в автоматическом режиме).

Основные результаты проведенных расчетов для удобства анализа представлены в виде зависимостей масс компонентов и составов изученных фаз от температуры.

Рассмотрим результаты моделирования восстановления шлака базового состава.

На рис. 1 представлены зависимости масс основных конденсированных фаз, присутствующих в системе, от температуры. Помимо представленных на рисунке, согласно результатам моделирования в системе могут присутствовать в небольшом количестве (менее 2 г) перовскит, сульфид марганца, фосфат кальция и FeV_2O_4 .

Из рис. 1 следует, что металлический расплав в изучаемой системе может появиться уже при температурах 1070 – 1080 °С. Его количество с увеличением температуры постепенно растет (несколько понижаясь при температурах порядка 1200 °С, но затем вновь увеличиваясь). При этом жидкий шлак возникает в системе при

Составы шлаков, использованные в процессе моделирования, % (по массе)

Slag compositions used in the modeling process

Компонент шлака	Базовый состав	Шлак, обедненный по Fe	Шлак, сильно обедненный по Fe	Известные результаты экспериментального изучения
FeO	15,00	10,00	5,00	3,72 – 43,88
SiO ₂	25,50	27,00	28,50	17,7 – 26,6
CaO	30,00	31,76	33,53	21,9 – 47,4
MgO	11,40	12,07	12,74	6,2 – 18,5
Al ₂ O ₃	8,00	8,47	8,94	4,1 – 9,8
MnO	3,20	3,39	3,58	2,14 – 5,00
Cr ₂ O ₃	3,50	3,71	3,91	1,6 – 11,3
TiO ₂	1,00	1,06	1,12	0,23 – 2,75
V ₂ O ₅	0,16	0,17	0,18	0,12 – 0,36
NiO	0,15	0,16	0,17	0,05 – 0,34
Cu ₂ O	0,03	0,03	0,03	менее 0,05
CaSO ₃	1,06	1,12	1,18	0,07 – 0,35 (содержание серы)
Ca ₃ P ₂ O ₈	1,00	1,06	1,12	0,04 – 0,41 (содержание фосфора)
Сумма	100	100	100	

температуре порядка 1270 °С. Его количество быстро растет и достигает максимума при температуре порядка 1460 °С. При этой же температуре в системе исчезает последняя твердая оксидная фаза. Очевидно, что до этой температуры образованию консолидированного металлического расплава (объединению капелек жидкого металла) будет препятствовать большое количество твердых оксидных фаз, несмотря на то, что значительные количества металлического расплава появляются в системе при существенно меньших температурах.

Существенный интерес представляет состав металлического расплава, образующегося в системе. Оценить изменения, происходящие в этом составе, позволяет рис. 2. Согласно представленным данным, в период возникновения металлического расплава содержание железа в нем максимально и достигает величины порядка 90 % (по массе). С увеличением температуры содержание железа падает, поскольку восстанавливаются и пополняют собой металлический расплав другие элементы (в существенных количествах это хром и марга-

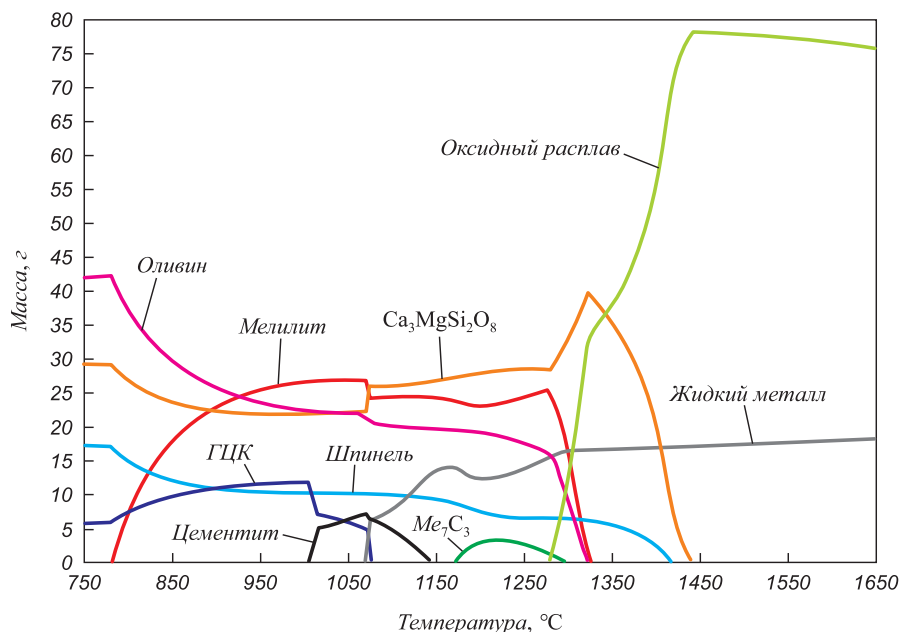


Рис. 1. Массы основных конденсированных фаз в зависимости от температуры

Fig. 1. The weights of the main condensed phases depending on temperature (in relation to 100 g of slag)

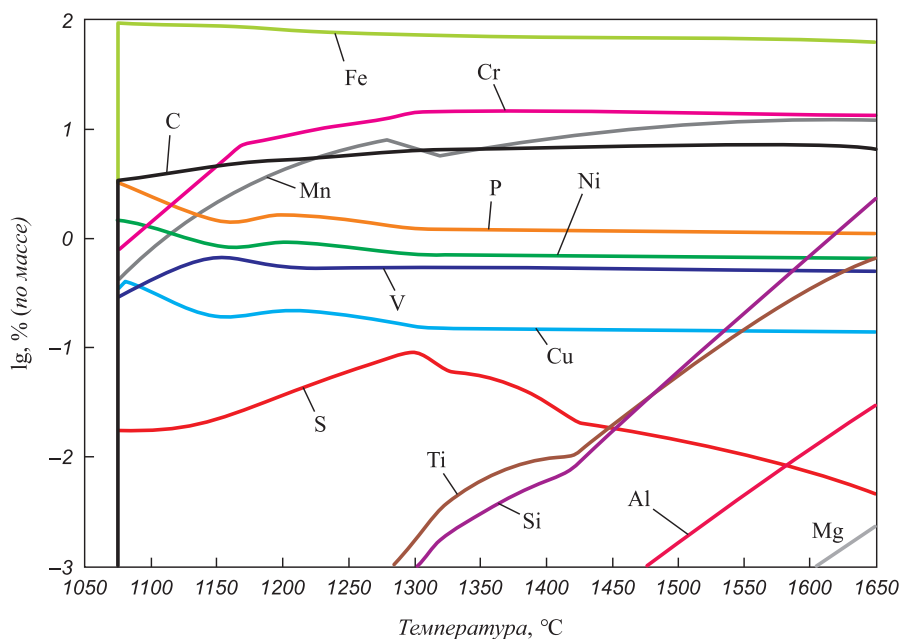


Рис. 2. Состав жидкого металла (массовые доли компонентов) в зависимости от температуры

Fig. 2. Composition of the liquid metal (mass fractions of components) depending on the temperature

нец). Также с ростом температуры несколько увеличивается доля растворенного в металле углерода.

По характеру изменения содержания минорных примесных элементов в составе металла можно выделить две группы – первую, к которой относятся никель, фосфор, медь и ванадий, содержание которых (как и содержание хрома) до температуры 1350 °C выходит на практически постоянный уровень, и вторую – к которой относятся элементы, содержание которых в составе металла первоначально чрезвычайно мало, однако с ростом температуры устойчиво возрастает. К последней группе относятся кремний, титан, алюминий и магний. Содержание кремния растет настолько, что к 1650 °C выходит на уровень порядка 2 – 3 % (по массе).

Основным компонентом, извлекаемым в процессе восстановления в металлическую фазу, является железо. Расчеты показывают, что если при низких температурах железо содержится в составе различных оксидных фаз (а также в составе аустенита), то затем, в интервале 1020 – 1340 °C, заметное количество железа присутствует в системе в виде твердых карбидных растворов, а после 1340 °C практически вся масса железа сосредоточена в составе металлического расплава. Следовательно при таких температурах железо восстанавливается и переходит в состав расплава практически полностью. Аналогично ведут себя никель и медь.

Иным образом ведет себя марганец. До температуры порядка 1270 °C марганец присутствует в системе в виде твердого раствора монооксидов, оливина, твердого сульфидного раствора, в составе металлического расплава, а также в виде карбидных растворов. После 1270 °C существенная часть марганца попадает в шлаковый расплав, откуда с ростом температуры постепенно восстанавливается и переходит в со-

став жидкого металла. При этом, вплоть до верхней границы рассматриваемого интервала температур, марганец присутствует в составе шлака в заметных количествах. Помимо этого, начиная с температур порядка 1400 °C, становится заметным и увеличивается содержание марганца в газовой фазе. Результаты моделирования показывают, что на полное извлечение марганца в состав металлического расплава в ходе восстановления углеродом рассчитывать не приходится. Даже при максимальном извлечении марганца в металл, в составе шлака и газа остается заметное количество марганца.

Из всех конденсированных оксидных фаз наибольший интерес представляет шлаковый расплав. Его состав сложен и представлен, прежде всего, оксидами, и помимо этого, как минимум, еще и сульфидными компонентами. При этом состав шлака с ростом температуры существенно меняется (за счет восстановления тяжелых металлов), но при температуре порядка 1470 °C содержание основных компонентов (CaO, SiO₂, MgO, Al₂O₃) выходит на практически постоянный уровень – выше 41 % CaO, порядка 33 % SiO₂, около 15 % MgO и 9 % Al₂O₃.

Особый интерес представляет состав газовой фазы. Моделирование предусматривало возможность существования в составе газовой фазы 95 веществ. Учитывая относительно большое количество образующегося газа (около 10 г на 110 г общей массы системы при температуре 1500 °C), его состав важен с точки зрения экологической безопасности процесса.

Результаты моделирования показаны на рис. 3. Состав газовой фазы представлен в виде десятичных логарифмов мольных долей компонентов в зависимости от температуры.

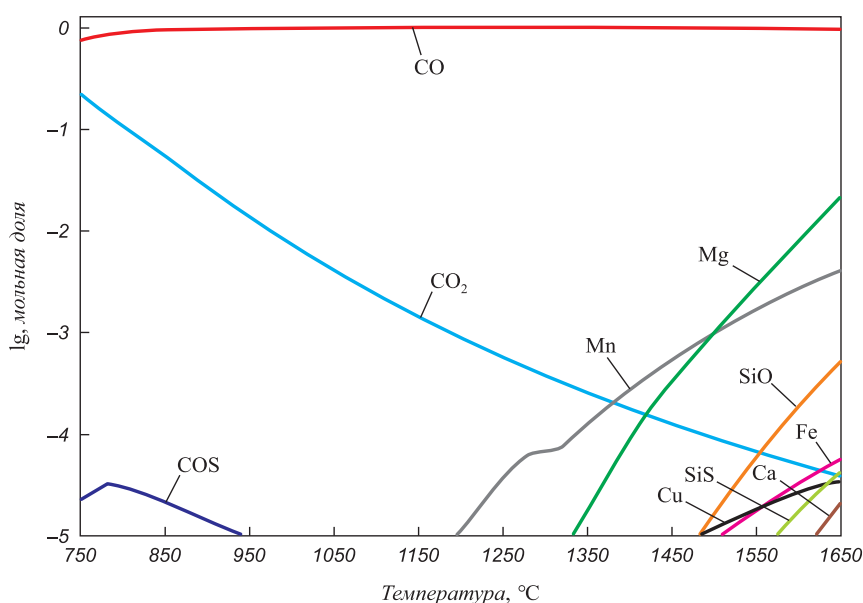


Рис. 3. Состав (десятичные логарифмы мольных долей) газовой фазы

Fig. 3. Gas phase structure (decimal logarithms of the molar fractions)

Результаты моделирования указывают на то, что в составе газовой фазы во всем рассматриваемом интервале температур будет преобладать угарный газ. При температурах, необходимых для образования консолидированного металлического расплава (1450 – 1500 °C), содержание компонентов газовой фазы (кроме CO) менее 1 %. При этом преобладающее большинство компонентов присутствует в составе газовой фазы в совершенно незначительных количествах.

Влияние уменьшения содержания железа в шлаке на основные параметры процесса показано на рис. 4, 5.

Данные, представленные на рис. 4, позволяют заключить, что обработка шлака с пониженным содержанием железа позволит получить меньшее количество металлического расплава, но при этом не скажется принципиально на его результативности.

Данные рис. 5 позволяют оценить объемы газообразных веществ, образующихся в процессе восстановления

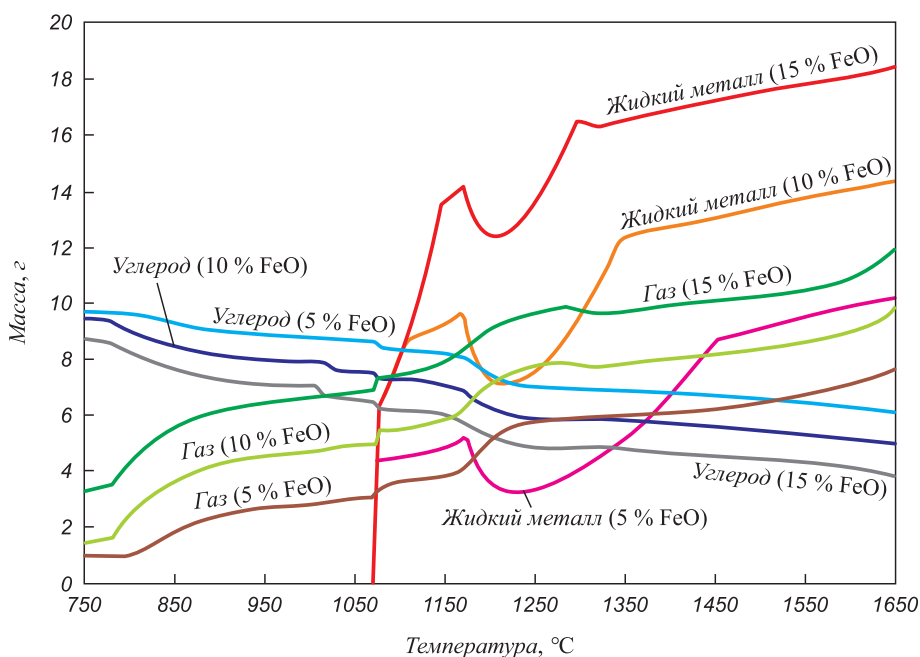


Рис. 4. Влияние состава шлака на массы некоторых фаз

Fig. 4. The effect of slag composition on the weights of some phases

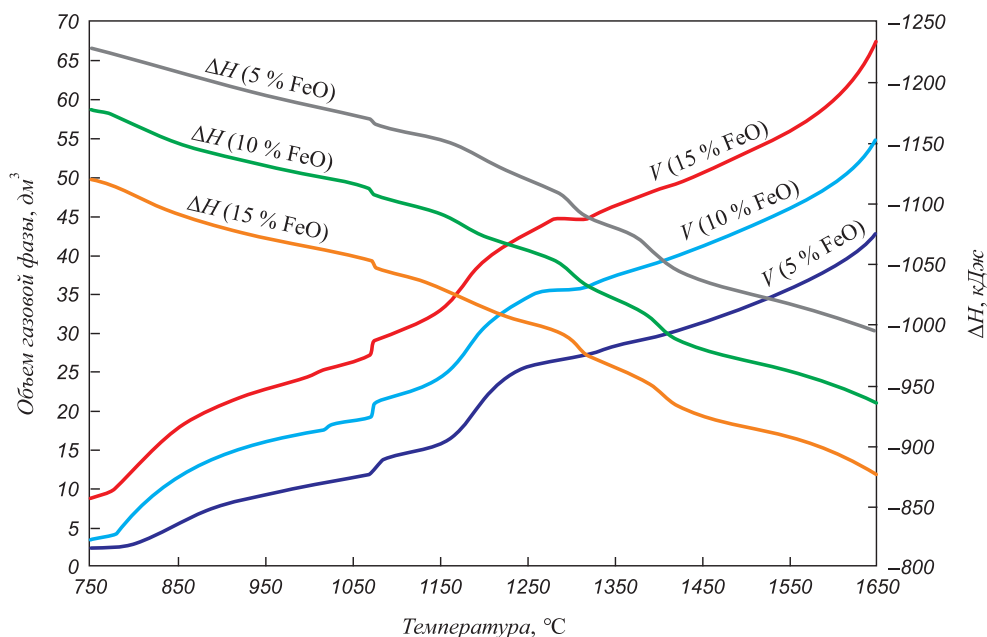


Рис. 5. Объем газовой фазы и энтальпия реакционной массы в зависимости от состава шлака и температуры

Fig. 5. The gas phase volume and reaction mass enthalpy depending on the slag composition and temperature

ния при различных температурах. Представленная также на этом рисунке информация об изменении энтальпии системы в зависимости от температуры позволяет оценить затраты тепловой энергии, необходимые для приведения системы в состояние, при котором интересующие процессы становятся возможны. Для температуры 25 °С энтальпии смесей равны: ΔH_{298}^0 (15 % FeO) = –1218 кДж; ΔH_{298}^0 (10 % FeO) = –1266,3 кДж; ΔH_{298}^0 (5 % FeO) = –1315,7 кДж.

Согласно результатам моделирования, например, для перехода от состояния 110 г исходной смеси на основе базового состава при 25 °С к состоянию системы при 1500 °С потребуется порядка 300 кДж тепловой энергии. Проведенный расчет не учитывает тепловые потери, которые неизбежно будут сопровождать высокотемпературный процесс, однако и данные, полученные для идеальных условий, могут быть полезны.

Выводы. Результаты термодинамического моделирования процесса высокотемпературного восстановления сталеплавильных шлаков открывают возможность для определения условий, выполнение которых будет способствовать созданию технологий глубокой переработки отвалов шлаков такого рода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пыриков А.Н., Вильданов С.К., Лиходиевский А.В., Мартынов Н.Н. Пути решения экологических проблем в черной металлургии // *Сталь*. 2008. № 5. С. 99 – 103.
2. Грищенко С.Г., Белокуров Д.Э. Комплекс инновационных ресурсосберегающих технологий и оборудования для рециклинга и экологически безопасной утилизации отходов металлургии и смежных отраслей // *Сталь*. 2010. № 8. С. 86.
3. Гельманова З.С., Филатов А.В. Проекты эффективного применения отходов промышленных предприятий, снижающие нагрузку на окружающую среду // *Металлург*. 2015. № 9. С. 16 – 19.
4. Косырев К.Л., Фоменко А.П., Паршин В.М. и др. Предпосылки и концепция создания энергометаллургических комплексов для переработки техногенных отходов // *Экология и промышленность России*. 2013. № 7. С. 2 – 11.
5. Смирнов Л.А., Грабеклис А.А., Демин Б.Л. Современное состояние переработки шлаков ферросплавного производства // *Сталь*. 2009. № 1. С. 86 – 88.
6. Топоров В.А., Осетров В.Д., Мурзин А.В. и др. Изготовление железосодержащей добавки для производства цемента из отходов сталеплавильного производства // *Металлург*. 2014. № 7. С. 32 – 33.
7. Черноусов П.И. Рециклинг. Технология переработки и утилизации техногенных образований и отходов в черной металлургии. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2011. – 428 с.
8. Коростелев А.Б. Рециклинг, переработка отходов и чистые технологии // *Металлург*. 2007. № 1. С. 72 – 74.
9. Федосеева Е.Н., Занозина В.Ф., Зорин А.Д., Самсонова Л.Е. Получение железоксидного пигмента из пыли металлургического производства для использования в строительстве // *Металлург*. 2015. № 5. С. 31 – 35.
10. Леонтьев Л.И., Шешуков О.Ю., Михеенков М.А. и др. Технологические особенности переработки шлаков ДСП и АКП в строительные материалы и опыт утилизации рафинировочного шлака в ОАО СТЗ // *Сталь*. 2014. № 6. С. 106 – 109.
11. Смирнов Л.А., Сорокин Ю.В., Демин Б.Л. и др. Разработка технологии комплексной переработки отвалных шлаков ферросплавного производства // *Сталь*. 2008. № 6. С. 90 – 93.
12. Леонтьев Л.И., Рытвин В.М., Гильварг С.И. и др. Комплексная переработка ферросплавных алюминотермических шлаков // *Сталь*. 2009. № 4. С. 72 – 76.
13. Зоря В.Н., Коровушкин В.В., Пермяков А.А., Волынкина Е.П. Исследование минерального состава и кристаллической структуры железосодержащих компонентов техногенных отходов металлургического комплекса // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2015. Т. 58(5). С. 359 – 366.
14. Das B., Prakash S., Reddy P.S.R., Misra V.N. An overview of utilization of slag and sludge from steel industries // *Resources, Conservation and Recycling*. 2007. Vol. 50 (1). P. 40 – 57.
15. Серегин А.Н., Ермолов В.М., Степанян А.С., Арсентьев В.А. Технология и комплексы оборудования для переработки металлокислотных отходов с выделением товарной продукции // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2010. № 1. С. 35 – 40.
16. Ma N., Houser J.B. Recycling of steelmaking slag fines by weak magnetic separation coupled with selective particle size screening // *Journal of Cleaner Production*. 2014. Vol. 82. P. 221 – 231.
17. Чижевский В.Б., Шавакулева О.П., Дегодя Е.Ю., Мудрых Н.А. Глубокая переработка сталеплавильных шлаков // *Сталь*. 2014. № 4. С. 124 – 126.
18. Веселовский А.А. Извлечение никеля из отвалного печного шлака шахтной плавки комбината «Южуралникель» // *Металлург*. 2015. № 6. С. 26 – 28.
19. Шакуров А.Г., Журавлев В.В., Паршин В.М. и др. Комплексная переработка жидких сталеплавильных шлаков с восстановлением железа и получением качественной товарной продукции // *Сталь*. 2014. № 2. С. 75 – 81.
20. Сорокин Ю.В., Демин Б.Л., Смирнов Л.А. и др. Переработка шлаков ЭСПЦ в опытной установке барабанного типа с шаровой насадкой // *Сталь*. 2012. № 3. С. 70 – 72.
21. Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Рыбенко И.А., Ходосов И.Е. Разработка основ энергоэффективных процессов металлургии с использованием термодинамического моделирования // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2016. Т. 59(4). С. 237 – 244.
22. Shakurov A.G., Zhuravlev V.V., Parshin V.M. etc. Processing of liquid steelmaking slags to obtain commercial products // *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44 (2). P. 166 – 172.
23. Bale C.W., Chartrand P., Decterov S.A. etc. FactSage thermochemical software and databases // *Calphad*. 2002. Vol. 26 (2). P. 189 – 228.
24. Bale C.W., Bélisle E., Chartrand P. etc. FactSage thermochemical software and databases – recent developments // *Calphad*. 2009. Vol. 33 (2). P. 295 – 311.
25. Yildirim I.Z., Prezzi M. Chemical, mineralogical and morphological properties of steel slag // *Advances in Civil Engineering*. 2011, Article ID 463638. – 13 p.
26. Дильдин А.Н., Чуманов В.И., Бендера Т.А. Утилизация шлаков сталеплавильного производства // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2007. № 13 (85). С. 15 – 16.
27. Дильдин А.Н., Чуманов В.И., Чуманов И.В., Еремашев В.Е. Твердофазное восстановление отходов сталеплавильного производства // *Металлург*. 2012. № 2. С. 36 – 40.

Поступила 21 мая 2016 г.

IMPROVEMENT OF DEEP PROCESSING TECHNIQUES FOR WASTE OF STEEL-MELTING PRODUCTION. PART 1. THERMODYNAMIC ANALYSIS

A.N. Dil'din, E.A. Trofimov, I.V. Chumanov

Zlatoust branch of the South Ural State University, Zlatoust, Chelyabinsk Region, Russia

Abstract. The problem of using dump slag in steelmaking production as an industrial source of metallurgical raw materials still has no practical decision and it demands new approaches and ideas. Disposal of slag can be organized so that the result is not only building materials, but metal, suitable for further processing and use in recent years are shown. The purpose of the current work is theoretical study of opportunity and feasibility of steel-melting slag recovery processing to receive metal and oxide phases, which can be used in metallurgy and construction industry. The object of the experimental study was the slag from slag dumps of Zlatoust metallurgical plant (Russian Federation). The programming complex "FactSage" (version 6.4) was used for thermodynamic modeling of the recovery processes of slag dumps. Slag recovery of three different compositions with different content of FeO (15, 10 and 5 wt.%) was modeled. Modeling was performed for the temperature range of 750–1650 °C in step of 5 °C at the pressure gas phase, equal to 0.1 MPa. Excessive amounts of carbon were introduced into the system as a reducing agent in the modeling. The main results of the calculations carried-out for convenience of the analysis are shown in the form of dependences of various characteristics on temperature. The modeling results show in particular that at temperatures above 1340 °C the iron is recovered and goes into the composition of the melt almost completely. Nickel and copper behave similarly. Total recovery of manganese in the composition of the molten metal during the recovery with carbon will not happen. An appreciable amount of manganese remains in the slag composition and gas even at maximum extraction of manganese in the metal. Assessment of the volumes of gaseous substances formed in the process of recovery at different temperatures was carried out. The modeling results indicate that carbon monoxide will dominate the gas phase composition in all the temperature range. Information about the enthalpy change of the system depending on temperature was obtained and allows to assess the costs of thermal energy required to bring the system to the state in which recovery processes become possible.

Keywords: thermodynamics analysis, steelmaking slag, high-temperature recovery, melts.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-5-12

REFERENCES

- Pyrikov A.N., Vil'danov S.K., Likhodievskii A.V., Martynov N.N. Ways of solution of ecological problems in ferrous metallurgy. *Stal'*. 2008, no. 5, pp. 99–103. (In Russ.).
- Grishchenko S.G., Belokurov D.E. Complex of innovative resource-saving technologies and equipment for recycling and ecologically safe utilization of the waste of metallurgy and related industries. *Stal'*. 2010, no. 8, p. 86. (In Russ.).
- Gel'manova Z.S., Filatov A.V. Projects of effective use of industrial wastes for reducing impact on the environment. *Metallurg*. 2015, no. 9, pp. 16–19. (In Russ.).
- Kosyrev K.L., Fomenko A.P., Parshin V.M., Kostin A.S., Zhikharrev P.Yu. Prerequisites and concept of creation of the energy-metallurgical complexes for processing of a technogenic waste. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii*. 2013, no. 7, pp. 2–11. (In Russ.).
- Smirnov L.A., Grabeklis A.A., Demin B.L. Processing slag from ferroalloy production. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 1, pp. 93–96.
- Toporov V.A., Osetrov V.D., Murzin A.V., Zhilin A.M., Mikurova M.I., Konstantinov K.S. Manufacture of an iron-bearing additive to make cement from steelmaking wastes. *Metallurgist*. 2014, vol. 58, no. 7, pp. 568–569.
- Chernousov P.I. *Retsikling. Tekhnologiya pererabotki i utilizatsii tekhnogennykh obrazovaniy i otkhodov v chernoi metallurgii: monogr.* [Recycling. The technology of processing and recycling of technogenic formations and wastes of ferrous metallurgy: monograph]. Moscow: ID MISiS, 2011, 428 p. (In Russ.).
- Korostelev A.B. Recycling, processing of wastes and clean technologies. *Metallurg*. 2007, no. 1, pp. 72–74. (In Russ.).
- Fedosheva E.N., Zanozina V.F., Zorin A.D., Samsonova L.E. Preparation of iron oxide pigment from metallurgical production dust for use in construction. *Metallurist*. 2015, vol. 59, no. 5-6, pp. 374–379.
- Leont'ev L.I., Sheshukov O.Yu., Mikheenkova M.A., Stepanov A.I., Zuev M.V., Stepanov I.A. Technological features of recycling of EAF and ladle slags into construction materials and the utilization of refined slag at OJSC "Seversk pipe factory". *Stal'*. 2014, no. 6, pp. 106–109. (In Russ.).
- Smirnov L.A., Sorokin Yu.V., Demin B.L., Gil'varg S.I., Rytvin V.M., Smirnov B.N. Development of the complex processing technology of the dump slag of ferroalloy production. *Stal'*. 2008, no. 6, pp. 90–93. (In Russ.).
- Leont'ev L.I., Rytvin V.M., Gil'varg S.I., Perepelitsyn V.A., Rovnushkin V.A. Processing alumina-bearing ferroalloy slags. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 4, pp. 366–369.
- Zorya V.N., Korovushkin V.V., Permyakov A.A., Volynkina E.P. The research of the mineral composition and crystal structure of iron-containing components of technogenic waste of the metallurgical complex. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 5, pp. 359–366. (In Russ.).
- Das B., Prakash S., Reddy P.S.R., Misra V.N. An overview of utilization of slag and sludge from steel industries. *Resources, Conservation and Recycling*. 2007, vol. 50 (1), pp. 40–57.
- Seregin A.N., Ermolov V.M., Stepanyan A.S., Arsent'ev V.A. Technology and equipment complexes for processing of metallic wastage with releasing of commercial products. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2010, no. 1, pp. 35–40. (In Russ.).
- Ma N., Houser J.B. Recycling of steelmaking slag fines by weak magnetic separation coupled with selective particle size screening. *Journal of Cleaner Production*. 2014, vol. 82, pp. 221–231.
- Chizhevskii V.B., Shavakuleva O.P., Degodya E.Yu., Mudrykh N.A. Deep processing of steel slags. *Stal'*. 2014, no. 4, pp. 124–126. (In Russ.).
- Veselovskii A.A. Recovery of nickel from discarded slag formed during blast roasting at the Yuzhuralnikel Combine. *Metallurgist*. 2015, vol. 59, no. 6, pp. 461–465.
- Shakurov A.G., Zhuravlev V.V., Parshin V.M., Shkol'nik Ya.Sh., Chertov A.D. Processing of liquid steelmaking slags to obtain commercial products. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 2, pp. 166–172.
- Sorokin Yu.V., Demin B.L., Smirnov L.A., Ivanitsa S.I., Gunenkov V.Yu., Voloshin Yu.A. Processing of electrosmelting slag in a ball-packed drum. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 3, pp. 281–284.
- Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Rybenko I.A., Khodosov I.E. Development of the principles of energy efficient processes of metallization using thermodynamic modeling. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 4, pp. 237–244. (In Russ.).

22. Shakurov A.G., Zhuravlev V.V., Parshin V.M., Shkol'nik Y.S., Cher-tov A.D. Processing of liquid steelmaking slags to obtain commer-cial products. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44 (2), pp. 166–172.
 23. Bale C.W., Chartrand P., Degterov S.A., Eriksson G., Hack K., Ben Mahfoud R., Melançon J., Pelton A.D., Petersen S. *FactSage Thermochemical Software and Databases*. Calphad. 2002, vol. 26 (2), pp. 189–228.
 24. Bale C.W., Bélisle E., Chartrand P., Decterov S.A., Eriksson G., Hack K., Jung I.H., Kang Y.B., Melançon J., Pelton A.D., Robe-lin C., Petersen S. *FactSage thermochemical software and data-bases – recent developments*. Calphad. 2009, vol. 33 (2), pp. -311.
 25. Yildirim I.Z., Prezzi M. Chemical, Mineralogical, and Morphologi-cal Properties of Steel Slag. *Advances in Civil Engineering*. 2011, Article ID 463638. 13 p.
 26. Dil'din A.N., Chumanov V.I., Bendera T.A. Recycling of steelma-king slag. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universite-ta. Seriya: Metallurgiya*. 2007, no. 13 (85), pp. 15–16. (In Russ.).
 27. Dil'din A.N., Chumanov V.I., Chumanov I.V., Eremyashev V.E. Solid-phase reduction of waste products from steelmaking. *Metallurgist*. 2012, vol. 56, no. 1-2, pp. 91–96.
- Acknowledgements.** The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation. The unique identi-fier of applied researches is RFMEFI57414X0090.
- Information about the authors:**
- A.N. Dil'din*, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Techni-que and technology of materials production” (andildin@mail.ru)
E.A. Trofimov, Dr. Sci. (Chem.), Professor of the Chair “Technique and technology of materials production” (tea7510@gmail.com)
I.V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of the General Metallurgy (chumanoviv@susu.ac.ru)

Received May 21, 2016

УСКОРЕННАЯ ТРАССИРОВКА ЛУЧЕЙ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЛУЧИСТОГО ТЕПЛООБМЕНА: ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОВТОРЯЕМОСТИ ТРАЕКТОРИЙ ЛУЧЕЙ*

Коптелов Р.П., младший научный сотрудник кафедры автоматики (r-koptelov@mail.ru)
Конашкова А.М., к.т.н., доцент кафедры философии

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

Аннотация. Трассировка лучей используется в расчетах лучистого теплообмена в качестве метода учета экранирования излучения, а также для вычисления угловых коэффициентов излучения. Трассировка лучей на конечно-элементной сетке предполагает вычисление списка пройденных ячеек и пересеченных граней на пути луча. В стандартном методе трассировки лучей для определения следующей ячейки проверяется пересечение луча с каждой из возможных граней текущей ячейки, до которой дошел луч. Предложен метод ускоренной трассировки лучей, основанный на том, что каждый текущий луч проходит по близкой траектории к предыдущему лучу и должен в начале траектории пересекать те же грани и ячейки сетки, которые пересекает и предыдущий луч. Для каждого луча при определении следующей ячейки на его пути сначала проверяется пересечение с гранью, которую пересек предыдущий испущенный луч. Если пересечение найдено, то другие грани не проверяются. Если луч не пересекает выбранную грань сетки, проверяются оставшиеся грани в соответствии со стандартным методом. Предложенный метод протестирован для вычисления геометрических коэффициентов излучения на модели секционной печи с использованием шестигранной сетки. При тестировании применялись как детерминированный, так и случайный способы выбора направлений лучей. Использовалось различное количество лучей, испускаемых с каждой грани сетки, участвующей в теплообмене излучением (стенки печи, поверхности заготовок и ролика). Показана эффективность метода при детерминированном выборе направлений, которая увеличивается с ростом количества лучей. При проведении тестов использовалось от 221 тыс. до 88 млн лучей. Показано, что во многих случаях (от 19,6 до 71,4 %) достаточно проверить пересечение луча лишь с одной из пяти граней ячейки, и первая проверенная грань имеет пересечение с лучом. Предложенный метод не оказывает влияния на точность результатов и дает выигрыш в скорости до 30 %.

Ключевые слова: теплообмен излучением, трассировка лучей, экранирование излучения, угловые коэффициенты, сетка, секционная печь, метод Монте-Карло.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-13-18

При использовании упрощенных моделей технических систем, таких как металлургические печи и другие высокотемпературные агрегаты, часто допускается, что излучение беспрепятственно проходит от одной зоны к другой, от излучающей поверхности или объема газа к поглощающей. В реальности большинство систем имеет сложную геометрию, в которой излучение экранируется, блокируется имеющимися в системе препятствиями: заготовками, стенками самой печи. Наличие неучтенных препятствий на пути излучения может привести к существенным погрешностям при определении тепловых потоков, температур или угловых коэффициентов излучения. В частности, две площадки, участвующие в теплообмене, могут частично или полностью «не видеть» друг друга, что необходимо учитывать при расчетах.

Трассировка лучей является, во-первых, методом учета экранирования излучения, и, во-вторых, методом расчета угловых коэффициентов излучения [1]. Существует множество методов расчета угловых коэффициентов излучения [2 – 8], в том числе аналитичес-

кое решение [9], однако в случае с наличием препятствий на пути излучения неотъемлемой частью расчетов является трассировка лучей.

Геометрический угловой коэффициент F_{12} характеризуется долей лучей, испущенных с поверхности 1 и попавших на поверхность 2:

$$F_{12} = \frac{\sum_{i=1}^N \delta w_i}{\sum_{i=1}^N w_i}, \quad (1)$$

где N – количество испущенных лучей; w_i – вес i -го луча, который определяется методом испускания (выбора направлений) лучей; $\delta = 1$, если испущенный луч попадает на поверхность 2 и $\delta = 0$, если луч попадает на другую поверхность. Наиболее часто приводится формула для случая равных весов [10]:

$$F_{12} = \frac{N_{\delta}}{N}, \quad (2)$$

где N_{δ} – количество лучей, пересекающих площадку 2.

* Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект №14-08-31080.

Наибольшее развитие трассировка лучей получила в области компьютерной графики [11, 12]. Разработаны методы трассировки лучей на различных типах структурированных и неструктурированных сеток [13 – 17]. В данной работе за основу взят следующий стандартный метод трассировки лучей на конечно-элементной сетке, наиболее известный в области лучистого теплообмена [18].

1. Трассировка начинается с выбора точки испускания луча и грани сетки, которой принадлежит эта точка. Для трассировки используется вся заранее вычисленная и хранимая информация о соответствии между гранями и ячейками сетки.

2. Определяется смежная с гранью ячейка, через которую проходит луч.

3. Определяются остальные грани, принадлежащие данной ячейке.

4. Проверяется пересечение луча с каждой гранью, с которой пересечение возможно до тех пор, пока не будет определена грань, которую пересекает луч. Использовался алгоритм, описанный в работах [19, 20], однако может использоваться и другой алгоритм, например разбиение четырехугольной грани на два треугольника и пересечение луча с треугольниками. В используемом алгоритме сначала вычисляется точка пересечения луча с плоскостью грани. Затем проверяется, находится ли точка пересечения внутри четырехугольника [19], ограничивающего данную грань, при этом четырехугольник представляется в виде пересечения четырех полуплоскостей. Если точка принадлежит всем четырем полуплоскостям (находится по одну и ту же сторону от всех четырех отрезков, упорядоченных по часовой или против часовой стрелки), то она принадлежит четырехугольнику [20] (рис. 1).

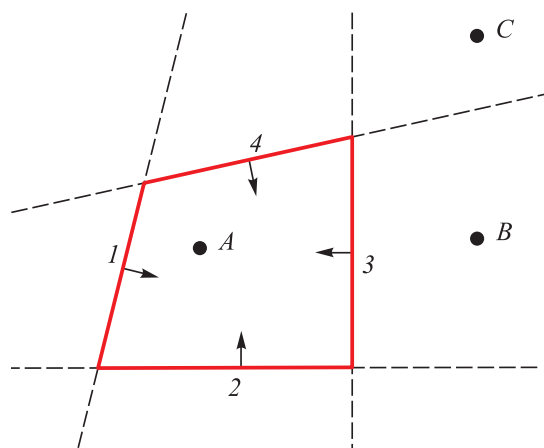


Рис. 1. Проверка принадлежности точки четырехугольнику: точка A принадлежит всем полуплоскостям; точка B – всем, кроме третьей полуплоскости; точка C – только первой и второй полуплоскости

Fig. 1. Point in quadrilateral test: point A belongs to all halfplanes, point B belongs to all halfplanes except 4th; point C belongs to halfplanes 1 and 2

5. Если пересекаемая лучом грань является границей твердой поверхности (стенкой печи или заготовки) или границей сетки, то луч поглощается ей или отражается – в зависимости от граничных условий. При поглощении луча дальнейшая его трассировка не требуется.

6. Если пересекаемая лучом грань не является границей твердой поверхности, то по номеру грани определяется номер следующей ячейки на пути луча.

7. Шаги 3 – 6 повторяются до тех пор, пока луч не достигнет границы твердой поверхности или границы сетки.

Использование повторяемости траекторий лучей

В данной работе лучи испускаются из центра каждой излучающей поверхности, включая стенки печи и заготовок. Используются две схемы испускания лучей: детерминированный выбор направлений и метод Монте-Карло. Лучи испускаются по направлению к некоторым заданным точкам на поверхности полусферы. В качестве направлений выбираются направляющие косинусы данной точки на поверхности полусферы (рис. 2). При детерминированном выборе направлений

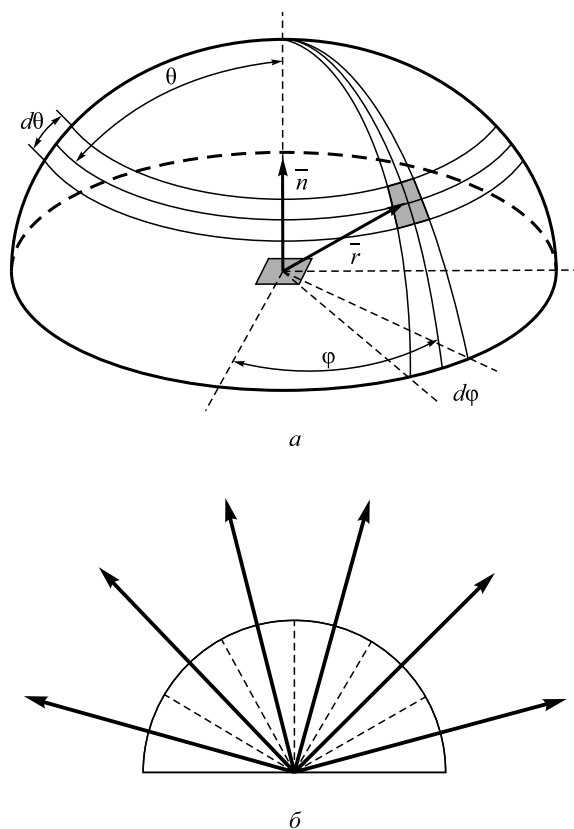


Рис. 2. Выбор направления испускания лучей: a – разбиение угловых интервалов на полусфере ($\vec{n}$ – нормаль к излучающей поверхности, $\vec{r}$ – вектор направления луча); b – иллюстрация равных угловых интервалов

Fig. 2. Choosing ray directions: a – subdivision of hemisphere into angular intervals; b – equal angular intervals; $\vec{n}$ – normal vector to emitting surface, $\vec{r}$ – ray direction

интервалы 180° двух углов θ и φ делятся на равные подынтервалы $d\theta$ и $d\varphi$, лучи направляются в центры этих подынтервалов. В методе Монте-Карло значения углов θ и φ выбираются случайным образом.

Предлагаемый метод ускоренной трассировки лучей применим при детерминированном выборе направлений и основан на том, что каждый текущий луч проходит по близкой траектории к предыдущему лучу, и, возможно, в начале траектории пересекает те же грани и ячейки сетки, которые пересекает и предыдущий луч (рис. 3).

Здесь траектория луча состоит из списка последовательно пересеченных граней и списка последовательно пройденных ячеек. Список граней и ячеек сохраняется для предыдущего луча. Хранить список граней и ячеек для всех предшествующих лучей не нужно, так как траектория текущего луча сравнивается только с траекторией одного предыдущего луча. На рис. 3 изображены лучи R_1 и R_2 , пересекающие в начале пути одни и те же грани и ячейки. После трассировки луча R_1 сохраняется список граней $F_1, F_2, F_3, F_4, F_6, F_8$ и ячеек C_1, C_2, C_3, C_4, C_6 . Когда начинается процесс трассировки луча R_2 , он может пересечь грани F_2 или F_{11} . В стандартном методе трассировки лучей используется какой-либо порядок проверки граней, например, сначала проверяется (в трехмерном случае) верхняя грань, затем нижняя и т. д.

Основная идея предлагаемого метода состоит в том, чтобы сначала проверить пересечение луча с той гранью, которую пересек предыдущий луч (здесь F_2 вместо F_{11}). Если текущий луч пересекает ту же грань, которую пересек предыдущий луч, остальные грани

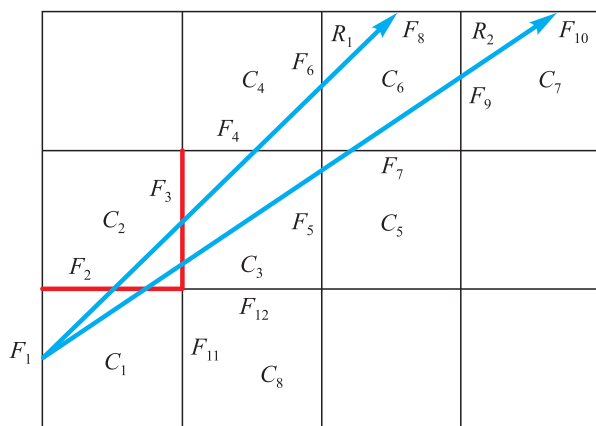


Рис. 3. Два луча, пересекающие в начале пути одни и те же грани и ячейки (оба луча пересекают ячейки C_1, C_2, C_3 и грани F_2, F_3 в одной и той же последовательности):

R_1, R_2 – номера лучей; $F_1 - F_{12}$ – номера граней; $C_1 - C_8$ – номера ячеек; жирные линии – грани, пересекаемые обоими лучами

Fig. 3. Two rays intersect the same faces and cells in the beginning of their tracks: both rays intersect cells C_1, C_2, C_3 and faces F_2, F_3 with the same sequence:

R_1, R_2 – ray numbers; $F_1 - F_{12}$ – face numbers; $C_1 - C_8$ – cell numbers. Faces intersected by both rays are marked bold

текущей ячейки можно не проверять. Определяется следующая по ходу луча ячейка и процесс повторяется. Если текущий луч пересек другую грань, то это означает, что траектория текущего луча отошла достаточно далеко от траектории предыдущего луча и дальнейшая трассировка текущего луча продолжается по стандартному алгоритму. Однако в любом случае следующий луч будет трассироваться на основе траектории текущего луча.

Схема и результаты численного эксперимента

Предложенный метод трассировки лучей проверен на модели секционной печи, представленной на рис. 4. Используется упрощенная модель: цилиндрические заготовки и ролик заменены на параллелепипеды.

Сведения о модели

Количество узлов сетки по осям x, y, z : $23 \times 15 \times 14$

Количество поверхностных элементов сетки по осям x, y, z : $22 \times 14 \times 13$

Всего узлов: 5760

Всего объемных элементов (ячеек) сетки: 4004

Всего поверхностей, участвующих в теплообмене излучением (стенки печи, поверхности заготовок и ролика): 2216

Угловых коэффициентов: $2216^2 = 4,9 \cdot 10^6$

Угловых коэффициентов, которые нужно рассчитывать (с учетом правила взаимности и условия выпуклости всех поверхностей): $2,45 \cdot 10^6$.

Результаты сравнения скорости работы двух методов: предложенного метода, использующего повторяемость траекторий лучей, и стандартного метода приведены в таблице. Всего было трассировано от 221 тыс. до 88 млн лучей. Лучи испускались из центров излучающих площадок. Тесты проводились на компьютере Intel Pentium II 1,83 ГГц. Здесь процент угадываний пересеканной грани – сколько раз потребовалось проверять только одну грань ячейки (в % от общего числа проверок).

При использовании метода Монте-Карло направления испускания лучей выбираются случайным образом и поэтому каждый луч идет по существенно отличной траектории от предыдущего луча. Независимо от количества испускаемых лучей достигнут низкий процент угадываний (3,3 – 3,9 %), при этом сам предлагаемый метод сложнее, чем стандартный метод трассировки лучей. Поэтому при случайном выборе направлений метод с использованием повторяемости траекторий лучей требует даже больше времени, чем стандартный метод на 2,8 – 6,4 %.

При детерминированном выборе направлений процент угадываний пересеканной грани увеличивается с ростом числа испускаемых лучей от 19,6 % при испускании 100 лучей с каждой поверхности до 71,4 % при испускании 40 тыс. лучей с каждой поверхности. В последнем случае выигрыш по времени составляет 30,3 %.

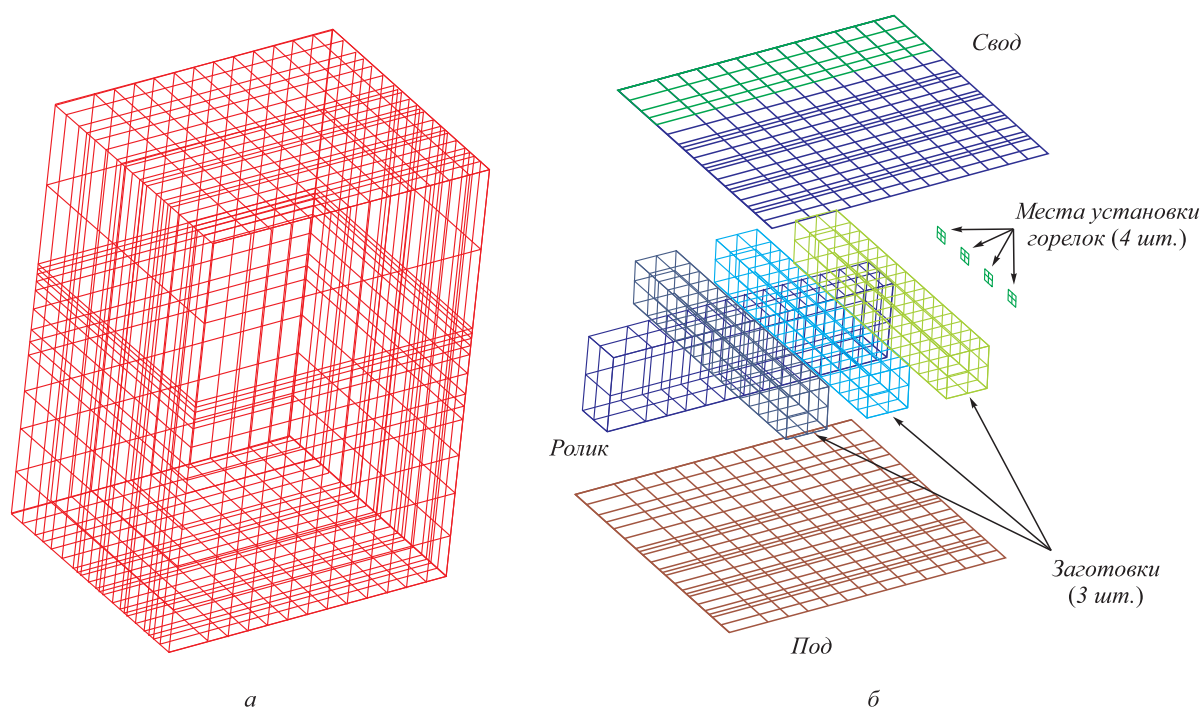


Рис. 4. Модель секционной печи шаропрокатного цеха:
а – общий вид сетки; б – конструкция (показаны заготовки, ролик и места установки горелок)

Fig. 4. Sectional furnace model:
а – general mesh view, б – construction (bills, roll and burner slots are shown)

Время вычисления угловых коэффициентов излучения с помощью трассировки лучей

Time of view factors calculation using ray tracing

Количество лучей из каждой излучающей поверхности	Детерминированный выбор направлений			Случайный выбор направлений		
	угадываний, %	стандартный метод, с	предложенный метод, с (уменьшение времени от стандартного метода, %)	угадываний, %	стандартный метод, с	предложенный метод, с (уменьшение времени от стандартного метода, %)
100	19,6	1,632	1,629 (–0,2 %)	3,3	1,958	2,083 (+6,4 %)
900	36,5	13,590	12,300 (–9,5 %)	3,9	16,89	17,36 (+2,8 %)
10 000	58,2	133,73	103,17 (–22,9 %)	3,9	170,34	177,94 (+4,5 %)
40 000	71,4	527,3	367,39 (–30,3 %)	3,9	675,56	707,56 (+4,7 %)

Выводы. Предложен метод ускоренной трассировки лучей, основанный на том, что каждый текущий луч проходит по близкой траектории к предыдущему лучу, и, возможно, в начале траектории пересекает те же грани и ячейки сетки, которые пересекает и предыдущий луч. Для каждого луча при определении следующей ячейки на его пути сначала проверяется пересечение с гранью, которую пересек предыдущий испущенный луч. Если пересечение найдено, то другие грани не проверяются. Оставшиеся грани проверяются иначе, как в стандарт-

ном методе трассировки лучей. Предложенный метод протестирован на модели секционной печи и показал свою эффективность при использовании совместно с детерминированным выбором направлений испускания лучей (достигнут выигрыш в скорости 30,3 %). При этом метод не оказывает влияния на точность вычислений, так как заключается в том, что меняется только порядок проверки пересекаемых граней, но не количество лучей или их траектории. Предложенный метод может применяться и для моделей с тетраэдральной сеткой, а

также в системах с непрозрачной средой и при испускании лучей из объемных зон.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Маликов Г.К., Лисиенко В.Г., Коптелов Р.П. Методы трассировки лучей для определения угловых коэффициентов излучения в промышленных сложных геометриях // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 7. С. 53 – 59.
2. Emery A.F., Johansson O., Lobo M., Abrous A. A comparative study of methods for computing the diffuse radiation view factors for complex structures // ASME journal of heat transfer. 1991. No. 113. P. 413 – 422.
3. Walton G.N. Calculation of obstructed view factors by adaptive integration. Washington: National institute of standards and technology – NISTIR 6925, 2002. – 20 p.
4. Modest M.F. Radiative heat transfer. – New York: Academic press, 2003. – 822 p.
5. Hottel H.C., Sarofim A.F. Radiative Transfer. – New York: McGraw-Hill, 1967. – 410 p.
6. Mitalas G.P., Slephenson D.G. Fortran IV programs to calculate radiant interchange factors. NRC of Canada, Ottawa, DBR-25. 1966. – 30 p.
7. DiLaura D.L. New procedures for calculating diffuse and non-diffuse radiative exchange form factors. Proc. 33-rd. National heat transfer conf. Albuquerque. 1999. P. 99 – 107.
8. Cohen M.F., Greenberg D.P. Aradiosity solution for complex environments // ACM SIGGRAPH. 1985. No. 19(3). P. 31 – 40.
9. Schroder P., Hanrahan P. A closed form expression for the form factor between two polygons. Department of computer science, Princeton university, technical report CS-404-93. 1993. – 12 p.
10. Naeimi H., Kowsary F. Simplex ray-object intersection algorithm as ray tracer for Monte Carlo simulations in radiative heat transfer analysis // International Communications in Heat and Mass Transfer. 2011. Vol. 38. P. 99 – 107.
11. Graphics Gems II. Arvo J. ed. New York: Academic Press, 1991. – 473 p.
12. Wald I., Mark W.R., Gunther J. etc. State of the art in ray tracing animated scenes // Computer graphics forum. 2009. Vol. 28 No. 6. P. 1691 – 1722.
13. Cosenza B. A survey on exploiting grids for ray tracing // Eurographics Italian Chapter Conference. 2008.
14. Marmitt G., Slusallek P. Fast ray traversal of tetrahedral and hexahedral meshes for direct volume rendering // Eurographics IEEE-VGTC Symposium on Rendering, 2006.
15. Favre J., Lohner R. Ray tracing with a space-filling finite element mesh // International journal for numerical methods in engineering. 1994. Vol. 37. P. 3571 – 3580.
16. Lagae A., Dutre P. Accelerating ray tracing using constrained tetrahedralizations // Eurographics Symposium on Rendering. 2008. Vol. 27. No. 4. P. 1303 – 1312.
17. Marmitt G., Slusallek P. Fast ray traversal of unstructured volume data using Plucker tests. Computer Graphics Lab, Saarland University. Technical report. 2005. – 8 p.
18. Mazumder S. Methods to accelerate ray tracing in the Monte Carlo method for surface-to-surface radiation transport // Trans. ASME. J. Heat Transfer. 2009. Vol. 128 No. 9. P. 945 – 952.
19. Badouel D. An efficient ray-polygon intersection / Graphics Gems I. – New York: Academic Press, 1990. P. 390 – 393.
20. Haines E. Point in Polygon Strategies / Graphics Gems IV. – New York: Academic Press, 1995. P. 24 – 46.

Поступила 13 мая 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 1, pp. 13–18.

ACCELERATED RAY TRACING FOR RADIATIVE HEAT TRANSFER MODELING: USING REPETITION OF RAY TRACKS

R.P. Koptelov, A.M. Konashkova

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

Keywords: radiative heat transfer, ray tracing, ray obstruction, view factors, mesh, sectional furnace, Monte-Carlo method.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-13-18

REFERENCES

- Abstract.** Ray tracing is used in radiative heat transfer calculations for utilizing presence ray obstructions and for view factors calculation. Ray tracing with finite-element mesh supposes determination of traversed cells and intersected faces along the ray. In standard ray tracing next cell is determined by searching cell's intersected face among several cell faces. A new accelerated method of ray tracing is proposed. The method is based on assumption that track of each current ray is close to track of previous ray and current ray may intersect the same faces and cells as previous ray does. For current ray and current cell the face is firstly checked for intersection which was intersected by previous ray. If ray intersects that face, other faces are not checked. If ray doesn't intersect checked face, remain faces are checked like with standard method. Proposed method was tested for view factors calculation with model of sectional furnace with hexahedral mesh. Both deterministic and Monte-Carlo methods were used for choosing ray directions. Various numbers of rays were tested to emit from each mesh face that involves in radiative heat transfer (furnace bounds, surface of billets and roll). The method gives acceleration if ray directions are chosen deterministically, and the acceleration increases as number of rays increases. It is shown that in many cases (from 19.6 % to 71.4 %) it is enough to check intersection with only one of five faces, and first checked face is intersected by checked ray. The method doesn't affect the accuracy and gives up to 30 % of acceleration.
1. Malikov G.K., Lisienko V.G., Koptelov R.P. Azimuth beams tracing methods for slope emissivity determination at conditions of industrial complex geometries. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2010, no. 7, pp. 53–59. (In Russ.).
 2. Emery A.F., Johansson O., Lobo M., Abrous A. A comparative study of methods for computing the diffuse radiation view factors for complex structures. *ASME Journal of Heat Transfer*, 1991, no. 113, pp. 413–422.
 3. Walton G.N. *Calculation of obstructed view factors by adaptive integration*. Washington: National institute of standards and technology – NISTIR 6925, 2002, 20 p.
 4. Modest M.F. *Radiative heat transfer*. New York: Academic press, 2003, 822 p.
 5. Hottel H.C., Sarofim A.F. *Radiative Transfer*. New York: McGraw-Hill, 1967, 410 p.
 6. Mitalas G.P., Slephenson D.G. *Fortran IV programs to calculate radiant interchange factors*. NRC of Canada, Ottawa, DBR-25. 1966, 30 p.
 7. DiLaura D.L. New procedures for calculating diffuse and non-diffuse radiative exchange form factors. *Proc. 33-rd. National heat transfer conf. Albuquerque*. 1999, pp. 99–107.
 8. Cohen M.F., Greenberg D.P. A radiosity solution for complex environments. *ACM SIGGRAPH*. 1985, no. 19(3), pp. 31–40.

9. Schroder P., Hanrahan P. *A closed form expression for the form factor between two polygons*. Department of computer science, Princeton university, technical report CS-404-93. 1993, 12 p.
 10. Naeimi H., Kowsary F. Simplex ray-object intersection algorithm as ray tracer for Monte Carlo simulations in radiative heat transfer analysis. *International Communications in Heat and Mass Transfer*. 2011, vol. 38, pp. 99–107.
 11. *Graphics Gems II*. Arvo J. ed. New York: Academic Press, 1991, 473 p.
 12. Wald I., Mark W.R., Gunther J., Boulos S., Ize T. etc. State of the art in ray tracing animated scenes. *Computer graphics forum*. 2009, vol. 28, no. 6, pp. 1691–1722.
 13. Cosenza B. A survey on exploiting grids for ray tracing. *Eurographics Italian Chapter Conference*, 2008.
 14. Marmitt G., Slusallek P. Fast ray traversal of tetrahedral and hexahedral meshes for direct volume rendering. *Eurographics IEEE-VGTC Symposium on Rendering*, 2006.
 15. Favre J., Lohner R. Ray tracing with a space-filling finite element mesh. *International journal for numerical methods in engineering*. 1994, vol. 37, pp. 3571–3580.
 16. Lagae A., Dutre P. Accelerating ray tracing using constrained tetrahedralizations. *Eurographics Symposium on Rendering*. 2008, vol. 27, no. 4, pp. 1303–1312.
 17. Marmitt G., Slusallek P. *Fast ray traversal of unstructured volume data using Plucker tests*. Computer Graphics Lab, Saarland University. Technical report. 2005, 8 p.
 18. Mazumder S. Methods to accelerate ray tracing in the Monte Carlo method for surface-to-surface radiation transport. *Trans. ASME. J. Heat Transfer*. 2009, vol. 128, no. 9, pp. 945–952.
 19. Badouel D. An efficient ray-polygon intersection. In: *Graphics Gems I*. New York: Academic Press, 1990, pp. 390–393.
 20. Haines E. Point in polygon strategies. In: *Graphics Gems IV*. New York: Academic Press, 1995, pp. 24–46.
- Acknowledgements.** The work was supported by the Russian Foundation for Basic Research, the project no.14-08-31080.
- Information about the authors:**
- R.P. Koptelov**, Junior Researcher of the Chair “Automatics” (r-koptelov@mail.ru)
- A.M. Konashkova**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Philosophy

Received May 13, 2015

УДК 669.162.263

К МАТЕМАТИЧЕСКОМУ МОДЕЛИРОВАНИЮ СЛОЕВЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ И АГРЕГАТОВ. СООБЩЕНИЕ 2

Швыдкий В.С., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»

Фатхутдинов А.Р., аспирант кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»

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

Девярых Т.О., аспирант кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»

Спиринов Н.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Теплофизика и информатика в металлургии»

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

Аннотация. Сформулирована задача движения газов и распределения температур в доменной печи. В силу существенной нелинейности полученных в сообщении 1 дифференциальных уравнений газомеханики и теплообмена задача решена в предположении осесимметричного течения в переменных «завихренность – функция тока». Граничные условия задачи предполагают расчет завихренности и температур на стенках печи, на уровне засыпи и на лещади. При выполнении расчетов учитываются зависимость теплофизических свойств теплоносителей от давления и температуры. Рассмотрены параметры течения потока газов (дутья и газов в фурменном очаге) как для ламинарного режима течения, так и для турбулентного режима. Определяющие уравнения переформулированной математической модели решены численно с использованием метода последовательной верхней релаксации. Также с использованием ранее разработанной на кафедре математической модели решена задача определения теплофизических параметров газов в фурменном очаге доменной печи.

Ключевые слова: доменная печь, завихренность, функция тока, режим течения, газораспределение, фурменный очаг, осесимметричное течение, зона адгезии, порозность слоя.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-19-23

В силу существенной нелинейности сформулированной в сообщении 1 математической модели ее реализацию можно выполнить только численно. При этом для обеспечения наглядности решения и выполнения над ним контроля в практическом плане более эффективно применять не исходные уравнения движения, а более удобные и наглядные упрощенные выражения, учитывающие особенности движения газа в слое для данного агрегата. В случае плоского или осесимметричного (двумерного) течения наиболее удобно использовать функцию тока ψ [1–4], вводимую соотношениями

$$\rho \varepsilon_{\pi} u = \frac{\partial \psi}{\partial y}; \quad \rho \varepsilon_{\pi} v = -\frac{\partial \psi}{\partial x}, \quad (1)$$

где ρ – плотность; ψ – векторный потенциал скорости; x, y – координаты точки в печи, и представляющую собой массовый расход газа. Сама скорость потока устанавливается из определения вихря на основе векторного потенциала скорости ψ соотношением $\rho \varepsilon_{\pi} v = \text{rot } \psi$ (детали использования такого подхода представлены в работе [3]). При этом для повышения эффективности численного метода целесообразно так преобразовать

уравнения газодинамики и теплообмена, чтобы они включали завихренность потока $\omega = \text{rot } v$.

Для возможности обобщения результатов введем безразмерные координаты

$$\tilde{x} = x/R, \quad \tilde{z} = z/R \quad (2)$$

и скорости

$$\tilde{v}_x = v_x/v_0; \quad \tilde{v}_z = v_z/v_0, \quad (3)$$

где R – радиус печи; $v_0 = Q_v/R$ – средняя расходная скорость (скорость на пустую шахту); Q_v – расход дутья. Здесь координата по высоте печи обозначена через z , чтобы в дальнейшем иметь возможность перехода к трехмерным задачам. Учитывая, что для двумерной задачи завихренность потока $\omega = \text{rot } v$ представляет собой скаляр $\tilde{\omega} = \frac{\partial \tilde{v}_x}{\partial \tilde{z}} - \frac{\partial \tilde{v}_z}{\partial \tilde{x}}$, из уравнения неразрывности исходной модели (5) (см. сообщение 1) получаем первое уравнение:

$$\frac{\partial^2 \tilde{\psi}}{\partial \tilde{x}^2} + \frac{\partial^2 \tilde{\psi}}{\partial \tilde{z}^2} = \tilde{\omega}, \quad (4)$$

$$\text{где } \tilde{\omega} = \frac{\omega R}{v_0} = \frac{\omega R^2}{Q_v}.$$

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

Уравнение (4) содержит две неизвестные функции, следовательно, для решения задачи необходимо еще одно соотношение, а именно уравнение движения (12) исходной модели (см. сообщение 1), которое после несложных преобразований можно записать в форме уравнения Громеки–Лэмба [4 – 7], дополненной силами сопротивления:

$$\frac{\partial}{\partial \tilde{x}} \left(\tilde{\omega} \frac{\partial \tilde{\psi}}{\partial \tilde{z}} \right) - \frac{\partial}{\partial \tilde{z}} \left(\tilde{\omega} \frac{\partial \tilde{\psi}}{\partial \tilde{x}} \right) + M(\tilde{q}) \tilde{\omega} = -1,75 \left(\frac{\partial \tilde{\psi}}{\partial \tilde{x}} \frac{\partial \tilde{q}}{\partial \tilde{x}} + \frac{\partial \tilde{\psi}}{\partial \tilde{z}} \frac{\partial \tilde{q}}{\partial \tilde{z}} \right), \quad (5)$$

где $M(q) = A_1 + A_2 q$, $M(q)$ – модуль скорости газа, A_1 и A_2 – коэффициенты в формуле Эргана.

Система дифференциальных уравнений (4), (5) описывает вихревое движение газа в слоевой установке любого профиля. Поэтому конкретизируем задачу и выберем профиль печи, представленный на рис. 1 (типичный двумерный профиль шахтной печи).

Для схемы рис. 1 граничные условия по $\tilde{\psi}$ запишутся следующим образом:

$$\tilde{\psi} = 0 \text{ при } \begin{cases} \tilde{x} = 0, 0 \leq \tilde{z} \leq H \\ 0 \leq \tilde{x} \leq \tilde{x}_{\max}, \tilde{z} = 0 \\ \tilde{x} = \tilde{x}_{\max}, 0 \leq \tilde{z} \leq \tilde{L} - \tilde{r}_{\phi}; \end{cases} \quad (6)$$

$$\tilde{\psi} = 1 \text{ при } \tilde{x} = \tilde{x}_{\max}, \tilde{L} + \tilde{r}_{\phi} \leq \tilde{z} \leq H, \quad (7)$$

где L – высота оси фурмы; r_{ϕ} – радиус фурмы; H – высота печи;

$$\frac{\partial \tilde{\psi}}{\partial \tilde{z}} = 0 \text{ при } 0 \leq \tilde{x} \leq \tilde{x}_{\max}, \tilde{z} = H. \quad (8)$$

Значение $\tilde{\psi}$ на срезе фурмы, т. е. при $\tilde{x} = \tilde{x}_{\max}$, $\tilde{L} - \tilde{r}_{\phi} \leq \tilde{z} \leq L + \tilde{r}_{\phi}$ определяется режимом движения дутья в фурме. Для ламинарного режима профиль скорости описывается квадратичной параболой, причем отношение средней скорости к максимальной равно 0,5. Для условий рис. 1

$$\tilde{v}_x = -\frac{3}{4} \tilde{r}_{\phi}^3 \left[\tilde{L}^2 - \tilde{r}_{\phi}^2 - \tilde{z}(2\tilde{L} - \tilde{z}) \right].$$

Поскольку $\tilde{v}_x = \partial \tilde{\psi} / \partial \tilde{z}$, то, учитывая, что ниже фурмы $\tilde{\psi} = 0$, после интегрирования при $\tilde{x} = \tilde{x}_{\max}$, $\tilde{L} - \tilde{r}_{\phi} \leq \tilde{z} \leq L + \tilde{r}_{\phi}$ находим

$$\tilde{\psi} = 0,75 \tilde{r}_{\phi}^3 \left[(\tilde{L} + 2\tilde{r}_{\phi})(\tilde{L} - \tilde{r}_{\phi})^2 - (\tilde{L}^2 - \tilde{r}_{\phi}^2)\tilde{z} + \tilde{L}\tilde{z}^2 - \frac{1}{3}\tilde{z}^3 \right],$$

т.е. профиль $\tilde{\psi}$ на фурме представляет собой кубическую параболу.

При турбулентном течении газа в трубе лучше всего согласуется с опытными данными по всему турбулентному ядру течения вплоть до оси трубы следующее уравнение [8]:

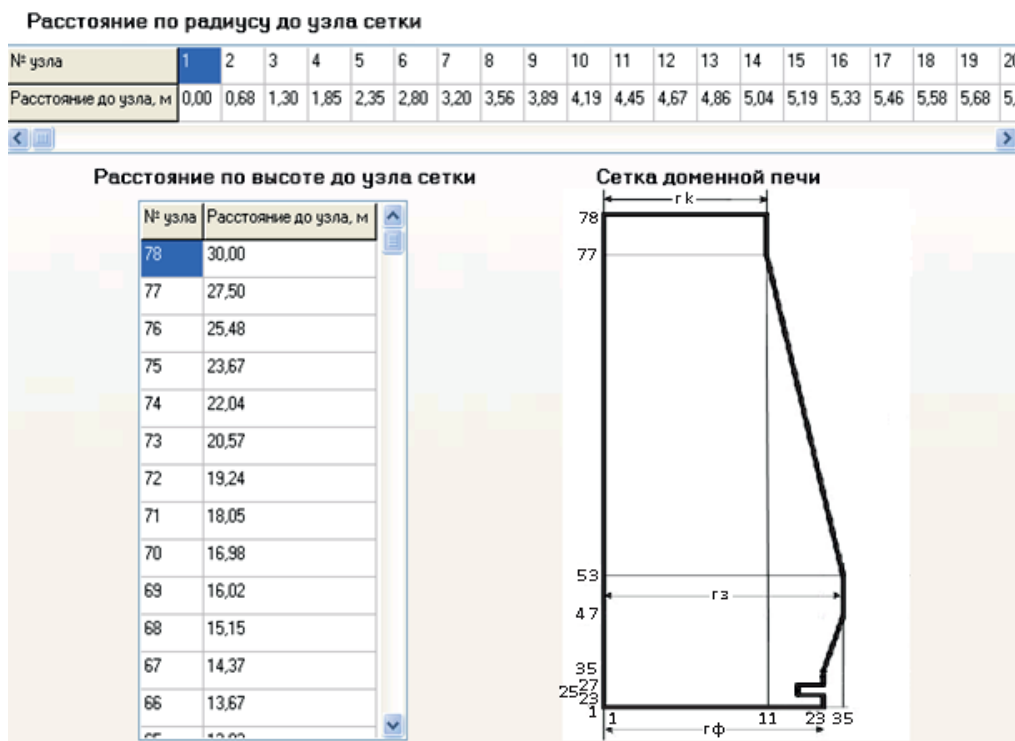


Рис. 1. Профиль шахтной печи и координаты узлов конечно-разностной сетки

Fig. 1. Profile of the shaft furnace and the coordinates of the finite-difference grid

$$\tilde{v}_x = 0,2 \frac{\tilde{d}_\phi}{\text{Re}^{1/8}} \left\{ 5,5 + 2,5 \ln \left[0,2 \text{Re}^{7/8} \frac{\tilde{z} - \tilde{L} + \frac{\tilde{d}_\phi}{2}}{\tilde{d}_\phi} \times \frac{1,5 \left(1 + \frac{\tilde{L} - \tilde{z}}{\tilde{r}_\phi} \right)}{1 + 2 \left(\frac{\tilde{L} - \tilde{z}}{\tilde{r}_\phi} \right)} \right] \right\}. \quad (9)$$

Здесь $\tilde{d}_\phi = 2\tilde{r}_\phi$. Тогда при $\tilde{x} = \tilde{x}_{\max}$, $\tilde{L} - \tilde{r}_\phi \leq \tilde{z} \leq \tilde{L} + \tilde{r}_\phi$ получим

$$\tilde{\Psi} = \int_{\tilde{L}-\tilde{r}_\phi}^{\tilde{L}+\tilde{r}_\phi} \tilde{v}_x(\tilde{x}_{\max}, \tilde{z}) d\tilde{z}.$$

В пределах ламинарного подслоя справедливы соотношения:

$$\begin{aligned} - \text{при } \tilde{z} < \tilde{L} - \tilde{r}_\phi + \frac{\tilde{d}_\phi}{0,04 \text{Re}^{7/8}} \quad \tilde{v}_x &= 0,04 \text{Re}^{3/4} \left(\frac{\tilde{z} - \tilde{L} + \tilde{r}_\phi}{\tilde{d}_\phi^2} \right); \\ - \text{при } \tilde{z} > \tilde{L} - \tilde{r}_\phi - \frac{\tilde{d}_\phi}{0,04 \text{Re}^{7/8}} \quad \tilde{v}_x &= 0,04 \text{Re}^{3/4} \left(\frac{\tilde{L} + \tilde{r}_\phi - \tilde{z}}{\tilde{d}_\phi^2} \right). \end{aligned}$$

Перейдем к граничным условиям по завихренности $\tilde{\omega}$. При $\tilde{x} = \tilde{x}_{\max}$ и $\tilde{L} - \tilde{r}_\phi \leq \tilde{z} \leq \tilde{L} + \tilde{r}_\phi$, т. е. на срезе фурмы $\tilde{v}_z = \frac{\partial \tilde{v}_z}{\partial \tilde{x}} = 0$ и $\tilde{\omega} = \frac{\partial \tilde{v}_x}{\partial \tilde{z}}$. Для ламинарного режима $\tilde{\omega} = 1,25 \left(\frac{\tilde{L} - \tilde{z}}{\tilde{r}_\phi^3} \right)$.

При турбулентном режиме на нижней стенке фурмы $\tilde{\omega} = 0,04 \frac{\text{Re}^{3/4}}{\tilde{d}_\phi^2}$, а на верхней $\tilde{\omega} = -0,04 \frac{\text{Re}^{3/4}}{\tilde{d}_\phi^2}$. Для ядра потока завихренность находится путем дифференцирования уравнения (9) по $\tilde{z}$:

$$\tilde{\omega} = \frac{\partial \tilde{v}_x}{\partial \tilde{z}} = 2,24 \frac{(\tilde{L} - \tilde{z})\tilde{r}_\phi}{\text{Re}^{1/8} \left[\tilde{r}_\phi^2 - (\tilde{L} - \tilde{z})^2 \right] \left[\tilde{r}_\phi^2 + 2(\tilde{L} - \tilde{z})^2 \right]}.$$

На оси печи при $\tilde{x} = 0$ и $0 \leq \tilde{z} \leq \tilde{H}$, $\tilde{v}_x = \partial \tilde{v}_x / \partial \tilde{z} = 0$, т. е. $\tilde{\omega} = -\partial \tilde{v}_z / \partial \tilde{x}$. Однако здесь рассматривается симметричная задача, а в этом случае симметричен и профиль вертикального компонента скорости. Но тогда $\partial \tilde{v}_z / \partial \tilde{x} = 0$ и $\tilde{\omega}(0, \tilde{z}) = 0$.

Выражение (9) с учетом уравнения неразрывности $\frac{\partial \tilde{v}_x}{\partial \tilde{x}} + \frac{\partial \tilde{v}_z}{\partial \tilde{z}} = 0$ можно представить в виде

$$\tilde{v}_x \frac{\partial \tilde{\omega}}{\partial \tilde{x}} + \tilde{v}_z \frac{\partial \tilde{\omega}}{\partial \tilde{z}} + (A_1 + A_2 \tilde{q}) \tilde{\omega} = A_2 \left(\tilde{v}_z \frac{\partial \tilde{q}}{\partial \tilde{x}} - \tilde{v}_x \frac{\partial \tilde{q}}{\partial \tilde{z}} \right).$$

На стенке печи при $\tilde{x} = \tilde{x}_{\max}$ и $0 \leq \tilde{z} \leq \tilde{L} - \tilde{r}_\phi$ или $\tilde{L} + \tilde{r}_\phi \leq \tilde{z} \leq \tilde{H}$, $\tilde{v}_x = 0$ и $\tilde{q} = |\tilde{v}_z|$. Отсюда

$$\tilde{v}_z \frac{\partial \tilde{\omega}}{\partial \tilde{z}} + (A_1 + A_2 |\tilde{v}_z|) \tilde{\omega} = A_2 \tilde{v}_z \frac{\partial |\tilde{v}_z|}{\partial \tilde{z}}. \quad (10)$$

Располагая значениями $\tilde{\omega}$ на срезе фурмы, решая уравнение (10) можно определить завихренность вдоль стенки печи вверх от фурмы до уровня засыпи и вниз от фурмы до днища. На днище при $\tilde{z} = 0$ и $0 \leq \tilde{x} \leq \tilde{x}_{\max}$, $\tilde{v}_z = 0$ и $\tilde{q} = |\tilde{v}_x|$. Тогда

$$\tilde{v}_x \frac{\partial \tilde{\omega}}{\partial \tilde{x}} + (A_1 + A_2 |\tilde{v}_x|) \tilde{\omega} = -A_2 \tilde{v}_x \frac{\partial |\tilde{v}_x|}{\partial \tilde{x}}. \quad (11)$$

На уровне засыпи также справедливо соотношение (11).

Конечноразностная аппроксимация вышеприведенных уравнений в переменных «завихренность – функция тока» составляет численную модель вихревого движения газового потока в слое кускового материала. Практика вычислений показала, что наиболее рационально решать уравнения этой модели методом последовательной верхней релаксации [1 – 5, 9 – 12].

Для условий работы доменной печи высотой (по слою) 30 м с распаром диаметром 6,55 м была разработана информационно-моделирующая система газодинамики доменного процесса. Система включала решение задачи неизоэнтальпического вихревого течения в доменной печи при заданном поле порозности с учетом зоны когезии и задачу газодинамики фурменного очага. Программная реализация системы выполнялась в пакетах Delphi релиза 7 и Compaq Visual Fortran релизов 6.5 и 6.6. На рис. 2 в качестве примера представлено распределение линий тока в объеме печи с учетом зоны когезии.

На рис. 3 показано изменение состава фурменного газа для расхода дутья 35 м³/с, диаметра фурмы 0,16 м и температуры дутья 1200 °С [13 – 15].

На рис. 4 представлено изменение температуры фурменных газов по длине фурменного очага.

Выводы. Разработанный подход к построению математических моделей слоевых металлургических печей весьма эффективен и обеспечивает адекватное отображение режимных показателей агрегатов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.Л. Суханов и др. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
2. Тепловая работа шахтных печей и агрегатов с плотным слоем / Я.М. Гордон, Б.А. Боковиков, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. – М.: Металлургия, 1989. – 120 с.
3. Гордон Я.М., Максимов Е.В., Швыдкий В.С. Механика движения материалов и газов в шахтных печах. – Алма-Ата: Наука, 1989. – 144 с.
4. Швыдкий В.С., Ладыгичев М.Г., Шаврин В.С. Математические методы теплофизики: Учебник для вузов. – М.: Машиностроение, 2001. – 232 с.
5. Серрин Дж. Математические основы классической механики жидкости. – М.: ИЛ, 1963. – 256 с.

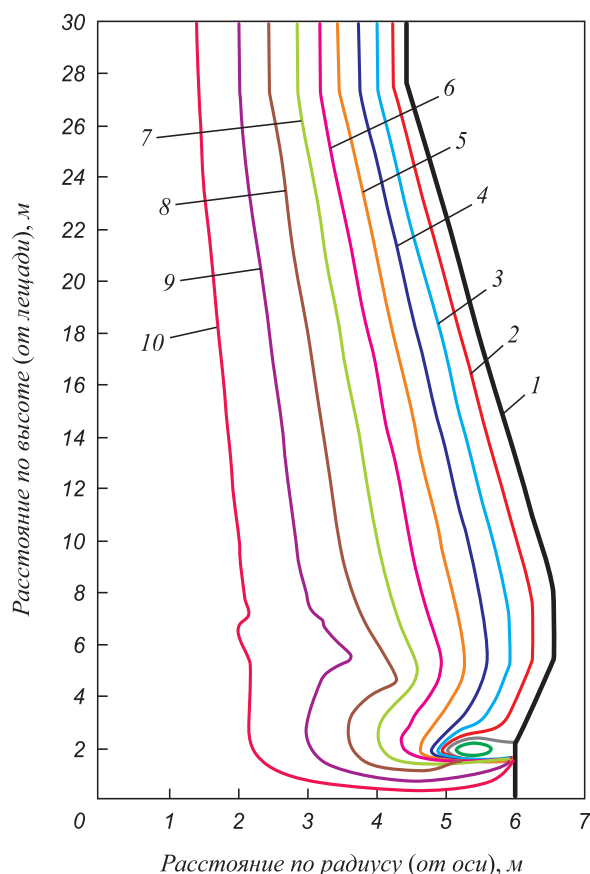


Рис. 2. Картина течения газов в доменной печи:
1 – стенка доменной печи; 2 – 0,1 кг/(с·м); 3 – 0,2 кг/(с·м);
4 – 0,3 кг/(с·м); 5 – 0,4 кг/(с·м); 6 – 0,5 кг/(с·м); 7 – 0,6 кг/(с·м);
8 – 0,7 кг/(с·м); 9 – 0,8 кг/(с·м); 10 – 0,9 кг/(с·м)

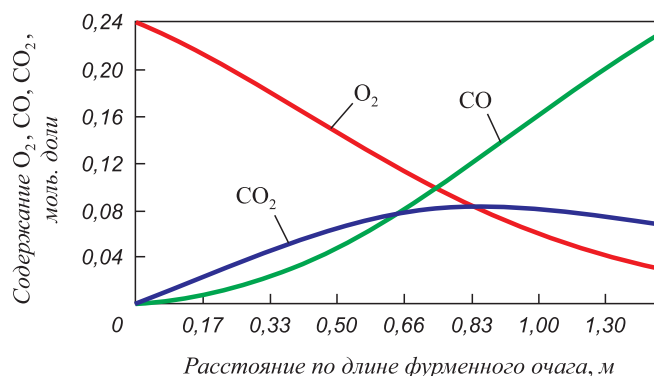


Рис. 3. Изменение состава газа по длине фурменного очага

Fig. 3. Changes in the composition of the blast gas along the length of TH

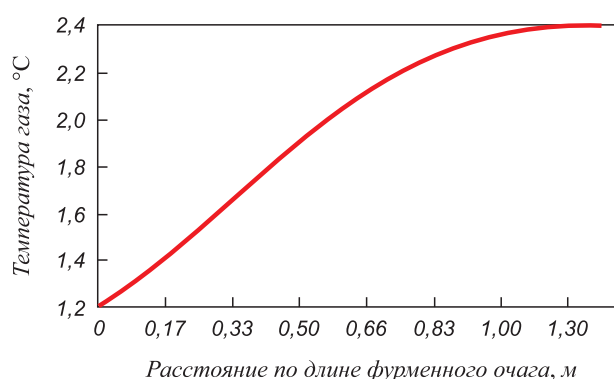


Рис. 4. Изменение температуры газа по длине фурменного очага

Fig. 4. Changes in temperature tuyere gas along the length of TH

6. Слеттери Дж.С. Теория переноса импульса, энергии и массы в сплошных средах: Пер. с англ. – М.: Энергия, 1978. – 448 с.
7. Механика жидкости и газа: Учеб. пособие для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. / В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко, Я.М. Гордон и др. / Под ред. В.С. Швыдкого. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2003. – 464 с.
8. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.
9. Ши Д. Численные методы в задачах теплообмена: Пер. с англ. – М.: Мир, 1988. – 544 с.
10. Хейгеман Л., Янг Д. Прикладные итерационные методы: Пер. с англ. – М.: Мир, 1986. – 448 с.

11. Самарский А.А., Николаев Е.С. Методы решения сеточных уравнений. – М.: Наука, 1978. – 512 с.
12. Численные методы исследования течений вязкой жидкости / А.Д. Госмен, В.М. Пан, А.К. Ранчел и др. – М.: Мир, 1972. – 328 с.
13. Теплообмен и повышение эффективности доменной плавки / Н.А. Спирин, Ю.Н. Овчинников, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко / Под ред. Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 1995. – 243 с.
14. Введение в системный анализ теплофизических процессов металлургии: Учеб. пособие для вузов / Н.А. Спирин, В.С. Швыдкий, В.И. Лобанов, В.В. Лавров. – Екатеринбург: УГТУ, 1999. – 205 с.
15. Франк-Каменецкий Д.А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. – М.: Наука, 1987. – 492 с.

Поступила 16 мая 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 1, pp. 19–23.

ON MATHEMATICAL MODELING OF LAYER METALLURGICAL FURNACES AND AGGREGATES. REPORT 2

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 problem of gas movement and temperature distribution in the blast furnace is considered. Due to significant nonlinearity differential equations of gas mechanics and the heat transfer (described in the Part 1) the problem was solved under the assumption of axisymmetric flow in the variable “vorticity – stream function”. The boundary con-

ditions of the problem involve the calculations of vorticity and temperature on the oven walls at the level of the grist and hearth. The dependences of the coolant thermal properties on the pressure and temperature are taken into account in the calculations. The gas flow parameters (blast and gas tuyere hearth) for laminar flow and turbulent regime are described. Constitutive equations of reformulated mathematical model were solved numerically using of the method of successive over relaxation (PVR). Also, the problem of determining the thermal gas parameters in the hearth of a blast furnace was solved with the use of mathematical model previously developed at the chair.

Keywords: blast furnace, vorticity, stream function, flow regime, gas distribution, blast center, axially symmetric flow, adhesion area, layer porosity.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-19-23

REFERENCES

1. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Sukhanov E.L., Ovchinnikov Yu.N., Shvydkii V.S. *Teplotekhnika domennogo protsessa* [Heat engineering of blast furnace process]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 248 p. (In Russ.).
2. Gordon Ya.M., Bokovikov B.A., Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G. *Teplovaya rabota shakhtnykh pechei i agregatov s plotnym sloem* [Heat work of shaft furnaces and aggregates with a dense layer]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 120 p. (In Russ.).
3. Gordon Ya.M., Maksimov E.V., Shvydkii V.S. *Mekhanika dvizheniya materialov i gazov v shakhtnykh pechakh* [Mechanics of movement of materials and gases in blast furnaces]. Alma-Ata: Nauka, 1989, 144 p. (In Russ.).
4. Shvydkii V.S., Ladygichev M.G., Shavrin V.S. *Matematicheskie metody teplofiziki: Uchebnik dlya vuzov* [Mathematical models of thermal physics: Textbook for universities]. Moscow: Mashinostroyeniye, 2001, 232 p. (In Russ.).
5. Serrin James. *Mathematical Principles of Classical Fluid Mechanics. Series: Encyclopedia of Physics*. Springer-Verlag OHG. Berlin-Göttingen-Heidelberg, 1959. (Russ.ed.: Serrin J. *Matematicheskie osnovy klassicheskoi mekhaniki zhidkosti*. Moscow: IL, 1963, 256 p.)
6. Slattery John S. *Momentum, energy, and mass transfer in continua*. New York: McGraw-Hill, 1971, 679 p. (Russ.ed.: Slattery J. S. *Teoriya perenosu impul'sa, energii i massy v sploshnykh sredakh*. Moscow: Energiya, 1978, 448 p.).
7. Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G., Gordon Ya.M., Shavrin V.S., Noskov A.S. *Mekhanika zhidkosti i gaza: Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Fluid mechanics: Manual for universities]. Shvydkii V.S. ed. Moscow: IKTs "Akademkniga", 2003, 464 p. (In Russ.).
8. Patankar Suhas V. *Numerical Heat Transfer and Fluid Flow*. New York: Hemisphere Publishing Corporation, 1980. (Russ.ed.: Patankar S. *Chislennyye metody resheniya zadach teploobmena i dinamiki zhidkosti*. Moscow: Energoatomizdat, 1984, 152 p.).
9. Shih Tien-Mo. *Numerical Heat Transfer*. Hemisphere Pub. Corp., Washington, 1984, 563 p. (Russ.ed.: Shih T. *Chislennyye metody v zadachakh teploobmena*. Moscow: Mir, 1988, 544 p.).
10. Hageman Louis A., Young David M. *Applied Iterative Methods*. Academic Press, 1981, 386 p. (Russ.ed.: Hageman L., Young D. *Prikladnye iteratsionnye metody*. Moscow: Mir, 1986, 448 p.).
11. Samarskii A.A., Nikolaev E.S. *Metody resheniya setochnykh uravnenii* [Methods for solving the grid equations]. Moscow: Nauka, 1978, 512 p. (In Russ.).
12. Gosman A.D., Pun W.M., Runchal A.K etc. *Heat and mass transfer in recirculating flows*. London: Academic Press, 1969. (Russ.ed.: Gosman A.D., Pun W.M., Runchal A.K etc. *Chislennyye metody issledovaniya techenii vyazkoi zhidkosti*. Moscow: Mir, 1972, 328 p.).
13. Spirin N.A., Ovchinnikov Yu.N., Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G. *Teploobmen i povyshenie effektivnosti domennoi plavki* [Heat transfer and efficiency of blast furnace]. Yaroshenko Yu.G. ed. Ekaterinburg: UGTU - UPI, 1995, 243 p. (In Russ.).
14. Spirin N.A., Shvydkii V.S., Lobanov V.I., Lavrov V.V. *Vvedenie v sistemnyi analiz teplofizicheskikh protsessov metallurgii: Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Introduction to the systematic analysis of thermal process industry: Textbook for universities]. Ekaterinburg: UGTU, 1999, 205 p. (In Russ.).
15. Frank-Kamenetskii D.A. *Diffuziya i teploperedacha v khimicheskoi kinetike* [Diffusion and heat transfer in chemical kinetics]. Moscow: Nauka, 1987, 492 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by resolution no. 211 of the Russian Federation Government, 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"

A.R. Fatkhutdinov, Postgraduate of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy"

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"

N.A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy"

Received May 16, 2016

УДК 621.746.5.047:666.14

МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА КОРОЧКИ МЕТАЛЛА В СОРТОВОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ПРИ СМЕЩЕНИИ СТРУИ ОТНОСИТЕЛЬНО ЕГО ОСИ

Ячиков И.М.¹, д.т.н., профессор кафедры вычислительной техники
и программирования (jachikov@mail.ru)

Вдовин К.Н.¹, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Литейное производство и материаловедение»

Марочкин О.А.², технический эксперт

Точилкин В.В.¹, аспирант кафедры «Литейное производство и материаловедение»

¹ Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
(455000, Россия, Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

² ООО «Внедрение Новых Технологий и Оборудования»
(455037, Россия, Магнитогорск, пр. К. Маркса, 111/2–18)

Аннотация. Представлена математическая модель для нахождения характера движения жидкого металла во внутренней полости сортового кристаллизатора и его скорости вблизи затвердевающей корочки на основе теории свободной и ограниченной затопленной струи. Выбрана математическая модель для определения теплового потока при движении жидкой перегретой стали с заданной скоростью вдоль двухфазной границы. На основе этого предложена математическая модель для нахождения изменения толщины корочки слитка по высоте сортового квадратного кристаллизатора на разных его поверхностях и на выходе по его периметру при горизонтальном смещении оси струи подаваемого в кристаллизатор металла. Проведено компьютерное моделирование асимметрии роста корочки по периметру и высоте гильзы сортового кристаллизатора квадратного сечения 150×150 при смещении оси открытой струи металла. Установлено, что горизонтальное смещение оси открытой струи металла на 40 мм может приводить к локальному изменению толщины корочки на выходе из кристаллизатора на левой стенке до 2 мм.

Ключевые слова: машина непрерывного литья заготовок, сортовой кристаллизатор, корочка металла, модель Стефана, двухфазная граница, струя металла, математическая модель.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-24-29

Создание, развитие и модернизация элементов сортовых машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), в частности кристаллизаторов – важная задача современной металлургической промышленности, решение которой обеспечивает повышение производительности и качества выпускаемой продукции. Кристаллизатор является одним из наиболее важных функциональных узлов, определяющих рациональную работу МНЛЗ. Он выполняет функцию приема жидкого металла, попадающего в него из промежуточного ковша, а также перевода части жидкой стали в твердое состояние посредством отвода тепла охлаждающей водой [1 – 2].

В кристаллизаторе происходит формообразование заготовки. При образовании корочки металла через стенки медной гильзы кристаллизатора отводится до 30 % тепла от жидкой стали. Образование корочки заготовки и первичная кристаллизация слитка – важнейшая задача, от правильности выполнения которой зависит дальнейшее образование качественной заготовки с заданными параметрами [2, 3].

Применяют два способа подачи жидкого металла в кристаллизаторы – разливка сверху открытой струей и разливка затопленной струей под слой шлака и металла [4]. Исследования показали, что характеры скорост-

ных полей при таких подачах жидкого металла резко отличаются. Хотя наиболее распространенным является второй способ, за рубежом и в России эксплуатируются сортовые кристаллизаторы с использованием открытой струи металла. Одним из распространенных дефектов сортовой заготовки является искажение ее геометрической формы. К ним относится «ромбичность», обусловленная разностью длин диагоналей. Одна из главных причин этого дефекта может быть связана с тем, что ось открытой струи не совпадает с осью кристаллизатора.

Целью работы является создание математической модели и компьютерное моделирование асимметрии роста корочки по периметру и длине гильзы сортового кристаллизатора при смещении открытой струи металла относительно оси кристаллизатора.

Основные размеры сортового кристаллизатора, используемого на ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» при разливке открытой струей металла для получения слитков квадратного сечения $b \times b$, приведены в таблице. В данной работе выбрана декартова система координат, начало которой находится на оси кристаллизатора на уровне поверхности металла, как это показано на рис. 1. Принято, что ось струи смещена

Основные геометрические размеры сортового кристаллизатора, мм

Basic geometric dimensions of section mold, mm

Параметр	Обозначение	Значение
Размер разливаемого квадратного слитка	b	150
Радиус оси кристаллизатора	R	8923
Высота гильзы кристаллизатора	H	900
Диаметр разливочного отверстия	d_0	18
Расстояние от разливочного отверстия до поверхности металла	h_0	1000
Расстояние от оси кристаллизатора на поверхности металла до оси разливочного отверстия	r	$0 - b/4$
Расстояние от верхней границы полости кристаллизатора до поверхности металла	h'	100

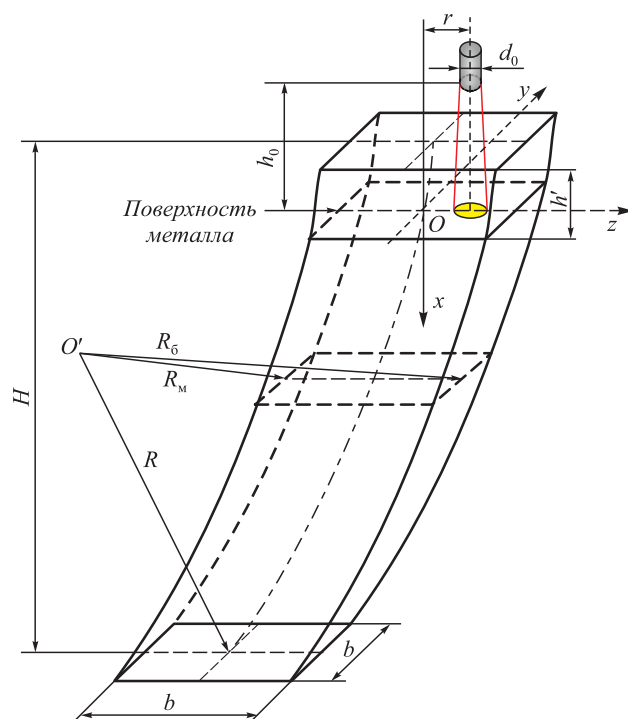


Рис. 1. Основные размеры сортового кристаллизатора при разливке открытой струей металла и выбранная система координат

Fig. 1. Basic dimensions of section mold for casting by open metal jet of and the selected coordinate system

вдоль оси Oz на расстояние r , которое может принимать как положительное, так и отрицательное значение.

Ось кристаллизатора имеет форму дуги окружности радиуса R . Координату произвольной точки $A(x, 0, z_0)$, расположенной на оси кристаллизатора, можно определить как (при $x = 0$ до $H - h'$)

$$z_0(x) = \sqrt{R^2 - \left(\frac{H}{2} - h' - x\right)^2} - \sqrt{R^2 - \left(\frac{H}{2} - h'\right)^2}.$$

Исходя из того, что $b \ll R$, $b \ll R_0$, $b \ll R_m$, можно положить, что левая и правая стенки кристаллизатора имеют координаты $z(x) = z_0(x) - b/2$ и $z = z_0(x) + b/2$ соответственно.

Скорость жидкости на выходе из разливочного отверстия $W_0 = \frac{b^2 v}{15\pi d_0^2}$, м/с. При геометрических параметрах,

приведенных в таблице, и скорости разливки $v = 2,8$ м/мин, имеем $W_0 \approx 4,12$ м/с. Струя, вытекая из круглого отверстия, при свободном падении с высоты h_0 раскрывается, диаметр увеличивается, ее скорость возрастает на $\Delta W_0 = \sqrt{2gh_0} \approx 4,4$ м/с. С учетом этого, жидкий металл встречается с поверхностью расплава со скоростью $u_0 = W_0 + \Delta W_0 \approx 8,52$ м/с.

Под действием струи жидкого металла, протяжки слитка и колебания кристаллизатора возникает движение расплава в кристаллизаторе, вследствие турбулентности развиваются крупномасштабные вихри, которые

приводят к подмыву уже затвердевшей корочки заготовки [5]. Распределение потоков расплава в кристаллизаторе на холодных гидравлических моделях рассмотрено в работах А.А. Скворцова, А.В. Акименко [6], Д.П. Евтева [7], А.В. Лейтеса [8], В.Т. Сладкошнеева [9] и других исследователей.

При математическом моделировании движения расплава в кристаллизаторе наиболее простыми являются модели, где в криволинейном замкнутом пространстве радиального кристаллизатора представлено движение металла как раскрытие свободной струи [9]. Действительно, струя расплава попадает в кристаллизатор, где находится жидкий металл такого же химического состава и температуры, поэтому ее можно считать затопленной струей. Кроме этого, двигаясь во внутренней полости кристаллизатора, она является ограниченной струей. Известно, что затопленные струи крайне неустойчивы и, как следствие этого, имеют низкие значения числа Рейнольдса $Re_{кр}$ для перехода от ламинарного режима к турбулентному. Так для круглых затопленных струй критическое значение числа Рейнольдса составляет $Re_{кр} = 3 - 10$, в некоторых случаях это значение может быть увеличено до 290 [10].

В сортовом кристаллизаторе плотность и вязкость жидкой стали будем считать равными $\rho = 7000$ кг/м³ и $\mu = 0,006$ Па·с соответственно. Имеем $Re = u_0 d \frac{\rho}{\mu} \approx 1,78 \cdot 10^5$, где d – диаметр струи на уровне поверхности жидкости в кристаллизаторе, в первом

приближении можно принять $d \approx d_0$. Полученное значение Re говорит о том, что режим течения струи металла, подаваемого в сортовой кристаллизатор, имеет ярко выраженный турбулентный характер.

Рассмотрим течение свободной затопленной турбулентной струи, истекающей из сопла круглого сечения. Обычно длина начального участка принимается равной $L_0 \approx (4,8 \div 6,0)d$. Расстояние от полюса до выходного сечения разливочного отверстия $S_0 \approx 2d$. Диаметры переходного сечения $d_{перех} \approx 3,4d$ и пограничной зоны $d_x = 2(S_0 + x)tg\alpha_2$ [11].

На начальном участке ($x \leq L_0$) скорость на оси струи $u_x = u_0$, а скорость в поперечном сечении начального участка:

– в зоне ядра ($\gamma \leq R_{я,x}$) $u_{x,y} = u_0$;
 – в пограничном слое ($R_{я,x} \leq \gamma \leq d_x$) $u_{x,y} = u_0(1 - \bar{\gamma}^{1,5})^2$,
 где $\bar{\gamma} = \frac{\gamma - R_{я,x}}{R_x - R_{я,x}}$; $R_{я,x} = (L_0 - x)tg\alpha_1$ – радиус ядра пограничных скоростей в текущем сечении; $R_x = d_x/2$ – радиус струи в рассматриваемом сечении.

На основном участке ($x > L_0$) скорость по оси потока $u_x = \frac{u_0 0,48}{\frac{\alpha x}{d} + 0,145}$, где α – коэффициент, характеризующий турбулизацию потока (для слабо турбулизированного потока принимаем $\alpha = 0,07 - 0,08$). Скорость в поперечном сечении $u_{x,y} = u_x(1 - \bar{\gamma}^{1,5})^2$, где $\bar{\gamma} = \gamma/R_x$, $R_x = d_x/2$.

Приведенные уравнения позволяют определить скорости жидкости для любой точки $A(x, \gamma)$ затопленной струи. При смещении оси струи вдоль оси Oz поля скоростей жидкости будут зеркально симметричны относительно плоскости Ozx (см. рис. 1).

При заданном смещении струи металла на величину r от оси кристаллизатора определим расстояние от оси струи:

– до задней (передней) стенки [при $z_0(x) - b/2 \leq z \leq z_0(x) + b/2$]

$$\gamma(x, z, r) = \sqrt{\left(\pm \frac{b}{2}\right)^2 + (z + z_0(x) - r)^2};$$

– до левой стенки [при $-b/2 \leq y \leq z_0(x)$]

$$\gamma(x, y, r) = \sqrt{y^2 + \left(z_0(x) - \frac{b}{2} - r\right)^2};$$

– до правой стенки [при $-b/2 \leq y \leq z_0(x)$]

$$\gamma(x, y, r) = \sqrt{y^2 + \left(z_0(x) + \frac{b}{2} - r\right)^2}.$$

Известно, что поля скоростей в поперечных сечениях внутри ограничивающих стенок и соответствующих сечениях свободной струи (если речь идет не о ско-

рости непосредственно у стенки) в известной степени аналогичны [12]. В ограниченном пространстве поле скоростей соответствует полю скоростей в центральной части свободной струи. Это является следствием общности законов турбулентного перемешивания и существенно облегчает расчет поля скоростей в кристаллизаторе, хотя делает его сильно приближенным.

Авторы ряда работ [3, 6] отмечают, что локальные скорости потока у стенок кристаллизатора составляют 5 – 10 см/с, другие – до 60 – 120 см/с, причем подплавление твердой корочки происходит лишь в том случае, если скорость потока, омывающего фронт кристаллизации, превышает некоторое предельное значение.

Наиболее часто при моделировании роста корочки слитка используется эмпирический закон распределения теплового потока по высоте кристаллизатора, например в работах [13 – 15]. Более точный анализ условий взаимодействия потока перегретого расплава с фронтом кристаллизации описан в работе [3]. Традиционная постановка задачи о течении жидкости вдоль твердой стенки основывается на использовании граничного условия прилипания ($v(y) = 0$ при $y = 0$). В исследуемой задаче пограничный слой граничит с двухфазной зоной, образованной растущими кристаллами и расплавом с повышенной вязкостью, заполняющим пространство между ними. В связи с этим предполагается, что определенная часть двухфазной зоны (размером l^*) вовлекается в движение. На границе двухфазной зоны принимается условие (при $y = 0$) $v + l^* \left(\frac{dv}{dy} \right) = 0$.

Распределение скорости по толщине слоя размером l^* полагаем линейным $v = v^* \left(1 - \frac{y_1}{l^*} \right)$ при $0 \leq y_1 \leq l^*$. Координата y_1 отсчитывается от границы пограничного слоя ($y = 0$) сверху вниз, так что $v = 0$ при $y_1 = l^*$.

В работе [3] получена усредненная плотность теплового потока $q_l(x)$ на некотором отрезке протяженностью b_0

$$\bar{q}_l = \frac{4\lambda\Delta T}{b_0\sqrt{30}}(1 + 1,5\eta)^{0,5}\overline{Re}^{0,5}Pr^{1/3}, \quad (1)$$

где $\overline{Re} = \frac{v_0 b_0 \rho}{\mu}$; $\Delta T = T_{ж} - T_{л}$ – перегрев стали, $T_{л}$ – температура ликвидуса; $Pr = 0,10 - 0,25$ – число Прандтля жидкой стали; $\lambda = 22$ Вт/(м·град) – коэффициент теплопроводности жидкой стали; v_0 – скорость течения на внешней границе пограничного слоя.

Оценить протяженность участка b_0 можно, исходя из предположения, что стабилизация пограничного слоя происходит на участке, в 15 – 20 раз превышающем толщину пограничного слоя, которая обычно составляет несколько миллиметров.

При помощи параметра $\eta = v^*/v_0$ учитывается наличие двухфазной зоны и частичное вовлечение потока в

пространство между ветвями дендритов. Этот параметр тем больше, чем больше разветвленность дендритов на фронте кристаллизации. Так при гладком фронте $\eta = 0$, при реальной ситуации кристаллизации стали $\eta \approx 0,25$.

При составлении модели роста корочки в кристаллизаторе считали, что температурная граница между зонами жидкой и твердой стали плоская, т. е. двухфазная зона отсутствует и затвердевание металла происходит по модели Стефана. Тогда на межфазной границе $\rho L \frac{d\delta}{d\tau} = q_{кр} - q_l$, где $q_{кр}$ – тепловой поток, поглощаемый стенкой кристаллизатора. Это выражение можно записать в зависимости от вертикальной координаты с учетом $v = dx/d\tau$ как

$$\rho L v \frac{d\delta}{dx} = q_{кр}(x) - q_l, \quad (2)$$

где δ – толщина слоя затвердевшего металла; τ – продолжительность затвердевания слоя металла.

Примем допущение, что тепловой поток, отбираемый стенкой кристаллизатора, не зависит от небольших смещений струи относительно оси кристаллизатора. Будем полагать, что базовый вариант разливки – это разливка, при которой оси кристаллизатора и струи совпадают. В этом случае корочка растет по закону квадратного корня $\delta = k\sqrt{\tau}$, где $k = 2,7 - 3,3$ мм/с^{0,5} – коэффициент затвердевания стали.

При смещении струи на величину r (вдоль оси Oz) меняется распределение скоростей вблизи внутренней поверхности кристаллизующей заготовки, а значит и тепловые потоки q_l . Тогда изменение толщины корочки по сравнению с базовой ее толщиной будет определяться уравнением

$$\rho L v \frac{d\delta}{dx} = \Delta q_l, \quad (3)$$

где $\Delta q_l = q_l|_{r=0} - q_l|_{r \neq 0}$ – изменение локального теплового потока в кристаллизаторе по сравнению с базовым вариантом.

Решая дифференциальное уравнение (3) при начальном условии $\delta(0) = 0$, получаем изменение толщина корочки по сравнению с базовым вариантом при смещении струи на величину r в точке с координатой X

$$\Delta\delta(X) = \frac{1}{\rho L v} \int_0^X \Delta q_l dx. \quad (4)$$

Таким образом, предлагаемый алгоритм решения задачи сводится к нахождению скорости жидкого металла вдоль корочки, когда ось струи не совпадает с осью кристаллизатора и может быть смещена в горизонтальном направлении на величину r . Далее находятся тепловые потоки на поверхности кристаллизующегося слитка по уравнению (1) и наконец – изменение толщины корочки по сравнению с базовой толщиной по уравнению (4).

Для нахождения распределения скоростей жидкой стали, теплового потока и изменения роста корочки по внутренней поверхности кристаллизатора создана компьютерная программа «Рост корочки слитка» в среде разработки Mathcad 14. С ее использованием проведено моделирование изменения толщины корочки по высоте и периметру кристаллизатора (по сравнению с базовым вариантом) при смещении струи на величину r . Исходные данные для моделирования были выбраны из таблицы, температура перегрева металла $\Delta T = 20$ °С, коэффициент затвердевания стали $k = 3,0$ мм/с^{0,5}.

На рис. 2 показано изменение роста корочки по высоте кристаллизатора по оси задней, левой и правой стенок при смещении разливочной струи на ± 40 мм. Положительные значения говорят о том, что корочка растет, а отрицательные – уменьшается по сравнению с базовым вариантом. Видно, что качественное поведение кривых $\Delta\delta(X)$ на левой и правой стенке кристаллизатора одинаковое, если поменять местами кривые 1 на 2, но есть и количественное различие, связанное с его кривизной.

На рис. 3 показаны результаты моделирования изменения роста корочки по периметру кристаллизатора на

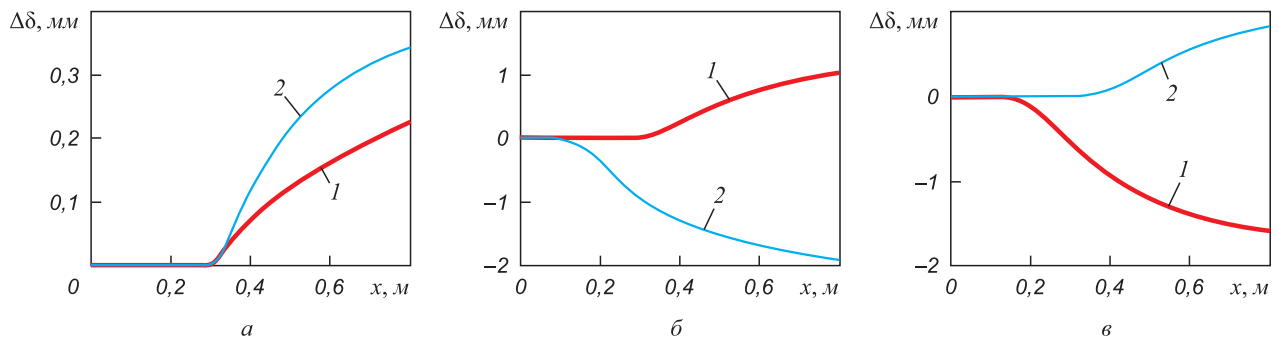


Рис. 2. Изменение толщины корочки по сравнению с базовым вариантом по высоте кристаллизатора при смещении разливочной струи: а – на задней стенке ($z = 0$); б – на левой стенке ($y = 0$); в – на правой стенке ($y = 0$); 1 – $r = 40$ мм; 2 – $r = -40$ мм

Fig. 2. Change in the thickness of the crust compared to the basic case of the displacement of casting jet along the mold height: а – on the back wall ($z = 0$); б – on the left wall ($y = 0$); в – on the right wall ($y = 0$); 1 – $r = 40$ mm; 2 – $r = -40$ mm

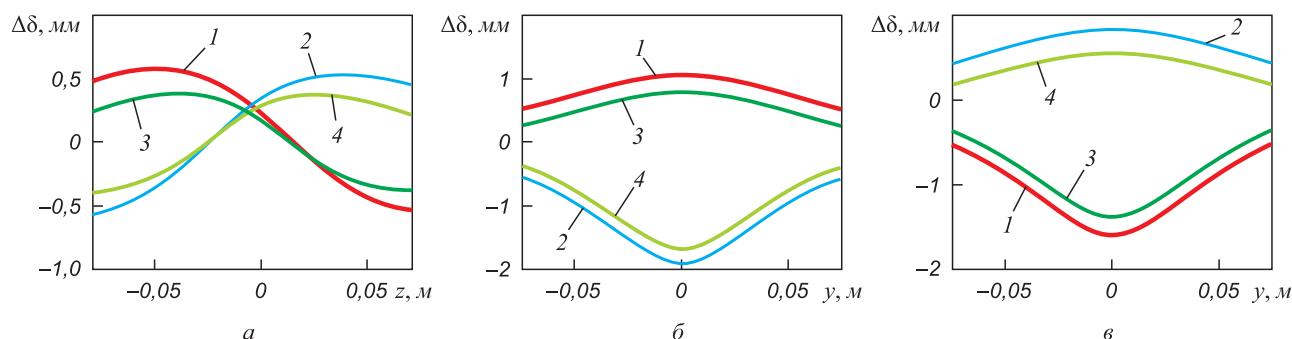


Рис. 3. Изменение толщины корочки по сравнению с базовым вариантом по периметру кристаллизатора:

a – на задней стенке $\left(-\frac{b}{2} + z_0(x) \leq z \leq \frac{b}{2} + z_0(x)\right)$; *б* – на левой стенке $\left(-\frac{b}{2} \leq y \leq \frac{b}{2}\right)$; *в* – на правой стенке $\left(-\frac{b}{2} \leq y \leq \frac{b}{2}\right)$;
 1 – $r = 40$ мм, $x = 0,8$ м; 2 – $r = -40$ мм, $x = 0,8$ м; 3 – $r = 40$ мм, $x = 0,6$ м; 4 – $r = -40$ мм, $x = 0,6$ м

Fig. 3. Change in the thickness of the crust compared to the basic case along the mold perimeter:

a – on the back wall $\left(-\frac{b}{2} + z_0(x) \leq z \leq \frac{b}{2} + z_0(x)\right)$; *б* – on the left wall $\left(-\frac{b}{2} \leq y \leq \frac{b}{2}\right)$; *в* – on the right wall $\left(-\frac{b}{2} \leq y \leq \frac{b}{2}\right)$;
 1 – $r = 40$ mm, $x = 0,8$ m; 2 – $r = -40$ mm, $x = 0,8$ m; 3 – $r = 40$ mm, $x = 0,6$ m; 4 – $r = -40$ mm, $x = 0,6$ m

расстоянии 0,6 и 0,8 м от лунки. Рассматривалось смещение разливочной струи на ± 40 мм от базового варианта. Видно, что на задней стенке изменение толщины корочки в каких-то местах больше нуля, т. е. она растет, а в других меньше нуля и она уменьшается. Есть и такие области, где изменения толщины корочки по сравнению с базовым вариантом практически нет. На левой и правой стенке кристаллизатора такого не наблюдается и во всех точках стенки $\Delta\delta$ больше или меньше нуля.

Адекватность созданной модели может быть проверена в дальнейшем на основе обработки экспериментальных данных асимметрии роста корочки для рассматриваемого сортового кристаллизатора.

Выводы. Составлена математическая модель для нахождения характера движения расплава во внутренней полости сортового кристаллизатора, а также скорости движения металла вблизи затвердевающей корочки на основе теории свободной и ограниченной затопленной струи.

Предложены математическая модель и компьютерная программа, позволяющие определять роль смещения оси разливочной струи для нахождения изменения толщины корочки слитка по высоте кристаллизатора на разных его поверхностях и толщины корочки слитка на выходе из кристаллизатора по его периметру.

Проведено компьютерное моделирование асимметрии роста корочки по периметру и длине сортового кристаллизатора квадратного сечения 150×150 . Установлено, что горизонтальное смещение оси открытой струи металла на 40 мм может приводить к локальному изменению толщины корочки на выходе из кристаллизатора на левой стенке до 2 мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Вдовин К.Н., Точилкин В.В., Ячиков И.М. Непрерывная разливка стали. – Магнитогорск: Изд-во МГТУ им. Г.И. Носова, 2012. – 540 с.
- Непрерывная разливка стали. Расчеты медных кристаллизаторов / И.М. Ячиков, К.Н. Вдовин, В.В. Точилкин и др. – Магнитогорск: Изд-во МГТУ им. Г.И. Носова, 2014. – 190 с.
- Тепловые процессы при непрерывном литье стали / Ю.А. Самойлович, С.А. Крулевецкий, В.А. Горяинов, З.К. Кабаков. – М.: Металлургия, 1982. – 152 с.
- Непрерывная разливка стали в сортовые заготовки / В.С. Рутес, Н.Н. Гуглин, Д.П. Евтеев и др. – М.: Металлургия, 1967. – 144 с.
- Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов. – М.: Машиностроение, 1998. – 360 с.
- Скворцов А.А., Акименко А.Д., Ульянов В.А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок. – М.: Металлургия, 1991. – 216 с.
- Евтеев Д.П., Колыбалов И.Н. Непрерывное литье стали. – М.: Металлургия, 1984. – 198 с.
- Лейтес А.В. Защита стали в процессе непрерывной разливки. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
- Непрерывная разливка стали на радиальных установках / В.Т. Сладкоштанов, Р.В. Потанин, О.Н. Суладзе и др. – М.: Металлургия, 1974. – 288 с.
- Леманов В.В., Терехов В.И., Шаров К.А., Шумейко А.А. Экспериментальное исследование затопленных струй при низких числах Рейнольдса // Письма в журнал технической физики. 2013. Т. 39. Вып. 9. С. 34 – 40.
- Шатихина Т.А. Гидрогазодинамика: Учеб. пособие. – Ростов н/Д: Ростовский государственный университет путей сообщения, 2009. – 191 с.
- Идельчик И.Е. Аэрогидродинамика технологических аппаратов. (Подвод, отвод и распределение потока по сечению аппаратов). – М.: Машиностроение, 1983. – 351 с.
- Vdovin K.N., Larina T.P., Yachikov I.M., Pozin A.E. Simulation of slab solidification in the mold of a continuous-casting machine // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No 2. P. 105 – 108.
- Машины непрерывного литья заготовок. Теория и расчет / Под общ. ред. Г.А. Шалаева. – Екатеринбург: Уральский центр ИР и рекламы – «Марат», 2003. – 320 с.
- Кабаков З.К., Сухарев Р.В., Габелая Д.И. Моделирование тепловых процессов в системе «кристаллизатор-слиток» // Металлург. 2007. № 3. С. 58 – 60.

Поступила 15 октября 2015 г.

MODELING OF THE GROWTH OF METAL CRUST OF SECTION MOLD DURING DISPLACEMENT OF THE JET RELATIVE TO THE AXIS

I.M. Yachikov¹, K.N. Vdovin¹, O.A. Marochkin²,
Vas.V. Tochilkin¹

¹ Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov,
Magnitogorsk, Russia

² LLC “Introduction of new technologies and equipment”

Abstract. A mathematical model for finding the nature of the liquid metal motion in the section mold and its speed near the solidifying crust was made on the basis of the theory of free and limited submerged jet. The authors have selected the mathematical model to determine the heat flux when moving superheated liquid steel at a predetermined speed along the two-phase boundary. Therefore, the mathematical model was proposed to find the changes in the thickness of the ingot crust along the height of profiled square mold on different surfaces and in its output around its perimeter with a horizontal displacement of the axis of the jet of the metal fed into the mold. Computer modeling of the asymmetry of crust growth along the perimeter and the height of the shell of the section mold with square section of 150×150 was made at the displacement of axis of the open metal jet. It was established that the horizontal displacement of the axis of the metal open jet of 40 mm may lead to a local change in thickness of the crust at the outlet of the mold on the left side up to 2 mm.

Keywords: continuous casting machine, section mold, Stephen’s metal crust model, two-phase boundary, metal jet, mathematical model.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-24-29

REFERENCES

1. Vdovin K.N., Tochilkin V.V., Yachikov I.M. *Nepreryvnaya razlivka stali* [Continuous casting of steel]: Magnitogorsk: Izd-vo MGTU, 2012, 540 p. (In Russ.).
2. Yachikov I.M., Vdovin K.N., Tochilkin V.V. etc. *Nepreryvnaya razlivka stali. Raschety mednykh kristallizatorov* [Continuous casting of steel. Calculations of copper molds]: Magnitogorsk: Izd-vo MGTU im. G.I. Nosova. 2014, 190 p. (In Russ.).
3. Samoilovich Yu.A., Krulevetskii S.A., Goryainov V.A., Kabakov Z.K. *Teplovy protsessy pri nepreryvnom lit’e stali* [Thermal processes at continuous casting of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 152 p. (In Russ.).
4. Rutes V.S., Guglin N.N., Evteev D.P. etc. *Nepreryvnaya razlivka stali v sortovy zagotovki* [Continuous casting of steel into billets]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 144 p. (In Russ.).
5. Efimov V.A., El’darkhanov A.S. *Sovremennye tekhnologii razlivki i kristallizatsii splavov* [Modern technologies of casting and crystallization of alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1998, 360 p. (In Russ.).
6. Skvortsov A.A., Akimenko A.D., Ul’yanov V.A. *Vliyaniye vneshnikh vozddeystviy na protsess formirovaniya slitkov i zagotovok* [Influence of external impacts on formation process of ingots and billets]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 216 p. (In Russ.).
7. Evteev D.P., Kolybalov I.N. *Nepreryvnoe lit’e stali* [Continuous casting of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 198 p. (In Russ.).
8. Leites A.V. *Zashchita stali v protsesse nepreryvnoi razlivki* [Protection of steel during continuous casting]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 200 p. (In Russ.).
9. Sladkoshtelev V.T., Potanin R.V., Suladze O.N. etc. *Nepreryvnaya razlivka stali na radial’nykh ustanovkakh* [Continuous casting of steel on the radial installations]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 288 p. (In Russ.).
10. Lemanov V.V., Terekhov V.I., Sharov K.A., Shumeiko A.A. Experimental research of the flooded jets at the subzero numbers of Reynolds. *Pis’ma v ZhTF*. 2013, vol 39, Issue 9, pp. 34–40. (In Russ.).
11. Shatikhina T.A. *Gidrogazodinamika* [Hydraulic gas dynamics]. Rostov-on-Don: RGUPS, 2009, 191 p. (In Russ.).
12. Idel’chik I.E. *Aerogidrodinamika tekhnologicheskikh apparatov. (Podvod, otvod i raspredelenie potoka po secheniyu apparatov)* [Aerohydrodynamics of technological devices (Supply, transfer and distribution of jet along the sections of devices)]. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 351 p. (In Russ.).
13. Vdovin K.N., Larina T.P., Yachikov I.M., Pozin A.E. Simulation of slab solidification in the mold of a continuous-casting machine. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 2, pp. 105–108.
14. *Mashiny nepreryvnogo lit’ya zagotovok. Teoriya i raschet* [CCM. Theory and calculation]. Shalaev G.A. ed. Ekaterinburg: Ural’skii tsentr PR i reklamy “Marat”, 2003, 320 p. (In Russ.).
15. Kabakov Z.K., Sukharev R.V., Gabelaya D.I. Modeling thermal processes in the mold-ingot system. *Metallurgist*. 2007, vol. 51, no. 3, pp. 159–164.

Information about the authors:

I.M. Yachikov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Computer Engineering, and Applied Mathematics (jachikov@mail.ru)

K.N. Vdovin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Materials Science and Foundry”

O.A. Marochkin, Technical Expert

V.V. Tochilkin, Postgraduate of the Chair “Materials Science and Foundry”

Received October 15, 2015

УДК 621.81-192

АНАЛИТИЧЕСКИЙ МЕТОД ПРОЕКТНОЙ ОЦЕНКИ РЕСУРСА ЭЛЕМЕНТОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ МАШИН

*Анцупов А.В. (мл.), к.т.н., доцент кафедры проектирования и эксплуатации
металлургических машин и оборудования*

*Анцупов А.В., д.т.н., профессор, зав. кафедрой технологии
машиностроения (antsupov.alexander@gmail.com)*

*Анцупов В.П., д.т.н., профессор кафедры проектирования и эксплуатации
металлургических машин и оборудования*

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

Аннотация. Предложен теоретический метод прогнозирования ресурса деталей металлургических машин по критериям прочности и износостойкости материалов без использования экспериментальных данных. В его основу положена методика постановки и решения краевых задач физической теории надежности элементов механических систем. Общая постановка задачи для описания процесса формирования отказа исследуемого элемента представляет систему базовых уравнений теории параметрической надежности технических объектов и кинетическое уравнение его деградации (старения, повреждаемости) в процессе будущей эксплуатации. Для выбранного параметра состояния исследуемого объекта в качестве базовых уравнений теории надежности формулируются: уравнение его эволюции, уравнение перехода в предельное состояние и уравнение для расчета проектного ресурса. Вид уравнения деградации определяется заданными условиями нагружения изделия и предполагаемым критерием его разрушения. Для деталей машин, статические или циклические условия внешнего нагружения которых предполагают их вероятный отказ по критериям объемного разрушения, в качестве уравнения деградации использовано основополагающее уравнение термодинамической теории прочности В.В. Федорова. На его основе предложена универсальная зависимость для расчета средней скорости повреждаемости структуры материала наиболее нагруженных объемов исследуемого элемента в стационарных условиях нагружения. Определен коэффициент, учитывающий сопротивление структуры материала по принципу Ле-Шателье в процессе всего периода нагружения вплоть до разрушения. Для деталей машин, работающих в условиях граничного трения, в качестве уравнения их деградации использована базовая зависимость энерго-механической концепции изнашивания трибосопряжений. Она выведена на основе совместного решения уравнений структурно-энергетической и молекулярно-механической теорий трения и позволяет оценить скорость изнашивания трибоземленов в стационарных условиях фрикционного взаимодействия без проведения экспериментальных исследований. Предложенный метод аналитической оценки проектного ресурса деталей машин, как метод постановки и решения краевых задач физической теории надежности по критериям прочности и износостойкости материалов, использован на практике для повышения долговечности ряда металлургических агрегатов.

Ключевые слова: надежность, долговечность, ресурс, прогнозирование, краевая задача, критерий, прочность, износостойкость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-30-35

Актуальной проблемой физической теории надежности технических объектов (особенно при создании новых, уникальных изделий единичного производства, к которым относятся металлургические агрегаты) является обеспечение требуемого в техническом задании уровня долговечности наиболее нагруженных деталей и узлов еще на стадии проектно-конструкторской разработки. С этой целью для прогнозирования и сравнительного анализа показателей безотказности и долговечности различных вариантов конструкции исследуемых объектов применяют динамические, физико-вероятностные модели [1 – 3]. С их использованием поведение элементов в предполагаемых условиях будущей эксплуатации моделируют на основе описания эволюции параметров их состояния во времени.

Для решения такого рода задач можно использовать метод оценки надежности элементов механических

систем на основе кинетического подхода к описанию физических закономерностей процессов разрушения материалов в известных условиях внешнего нагружения [4, 5]. В основу подхода положена методология построения физико-вероятностных моделей исследуемых объектов, которая с позиции математической физики трактуется как методология постановки и решения краевых задач теории параметрической надежности деталей машин.

Согласно работам [2, 6, 7], на стадии конструирования машины в процессе сравнительного анализа вариантов конструкции основных элементов и контрольной проверки их надежности, физико-вероятностные модели отказов формулируют в квазистационарной постановке. В этом случае краевую задачу для предсказания гамма-процентного ресурса t_γ исследуемого изделия по выбранному параметру состояния X_i в об-

щем виде можно представить незамкнутой системой следующих уравнений [4, 5]:

– уравнения состояний (эволюции) объекта по выбранному параметру:

$$X_t = X_0 \pm \dot{X}t; \quad (1)$$

– уравнения перехода изделия в предельное состояние по параметру X_t :

$$X_t = X_0 \pm \dot{X}t = x_{\text{пр}}; \quad (2)$$

– уравнение для оценки гамма-процентного ресурса:

$$t_\gamma = (\pm \bar{x}) \Delta \bar{x}_{\text{пр}} - \left[(\Delta \bar{x}_{\text{пр}} \bar{x})^2 - ([u_{\text{пр}(\gamma)}]^2 \sigma_{\dot{x}}^2 - \bar{x}^2) \times \right. \\ \left. \times ([u_{\text{пр}(\gamma)}]^2 \sigma_{x0}^2 - \Delta \bar{x}_{\text{пр}}^2) \right]^{1/2} / (\bar{x}^2 - [u_{\text{пр}(\gamma)}]^2 \sigma_{\dot{x}}^2); \quad (3)$$

– кинематическое уравнение повреждаемости (деградации, старения) объекта:

$$\dot{X} = f(d, \Delta, \mu, E, \rho, \Delta H_s, c, \lambda, \sigma_T, \\ \text{HV}, V, F, A, T, \dots), \quad (4)$$

где $\bar{x}_0 = \frac{x_{0\text{max}} + x_{0\text{min}}}{2}$; $\sigma_{x0} = \frac{x_{0\text{max}} - x_{0\text{min}}}{6}$ – числовые ха-

рактеристики (среднее и стандарт) случайного параметра $X_t = X_0$ состояния объекта на начальный момент времени $t = t_0$; $x_{0\text{max}}, x_{0\text{min}}$ – максимальное и минимальное значения параметра X_0 , задаваемые как начальные условия; $\bar{x}$ и $\sigma_{\dot{x}}$ – числовые характеристики случайного параметра $\dot{X}$ (знак «плюс» используется для возрастающего, знак «минус» – для убывающего во времени параметра X_t); $[u_{\text{пр}(\gamma)}]$ – значение квантили, соответствующее заданной допустимой величине вероятности безотказной работы $[P(t)] = \gamma$; $\Delta \bar{x}_{\text{пр}} = x_{\text{пр}} - \bar{x}_0$ – оценка математического ожидания предельного изменения ΔX_t параметра X_t ($x_{\text{пр}}$ – задаваемое предельное значение параметра X_t); d, Δ – геометрические и микрогеометрические характеристики изделия; μ, E, ρ – физические, $\Delta H_s, c, \lambda$ – теплофизические, σ_T, HV – механические свойства материала; V, F, A, T – кинематические, силовые и энергетические эксплуатационные параметры.

При постановке задачи (1) – (4) в качестве допущений принимают:

– нормальное распределение контролируемого параметра X_t как случайной величины;

– стационарные условия внешнего теплового (температура $T = \text{const}$) и силового (максимальное напряжение $\sigma = \text{const}$) нагружения;

– постоянное во времени распределение скорости деградации исследуемого объекта $\dot{X}_t = \dot{X} = \text{const}$ как случайной величины.

Обычно при проектировании задачу (1) – (4) решают относительно среднего ожидаемого ресурса

$t_{\gamma=0.5} = t_{50} = \bar{t}_*$, принимая $[P(t)] = \gamma = 0.5$, $[u_{\text{пр}(\gamma)}] = 0$ и получая уравнение (3) в упрощенном виде:

$$\bar{t}_* = \frac{|x_{\text{пр}} - \bar{x}_0|}{\bar{x}}. \quad (3.1)$$

В зависимости от физического смысла выбранного параметра состояния X_t методика прогнозирования долговечности исследуемого объекта может быть построена по одному (или нескольким) критериям $x_{\text{пр}}$ его работоспособности:

- длительной статической или циклической объемной прочности;
- поверхностной усталостной прочности (износостойкости) при трении;
- жесткости;
- теплостойкости и др.

Для решения задачи в каждом из перечисленных выше случаев необходимо получить в явном виде кинетическое уравнение (4) деградации исследуемого элемента для оценки средней скорости $\bar{x} = \dot{x}$ изменения контролируемого параметра. Эти уравнения обычно формулируют на основе испытаний модельных или натурных образцов, что существенно увеличивает материальные и временные затраты этапов проектно-конструкторской разработки. Для снижения проектных затрат ниже выведены теоретические зависимости (4) для прогнозирования по (3.1) ресурса двух больших классов объектов:

– элементов, которые в стационарных условиях статического или циклического нагружения подвержены возможному объемному разрушению;

– деталей трибосопряжений, изнашиваемых в стационарных условиях поверхностного нагружения при трении.

Аналитическую зависимость (4) для оценки скорости $\dot{x}$ деградации элементов первого класса можно получить, используя базовое положение термодинамической теории прочности твердых тел В.В. Федорова [8]. На основе этого положения, в качестве параметра состояния X_t исследуемых элементов первой группы, можно принять плотность скрытой энергии $u_e(t) = u_{e_t}$ дефектов структуры локальных, наиболее нагруженных объемов материала, в которых действуют максимальные статические или циклические напряжения σ при температуре T . Величина u_{e_t} изменяется от начального значения $\bar{x}_0 = u_{e0}$ до конечного (критического) $x_{\text{пр}} = u_{e*}$ со скоростью $\dot{x} = \dot{u}_e$.

В этом случае скорость $\dot{x}$ деградации нагруженного элемента определяется скоростью повреждаемости структуры его материала – скоростью накопления плотности скрытой энергии $\dot{u}_e$ дефектов [8, 9]:

$$\dot{u}_e = \frac{2kTU(\sigma_0, T_0)}{h} \exp \left[-\frac{U(\sigma_0, T_0)}{kT} V_{\text{ар}} \right] \times \\ \times sh \left[\frac{v_0 V_{\text{ар}}}{2kT_*} \left(\frac{k_\sigma^2 \sigma_i^2}{6G(T) v_0} - \bar{u}_e \right) \right]. \quad (5)$$

Однако для практического использования автор рекомендовал только два упрощенных варианта зависимости (5): «линеаризованный» – для условий многоциклового и «экспоненциальный» – при малоциклового усталости. Кроме того, уравнение (5) теряет смысл для диапазона напряжений σ , при котором аргумент гиперболического синуса меньше нуля, что противоречит практике и базовому положению кинетической теории.

Для устранения противоречий и учета по принципу Ле-Шателье сопротивления $\bar{u}_e$ упрочняющейся структуры материала во всем возможном диапазоне значений эксплуатационных напряжений σ , на взгляд авторов, корректнее поступить следующим образом. Если в условии (5) принять $\bar{u}_e = 0$, то получим выражение для оценки скорости $\dot{u}_e^{6/c}$ накопления плотности скрытой энергии дефектов структуры без учета ее сопротивления. Тогда на момент разрушения t_* плотность этой энергии составит $\dot{u}_{et*}^{6/c} = u_e^{6/c} t_*$ и превысит истинное критическое значение плотности u_{e*} на величину $\bar{u}_e = \frac{u_{e*} + u_{e0}}{2}$ [8], т. е. будет равна:

$$u_{et*}^{6/c} = u_{e*} + \bar{u}_e = u_{e*} + \frac{u_{e*} + u_{e0}}{2}.$$

Отношение $\frac{u_{e*} - u_{e0}}{u_{et*}^{6/c} - u_{e0}}$ определит величину коэффициента уменьшения скорости $\dot{u}_e^{6/c}$ до величины $\dot{u}_e$, т. е. коэффициента, учитывающего сопротивление структуры материала:

$$K_c = \frac{\dot{u}_e}{\dot{u}_e^{6/c}} = \frac{u_{e*} - u_{e0}}{u_{et*}^{6/c} - u_{e0}} = \frac{u_{e*} - u_{e0}}{u_{e*} + \bar{u}_e - u_{e0}} = \frac{2(u_{e*} - u_{e0})}{3u_{e*} - u_{e0}}. \quad (6)$$

Таким образом, истинная скорость повреждаемости определяется как $\dot{u}_e = K_c \dot{u}_e^{6/c}$, а уточненное уравнение (5), справедливое во всем возможном диапазоне напряжений, принимает вид:

$$\dot{u}_e = \frac{4(u_{e*} - u_{e0})}{3u_{e*} - u_{e0}} \frac{kTU(\sigma_0, T_0)}{h} \exp \left[-\frac{U(\sigma_0, T_0)}{kT} V_{at} \right] \times \times sh \left[\frac{V_{at}}{2kT_*} \frac{k_\sigma^2 \sigma_i^2}{6G(T)} \right]. \quad (7)$$

Параметры в условии (7) определим по одному из вариантов работ [8, 9]: u_{e*} , u_{e0} – критическое и начальное значение плотности скрытой энергии дефектов u_{et} при $t = t_*$ и $t = t_0$ соответственно:

$$u_{e*} = \Delta H_{TB} - c(T) \rho(T) T; \quad u_{e0} = \frac{[(0,067HV_0)^{1,2} k_\sigma]^2}{6G}, \quad (7.1)$$

где ΔH_{TB} – энтальпия плавления материала в твердом состоянии; $c(T)$, $\rho(T)$ – теплоемкость и плотность материала; HV_0 – твердость по Виккерсу; $k_\sigma = (6,47 \cdot 10^{-6} HV_0 + 0,12 \cdot 10^{-2})^{-1}$ – комплексный структурный параметр;

T – рабочая температура элемента (при статических нагрузках $T = T_0$). При стационарном циклическом нагружении

$$T = T_0 + \frac{T_* - 870v_0}{44v_0}; \quad (7.2)$$

$T_* = \frac{T_0 \sigma_T^2}{\sigma_T^2 - \sigma^2}$ – температура локальных разогревов; σ_T –

предел текучести материала; $v_0 = \frac{\sigma_T}{65 + 0,46HV_0}$ – коэф-

фициент неравномерности распределения скрытой энергии; k , h , V_{at} – постоянная Больцмана, постоянная Планка, атомный объем материала детали; σ_0 и σ_i – шаровая и девиаторная часть тензора напряжений:

$$\sigma_0 = \frac{M_R \sigma}{3} \quad \text{и} \quad \sigma_i = M_R \sigma; \quad (7.3)$$

M_R – коэффициент эквивалентности воздействия статических и циклических напряжений: $M_R = 1$ для статических напряжений; при циклических нагрузках $M_R = \left[\frac{\sigma_T (65 + 0,46HV_0)}{\sigma_R} \right]^{0,5}$; σ_R – предел выносливости материала; $U(\sigma_0, T_0)$ – энергия активации процесса разрушения межатомных связей при $\sigma = \sigma_0$ и $T = T_0$:

$$U(\sigma_0, T_0) = U(p_{T_0}) - \Delta U_{T_0} \pm \Delta U_{\sigma_0}; \quad (7.4)$$

$U(p_{T_0}) = \frac{(0,1215 + 5,8257 \cdot 10^{-3} T_0) \cdot 10^{-19}}{V_{at}}$ – энергия ак-

тивации с учетом теплового давления при $T = T_0$; $\Delta U_{T_0} = \frac{3\alpha_0 K T_0}{2}$ – изменение энергии активации от по-

вышения температуры до T_0 ; α_0 , $K = \frac{E}{3(1-2\mu)}$, E , μ –

коэффициент теплового расширения, модуль объемной и линейной упругости, коэффициент Пуассона; $\Delta U_{\sigma_0} = \beta \sigma_0^2$ – изменение энергии активации от шаровой составляющей; $\beta = \frac{\phi_\sigma^2}{2K(T)}$ – коэффициент работы изменения объема; $\phi_\sigma = k_\sigma v_0^{0,5}$ – коэффициент перенапряжения межатомных связей; $G(T)$ и $K(T)$ – модуль сдвига и объемной упругости материала в функции температуры.

Таким образом, система уравнений (3.1), (7) с учетом (7.1) – (7.4) становится статически определяемой и позволяет на основе сравнительного теоретического анализа ресурса различных вариантов конструкции проектируемого изделия обеспечить требуемый в техническом задании уровень его долговечности по критерию объемного разрушения материалов.

В качестве параметра состояния X_i изделий второй группы (трибосопряжений) обычно принимают линейный размер детали (деталей) [7]. В этом случае средняя

скорость $\dot{x}$ повреждаемости сопряжения определяется скоростью линейного изнашивания $\dot{y}$ одного или обоих трибоэлементов. Теоретическую зависимость (4) для оценки средней скорости $\dot{x} = \dot{y}$ можно вывести на основе совместного решения [10] основополагающих уравнений молекулярно-механической [11, 12] и структурно-энергетической [13] теорий трения.

С молекулярно-механических позиций работа полной силы трения на контакте в стационарных условиях может быть выражена суммой работ ее механической $F_{\text{мех}} = f_{\text{мех}} F_n$ и молекулярной $F_{\text{мол}} = f_{\text{мол}} F_n$ составляющих:

$$A_{\text{тр}}(t) = f_{\text{мех}} F_n V_{\text{ск}} t + f_{\text{мол}} F_n V_{\text{ск}} t, \quad (8)$$

где F_n – нормальная сила в сопряжении; $f_{\text{мех}}$ и $f_{\text{мол}}$ – механическая и молекулярная составляющая коэффициента трения; $V_{\text{ск}}$ – скорость относительного перемещения поверхностей [11].

С энергетической точки зрения поверхностные слои трибоэлементов представляются термодинамической системой. В ней энергия внешнего механического движения деталей $A_{\text{тр}}(t)$, затрачиваемая на упругопластическую деформацию контактных объемов V_{d1} и V_{d2} поверхностных слоев за время $0 \div t$ взаимодействия, преобразуется в изменение их внутренней энергии – генерацию в них избыточной энергии статических и динамических искажений структуры материалов [13].

С учетом коэффициентов v_i преобразования (поглощения) внешней энергии поверхностным слоем первого ($i = 1$) и второго ($i = 2$) трибоэлемента [14] закон сохранения энергии в трибосопряжении [13] на момент времени t можно записать в форме уравнений энергетического баланса:

$$v_i A_{\text{тр}}(t) = \Delta U_{ei}(t) + Q_i(t) = \Delta U_{ei}(t) + \bar{Q}_i(t) + \Delta U_{Ti}(t), \quad (9)$$

где $\Delta U_{ei}(t)$ и $Q_i(t)$ – изменение потенциальной и кинетической составляющих внутренней энергии в деформируемых объемах V_{di} поверхностных слоев трибоэлементов за период $0 \div t$; $\bar{Q}_i(t)$ – доля кинетической составляющей $Q_i(t)$ внутренней энергии, рассеиваемая за время $0 \div t$ в окружающей среде в форме теплоты; $\Delta U_{Ti}(t) = \Delta u_{Ti}(t) V_{di}$ – доля кинетической составляющей $Q_i(t)$ внутренней энергии, накопленная за период $0 \div t$ в деформируемых объемах V_{di} поверхностных слоев трибоэлементов (энергия их «саморазогрева»); $\Delta u_{Ti}(t)$ – изменение плотности кинетической составляющей внутренней энергии.

В стационарных условиях, при $T = \text{const}$, $\Delta U_{Ti}(t) = 0$, $\bar{Q}_i(t) = \text{const}$, закон сохранения энергии (9) с учетом (8) принимает вид:

$$v_i f_{\text{мех}} F_n V_{\text{ск}} t + v_i f_{\text{мол}} F_n V_{\text{ск}} t = \Delta U_{ei}(t) + \bar{Q}_i(t). \quad (10)$$

Согласно работе [13], первые составляющие в правой части уравнения (10) – $\Delta U_{ei}(t)$, отражают истинное

сопротивление движению (трению) и показывают долю «уничтожаемого» внешнего механического движения $A_{\text{тр}}(t)$ вследствие превращения части энергии этого движения в скрытую энергию дефектов и повреждений структуры материалов поверхностных слоев. Величины $\Delta U_{ei}(t) = \Delta u_{ei}(t) V_{di}$ являются параметром структурного состояния деформируемых объемов V_{di} поверхностных слоев трибоэлементов – мерой повреждаемости материалов. Чем ближе изменение плотности накопленной скрытой энергии $\Delta u_{ei}(t)$ в контактных объемах поверхностных слоев к критическому значению – $\Delta u_{e*i}(t)$, тем ближе их состояние в момент времени t к разрушению.

По физическому смыслу эти слагаемые в сумме определяют работу механической (деформационной) составляющей $f_{\text{мех}} F_n V_{\text{ск}} t$ силы трения, так как отражают уровень деформационного упрочнения материалов поверхностных слоев и накопленную к моменту времени t степень необратимой поврежденности их структуры [4, 10]. Поэтому из общего закона сохранения энергии (10) можно выделить закон сохранения этой части внешней энергии в виде:

$$v_i f_{\text{мех}} F_n V_{\text{ск}} t = \Delta u_{ei}(t) V_{di}. \quad (11)$$

Согласно термодинамическому условию прочности [8, 12], те локальные объемы поверхностного слоя каждого трибоэлемента $\Delta V_i(t)$, в которых к моменту времени t величины $\Delta u_{ei}(t)$ достигают критического значения

$$\Delta u_{e*i} = \Delta H_{Si} - u_{e0i} - u_{Ti}, \quad (12)$$

разрушаются, отделяются от основного материала и выносятся из зоны контакта в виде продуктов износа. Здесь ΔH_{Si} – энтальпия плавления материалов трибоэлементов в жидком состоянии; u_{e0i} – плотность потенциальной составляющей внутренней энергии материалов поверхностных слоев в исходном состоянии, определяемая по уравнению (7.1); $u_{Ti}(t) = \rho_i(T_i) c_i(T_i) T_i$ – плотность кинетической составляющей внутренней энергии разрушаемых локальных объемов материалов поверхностных слоев трибоэлементов, нагретых до температур T_i ; $\rho_i(T_i)$, $c_i(T_i)$ – их плотность и теплоемкость.

Подставляя в уравнение (11) $\Delta u_{ei}(t) = \Delta u_{e*i}$, $V_{di} = \Delta V_i(t) = y_i(t) A_{Ti}$ и решая его относительно скорости линейного изнашивания $\dot{y}_i = \frac{y_i(t)}{t_i}$ трибоэлементов, получим уравнение (4) повреждаемости деталей второго класса:

$$\dot{y}_i = \frac{\alpha_i^* v_i f_{\text{мех}} P_a V_{\text{ск}}}{\Delta u_{e*i}}, \quad (13)$$

где $\alpha_i^* = \frac{A_a}{A_{Ti}}$ – коэффициент перекрытия (A_a и A_{Ti} – номинальная площадь контакта и площади трения эле-

ментов); $f_{\text{мех}}$ – механическая составляющая коэффициента трения, определяемая согласно работе [11] для стационарных условий в функции физико-механических характеристик материалов поверхностных слоев при температуре T_i , вычисляемой по методике А.В. Чичинадзе [15]; $p_a = \frac{F_n}{A_a}$ – среднее номинальное давление на контакте.

Таким образом, система уравнений (3.1) и (13) становится статически определимой и также позволяет на основе сравнительного анализа ресурса различных вариантов конструкции проектируемого узла трения обеспечить требуемый в техническом задании уровень его долговечности.

Предложенный метод исследования проектного ресурса деталей машин по критериям прочности и износостойкости материалов без проведения модельных или натурных экспериментов практически реализован на ряде металлургических предприятий, в частности [3]:

- при проектной оценке реконструкции привода вращения обжиговой печи по критерию прочности фундаментных болтов;
- для повышения долговечности системы уравнивания прокатных валков по критериям износостойкости уплотняющих элементов исполнительных гидродвигателей;
- для продления ресурса системы очистки горячекатаных полос от окалина по критериям износостойкости пар трения гидрораспределителей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Проников А.С. Параметрическая надежность машин. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. – 560 с.
2. Надежность в машиностроении: Справочник. / Под общ. ред. В.В. Шашкина, Г.П. Карзова. – СПб.: Политехника, 1992. – 719 с.

3. Болотин В.В. Прогнозирование ресурса машин и конструкций. – М.: Машиностроение, 1984. – 312 с.
4. Анцупов А.В. (мл.), Анцупов А.В., Анцупов В.П. Теория и практика обеспечения надежности деталей машин по критериям кинетической прочности и износостойкости материалов. – Магнитогорск: Изд-во МГТУ им. Г.И. Носова, 2015. – 308 с.
5. Анцупов А.В., Анцупов А.В. (мл.), Губин А.С. и др. Прогнозирование показателей надежности трибосопряжений: Материалы 68-й Межрегион. науч.-технич. конф. «Актуальные проблемы современной науки, техники и образования». – Магнитогорск: МГТУ, 2010. Т. 1. С. 262 – 264.
6. Надежность машиностроительной продукции: практическое руководство по нормированию, подтверждению и обеспечению. – М.: Изд-во стандартов, 1990. – 328 с.
7. Решетов Д.Н., Иванов А.С., Фадеев В.З. Надежность машин: Учеб. пособие. – М.: Высшая школа, 1988. – 235 с.
8. Федоров В.В. Кинетика повреждаемости и разрушения твердых тел. – Ташкент: Изд-во «Фан» УзССР, 1985. – 165 с.
9. Федоров В.В. Основы эргодинамики и синергетики деформируемых тел. Ч. III. Основы эргодинамики деформируемых тел / Под ред. С.В. Федорова. – Калининград: Изд-во КГТУ, 2014. – 222 с.
10. Анцупов В.П., Анцупов А.В., Анцупов А.В. (мл.) и др. Структурно-энергетический подход к оценке фрикционной надежности материалов и деталей машин: Материалы 66-й науч.-техн. конф. – Магнитогорск: МГТУ, 2008. Т. 1. С. 258 – 262.
11. Крагельский И.В. Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
12. Крагельский И.В., Фляйшер Г., Комбалов В.С., Тум Г. Расчет трения, износа и долговечности с позиций молекулярно-механической, усталостной и энергетической теорий // Проблемы автоматизации машиностроения. 1986. № 12. С. 13 – 24.
13. Федоров С.В. Основы трибозергодинамики и физико-химические предпосылки теории совместимости. – Калининград: КГТУ, 2003. – 409 с.
14. Протасов Б.В. Энергетические соотношения в трибосопряжении и прогнозирование его долговечности. – Саратов: Саратовский университет, 1979. – 152 с.
15. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / А.В. Чичинадзе, Э.М. Берлингер, Э.Д. Браун и др. / Под общ. ред. А.В. Чичинадзе. – М.: Машиностроение, 2003. – 576 с.

Поступила 3 июля 2015 г.

ANALYTICAL METHOD FOR PROJECT RESOURCE ESTIMATION OF METALLURGICAL MACHINERY PARTS

A.V. Antsupov (Jr.), A.V. Antsupov, V.P. Antsupov

Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

Abstract. A theoretical method is proposed to predict the service life of metallurgical machinery parts according to the safety criterion of materials without the use of experimental data. It is based on the method of setting and solving the boundary value problems of the physical theory of mechanical systems element reliability rate. The main task of the research was to describe the process of formation of an element failure represented as a system of basic equations of the theory of parametric reliability of technical objects with the kinetic equation of its degradation (aging or defectiveness) in the process of future operation. The following equations are formed for the selected state parameter of the studied object as the basic equations of the theory of reliability: the equation of its evolution, the transition equation in limit state and the

equation for calculation of design service life. The type of degradation equation is determined by the given conditions of loading of the product and the conjecturable criterion of its destruction. V.V. Fedorov's fundamental equation of the thermodynamic theory of strength is used as degradation equation for the machinery parts in which static or cyclic loading conditions require their external probability of failure on the criteria of volume destruction. The universal dependence to calculate the average speed of damage to the structure of the most loaded volume of the test element in stationary loading conditions is proposed on its basis. The coefficient was calculated to take into account the resistance of the material structure according to Le Chatelier's principle for the entire period of loading process until the destruction is detected. Energy-dependent basic mechanical concept of friction units is used as the degradation equation for details of machines operating under boundary friction. It is derived on the basis of the joint solution of the equations of energy and structural-molecular-mechanical theory of friction and allows us to evaluate the wear rate of frictional

elements in steady-state conditions of friction engagement without experimental studies. The proposed method of analytical assessment of the predicted life (project life) of machinery parts is used in practice to increase the wearing quality of a number of metallurgical units as a method of formulating and solving boundary value problems of the physical theory of reliability on criteria for strength and total operation time of materials.

Keywords: reliability, durability, resource, prediction, boundary value problem, criterion, strength, wear resistance.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-30-35

REFERENCES

1. Pronikov A.S. *Parametricheskaya nadezhnost' mashin* [Parametric reliability of machines]. Moscow: Izd-vo MG TU im. N.E. Bauman, 2002, 560 p. (In Russ.).
2. *Nadezhnost' v mashinostroenii: Spravochnik* [Reliability in engineering: handbook]. Shashkin V.V., Karzova G.P. eds. St. Petersburg: Politekhnik, 1992, 719 p. (In Russ.).
3. Bolotin V.V. *Prognozirovanie resursa mashin i konstruktssii* [Life prediction of machines and structures]. Moscow: Mashinostroenie, 1984, 312 p. (In Russ.).
4. Antsupov A.V. (Jr.), Antsupov A.V., Antsupov V.P. *Teoriya i praktika obespecheniya nadezhnosti detalei mashin po kriteriyam kineticheskoi prochnosti i iznosostoikosti materialov: monografiya* [Theory and practice of assurance of machine parts reliability according to the criteria of kinetic strength and wear resistance of material]. Magnitogorsk: Izd-vo MG TU im. G.I. Nosova, 2015, 308 p. (In Russ.).
5. Antsupov A.V., Antsupov A.V. (Jr.), Gubin A.S. etc. Prediction of reliability indices of tribocoupling. In: *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya: materialy 68-i mezhregional'noi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii* [Actual problems of modern science, technology and education: Proceedings of the 68th Inter-regional Scientific and Technical Conference]. Magnitogorsk: MG TU, 2010, vol. 1, pp. 262–264. (In Russ.).
6. *Nadezhnost' mashinostroitel'noi produktsii: prakticheskoe rukovodstvo po normirovaniyu, podverzhdeniyu i obespecheniyu* [Reliability of engineering products: practical guidance on standardization, validation and maintenance]. Moscow: Izdatel'stvo standartov. 1990, 328 p. (In Russ.).
7. Reshetov D.N., Ivanov A.S., Fadeev V.Z. *Nadezhnost' mashin: ucheb. posobie* [Machine reliability: tutorial]. Moscow: Vysshaya shkola, 1988, 235 p. (In Russ.).
8. Fedorov V.V. *Kinetika povrezhdaemosti i razrusheniya tverdykh tel* [Kinetics of damageability and break-down of solids]. Tashkent: Izdatel'stvo "Fan" UzSSR, 1985, 165 p. (In Russ.).
9. Fedorov V.V. *Osnovy ergodinamiki i sinergetiki deformiruemyykh tel. Ch. III. Osnovy ergodinamiki deformiruemyykh tel* [Fundamentals of ergodynamics and synergetics of deformable bodies. Part. 3. Fundamentals of ergodynamics of deformable bodies]. Fedorov S.V. ed. Kaliningrad: Izd-vo KGTU, 2014, 222 p. (In Russ.).
10. Antsupov V.P., Antsupov A.V., Antsupov A.V. (Jr.) etc. Structural and energy approach to estimation of reliability of materials and machinery parts. In: *Materialy 66-i nauch.-tekhn. konf.: sb. dokl.* [Proceedings of the 66th Scientific and Technical Conference: coll. of reports]. Magnitogorsk: MG TU, 2008, vol. 1, pp. 258–262. (In Russ.).
11. Kragel'skii I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [Fundamentals of friction and wear calculations]. Moscow: Mashinostroenie, 1977, 526 p. (In Russ.).
12. Kragel'skii I.V., Fleisher G., Kombalov V.S., Tum G. Calculation of friction, wear and durability from the standpoint of molecular-mechanical, fatigue and energy theories. *Problemy avtomatizatsii mashinostroeniya*. 1986, no. 12, pp. 13–24. (In Russ.).
13. Fedorov S.V. *Osnovy triboergodinamiki i fiziko-khimicheskie predposylki teorii sovmestimosti* [Basics of triboergodynamics and physico-chemical background of the compatibility theory]. Kaliningrad: KGTU, 2003, 409 p. (In Russ.).
14. Protasov B.V. *Energeticheskie sootnosheniya v tribosopryazhenii i prognozirovaniye ego dolgovechnosti* [Energy ratio in friction units and prediction of its durability]. Saratov: Saratovskii universitet, 1979, 152 p. (In Russ.).
15. Chichinadze A.V., Berlinger E.M., Braun E.D. etc. *Trenie, iznos i smazka (tribologiya i tribotekhnika)* [Friction, wear and grease (tribology and tribotechnics)]. Chichinadze A.V. ed. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 576 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.V. Antsupov (Jr.), Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Design and Operation of Metallurgical Machines and Equipment
A.V. Antsupov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Engineering Technology" (antsupov.alexander@gmail.com)
V.P. Antsupov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Design and Operation of Metallurgical Machines and Equipment

Received July 3, 2015

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БУРОВЫХ ДОЛОТ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ С ПРИМЕНЕНИЕМ НОВЫХ АЛМАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ*

Бугаков В.И.¹, д.т.н., зам. директора (bugakovv@hppi.troitsk.ru)

Лаптев А.И.², д.т.н., ведущий научный сотрудник научно-исследовательской
лаборатории сверхтвердых материалов (НИЛ СТМ) (laptev@misis.ru)

¹ Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН

(142190, Россия, Москва, Троицк, Калужское шоссе, 14)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Разработана оригинальная технология изготовления алмазных буровых долот диаметром до 212 мм при давлениях до 1,5 ГПа и температурах до 1250 °С, включающая спекание в тепло-электроизолирующей оболочке с электронагревателями в стальной камере высокого давления в течение 120 мин. При изготовлении долот методом спекания под высоким давлением в стальной камере высокого давления (КВД) установлено, что процесс спекания является производительным, оснастка для него может быть применена многократно. Разработана и изготовлена КВД типа цилиндр-поршень с рабочим диаметром до 280 мм. При изготовлении долот может быть использован как стальной корпус для напрессовки на него матричного материала с алмазами, так и целиком порошковый корпус с алмазами или отверстиями для последующего закрепления алмазов пайкой или механическим способом. Изготовлены долота с модельными режущими элементами из поликристаллических алмазов типа карбонадо, проверены их эксплуатационные свойства. При бурении блока мрамора при нагрузке до 50 кН и числе оборотов 355 об/мин была достигнута механическая скорость до 20 м/ч. Установлено, что разработанная технология позволяет сохранить режущие свойства алмазов типа карбонадо, по термостойкости являющихся аналогами алмазно-твердосплавных композитов РСД. Прочностные показатели долота обеспечивают возможность его эксплуатации при самых напряженных силовых режимах бурения, металлокерамическая матрица обеспечивает надежное закрепление режущих элементов алмазных композитов АСПК, является износостойкой и обладает высокой прочностью. Данная технология является энергосберегающей, экологически чистой и производительной. Она может быть применена для изготовления металлокерамического износостойкого, коррозионностойкого корпуса долота с последующим закреплением в нем режущих алмазных элементов методом пайки или механическим закреплением с использованием алмазных композиционных материалов типа РСД с различной термостойкостью.

Ключевые слова: алмазный композит, АСПК, АТП, РСД, КВД, спекание, связка алмазного инструмента, буровой инструмент, алмазные долота PDC.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-36-42

В настоящее время буровые работы на нефть и газ на 80 % обеспечиваются алмазными долотами. В качестве режущих элементов, как правило, используются алмазно-твердосплавные композиты типа РСД [1 – 6]. Алмазные долота, в основном, представляют собой стальной корпус с впаянными режущими элементами. Для повышения абразивной стойкости корпуса его покрывают износостойкими покрытиями различными методами. Алмазно-твердосплавные композиты РСД обладают высокой прочностью, режущей способностью, твер-

достью и трещиностойкостью. Недостатком данных композитов является их невысокая термостойкость, нагрев РСД более 700 °С приводит к снижению их работоспособности. Поэтому при пайке применяются припои на серебряной основе, которые имеют температуру пайки не выше 700 °С, хорошую теплопроводность, но невысокие прочностные и упругие свойства. Пониженная термостойкость РСД является следствием химического состава и способа получения РСД, которые изготавливают методом НРНТ (при высоких давлениях и температурах) [7 – 10] спеканием алмазных порошков на подложке из твердого сплава карбид вольфрама-кобальтовой группы. В процессе спекания кобальт из твердого сплава поступает в зону алмазного порошка, его наличие положительно сказывается на процессе спекания алмазного порошка в монолитную массу. В то же время кобальт является катализатором превращения графита в алмаз в условиях термодинамической стабильности алмаза, а также катализатором обратного превращения алмаза в графит в условиях термодина-

* Авторы выражают благодарность бывшим сотрудникам ИФВД РАН Коняеву Ю.С. и Довбне А.В. за участие в работе по разработке технологии спекания алмазного инструмента при высоких давлениях.

Данная работа выполнена в рамках федерального целевого проекта программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 гг.» по теме «Разработка технологии изготовления высокоэффективных долот горизонтального и наклонного бурения для нефтегазовой отрасли» при финансовой поддержке прикладных научных исследований Министерства образования и науки РФ. Соглашение № 14.581.21.0012 (уникальный идентификатор соглашения RFMEFI58115X0012).

мической стабильности графита, т. е. при нагреве при атмосферном давлении. Кроме этого, коэффициент термического расширения кобальта в несколько раз превышает коэффициент термического расширения алмаза и твердосплавной подложки, поэтому при пайке происходит образование термонапряжений в контактной области твердосплавной подложки – алмазный слой, что приводит к образованию зародышевых трещин и отслоению алмазного слоя от твердосплавной подложки. Для предотвращения отслоения алмазного слоя проводят удаление кобальта из алмазного слоя методами химического травления [11 – 14]. Однако этот метод малопроизводителен, требует защиты от вытравливания кобальта твердосплавной подложки, так как снижение содержания кобальта в твердосплавной подложке приводит к образованию повышенной пористости и снижению ее прочностных свойств. Аналогом РСД из композиционных алмазных материалов является алмазный поликристаллический композиционный материал типа «карбонадо» (АПКМ типа АСПК), получаемый синтезом из графита в присутствии металлов-катализаторов [15 – 16]. Для сохранения физико-механических свойств АСПК была разработана технология изготовления алмазного инструмента (буровых коронок, шлифголовок, сегментов, резцов и др.) при высоких давлениях до 1,5 ГПа и температурах до 1250 °С [17]. Применение высоких давлений полностью сохраняет свойства АСПК до температур 1050 – 1100 °С, что позволяет применять для изготовления инструмента прочные металлокерамические связки, в том числе и твердосплавные [18]. Появление твердосплавных смесей с наноразмерными частицами карбида вольфрама и кобальта позволило уменьшить температуру спекания твердых сплавов до 1100 °С [19 – 20], т. е. при относительно невысоких температурах можно изготовить целиком твердосплавные долота с алмазными режущими элементами.

Целью настоящей работы являлась разработка технологии изготовления алмазных буровых долот при высоких давлениях и высоких температурах (НРНТ). Поставленная цель решалась через разработку камеры высокого давления (КВД) с рабочим диаметром 280 мм для спекания долот диаметром 212 мм для гидравлического пресса высокого давления усилием 50 МН. В качестве алмазных режущих элементов использовали алмазные композиты АСПК размерами: диаметр 4 мм, высота 4 мм. Дополнительным преимуществом данного вида КВД для проведения горячего прессования является простота и дешевизна ее эксплуатации, надежность в работе, возможность широкого тиражирования, поскольку для ее изготовления используются традиционные конструкционные стали.

Назначение КВД состоит в удержании в рабочей зоне высокого давления, создаваемого в его цилиндрической части. Конструкция КВД должна обеспечивать устойчивую работу при многократном нагружении без

пластических деформаций на цилиндрической поверхности. Это необходимо для удовлетворения жестких требований, предъявляемых к размерам прессуемых изделий. Поэтому при расчете конструкции КВД необходимо обеспечить нагружение каждого его элемента в упругой области напряжений во всем диапазоне давлений, применяемых при спекании. Поскольку применяемые реально давления составляли 1,0 – 1,5 ГПа, обеспечивать надежную работу с помощью стального однослойного цилиндра не представлялось возможным. В связи с этим для расчета принимали многослойный вариант стальной камеры.

Задача расчета многослойной КВД состояла в определении по заданной величине рабочего давления оптимального количества и размеров колец, а также посадочных натягов между ними. Параллельно производили выбор соответствующих материалов для изготовления колец.

Расчет многослойных КВД базировался на использовании известных формул Ляме для нагруженных изнутри цилиндров. При расчете КВД величина высокого давления была принята равной 1,3 ГПа, размер наружного диаметра определялся размером загрузочного окна пресса и равнялся 890 мм. Для изготовления внутренних колец была использована сталь 40ХСН2М-ФВ, обладающая высокой прочностью до 450 – 500 °С, средних колец – ст. 3ХВ4СФ и наружных колец – ст. 5ХНВ. Схема разработанной КВД для создания высоких давлений при изготовлении долот диаметром 212 мм представлена на рис. 1.

Установка для горячего прессования была разработана и смонтирована на базе гидравлического пресса

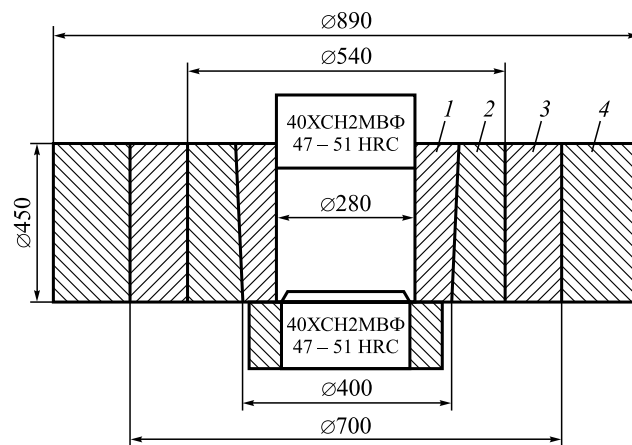


Рис. 1. Схема камеры высокого давления с диаметром рабочей зоны 280 мм:

1 – кольцо внутреннее 40ХСН2МФ, 47 – 51 HRC; 2 – кольцо среднее 3ХВ4СФ, 45 – 48 HRC; 3 – кольцо наружное 5ХНВ, 44 – 46 HRC; 4 – обойма, 5ХНВ, 42 – 45 HRC

Fig. 1. Scheme of the pressure chamber with the working area of 280 mm in diameter:

1 – inner ring of 40KhSN2MF, 47 – 51 HRC; 2 – ring average of 3KhV4SF, 45 – 48 HRC; 3 – external ring of 5KhNV, 44 – 46 HRC; 4 – holder of 5KhNV, 42 – 45 HRC

усилием 5000 тс (50 МН). Схема установки представлена на рис. 2.

Буровые долота имеют крупные габариты и сложную форму по сравнению с буровыми коронками. Их спекание под высоким давлением представляет значительные сложности на стадиях аппаратуры высокого давления. При спекании долот под высоким давлением необходимо обеспечить равномерность пропрессовки матричного металлокерамического порошка и деформаций окружающего материала КВД. Также сложной проблемой является создание однородного температурного поля по всему объему металлокерамической матрицы во время выдержки под давлением. На рис. 3 представлена схема сборки ячейки КВД для спекания долота.

При сборке долота перед спеканием целые заготовки АСПК в количестве 650 шт. (примерно 500 карат) размещали по определенной схеме по внутренней поверхности графитовой пресс-формы 2 с предварительно закрепленными в ней графитовыми вкладышами 3, служащими для формирования промывочных каналов. В целях снижения деформаций графитовой пресс-фор-

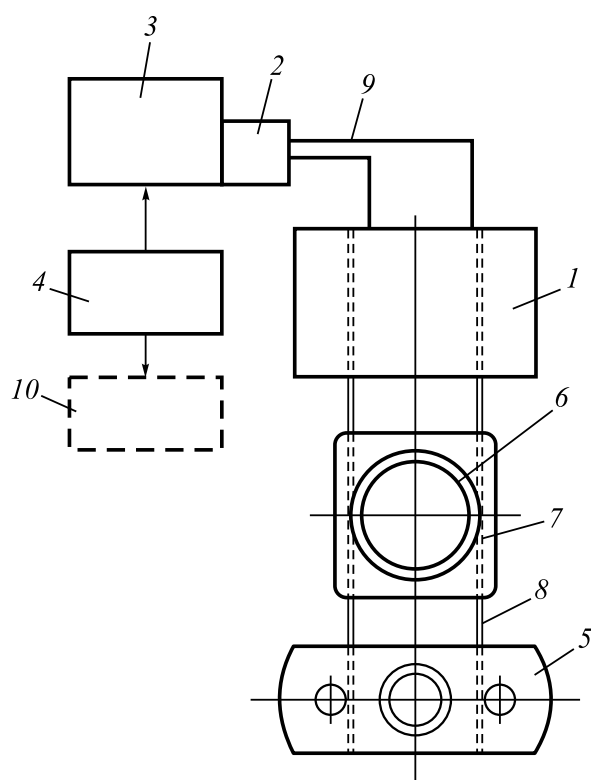


Рис. 2. Схема установки для создания высокого давления:
1 – гидравлический пресс усилием 5000 тс; 2 – силовой трансформатор сварочного типа; 3 – регулировочный трансформатор; 4 – пульт управления; 5 – распрессовочный гидравлический пресс усилием 100 тс; 6 – камера высокого давления; 7 – тележка; 8 – рельсы; 9 – электрические шины; 10 – насосная станция

Fig. 2. Scheme of apparatus for high pressure creating:
1 – hydraulic press with the force of 5000 t.f.; 2 – power transformer; 3 – control transformer; 4 – control unit; 5 – unloading hydraulic press with the force of 100 t.f.; 6 – high-pressure chamber; 7 – truck; 8 – rails; 9 – power bus; 10 – pumping station

мы и повышения их равномерности, а также обеспечения равномерности нагрева спекаемой матрицы и уменьшения габаритных размеров КВД, толщина графитовой пресс-формы была максимально уменьшена и уравнена по всему сечению. Одновременно, для обеспечения снижения общей усадки матричного металлокерамического слоя 4 при спекании и соблюдения требуемых размеров долота, была уменьшена его толщина по сравнению с обычной конструкцией алмазных долот. Для устранения искажения поверхности матрицы при ее усадке стальной корпус долота 5 выполнен по форме, максимально приближенной к форме долота. Для прочного механического соединения металлокерамической матрицы к стальному корпусу в нем были выполнены специальные выточки и канавки. Графитовые нагреватели для обеспечения равномерного разогрева долота выполнены составными: из токоподводящей 8 и тепловыделяющей 9 частей. Первая имеет трубчатую форму,

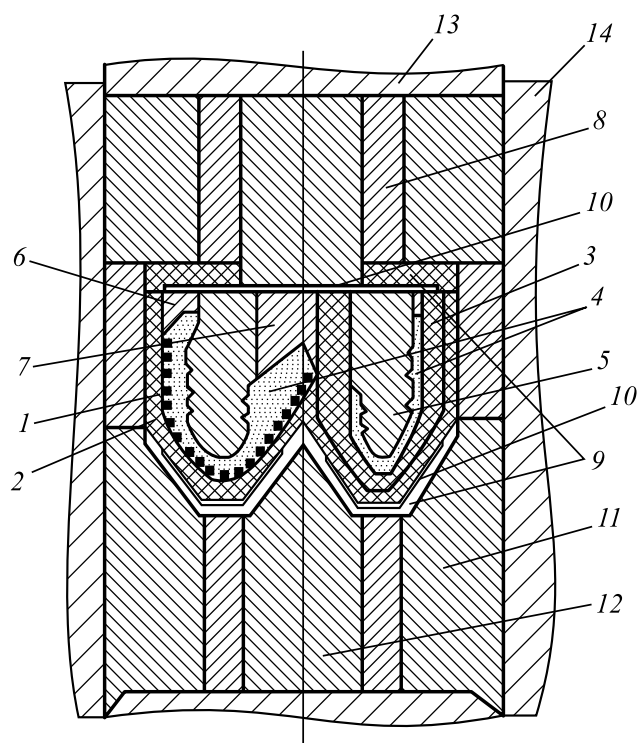


Рис. 3. Схема сборки КВД для горячего прессования алмазных долот:

1 – алмазы АСПК; 2 – графитовая пресс-форма; 3 – графитовые вкладыши; 4 – металлокерамическая матрица; 5 – стальной корпус долота; 6, 7 – стальные подпрессовочные пуансоны; 8 – графитовые токоподводящие нагреватели; 9 – графитовые тепловыделяющие нагреватели; 10 – электроизоляционные асбестовые прокладки (толщина 0,3 – 0,5 мм); 11 – пиррофиллитовые оболочки; 12 – пиррофиллитовые вкладыши; 13 – пуансоны; 14 – КВД

Fig. 3. Scheme of the pressure chamber assembly for hot pressing of diamond bits:

1 – PCD diamonds; 2 – graphite mold; 3 – graphite inserts; 4 – metal-ceramic matrix; 5 – steel body of the bit; 6, 7 – steel punches; 8 – current-carrying graphite heaters; 9 – graphite fuel heaters; 10 – asbestos insulating gaskets (thickness 0.3 – 0.5 mm); 11 – pyrophyllite shell; 12 – pyrophyllite liners; 13 – punches; 14 – pressure chamber

а вторая пластинчатую, причем ее толщина уменьшается в радиальном направлении от центра. Теплозащита стального контейнера и поршней от горячей зоны КВД осуществляется с помощью керамических оболочек 11 и вкладышей 12, изготовленных из прессованного порошка пиррофиллита с наружным диаметром 280 мм, поскольку внутренний диаметр контейнера КВД был ограничен 280 мм по техническим характеристикам применяемого прессового оборудования. В соответствии с объемом и удельной массой определяется количество металлокерамического матричного порошка и производится его разделение на доли, необходимые для формирования его торцевой, периферийной и центральной частей. Установкой верхнего нагревателя и теплоизолирующей оболочки завершали сборку камеры. Сверху на нее опускали поршень и аппарат на тележке вводили в гидравлический пресс, за счет осевого усилия которого в КВД создавали давление до 1,3 ГПа.

Разогрев зоны спекания производили постоянным током, вырабатываемым генератором типа НД 5000/10 000 А и подводили к нагревателям через шины к поршню и опоре КВД.

Режим спекания состоял в пятиминутном вводе электрической мощности до 25 кВт и последующей ее выдержке до достижения в зоне спекания температуры порядка 950 – 1000 °С, контролируемой по показаниям введенной в нее термопары. При этом, как следует из показаний термопары, рост температуры происходил с затухающей скоростью и время прогрева зоны спекания до 950 °С составляло 45 мин. Температурный режим представлен на рис. 4.

После достижения указанной температуры произво-

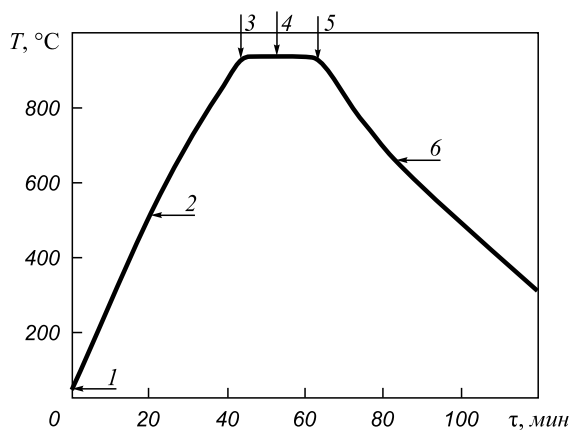


Рис. 4. Диаграмма температурного режима при спекании долот под высоким давлением:

1 – ввод электрической мощности; 2 – нагрев при 25 кВт; 3 – снижение электрической мощности до 12 кВт; 4 – выдержка при 12 кВт; 5 – снятие электрической мощности; 6 – охлаждение реакционной зоны под давлением

Fig. 4. Diagram of temperature mode during bits sintering under high pressure:

1 – input of electrical power; 2 – heating at 25 kW; 3 – reduction of electric power up to 12 kW; 4 – exposure at 12 kW; 5 – removal of electrical power; 6 – cooling of the reaction zone under pressure

дили сброс электрической мощности и останавливали генератор. Из-за высокой массы и хорошей теплоизоляции охлаждение долота происходит медленно. В течение часа температура снижается лишь до 300 °С, что исключает опасность развития термонапряжений в его матрице. При температуре около 300 °С производили снятие осевой нагрузки, распрессовывали КВД и извлекали из нее спеченное долото. Фотография спеченного долота приведена на рис. 5.

При визуальном обследовании установлено, что сколов или трещин в металлокерамической матрице или на границе ее со стальным корпусом не наблюдалось. Приведенные данные свидетельствуют, что режим спекания долот является удовлетворительным. Показания термопар, одновременно введенных в КВД во время спекания, указывают на различие не более 40 °С при температуре 950 °С, что является вполне удовлетворительным.

Испытания долота проводили на опытном стенде, оснащенном комплексом показывающей и самозаписывающей аппаратуры.

При бурении блока мрамора при нагрузке до 50 кН и числе оборотов 355 об/мин была достигнута механическая скорость до 20 м/ч. После проходки одного метра заметного износа, сколов и других дефектов режущих элементов АСПК обнаружено не было. При этом из-за некоторой неравномерности первоначального расположения режущих элементов АСПК по высоте, в работе участвовало около 10 % из общего числа. В дальнейшем испытания проводили на блоке

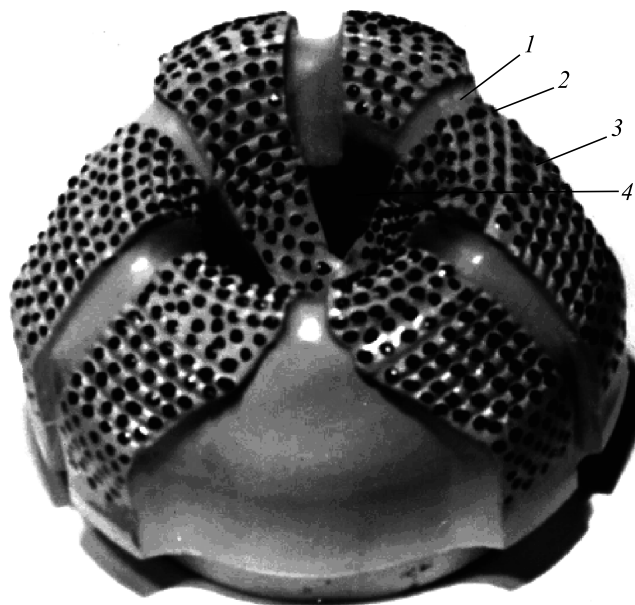


Рис. 5. Алмазное долото, полученное методом спекания под высоким давлением:

1 – корпус долота; 2 – режущий элемент АСПК; 3 – матрица; 4 – отверстие для бурового раствора

Fig. 5. Diamond bit obtained with high pressure sintering method: 1 – bit's body; 2 – cutting PCD element; 3 – matrix; 4 – hole for the drilling fluid

окварцованного песчаника, относящегося к X – XII категории буримости.

В процессе бурения окварцованного песчаника имел место заметный износ режущих элементов АСПК. При этом было отмечено, что в отличие от износа природных алмазов путем микро- и макровыкрашивания, он носил чисто абразивный характер с образованием по торцу режущих элементов плоских площадок с гладкой поверхностью и был аналогичен ранее отмеченному износу режущих элементов АСПК в буровых коронках. По мере частичного износа первоначально выступающих режущих элементов АСПК, все большее количество их включалось в работу, увеличивая тем самым суммарную площадь контакта с буримой породой. При этом наблюдалось резкое падение механической скорости бурения. Так, если в начале бурения блока окварцованного песчаника она составляла 1,8 м/ч при нагрузке 50 кН и скорости вращения 355 об/мин, то после проходки в нем 1 м механическая скорость упала при том же режиме бурения до 1 м/ч. При этом количество контактирующих с породой режущих элементов увеличилось с 10 до 25 %. Увеличение нагрузки до 100 кН и повышение числа оборотов до 470 об/мин привело к увеличению скорости бурения до 3 м/ч. В результате бурения и дальнейшего увеличения числа контактирующих с породой режущих элементов АСПК продолжался процесс снижения механической скорости бурения. После проходки в 1,5 м она снизилась до 1 м/ч. Число вступивших в работу режущих элементов АСПК составило при этом около 30 % от их общего количества, а максимальный износ не превышал 15 – 20 %.

Поскольку установленный на стенде буровой станок не позволяет в еще большей мере увеличить нагрузку, стендовые испытания долота на этом были прекращены. Учитывая, что промышленное буровое оборудование имеет осевое усилие до 100 – 120 кН, применение долот с таким содержанием режущих элементов АСПК при бурении пород сверхвысокой твердости не рационально. Использование разработанных долот с применением меньшего количества режущих элементов АСПК возможно при бурении пород до IX категории буримости.

Выводы. При изготовлении долот методом спекания под высоким давлением в стальной КВД установлено, что процесс спекания является производительным, оснастка для него может быть применена многократно. Прочностные показатели долота обеспечивают возможность его эксплуатации при самых напряженных силовых режимах бурения. Металлокерамическая матрица создает надежное закрепление режущих элементов АСПК, является износостойкой и обладает высокой прочностью. Учитывая высокую стойкость и стоимость буровых долот цельноспеченного типа, накопленный опыт и имеющееся уникальное прессовое оборудование, включающее уникальный пресс усилием 500 МН, представляется перспективным продол-

жать работы по изготовлению долот с использованием алмазных композиционных материалов типа PCD с различной термостойкостью. Также технология может быть применена для изготовления металлокерамического износостойкого, коррозионностойкого корпуса долота с последующим закреплением в нем режущих алмазных элементов методом пайки или механическим закреплением. Разработанная технология является энергосберегающей, экологически чистой и производительной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бессон А., Берр Б., Диллард С. и др. Новый взгляд на режущие элементы буровых долот // Нефтегазовое обозрение. 2002. Т. 7. № 1. С. 4 – 31.
2. Hungerford F., Ren T. Poly-crystalline diamond drill bit development. In 14th Coal Operators' Conference, University of Wollongong, The Australasian Institute of Mining and Metallurgy & Mine Managers Association of Australia. 2014. P. 293 – 300.
3. Scott D., Stockeydr D., Digiovanni A. Engineered geometries for PDC cutters extends the life and performance of PDC drill bits // Finer Points Superabrasive Industry Review. 2015. Summer. P. 19 – 20.
4. Шарипов А.Н., Мингазов Р.Р. Долота для бурения по твердым породам // Бурение и нефть. 2012. № 12. С. 46 – 48.
5. Трушкин О.Б., Попов А.Н. Выбор долот PDC в соответствии с твердостью и абразивностью горных пород // Территория «НЕФТЕГАЗ». 2015. № 6. С. 34 – 38.
6. García-Marro F., Mestra A., Kanyanta V. etc. Contact damage and residual strength in polycrystalline diamond (PCD) // Diamond & Related Materials. 2016. Vol. 65. P. 131 – 136.
7. Bellin F., Dourfaye A., King W., Thigpen M. The current state of PDC bit technology // World Oil. 2010. September Issue. P. 41 – 46.
8. Scott D. The history and impact of synthetic diamond cutters and diamond enhanced inserts on the oil and gas industry // Industrial Diamond Review. 2006. No. 1. P. 48 – 55.
9. Сергейчев К.Ф. Алмазные CVD-покрытия режущих инструментов (обзор) // Успехи прикладной физики. 2015. Т. 3. № 4. С. 342 – 376.
10. Sexton T.N., Cooley C.H. Polycrystalline diamond thrust bearings for down-hole oil and gas drilling tools // Wear. 2009. Vol. 267. P. 1041 – 1045.
11. Pat. 20140352228 US. Method of processing polycrystalline diamond material / Humphrey Samkelo Lungisani Sithebe, Andrew Ndlovu. 2014.
12. Pat. 20120152064 US. Protective system and chemical agents for leaching polycrystalline diamond elements / Ram L. Ladi, Carl Edward Wells, Bhupinder Kumar Kataria, Stephen W. Almond. 2012.
13. Pat. 7757791 US. Cutting elements formed from ultra hard materials having an enhanced construction / John Daniel Belnap, Stewart N. Middlemiss. 2010.
14. Yahiaoui M., Gerbaud L., Paris J.-Y. etc. A study on PDC drill bits quality // Wear. 2013. Vol. 298–299. P. 32 – 41.
15. Елютин А.В., Лаптев А.И., Манухин А.В. и др. Синтез поликристаллических алмазов «карбонадо» из пиррографита // Доклады РАН. 2001. Т. 378. № 6. С. 1 – 6.
16. Лаптев А.И. Классификация синтетических поликристаллических алмазов «Баллас» и «карбонадо» // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 1. С. 51 – 55.
17. Бугаков В.И., Коняев Ю.С. Высокоэффективный алмазный инструмент, изготовленный по оригинальной технологии с применением высоких давлений и температур, новых связей и алмазных материалов // Сверхтвердые материалы. 2001. № 6. С. 54 – 63.

18. Довбня А.В., Бугаков В.И., Коняев Ю.С. Высокоэффективное бурение горных пород высокой твердости коронками на основе АСПК // Алмазы и сверхтвердые материалы. 1982. № 3. С. 7–8.
19. Бугаков В.И., Елютин А.В., Караваев К.М. и др. Новый тип связок на основе никеля, легированного дибаридами титана и хрома, для алмазного камнеразрушающего инструмента // Изв. вуз. Цветная металлургия. 1998. № 5. С. 61–68.
20. Зайцев А.А., Вершинников В.И., Панов В.С. и др. Влияние технологических параметров спекания на структуру и свойства твердого сплава BK5 из CBC- порошка карбида вольфрама //

Изв. вуз. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013. № 3. С. 21–27.

21. Zaytsev A.A., Borovinskaya I.P., Vershinnikov V.I. etc. Near-nano and coarse-grain WC powders obtained by the self-propagating high-temperature synthesis and cemented carbides on their basis. Part I. Structure, composition and properties of WC powders // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2015. Vol. 50. P. 146–151.

Поступила 23 мая 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 1, pp. 36–42.

MANUFACTURING TECHNOLOGY OF DRILL BITS UNDER HIGH PRESSURE AND TEMPERATURE WITH THE APPLICATION OF NEW DIAMOND MATERIALS

V.I. Bugakov¹, A.I. Laptev²

¹ Institute for High Pressure Physics of RAS, Moscow, Russia

² National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. An original manufacturing technology of diamond drill bits with up to 212 mm at pressures up to 1.5 GPa and temperatures up to 1250 °C was developed. The bits were produced by sintering in a heat insulating jacket, an electrical insulating casing with electrical heaters in a steel high pressure cell for 120 min. In the manufacture of drill bits by sintering under high pressure in steel HPC it was found that the sintering process is productive and apparatus for it can be used repeatedly. It can be used steel casing for pressing the diamond matrix material on it. The whole body can be made of diamond powder or holes for fixing of diamonds by the subsequent soldering or by mechanical method. The authors have developed and manufactured a piston-cylinder type of HPC with a working diameter up to 280 mm by a high-pressure chamber. Also they have made a bit of model cutting elements such as polycrystalline carbonado diamonds and have tested their performance properties. When drilling of marble unit at load of 50 kN and the revolutions number of 355 rev/min the mechanical speed was reached up to 20 m/h. It was found that the developed technology allows to keep cutting properties such as carbonado diamonds have, which are analogues of PCD for thermal stability. Strength bit performance allows its operation under the most intense power drilling modes; metal-ceramic matrix provides a reliable fastening of the cutting elements. Carbonado is wear resistant and has high strength. This technology is energy efficient, environmentally friendly and productive, as the technology can be used for the manufacture of metal-ceramic wear-resistant, corrosion-resistant casing bit and then fixing it in the diamond cutting elements by soldering, or mechanical fastening, using a diamond composite materials of PCD types with different thermal stability.

Keywords: diamond composite, synthetic carbonado, PCD, HPHT Cell, sintering, bunch of diamond tools, drilling tools, diamond PDC bit.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-36-42

REFERENCES

1. Besson A., Berr B., Dillard S., Dreik E., Aivi B., Aivi K., Smit R., Uotson G. A new look at cutting elements of drill bits. *Neftegazovoe obozrenie*. 2002, vol. 7, no. 1, pp. 4–31. (In Russ.).
2. Hungerford F., Ren T. Poly-crystalline Diamond Drill Bit Development. In: *14th Coal Operators' Conference, University of Wollongong, The Australasian Institute of Mining and Metallurgy & Mine Managers Association of Australia*, 2014, pp. 293–300.
3. Scott D., Stockeydr D., Digiovanni A. Engineered geometries for PDC cutters extends the life and performance of PDC drill bits.

In: *Finer Points Superabrasive Industry Review*. 2015, Summer, pp. 19–20.

4. Sharipov A.N., Mingazov R.R. Drill bits for hard rock drilling. *Burenie i nefi'*. 2012, no. 12, pp. 46–48. (In Russ.).
5. Trushkin O.B., Popov A.N. Selection of PDC bits in accordance with the hardness and abrasive of rocks. *Territoriya "NEFTEGAZ"*. 2015, no. 6, pp. 34–38. (In Russ.).
6. García-Marro F., Mestra A., Kanyanta V., K. Maweja, Ozbayraktar S., Llanes L. Contact damage and residual strength in polycrystalline diamond (PCD). *Diamond & Related Materials*. 2016, vol. 65, pp. 131–136.
7. Bellin F., Dourfaye A., King W., Thigpen M. The current state of PDC bit technology. *World Oil*. 2010, September Issue, pp. 41–46.
8. Scott D. The history and impact of synthetic diamond cutters and diamond enhanced inserts on the oil and gas industry. *Industrial Diamond Review*. 2006, no. 1, pp. 48–55.
9. Sergeichev K.F. CVD-diamond coating of cutting tools (review). *Uspekhi prikladnoi fiziki*. 2015, vol. 3, no. 4, pp. 342–376. (In Russ.).
10. Sexton T.N., Cooley C.H. Polycrystalline diamond thrust bearings for down-hole oil and gas drilling tools. *Wear*. 2009, vol. 267, pp. 1041–1045.
11. Humphrey Samkelo Lungisani Sithebe, Andrew Ndlovu. *Method of processing polycrystalline diamond material*. Patent no. 20140352228 (US). 2014.
12. Ram L. Ladi, Carl Edward Wells, Bhupinder Kumar Kataria, Stephen W. Almond. *Protective system and chemical agents for leaching polycrystalline diamond elements*. Patent no. 20120152064 (US). 2012.
13. John Daniel Belnap, Stewart N. Middlemiss. *Cutting elements formed from ultra hard materials having an enhanced construction*. Patent no. 7757791 (US). 2010.
14. Yahiaoui M., Gerbaud L., Paris J.-Y., Denape J., Dourfaye A. A study on PDC drill bits quality. *Wear*. 2013, vol. 298–299, pp. 32–41.
15. Elyutin A.V., Laptev A.I., Manukhin A.V., Sannikov D.S., Kryukova L.M. Synthesis polycrystal diamonds 'carbonado' from pyrographite. *Doklady Akademii Nauk*. 2001, vol. 378, no. 6, pp. 769–785.
16. Laptev A.I. The classification of synthetic polycrystalline diamond "Ballas" AND "Carbonado". *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 1, pp. 51–55. (In Russ.).
17. Bugakov V.I., Konyaev Yu.S. High-performance diamond tools manufactured by the original technology with the use of high pressures and temperatures, the new matrix of diamond materials. *Sverkhтвердые материалы*. 2001, no. 6, pp. 54–63. (In Russ.).
18. Dovbnya A.V., Bugakov V.I., Konyaev Yu.S. Highly efficient drilling of rocks of high hardness by carbonado-based crowns. *Almazы i sverkhтвердые материалы*. 1982, no. 3, pp. 7–8. (In Russ.).
19. Bugakov V.I., Elyutin A.V., Karavaev K.M., Laptev A.I., Polushin N.I. A new type of matrices, based on nickel doped by dibarids of titanium and chromium, for diamond tools. *Izvestiya VUZov. Tsvetnaya metallurgiya*. 1998, no. 5, pp. 61–68. (In Russ.).

20. Zaitsev A.A., Vershinnikov V.I., Panov V.S., Levashov E.A., Borovinskaya I.P., Konyashin I.Yu., Rupasov S.I., Patsera E.I., Shumenko V.N., Zamulaeva E.I. Influence of production parameters of sintering on the structure and properties of VK5 hard alloy made of tungsten carbide SHS powder. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2014, vol. 55, no. 6, pp. 699–705.
21. Zaytsev A.A., Borovinskaya I.P., Vershinnikov V.I., Konyashin I.Yu., Patsera E.I., Levashov E.A., Ries B. Near-nano and coarse-grain WC powders obtained by the self-propagating high-temperature synthesis and cemented carbides on their basis. Part I: structure, composition and properties of WC powders. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2015, vol. 50, pp. 146–151.

Acknowledgements. The authors thank Y.S. Konyaeva and A.V. Dovbnya for participation in the work on the development of the diamond tool sintering technology at high pressures. This work was performed within the framework of the federal target program of the project

“Research and development on priority directions of scientific-technological complex of Russia for 2014–2020” on the theme “Development of technology for the manufacture of high-performance bits and horizontal directional drilling for oil and gas industry” agreement no. 14.581.21.0012 (the unique identifier of the agreement is RFME-FI58115X0012) with the financial support for applied researches by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation.

Information about the authors:

V.I. Bugakov, Dr. Sci. (Eng.), Deputy Director
(bugakovv@hppi.troitsk.ru)

A.I. Laptev, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory
“Superhard Materials” (laptev@misis.ru)

Received May 23, 2016

УДК:621.891

О НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРАХ СУХОГО СКОЛЬЗЯЩЕГО КОНТАКТА СТАЛЬ/СТАЛЬ ПРИ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ ТОКА*

Алеутдинова М.И.^{1,2}, к.т.н., научный сотрудник (aleut@ispms.tsc.ru)

Фадин В.В.¹, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник

Рубцов В.Е.^{1,3}, к.т.н., старший научный сотрудник

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

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

² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ

(636036, Россия, Томская обл., Северск, Коммунистический пр., 65)

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

Аннотация. Изучено поведение стали 3 при сухом скольжении под воздействием электрического тока высокой плотности. В этих условиях происходит пластическая деформация материала поверхностного слоя, повышается его температура, образуются новые фазы и структурные дефекты, что приводит к образованию слоя вторичных структур. Основным разрушающим фактором внешнего воздействия на поверхностный слой является контактная плотность тока. Показано, что средняя температура контакта и толщина слоя вторичных структур увеличиваются при возрастании плотности тока. Представлен характер изменения интенсивности изнашивания и электропроводности при изменении температуры контакта. Установлено, что интенсивность изнашивания линейно зависит от температуры контакта в режиме нормального изнашивания. Отмечено, что режим катастрофического изнашивания проявляется как резкое увеличение его интенсивности и одновременное уменьшение электропроводности контакта при его температуре 500 – 600 °С. Толщина слоя вторичных структур в этих условиях трения достигает 50 мкм.

Ключевые слова: средняя температура контакта, вторичные структуры, трение, интенсивность изнашивания, электропроводность скользящего контакта.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-43-47

Тяжелый режим трения вызывает высокие механические напряжения в микрообъемах, прилегающих к пятнам фактического контакта. Релаксация этих напряжений происходит часто за счет пластической деформации и структурных изменений материала поверхностного слоя (ПС). Возникает слой вторичных структур (ВС) [1], который в литературе обозначается также как «третье тело» [2], трибослой [3], фрикционный деформационный слой [4] и т. п. Толщина этого слоя характеризует глубину проникновения пластической деформации в зоне трибоконтакта. Выходные характеристики трибосистемы (интенсивность изнашивания, коэффициент трения, температура поверхностного слоя и др.) зависят от свойств слоя ВС.

Тяжелый режим трения реализуется, например, при высоком давлении или при высокой скорости скольжения, низком отводе тепла из зоны трения, отсутствии смазки, прохождении электрического тока по пятнам контакта. Средняя температура поверхностного слоя в этих условиях может достигать более 200 °С [5 – 8]. Научный интерес представляет определение средней температуры поверхности скольжения, так как температура влияет на прочностные свойства поверхностно-

го слоя более сильно, чем нагрузка или скорость скольжения или число циклов нагружения [7]. Известные методы оценки средней поверхностной температуры контакта [5 – 10] не всегда позволяют получить удовлетворительное представление о влиянии температуры на разрушение поверхностного слоя в условиях его неизбежной циклической пластической деформации. Из общих соображений следует ожидать уменьшение износостойкости при увеличении средней температуры поверхностного слоя. Однако с научной точки зрения представляет интерес получение более конкретных представлений о характере взаимной зависимости этих величин, а также их связи с толщиной слоя ВС. Модельной парой трения может служить скользящий электроконтакт сталь 3/сталь 45 по аналогии с рассмотренным в работе [11]. В этом случае контактная плотность тока является главным фактором, ответственным за увеличение температуры и разрушение ПС. Поэтому также представляет интерес зависимость средней температуры поверхностного слоя от контактной плотности тока.

Целью настоящей работы является получение начальных представлений о взаимосвязи контактной плотности тока, толщины слоя вторичных структур, средней поверхностной температуры и интенсивности

* Работа выполнена по проекту III.20.2.4 программы III.20.2 фундаментальных исследований СО РАН.

изнашивания стали 3 в условиях скользящего электроконтакта без смазки.

Модельный образец был получен из углеродистой стали 3 (Fe + 0,2 % C) твердостью HB = 2740 МПа. Металлографическое изучение сечения вторичных структур проведено на оптическом микроскопе Neophot-21. Интенсивность изнашивания стали 3 и электропроводность зоны трения определены в условиях скользящего электроконтакта без смазки при переменном токе (50 Гц), давлении $p = 0,13$ МПа, скорости скольжения $v = 5$ м/с на машине трения СМТ-1 по схеме «вал–коловка» (рис. 1, а). Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Дистанция скольжения составляла 9 км при каждой плотности тока. Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h = h/L$, где h – изменение высоты образца на дистанции скольжения L . Контактная плотность тока определена как $j = i/A_a$, где i – ток, протекающий через номинальную площадь контакта A_a .

Грань А образца находилась в одной плоскости с поверхностью В контртела. Распределение температуры вдоль вертикальной оси грани А образца и на контртеле около зоны контакта определено в относительных единицах с помощью тепловизора FLIR A655 sc. Грань А и поверхность В были покрыты лаком, чтобы обеспечить одинаковый коэффициент теплового излучения. Реальная температура любой точки этого распределения рассчитана с применением показаний термопары 3, расположенной на расстоянии $y = 2 - 3$ мм от поверхности контакта. Термопара крепилась к образцу точечной сваркой. Отсчет каждой температуры произведен при высоте образца $h_0 \approx 6$ мм. Средняя температура T_s поверхности скольжения образца есть максимум в определяемом распределении температуры для каждого режима трения.

Один из видов структурных изменений поверхностного слоя представлен в виде образования слоя вторичных структур белого цвета (рис. 1, б). Толщина этого

слоя увеличивается при увеличении плотности тока j (рис. 2, а). Видно, что скольжение при $j < 80$ А/см² не приводит к образованию заметного слоя ВС. Скольжение при $j = 80 - 400$ А/см² приводит к квазилинейному росту толщины d слоя ВС. Но при $j > 400$ А/см² происходит увеличение скорости образования толщины d . Токовая зависимость температуры T_s также близка к линейной в исследованном интервале j .

Скольжение при $T_s < 100$ °С происходит без заметного разрушения ПС, т. е. износ отсутствует и $I_h = 0$ (рис. 2, б). Увеличение T_s до 100 – 500 °С приводит к линейному увеличению I_h . Резкое увеличение I_h при $T_s > 500$ °С указывает на начало катастрофического изнашивания. Одновременно резко уменьшается удельная поверхностная электропроводность $r_s^{-1} = j/U$ (U – контактное падение напряжения, r – электросопротивление контакта) при $T_s > 500$ °С.

Следует отметить, что скольжение при $j < 80$ А/см² происходит при $I_h = 0$ [11]. Это связано с тем, что невысокая температура $T_s < 100$ °С при скольжении с $j < 80$ А/см² не вызывает заметной пластической деформации ПС, так как не наблюдается образования слоя ВС (толщина слоя ВС $d = 0$ мкм, см. рис. 2, а). Это значит, что пластическая деформация материала ПС происходит только до некоторого уровня, когда предел прочности не достигается. В этом случае материал поверхностного слоя находится в упрочненном состоянии при некоторой постоянной концентрации деформационных дефектов. Тогда реализуется упругая деформация микрообъемов, прилегающих к пятнам контакта, и материал ПС испытывает нагрузки в режиме многоциклового усталости, когда структурные дефекты накапливаются с низкой скоростью. Структурное состояние ПС можно считать стабильным. Разрушение ПС не наблюдается, что видно как $I_h = 0$ (см. рис. 2, б) при $j < 80$ А/см². Именно этот режим предусмотрен для практического

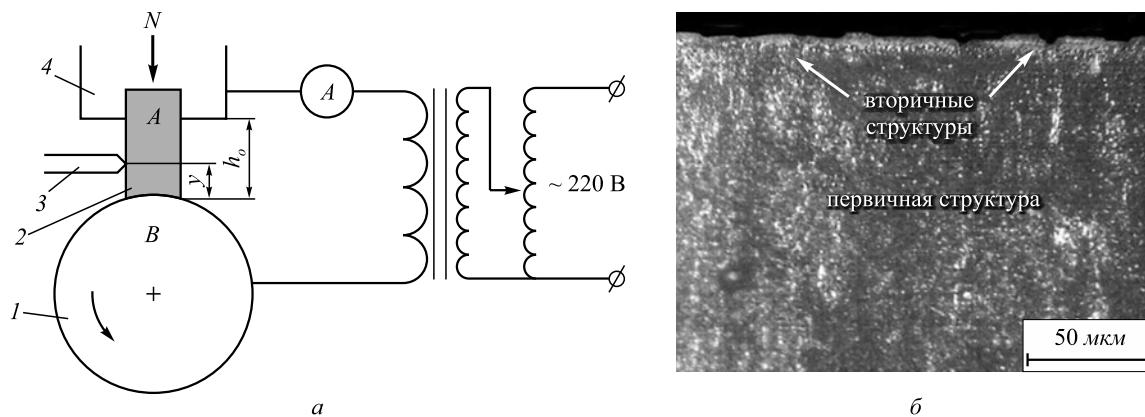


Рис. 1. Принципиальная схема трибосопряжения «pin-on-ring»: 1 – контртело (сталь 45, 50 HRC), 2 – образец (сталь 3), 3 – термопара, 4 – держатель образца (а); первичная структура стали 3 и сечение поверхностного слоя после скольжения при $j = 120$ А/см² (б)

Fig. 1. Scheme of «pin-on-ring» test configuration: 1 – counterbody (AISI 1045 steel, 50 HRC), 2 – specimen (0,2 % C steel), 3 – thermocouple, 4 – specimen holder (a); cross sections for initial structure and surface layer after sliding at $j = 120$ А/см² (b)

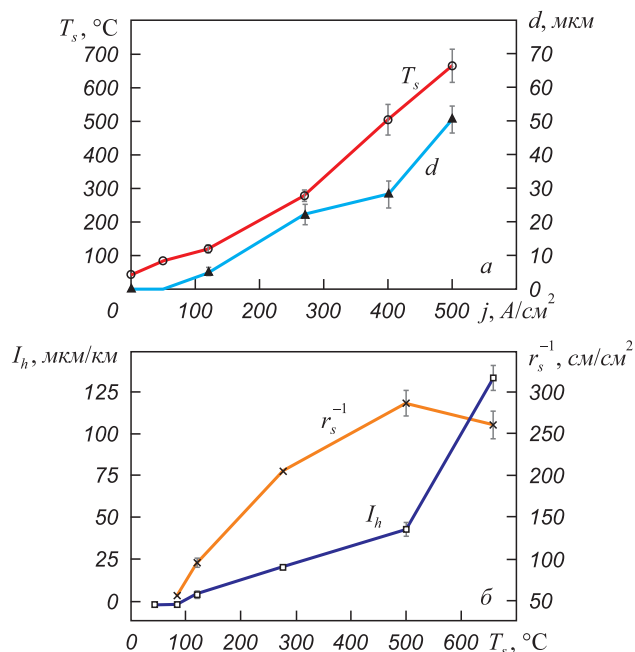


Рис. 2. Токовая зависимость средней температуры T_s контакта и толщины d слоя вторичных структур (а); влияние температуры T_s на интенсивность изнашивания I_h и поверхностную электропроводность r_s^{-1} (б)

Fig. 2. Current dependence of average contact temperature T_s and thickness d of friction induced structure layer (a); effect of temperature T_s on wear intensity I_h and surface electric conductivity r_s^{-1} (b)

применения, где выбор входных параметров трибосистемы определен отсутствием структурных изменений поверхностного слоя в процессе трения.

Режим нормального изнашивания характеризуется динамическим равновесием между образованием и разрушением слоя BC [1]. В условиях настоящего исследования этот режим ограничен значениями величин $j < j_c$ и $T_s < T_{sc}$. Толщина слоя BC является одной из характеристик контакта. Поэтому она зависит от условий контакта. Это обусловлено различием скорости пластической деформации ПС в разных условиях трения. Появление износа при скольжении с $j > 100 A/cm^2$ указывает на некоторую нестабильность структуры ПС вследствие снижения предела пластичности при увеличении T_s более 100 $^{\circ}C$ (см. рис. 2, а) и возникновения непрерывного процесса образования концентраторов напряжений на разных масштабных уровнях. Релаксация напряжений осуществляется за счет локальных пластических сдвигов в окрестности концентраторов напряжений [12]. Пластическая деформация микрообъемов ПС в условиях циклического нагружения приводит к локальному накоплению структурных дефектов (дислокаций, микропор и т. п.) до некоторой критической концентрации. При этом напряжения релаксируются за счет образования микротрещин. Поры собираются в скопления под трибослоем и образуют подповерхностные микротрещины, направленные параллельно поверхности скольжения [13], но выходящие на границу контакта [14]. В этом случае

образуются фрагменты разрушения ПС в виде лепестков. В настоящей работе увеличение температуры T_s приводит к появлению окислов железа, в основном FeO [11], что упрочняет слой BC , но уменьшает его способность к релаксации напряжений за счет пластических локальных сдвигов на малой глубине. Упрочнение поверхности скольжения окислами способствует переносу процессов деформации в более глубокие слои и увеличению толщины слоя BC . Соответственно увеличиваются скорость накопления дефектов структуры в условиях малоциклового усталости, скорость образования фрагментов разрушения BC и интенсивность изнашивания в целом (см. рис. 2, б).

Необходимо учитывать, что плотность тока $j = j_c$, при которой начинается катастрофическое изнашивание, зависит от геометрии контакта, геометрических размеров пары трения, скорости теплоотвода и т. п. Поэтому j_c может характеризовать износостойкость материала только в сравнении с j_c другого материала. Однако температура $T_s = T_{sc}$, при которой начинается катастрофическое изнашивание в некоторых заданных условиях скольжения, характеризует достижение предельного состояния материала ПС, когда возникает неустойчивость материала к сдвигу на макромасштабном уровне и реализуется неограниченное пластическое течение больших объемов вторичных структур, как показано в работе [15]. Можно предположить, что температура $T_s = T_{sc}$ конкретного материала (в рассматриваемом случае это сталь 3) значительно не изменится при скольжении в других условиях. Поэтому следует ожидать, что достижение температуры $T_s = T_{sc}$ при скольжении с низким теплоотводом через держатель образца приведет к катастрофическому разрушению материала ПС при более низкой $j = j_c$, чем $j_c \approx 400 A/cm^2$, как в настоящей работе. Таким образом, температура $T_s = T_{sc}$ является одним из основных факторов, контролирующих катастрофическое разрушение ПС. Можно предположить, что при $T_s > T_{sc}$ достигается скорость появления микропор в ПС, соответствующая преимущественному образованию подповерхностных микротрещин с критической длиной. Или скорость образования окислов достигает некоторого критического значения, достаточного для резкого уменьшения способности к релаксации напряжений и резкого уменьшения устойчивости к сдвигу на макромасштабном уровне.

Энергия внешнего воздействия, выделяющаяся в зоне контакта, диссипируется в виде потоков тепловой энергии в образец и контртело, а также в виде энергии, направленной на разрушение ПС и образование частиц износа. Если энергия, направленная на разрушение ПС (работа разрушения), заметно увеличится по сравнению с энергией тепловых потоков, то скорость роста T_s снизится и на токовой зависимости T_s наклон уменьшится при $j > 400 A/cm^2$. Однако наклон остается прежним, что указывает на то, что работа разрушения материала ПС изменяется пропорционально энергии

внешнего воздействия в зоне контакта. Можно ожидать, что T_s прямо пропорциональна тепловому потоку, направленному в образец [9]. Поэтому наклон токовой зависимости T_s обусловлен также токовой зависимостью этого теплового потока. Неизменность наклона зависимости $T_s(j)$ в режиме скольжения при $j > 270 \text{ А/см}^2$ (см. рис. 2, а) обусловлена тем, что тепловой поток, направленный в образец, также линейно зависит от j .

Образование окислов и структурных дефектов, а также рост T_s должны увеличить удельное электросопротивление BC и, тем самым, уменьшить электропроводность контакта в целом. Но это лишь общие соображения и доказать экспериментально это невозможно. Видно (см. рис. 2, б), что электропроводность r_s^{-1} контакта увеличивается при увеличении T_s (вследствие увеличения j) в условиях нормального изнашивания. Это связано с тем, что основной ток через контакт проходит в виде электроразрядов. Это значит, что номинальная площадь контакта является токопроводящей независимо от электропроводности на пятнах контакта. Уменьшение электропроводности контакта в режиме катастрофического изнашивания указывает на достижение некоторого критического значения общей концентрации структурных дефектов, которые сосредоточены, в первую очередь, на поверхности скольжения. В этом случае скорость образования дефектов преобладает над легкостью релаксации напряжений, возникающих в окрестности этих дефектов. Можно ожидать, что при $T_s > 500 \text{ }^\circ\text{C}$ напряжения должны релаксироваться легко за счет пластических микросдвигов в слое BC . Отсутствие удовлетворительной релаксации напряжений можно объяснить тем, что основными дефектами на поверхности скольжения являются окислы железа [11], которые образуются с высокой скоростью.

Выводы. Скольжение стали 3 по стали 45 под воздействием электрического тока высокой (более 100 А/см^2) контактной плотности без смазки вызывает изменение структуры поверхностного слоя, т. е. образуется слой вторичных структур. Толщина этого слоя увеличивается при возрастании плотности тока и достигает 50 мкм в условиях катастрофического изнашивания. В начале катастрофического изнашивания увеличивается наклон токовой зависимости толщины слоя вторичных структур. Средняя температура контакта растет при

увеличении контактной плотности тока. Нагревание поверхности скольжения до температуры более $500 \text{ }^\circ\text{C}$ вызывает катастрофическое изнашивание. Интенсивность изнашивания линейно зависит от температуры контакта в режиме нормального изнашивания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Костецкий Б.И. Структурно-энергетическая приспособляемость материалов при трении // Трение и износ. 1985. Т. 6. № 2. С. 201 – 212.
2. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombarov V.S. Friction and Wear Calculation Methods. Pergamon Press: New York, 1982. – 464 p.
3. Blau P.J. Friction Science and Technology: From Concepts to Applications. CRC Press, 2009 by Taylor & Francis Group, LLC. – 432 p.
4. Wang X., Wei X., Hong X. etc. Formation of sliding friction-induced deformation layer with nanocrystalline structure in T10 steel against 20CrMnTi steel // Appl. Surface Science. 2013. Vol. 280. P. 381 – 387.
5. Rahaman M.L., Zhang L. On the estimation of interface temperature during contact sliding of bulk metallic glass // Wear. 2014. Vol. 320. P. 77 – 86.
6. Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Rubtsov V.Ye. About wear and average surface temperature of copper or steel contacts at sliding current // AIP Conf. Proc. 2015. No. 1683. P. 020051-1-020051-4.
7. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / Под общ. ред. А.В. Чичинадзе. – М.: Машиностроение, 2003. – 576 с.
8. Braunovich M., Konchits V.V., Myshkin N.K. Electrical contacts. Fundamentals, Applications and Technology. Taylor & Francis Group, LLC, 2007. – 640 p.
9. Амосов А.П. Теплофизические модели трения инертных и взрывчатых материалов. – М.: Машиностроение, 2011. – 363 с.
10. Kennedy F.E., Lu Y., Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting // Tribology International. 2015. Vol. 82. P. 534 – 542.
11. Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Influence of cold working on the wear of AISI 1020 steel in dry sliding contact at high current density // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 6. P. 418 – 422.
12. Panin V.E. Synergetic principles of physical mesomechanics. Theor. Appl // Fracture Mech. 2001. Vol. 37. No. 1 – 3. P. 261 – 298.
13. Rao R.N., Das S., Mondal D.P., Dixit G. Mechanism of material removal during tribological behaviour of aluminium matrix (Al-Zn-Mg-Cu) composites // Tribology international. 2012. Vol. 53. P. 179 – 184.
14. Jankauskas V., Antonov M., Varnauskas V. etc. Effect of WC grain size and content on low stress abrasive wear of manual arc welded hard facings with low-carbon or stainless steel matrix // Wear. 2015. Vol. 328 – 329. P. 378 – 390.
15. Rhanafi-Benghalem N., Felder E., Loucif K., Montmitonnet P. Plastic deformation of 25CrMo4 steel during wear: Effect of the temperature, the normal force, the sliding velocity and the structural state // Wear. 2010. Vol. 268. P. 23 – 40.

Поступила 21 января 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 1, pp. 43–47.

ON SOME PARAMETERS OF DRY SLIDING CONTACT STEEL/STEEL AT HIGH CURRENT DENSITY

M.I. Aleutdinova^{1,2}, V.V. Fadin¹, V.E. Rubtsov^{1,3}

³National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

²Seversk Technological Institute, National Research Nuclear University, Seversk, Tomsk Region, Russia

Abstract. Behavior of AISI 1020 steel at dry sliding against AISI 1045 steel under electric current of high density was studied. The plastic deformation of surface layer, its temperature increasing, appearance of new phases and structure defects occur in these conditions. It leads to

formation of friction induced structures layer. Contact current density is the main deterioration factor of external action on surface layer. It is shown that average contact temperature and thickness of friction induced structure layer increase at current density increasing. The character of change of wear intensity and electric conductance at changing of contact temperature is represented. It is established that wear intensity linearly depends on the contact temperature at normal wear regime. It is noted that regime of catastrophic wear is revealed as sharp increasing of wear intensity and synchronous decreasing of electric contact conductance at contact temperature of 500–600 °C. The thickness of friction induced structure layer achieved the value of 50 µm in these conditions.

Keywords: average contact temperature, friction induced structures, wear intensity, electric conductance of sliding contact.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-43-47

REFERENCES

1. Kostetskii B.I. Structural and energetic adaptability of materials at friction. *Trenie i iznos*. 1985, vol. 6, no. 2, pp. 201–212. (In Russ.).
2. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombarov V.S. *Friction and wear calculation methods*. Pergamon Press: New York, 1982, 464 p.
3. Blau P.J. *Friction science and technology: from concepts to applications*. CRC Press, 2009 by Taylor & Francis Group, LLC, 432 p.
4. Wang X., Wei X., Hong X., Yang J., Wang W. Formation of sliding friction-induced deformation layer with nanocrystalline structure in T10 steel against 20CrMnTi steel. *Appl. Surface Science*. 2013, vol. 280, pp. 381–387.
5. Rahaman M.L., Zhang L. On the estimation of interface temperature during contact sliding of bulk metallic glass. *Wear*. 2014, vol. 320, pp. 77–86.
6. Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Rubtsov V.Ye. About wear and average surface temperature of copper or steel contacts at sliding current. *AIP Conf. Proc.* 2015, no. 1683, pp. 020051-1-020051-4.
7. *Trenie, iznos i smazka (tribologiya i tribotekhnika)* [Friction, wear and lubrication]. Chichinadze A.V. ed. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 576 p. (In Russ.).
8. Braunovich M., Konchits V.V., Myshkin N.K. *Electrical contacts. Fundamentals, applications and technology*. Taylor & Francis Group, LLC, 2007. 640 p.
9. Amosov A.P. *Teplofizicheskie modeli treniya inertnykh i vzryvchatykh materialov* [Thermal models of friction of inert materials and explosives]. Moscow: Mashinostroenie, 2011, 363 p. (In Russ.).
10. Kennedy F.E., Lu Y., Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting. *Tribology International*. 2015, vol. 82, pp. 534–542.
11. Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Influence of cold working on the wear of AISI 1020 steel in dry sliding contact at high current density. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 6, pp. 418–422.
12. Panin V.E. Synergetic principles of physical mesomechanics. *Theor. Appl. Fracture Mech.* 2001, vol. 37, no. 1–3, pp. 261–298.
13. Rao R.N., Das S., Mondal D.P., and Dixit G. Mechanism of material removal during tribological behaviour of aluminium matrix (Al-Zn-Mg-Cu) composites. *Tribology International*. 2012, vol. 53, pp. 179–184.
14. Jankauskas V., Antonov M., Varnauskas V., Skirkus R., and Goljandin D. Effect of WC grain size and content on low stress abrasive wear of manual arc welded hard facings with low-carbon or stainless steel matrix. *Wear*. 2015, vol. 328–329, pp. 378–390.
15. Rhanafi-Benghalem N., Felder E., Loucif K., Montmitonnet P. Plastic deformation of 25CrMo4 steel during wear: effect of the temperature, the normal force, the sliding velocity and the structural state. *Wear*. 2010, vol. 268, pp. 23–40.

Acknowledgements. The work was performed according to the draft III.20.2.4 of the program III.20.2 of SB RAS basic research.

Information about the authors:

M.I. Aleutdinova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate
(aleut@ispms.tsc.ru)
V.V. Fadin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher
V.E. Rubtsov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher

Received January 21, 2016

ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ПРИ БАРБОТАЖЕ ГАЗОМ-ВОССТАНОВИТЕЛЕМ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ОКСИДНОГО РАСПЛАВА СООБЩЕНИЕ 2. ПЛОТНОСТЬ И ПОВЕРХНОСТНЫЕ СВОЙСТВА

Вусихис А.С.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (vas58@mail.ru)

Леонтьев Л.И.^{2,3,4}, академик РАН, советник, д.т.н., профессор,

главный научный сотрудник (leo@imet.mplik.ru)

Ченцов В.П.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (vpc44@mail.ru)

Кудинов Д.З.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (d.kudinov@mail.ru)

Селиванов Е.Н.¹, д.т.н., зав. лабораторией пирометаллургии

цветных металлов (pcmlab@mail.ru)

¹ Институт металлургии УрО РАН

(620016, Россия, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

² Президиум РАН

(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 32а)

³ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

(119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

⁴ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Методом лежащей капли измерены плотность и поверхностное натяжение расплавов ферроникеля (0 – 100 % Ni) и окисленной никелевой руды (% (по массе): 14,8 Fe_{общ}; 7,1 FeO; 13,2 Fe₂O₃; 1,4 CaO; 16,2 MgO; 54,5 SiO₂; 4,8 Al₂O₃; 1,5 NiO; 1,2 Cr₂O₃), а также межфазное натяжение на их границе в интервале температур 1550 – 1750 °С. В этих интервалах плотность сплавов меняется от 7700 до 6900 кг/м³, поверхностное натяжение – от 1770 до 1570 мДж/м², межфазное натяжение – от 1650 до 1450 мДж/м², плотность оксидного расплава – от 2250 до 1750 кг/м³, поверхностное натяжение – от 310 до 290 мДж/м². Полученные результаты хорошо сходятся с литературными данными. Представлены функциональные зависимости, связывающие плотность, поверхностное и межфазное натяжение с температурой и составом расплавов. Зависимость плотности сплавов от температуры и содержания никеля отвечает уравнению первого порядка. Аналогичный вид имеет зависимость поверхностного и межфазного натяжения от температуры, в то время как от содержания никеля соответствует уравнению второго порядка. Плотность и поверхностное натяжение оксидного расплава линейно меняется от температуры. Полученные результаты предполагается использовать для описания процессов формирования металлической фазы при барботаже оксидного расплава монооксидом углерода.

Ключевые слова: металлическая фаза, оксидный расплав, поверхностные свойства, межфазное натяжение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-48-53

Известно большое количество работ, посвященных изучению поверхностных свойств металлических расплавов, в том числе системы Fe–Ni в широком интервале составов [1 – 6]. Физико-химические свойства силикатных систем хорошо известны [7 – 11], но данные о поверхностных свойствах расплавов, отвечающих составам окисленных никелевых руд, требуют уточнения. В рамках настоящей работы измерены величины плотности, поверхностного и межфазного натяжения металлического (ферроникеля) и оксидного (окисленной никелевой руды) расплавов в интервале температур 1550 – 1750 °С, необходимые для расчетов движения газа и металла при барботаже.

Измерение плотности и поверхностного натяжения расплавов проводили методом лежащей капли [12 – 14],

в котором капля рассматривается как симметричное тело вращения с вертикальной осью Z, совпадающей с направлением силы тяжести (рис. 1). Совокупность точек на поверхности капли отражается уравнением Лапласа

$$z = a^2 \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right), \quad (1)$$

где a – капиллярная постоянная, характерная для каждой жидкости; R_1 и R_2 – главные радиусы кривизны капли в точке A, имеющей координаты z и x и лежащей на поверхности капли.

Однозначного решения уравнения (1) не существует, однако оно может быть получено численными методами для заданной степени точности. Зная координаты

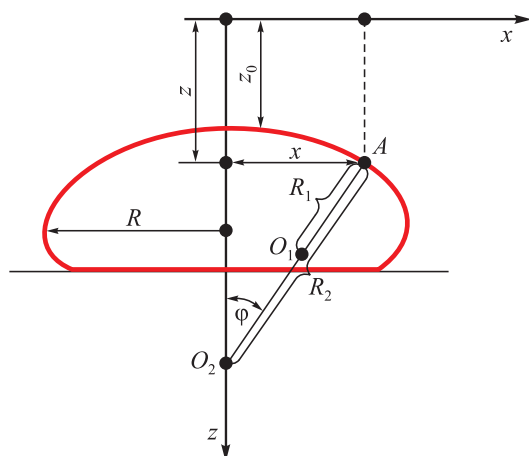


Рис. 1. Схема капли

Fig. 1. Drop scheme

всех точек на поверхности капли, определяют ее объем (V). Разность плотностей жидкости и термодинамически равновесной с ней газовой фазы ($\Delta\rho$) рассчитывают по уравнению

$$\Delta\rho = m/V, \quad (2)$$

где m – масса капли.

Поскольку плотность расплава многократно превышает плотность газа, с большой степенью точности эту величину можно считать плотностью расплава. Поверхностное натяжение (σ) вычисляют по выражению

$$\sigma = a^2 \Delta\rho g, \quad (3)$$

где a^2 – капиллярная постоянная.

В используемом методе измерений образцы металлических сплавов помещали на подложку из химически чистых оксидов алюминия или бериллия. Центральное сферическое углубление подложки позволяло увеличить объем исследуемого образца, что повышает точность измерений.

Для определения межфазного натяжения на границе оксидного и металлического расплавов использована методика [7], по которой в кольцевую канавку помещали металлический, а по центру – оксидный расплав (рис. 2). Вычисления межфазного натяжения проводили по формуле

$$\sigma_{12} = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - 2\sigma_1\sigma_2 \cos \Theta_{12}}, \quad (4)$$

где σ_{12} – межфазное натяжение на границе раздела расплавов; σ_1 и σ_2 – значения поверхностного натяжения металлического и оксидного расплавов; Θ_{12} – межфазный угол, образованный касательными к профилю ($\alpha + \beta$) межфазных поверхностей в точке контакта.

Экспериментальная установка для измерения свойств расплавов [14] (рис. 3) изготовлена из нержа-

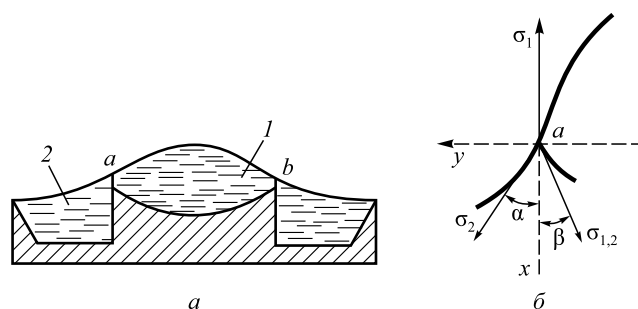


Рис. 2. Схема расположения (а) и контакта (б) оксидного (1) и металлического (2) расплавов при измерении межфазного натяжения

Fig. 2. Scheme of oxide (1) and metallic (2) melts disposal (a). Diagram of contacting phases (b)

вующей стали в виде горизонтальной цилиндрической вакуумной камеры. Внутри расположен вольфрамовый нагреватель и система коаксиальных цилиндрических молибденовых тепловых экранов. Вакуумная печь имеет водяное охлаждение. Визуализацию капли вели цифровой фотокамерой высокого разрешения, обмер капли и обработку данных – по разработанной программе на РС.

Измерения проведены в среде очищенного гелия. Сплавы железо–никель (от 0 до 100 % Ni) готовили из карбонильного железа и никеля Н0 чистотой 99,99 %. Образцы выплавляли при 1600 °С в алундовых тиглях в среде гелия. Оксидные расплавы готовили из силикатно-никелевой руды, которую спрессовывали в таблетки диаметром 12 мм и высотой 5 мм.

Таблетки устанавливали на молибденовую шайбу, а затем на подложку из карбонитрида бора, что предотвращало растекание капли при плавлении. Для экспериментов взята исходная руда, содержащая, % (по массе): 12,8 Fe_{общ}; 6,2 FeO; 11,5 Fe₂O₃; 1,2 CaO; 14,0 MgO; 47,2 SiO₂; 4,1 Al₂O₃; 1,3 NiO; 1,10 Cr₂O₃, потери при прокаливании 10,4. После расплавления оксидный расплав содержал, % (по массе): 14,8 Fe_{общ}; 7,1 FeO; 13,2 Fe₂O₃; 1,4 CaO; 16,2 MgO; 54,5 SiO₂; 4,8 Al₂O₃; 1,5 NiO; 1,2 Cr₂O₃.

Как показали измерения (рис. 4), плотность (ρ_1) расплавов Fe–Ni зависит от содержания никеля и температуры. В частности, она уменьшается с ростом температуры и содержания железа в сплаве.

Для железа и никеля экспериментальные данные с высокой точностью ($R^2 - 0,999$) соответствуют уравнениям:

$$\begin{aligned} \rho_{\text{Fe}} &= 6996 - 0,83(t - 1550); \\ \rho_{\text{Ni}} &= 7666 - 0,87(t - 1550). \end{aligned} \quad (5)$$

По литературным данным [10] плотности (кг/м³) железа и никеля меняются с температурой по уравнениям:

$$\begin{aligned} \rho_{\text{Fe}} &= (7050 \pm 7) - (0,72 \pm 0,017)(t - 1534); \\ \rho_{\text{Ni}} &= 7780 - 6,6(t - 1453). \end{aligned} \quad (6)$$

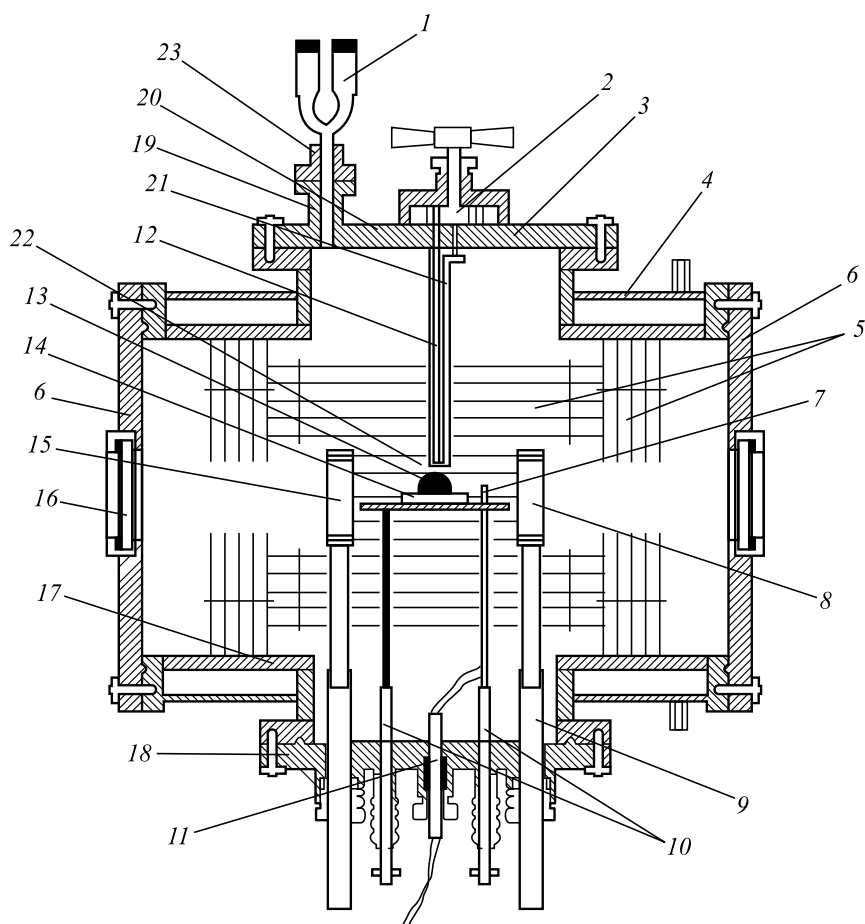


Рис. 3. Схема установки:

1 – датчик вакуума; 2 – барабан дозатора; 3 – верхний фланец; 4 – кожух водяного охлаждения; 5 – система тепловых экранов; 6 – боковые фланцы; 7 – термопара; 8 – нагреватель; 9 – токоввод; 10 – вакуумные и механические вводы; 11 – термопарный ввод; 12 – спускная трубка; 13 – капля металла; 14 – подложка; 15 – столик; 16 – кварцевое стекло; 17 – корпус вакуумной печи; 18 – нижний фланец; 19 – шестерня; 20 – шток; 21 – пружина; 22 – алундовый затвор; 23 – корпус дозатора

Fig. 3. Installation outline:

1 – vacuum sensor; 2 – dosing unit barrel; 3 – upper collet; 4 – water cooling cover; 5 – thermal screens system; 6 – flank collets; 7 – thermocouple; 8 – heater; 9 – current lead; 10 – vacuum mechanical lead; 11 – thermocouple lead; 12 – loading tube; 13 – drop of melt; 14 – substrate; 15 – specimen table; 16 – quartz glass; 17 – vacuum furnace body; 18 – bottom collet; 19 – gear; 20 – molybdenum rod; 21 – spring; 22 – alundum shutter; 23 – dosing unit body

Высокая сходимость литературных и полученных в настоящей работе результатов указывает на надежность выбранной методики и полученных данных. Плотность железоникелевых сплавов в диапазоне содержаний никеля (C_{Ni}) от 0 до 100 % и интервале температур 1550 – 1750 °C отвечает уравнению ($R^2 = 0,998$)

$$\rho_1 = [6996 + 6,7(C_{Ni})] - [0,83 + 0,0004(C_{Ni})](t - 1550). \quad (7)$$

На рис. 5 представлена зависимость поверхностного натяжения (σ_1) сплава от температуры при различном содержании никеля. Поверхностное натяжение сплавов уменьшается с ростом температуры. В никельсодержащих сплавах температурный коэффициент изменения поверхностного натяжения для сплавов и никеля равен 0,2–0,3, в то время для чистого железа он достигает 1,01 мДж/м²·град.

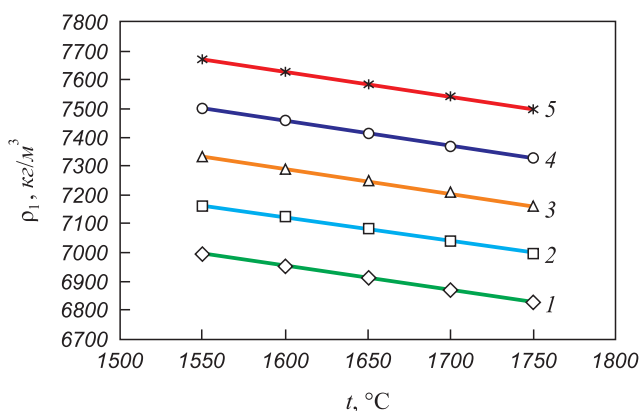


Рис. 4. Зависимость плотности (ρ_1) железоникелевого расплава от температуры и содержания Ni, %:
0 (1), 25 (2), 50 (3), 75 (4), 100 (5)

Fig. 4. Temperature dependence of iron-nickel melt density of an alloy:
0 (1), 25 (2), 50 (3), 75 (4), 100 (5) % Ni

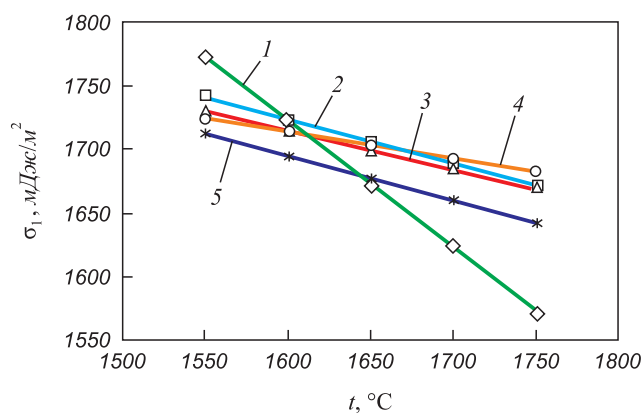


Рис. 5. Зависимость поверхностного натяжения (σ_1) железоникелевого расплава от температуры и содержания никеля, %: 0 (1), 25 (2), 50 (3), 75 (4), 100 (5)

Fig. 5. Temperature dependence of iron-nickel melt surface tension of an alloy: 0 (1), 25 (2), 50 (3), 75 (4), 100 (5) % Ni

По экспериментальным данным установлены следующие функциональные зависимости для железа и никеля ($R^2 - 0,999$):

$$\begin{aligned}\sigma_{\text{Fe}} &= 1773 - 1,01(t - 1550); \\ \sigma_{\text{Ni}} &= 1713 - 0,364(t - 1550).\end{aligned}\quad (8)$$

По литературным данным [10] величины σ_{Fe} и σ_{Ni} меняются с температурой в соответствии с уравнениями:

$$\begin{aligned}\sigma_{\text{Fe}} &= (1856 \pm 2,3) - (0,23 \pm 0,02)(t - 1534); \\ \sigma_{\text{Ni}} &= 1745 - 0,34(t - 1500).\end{aligned}\quad (9)$$

Сравнение указывает на близость измеренных значений σ_{Ni} с литературными данными. Экспериментальные величины σ_{Fe} несколько ниже приведенных в литературе, что может быть связано с отсутствием контроля над содержанием кислорода в сплаве.

Данные о поверхностном натяжении (σ_1 , мДж/м²) железоникелевых расплавов в диапазоне содержаний никеля (C_{Ni}) от 0 до 100 % и интервале температур 1550 – 1750 °C обобщены уравнением ($R^2 - 0,998$)

$$\begin{aligned}\sigma_1 &= [0,0059C_{\text{Ni}}^2 - 1,1432C_{\text{Ni}} + 1770] - \\ &- [0,0002C_{\text{Ni}}^2 - 0,024C_{\text{Ni}} + 0,96](t - 1550).\end{aligned}\quad (10)$$

Значения поверхностного натяжения (σ_2) и плотности (ρ_2) оксидного расплава (рис. 6) существенно ниже, чем для металлического расплава и близки к данным, полученным для подобных систем [5, 7].

Изменения плотности (ρ_2 , кг/м³) и поверхностного натяжения (σ_2 , мДж/м²) оксидного расплава подчиняются уравнениям:

$$\rho_2 = 2247 - 2,1(t - 1550); \quad (11)$$

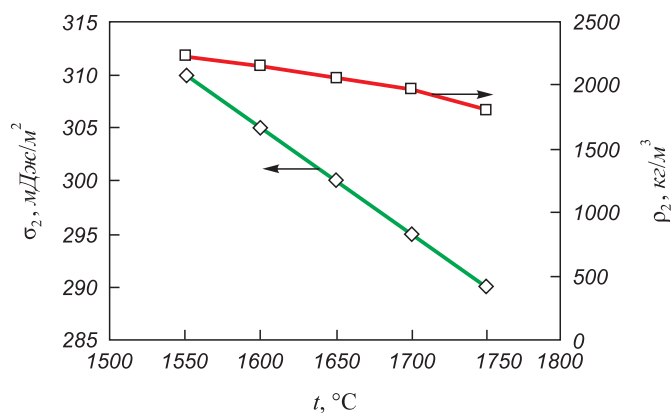


Рис. 6. Зависимость поверхностного натяжения (σ_2) и плотности (ρ_2) оксидного расплава от температуры

Fig. 6. Temperature dependence of oxide melt surface tension (σ_2) and density (ρ_2)

$$\sigma_2 = 310 - 0,1(t - 1550). \quad (12)$$

Межфазное натяжение (σ_{12} , мДж/м²) на границе металлический сплав – оксидный расплав уменьшается с температурой и содержанием никеля (рис. 7). Для оценки межфазного натяжения на границе железоникелевый – оксидный расплав предложено уравнение ($R^2 - 0,998$)

$$\begin{aligned}\sigma_{12} &= [0,0069C_{\text{Ni}}^2 - 1,2727C_{\text{Ni}} + 1650] - \\ &- [0,0002C_{\text{Ni}}^2 - 0,024C_{\text{Ni}} + 0,96](t - 1550).\end{aligned}\quad (13)$$

Так же как и поверхностное натяжение, межфазное натяжение линейно меняется с температурой и квадратично с содержанием никеля в сплаве.

Выводы. Измерены плотности, поверхностные и межфазные натяжения ферроникеля и расплава окисленной

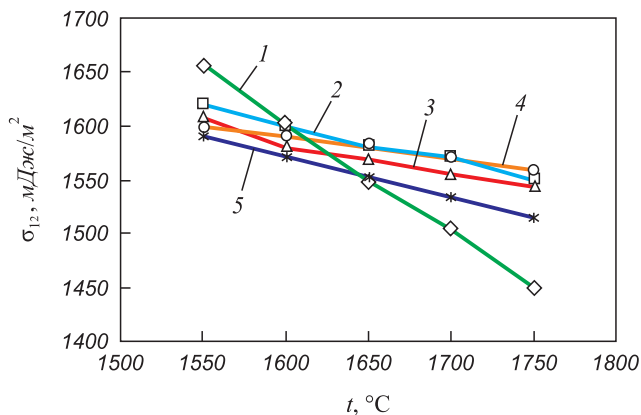


Рис. 7. Зависимость межфазного натяжения (σ_{12}) на границе железоникелевый – оксидный расплав от температуры и содержания никеля, %: 0 (1), 25 (2), 50 (3), 75 (4), 100 (5) % Ni

Fig. 7. Temperature dependence of interfacial tension (σ_{12}) on the iron – oxide melts boundary for nickel content: 0 (1), 25 (2), 50 (3), 75 (4), 100 (5) % Ni

никелевой руды в интервале температур 1550 – 1750 °С. Данные обобщены в виде функциональных зависимостей, связывающих плотности, поверхностные и межфазные натяжения с температурой и составом.

Полученные результаты могут быть использованы для описания процессов формирования металлической фазы при барботаже расплава окисленной никелевой руды монооксидом углерода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вертман А.А., Самарин А.М. Методы исследования свойств металлических расплавов. – М.: Наука, 1969. – 197 с.
2. Попель С.И., Щергин Л.М., Царевский Б.В. Температурная зависимость плотностей и поверхностного натяжения расплавов железо – никель // Журнал физической химии. 1969. Т. 43. № 9. С. 2365 – 2368.
3. Ниженко В.И., Флока Л.И. Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов (одно-и двухкомпонентные системы): Справочник. – М.: Металлургия, 1981. – 208 с.
4. Туркдоган Е.Т. Физическая химия высокотемпературных процессов. – М.: Металлургия, 1985. – 344 с.
5. Физическая химия неорганических материалов. Т. 2. Поверхностное натяжение и термодинамика металлических расплавов: Сб. науч. тр. / В.Н. Еременко, М.И. Иванов, Г.М. Лукашенко и др. – Киев: Наукова думка, 1988. – 328 с.
6. Островский О.И., Григорян В.А., Вишкарёв А.Ф. Свойства металлических расплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 304 с.
7. Попель С.И. Поверхностные явления в расплавах. – М.: Металлургия, 1994. – 440 с.
8. Ванюков А.В., Зайцев В.Я. Шлаки и штейны цветной металлургии. – М.: Металлургия, 1969. – 408 с.
9. Атлас шлаков: Справ. изд. / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1985. – 208 с.
10. Строение и свойства расплавленных оксидов / В.М. Денисов, Н.В. Белоусова, С.А. Истомин и др. – Екатеринбург: УрО РАН, 1999. – 500 с.
11. Нестеренко С.В., Овчинников Н.А., Хоменко В.М. Физические свойства металлургических шлаков: Справ. изд. – Донецк: Донеччина, 2001. – 224 с.
12. Арсентьев П.П., Яковлев В.В., Крашенинников М.Г. Физико-химические методы исследования металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1988. – 512 с.
13. Тавадзе Ф.Н., Хантадзе Д.В., Оникашвили Э.Г. Расчет поверхностного натяжения жидкости по форме лежащей капли // Журнал физической химии. 1970. Т. 44. № 11/12. С. 2910 – 2912.
14. Chentsov V.P., Shevchenko V.G., Mozgowoi A.G., Pokrasin M.A. Density and surface tension of heavy liquid-metal coolants: gallium and indium // Inorganic Materials: Applied Research, Materials of power engineering and radiation-resistant materials. 2011. Vol. 2. No. 5. P. 468 – 473.

Поступила 30 июня 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 1, pp. 48–53.

METALLIC PHASE FORMING IN BARBOTAGE OF MULTICOMPONENT OXIDE MELT BY REDUCTION GAS. REPORT 2. DENSITY AND SURFACE PROPERTIES

A.S. Vusikhis¹, L.I. Leont'ev^{2,3,4}, V.P. Chentsov¹, D.Z. Kudinov¹, E.N. Selivanov¹

¹Institute of Metallurgy, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

²Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences), Moscow, Russia

³Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

⁴National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Density and surface tension of ferronickel and oxidized Nickel ore melts are measured. Interfacial tension at this phases border at the 0 – 100 mas. % of nickel content in the metal phase and temperature range 1550 – 1750 °C is measured as well. Experimental results are generalized in the form of functional dependencies relating density, surface and interfacial tension with temperature and composition. The obtained data may be used for metallic phase formation processes analysis at the barbotage treatment of oxidized Nickel ore by carbon monoxide. Density and surface tension of the molten ferronickel (0 – 100 % Ni), and oxidized nickel ore melts (mas. %: 14.8 Fe_{total}, 7.1 FeO, 13.2 Fe₂O₃, 1.4 CaO, 16.2 MgO, 54.5 SiO₂, 4.8 Al₂O₃, 1.5 NiO, 1.2 Cr₂O₃) are measured by the of sessile drop method as well as the interfacial tension at the interface boundary in the 1550 – 1750 °C temperature interval. This alloys density varies from 7700 to 6900 kg/m³, oxide melt density – from 2250 to 1750 kg/m², surface tension – from 310 to 290 mJ/m². Obtained results agree well with the literature data. Functional temperature and concentration dependencies of density, surface and interfacial tension of the melts are presented. Temperature and concentration dependencies of the alloys meet first order equations. Similar form has temperature dependence

of surface and interfacial tension, while concentration dependence on nickel corresponds to the second order equation. The density and surface tension of the oxide melt meet linearly temperature dependence. The obtained results are supposed to use for description of metal phase formation in barbotage process of oxide melt by carbon monoxide.

Keywords: metallic phase, oxide melt, surface properties, interfacial tension.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-48-53

REFERENCES

1. Vertman A.A., Samarin A.M. *Metody issledovaniya svoystv metallicheskikh rasplavov* [Methods of investigation of metal melts properties]. Moscow: Nauka, 1969, 197 p. (In Russ.).
2. Popel' S.I., Shchergin L.M., Tsarevskii B.V. Temperature dependence of the density and surface tension of iron-nickel melts. *Zhurnal fizicheskoi khimii*. 1969, vol. 43, no. 9, pp. 2365–2368. (In Russ.).
3. Nizhenko V.I., Floka L.I. *Poverkhnostnoe ntyazhenie zhidkikh metallov i splavov (odno-i dvukhkomponentnye sistemy): Spravochnik* [Surface tension of liquid metals and alloys (one- and two-component systems): Handbook]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 208 p. (In Russ.).
4. Turkdogan E.T. *Physical chemistry of high-temperature processes*. Academic Press, 1980. 447 p. (Russ. ed. Turkdogan E.T. *Fizicheskaya khimiya vysokotemperaturnykh protsessov*. Moscow: Metallurgiya, 1985, 344 p.).
5. Eremenko V.N., Ivanov M.I., Lukashenko G.M., Martsenyuk P.S., Nizhenko V.I., Khilya G.P. *Fizicheskaya khimiya neorganicheskikh materialov. Tom 2. Poverkhnostnoe ntyazhenie i termodinamika metallicheskikh rasplavov. Sb. nauch. tr.* [Physical chemistry of inorganic materials. Vol. 2. Surface tension and thermodynamics

- of metal melts. Coll. of sci. papers]. Kiev: Naukova dumka, 1988, 328 p. (In Russ.).
6. Ostrovskii O.I., Grigoryan V.A., Vishkarev A.F. *Svoistva metallicheskikh rasplavov* [Properties of metallic melts]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 304 p. (In Russ.).
 7. Popel' S.I. *Poverkhnostnye yavleniya v rasplavakh* [Surface phenomena in melts]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 440 p. (In Russ.).
 8. Vanyukov A.V., Zaitsev V.Ya. *Shlaki i shteyny tsvetnoi metallurgii* [Slags and mattes of non-ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 408 p. (In Russ.).
 9. *Schlackenatlas*. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Verlag Stahleisen. 1981, 282 p. (Russ.ed.: *Atlas shlakov. Sprav.* Moscow: Metallurgiya, 1985, 208 p.).
 10. Denisov V.M., Belousova N.V., Istomin S.A., Bakhvalov S.G., Pastukhov E.A. *Stroenie i svoistva rasplavlennykh oksidov* [Structure and properties of the molten oxides]. Ekaterinburg: UrO RAN, 1999, 500 p. (In Russ.).
 11. Nesterenko S.V., Ovchinnikov N.A., Khomenko V.M. *Fizicheskie svoistva metallurgicheskikh shlakov. Spravochnoe izdanie* [Physical properties of metallurgical slags. Reference ed.]. Donetsk, Donechchina, 2001, 224 p. (In Russ.).
 12. Arsent'ev P.P., Yakovlev V.V., Krashenninnikov M.G. *Fiziko-khimicheskie metody issledovaniya metallurgicheskikh protsessov* [Physical and chemical methods of the investigation of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 512 p. (In Russ.).
 13. Tavadze F.N., Khantadze D.V., Onikashvili E.G. Calculation of liquid surface tension by the shape of lying drop. *Zhurnal fizicheskoi khimii*. 1970, vol. 44, no. 11/12, pp. 2910–2912. (In Russ.).
 14. Chentsov V.P., Shevchenko V.G., Mozgovoï A.G., Pokrasin M.A. Density and surface tension of heavy liquid-metal coolants: gallium and indium. *Inorganic Materials: Applied Research, Materials of power engineering and radiation-resistant materials*. 2011, vol. 2, no. 5, pp. 468–473.
- Information about the authors:**
- A.S. Vusikhis**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (vas58@mail.ru)
L.I. Leont'ev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences, Chief Researcher (leo@imet.mplik.ru)
V.P. Chentsov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (vpc44@mail.ru)
D.Z. Kudinov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (d.kudinov@mail.ru)
E.N. Selivanov, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Pyrometallurgy of Nonferrous Metals (pcmlab@mail.ru)

Received June 30, 2016

УДК 669.02.09

ДЕФОСФОРАЦИЯ ХРОМИСТЫХ РАСПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОКСИДОВ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ

*Дауд А.Д., аспирант кафедры металлургии стали, новых производственных технологий
и защиты металлов (adad2000@hotmail.com)*

*Семин А.Е., д.т.н., профессор кафедры металлургии стали, новых производственных технологий
и защиты металлов (asemin2007@yandex.ru)*

*Котельников Г.И., к.т.н., доцент кафедры металлургии стали, новых производственных
технологий и защиты металлов (gikotelnikov@yandex.ru)*

*Щукина Л.Е., ассистент кафедры металлургии стали, новых производственных
технологий и защиты металлов*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Высокое содержание фосфора в хромсодержащей стали приводит к снижению ее служебных характеристик, повышению склонности стали к хрупкому излому. Известно, что процесс дефосфорации в восстановительных условиях за счет обработки металла кальцием или редкоземельными металлами (РЗМ) зависит от возможности сохранения этих элементов в расплаве, потери хрома при этом процессе отсутствуют. В работе приведены результаты исследования дефосфорации железо-хромистого расплава (13 % хрома) шлаковыми смесями, содержащими оксиды РЗМ. Предложенная термодинамическая модель подтвердила возможность дефосфорации высоколегированных сталей при низких содержаниях углерода. Экспериментальные плавки проведены в печи сопротивления с графитовым нагревателем при температуре 1600 °С, где в качестве защитной атмосферы был использован аргон. После расплавления на металл подавалась шлаковая смесь. Отмечено, что основное влияние на процесс дефосфорации в этом случае оказывает окислительный потенциал системы «металл–шлак», который в свою очередь определяется содержанием алюминия в стали. Количество удаляемого фосфора увеличивается с повышением содержания оксида РЗМ в шлаковой смеси и при 40 % оксидов РЗМ в смеси (кратность шлака 0,03) достигает 0,007 %, что отвечает степени дефосфорации 20 %. При кратности шлака 0,1 и 20 % оксидов РЗМ в шлаке, концентрация фосфора снижается на 0,014 %, т. е. на 36 %. Экспериментальные данные по дефосфорации хромсодержащего металла согласуются с расчетными при допущении перехода в шлак фосфора в виде фосфида церия. При замене оксидов РЗМ (ОРЗМ) на СаО, что отвечает снижению отношения $(\% \text{ОРЗМ})/(\% \text{СаО})$, степень дефосфорации вначале не меняется, а затем, начиная с $(\% \text{ОРЗМ})/(\% \text{СаО}) = 0,67$, стремительно снижается, несмотря на то, что концентрация алюминия в металле при этом не изменяется. В работе отмечено, что повышение содержания оксида РЗМ в шлаке выше 25 % является экономически не оправданным, так как при этом степень дефосфорации остается неизменной.

Ключевые слова: дефосфорация, железо-хромистый расплав, оксиды редкоземельных металлов, степень дефосфорации.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-54-59

Высокое содержание фосфора в хромсодержащей стали приводит к снижению ее служебных характеристик, повышению склонности к хрупкому излому. Незначительное увеличение фосфора в стали (на 0,01 %) повышает порог хладноломкости на 20 – 25 °С [1, 2]. Такое влияние фосфора обнаруживается как на ферритных, так и на аустенитных хромсодержащих сталях. Окислительная дефосфорация хромистых сталей не применяется, так как при этом окисляется не фосфор, а хром, имеющий большее сродство к кислороду. Для производства высокохромистых сталей с пониженным содержанием фосфора могут быть использованы методы восстановительной дефосфорации металла шлаками системы Са–СаF₂ или СаС₂–СаF₂ [3 – 5]. Однако растворимость кальция в железе очень мала, а шлаки весьма агрессивны по отношению к футеровке металлургических агрегатов, что затрудняет процесс дефосфорации. Поэто-

му поиски технологических решений в этом направлении продолжают.

Теоретические расчеты показывают, что дефосфорация легированных расплавов редкоземельными металлами (РЗМ) может быть весьма эффективна [6]. Однако реализовать такой способ восстановительной дефосфорации, когда в легированный расплав вводили чистые редкоземельные металлы [7, 8], не удалось – реакция дефосфорации в этом случае не получала развития. Это можно объяснить тем обстоятельством, что для успешной дефосфорации металла должны были образоваться практически чистые фосфиды РЗМ с активностью, равной единице, получение которых термодинамически затруднено. Однако, если снизить активность фосфидов, то равновесие реакции дефосфорации можно сдвинуть в сторону их образования и, соответственно, обеспечить протекание процесса восстановительной дефосфорации легированных расплавов.

Снизить активность фосфида можно за счет его образования в форме компонента шлакового раствора, тогда его активность будет существенно меньше единицы. Естественно, что в системе металл–шлак должно быть очень низкое парциальное давление кислорода, которое может быть обеспечено за счет присадки алюминия в металл и шлак.

Алюминий обладает высоким сродством к кислороду, и, при определенной его концентрации в металле, фосфиды РЗМ могут быть получены непосредственно в ходе рафинирования за счет восстановления оксидов редкоземельных металлов вводимым алюминием и взаимодействия РЗМ с фосфором.

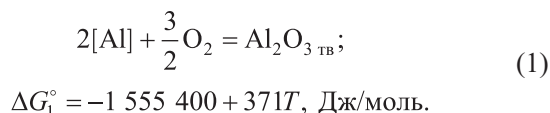
Задача данной работы состояла в том, чтобы экспериментально проверить сделанные предположения о способе восстановительной дефосфорации высокохромистых сталей при обработке расплавов шлакообразующей смесью, содержащей оксиды РЗМ, металлический алюминий и химически прочные оксиды и фториды кальция.

В работе проведена серия экспериментов по изучению дефосфорации железохромистых расплавов. Эксперименты проводили в печи Таммана. Исходный состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1. Для формирования рафинирующего шлака использовали смесь оксидов РЗМ (окисленный мишметалл ОММ: 50 % Се, 30 % La, 15 % Nd, 8 % Pr) с известью (табл. 2). Масса шлаковой смеси $m_{\text{шл}}$ составляла 3 и 10 % массы металла ($m_{\text{мет}} = 75$ г). Рафинировочную смесь подавали на поверхность расплава, температура которого составляла 1600 °С. В качестве защитной атмосферы использовали аргон, подаваемый в печь снизу. Длительность рафинирования хромистого расплава составляла 5 мин. В табл. 3 представлены параметры дефосфорации хромистых расплавов при использовании шлаковых смесей: кратность шлака $\lambda = m_{\text{шл}}/m_{\text{мет}}$; начальная и конечная концентрация фосфора в металле и степень дефосфорации $\eta = \frac{([P]_{\text{нач}} - [P]_{\text{кон}}) \cdot 100}{[P]_{\text{нач}}}$.

Известно, что процесс дефосфорации в восстановительных условиях за счет обработки металла кальцием или РЗМ зависит от возможности удержания этих

элементов в расплаве. При этом основное влияние на процесс оказывает окислительный потенциал системы «металл–шлак», который в свою очередь определяется содержанием алюминия в стали.

Элементом, определяющим окисленность системы металл – шлак, является алюминий



Расчеты показывают, что при 1600 °С и концентрации алюминия 0,5 и 1,0 % активность $a_{Al_2O_3} = 1$, парциальное давление кислорода P_{O_2} составляет $2,5 \cdot 10^{-16}$ и $9,1 \cdot 10^{-17}$ атм для железа и $1,4 \cdot 10^{-16}$ и $5 \cdot 10^{-17}$ атм для расплава с 13 % Cr.

На рис. 1 приведены равновесные концентрации церия и кальция в металле, позволяющие сравнить способность алюминия удерживать в металлическом расплаве кальций и церий. Расчет выполнен на основе термодинамических характеристик реакций восстановления оксидов кальция (2) и церия (4) растворенным в железе алюминием при температуре 1600 °С, полученных методом комбинирования справочных термодинамических данных [9]:

Таблица 2

Состав шлакообразующих смесей, используемых для дефосфорации железо-хромистого расплава, %

Table 2. Composition of refining mixtures for ferrum-chrome melt dephosphorization, %

Шлаковая смесь	Al ₂ O ₃	ОММ	CaO	MgO	SiO ₂
Ш1	33	5	45	7	10
Ш2	33	10	40	7	10
Ш3	33	20	30	7	10
Ш4	33	40	10	7	10

Таблица 3

Параметры процесса дефосфорации хромистых расплавов при использовании различных шлаковых смесей

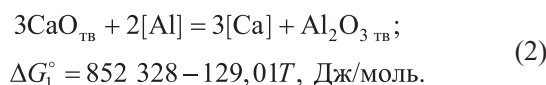
Table 3. Parameters of dephosphorization process of chromium melts with the use of different slag mixtures

Расплав	Шлаковая смесь	λ , %	$[P]_{\text{нач}}$, %	$[P]_{\text{кон}}$, %	η , %
X1	Ш1	3	0,034	0,031	9
X1	Ш2	3	0,034	0,033	3
X1	Ш3	3	0,034	0,03	12
X1	Ш4	3	0,034	0,027	21
X2	Ш1	10	0,03	0,025	17
X3	Ш3	10	0,039	0,025	36

Исходный состав исследуемых железо-хромистых расплавов, %

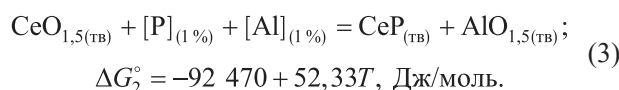
Table 1. Initial composition of studied ferrum-chrome alloys, %

Расплав	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
X1	0,265	0,068	0,486	0,034	0,024	13,44	0,67
X2	0,275	0,139	0,474	0,039	0,033	13,27	0,37
X3	0,267	0,108	0,440	0,030	0,020	12,99	0,37

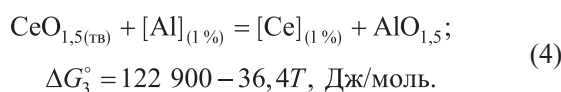


Как следует из приведенных на рис. 1 данных, при одной и той же концентрации алюминия содержание церия в расплаве превышает концентрацию кальция. Следовательно, участие церия или оксида церия в процессе дефосфорации в восстановительных условиях должно быть более эффективным, чем при использовании рафинировочных материалов на основе кальция и оксида кальция.

Процесс дефосфорации расплава может быть описан реакцией (3), которая получена комбинированием реакций (4) – (7):



Церий поступает в металл при восстановлении его алюминием [4]:



Далее церий вступает в реакцию с фосфором, образуя фосфид церия CeP [7]. Отметим, что энергия Гиббса образования фосфидов РЗМ в справочной литературе и базах данных Thermo-Calc [10] и HSC [11] отсутствует.

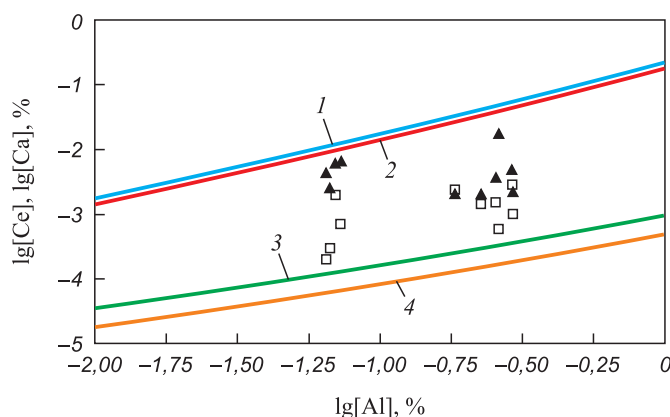
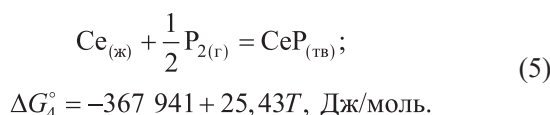
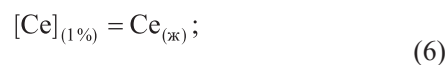


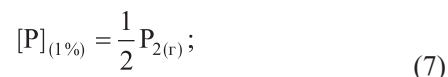
Рис. 1. Влияние концентрации алюминия на содержание кальция и церия в металле:

1, 3 – равновесное содержание Ce и Ca в железе соответственно;
2, 4 – содержание Ce и Ca в сплаве с 13 % Cr соответственно;
▲, □ – содержание Ce и Ca соответственно (экспериментальные данные)

Fig. 1. Effect of aluminum content on calcium and cerium in the metal:
1 and 3 – the equilibrium content of Ca and Ce in iron, respectively;
2 and 4 – Ce and Ca content in the alloy with 13 % of Cr, respectively;
▲ and □ – the content of Ce and Ca, respectively (experimental data)



$$\Delta G_5^\circ = 74\,000 + 35,57T, \text{ [ГБС] Дж/моль.}$$



$$\Delta G_6^\circ = 140\,000 + 9,67T, \text{ [ГБС] Дж/моль.}$$

Константа равновесия реакции (2) имеет вид:

$$K_2 = \frac{a_{\text{CeP}} a_{\text{AlO}_{1,5}}}{a_{\text{CeO}_{1,5}} f_{\text{P}} [\text{P}] f_{\text{Al}} [\text{Al}]}. \quad (8)$$

Зависимость K_2 от температуры описывается выражением

$$\lg K_2 = \frac{4829}{T} - 2,733. \quad (9)$$

Из выражения (8) и (9) можно рассчитать коэффициент распределения фосфора между металлом и шлаком $L = (\text{P})/[\text{P}]$.

В ходе анализа процесса дефосфорации сделано допущение, что шлак является совершенным раствором, т. е. коэффициенты активности его компонентов равны единице: $\gamma_{(\text{CeO}_{1,5})_{(\text{тв})}} = \gamma_{(\text{CeP})_{(\text{тв})}} = \gamma_{(\text{AlO}_{1,5})_{(\text{тв})}} = 1$.

Для расчета коэффициентов активности f_{P} и f_{Al} использовали параметры взаимодействия первого и второго порядка [12 – 17]: $e_{\text{P}}^{\text{Ce}} = -0,017$; $e_{\text{P}}^{\text{Al}} = 0,037$; $e_{\text{Al}}^{\text{Ce}} = 0,015$; $e_{\text{Al}}^{\text{Al}} = 0,045$; $r_{\text{P}}^{\text{Ce}} = 0,0008$.

Выразим мольную долю фосфида CeP через содержание фосфора в шлаке (P), атомную массу фосфора 31 и сумму молей компонентов шлака n :

$$X_{\text{CeP}} = \frac{(\text{P})}{31n}. \quad (10)$$

После подстановки выражения X_{CeP} в (8) и некоторых преобразований получим уравнение для коэффициента распределения фосфора L :

$$L = \frac{(\text{P})}{[\text{P}]} = 31K[\text{Al}]f_{\text{Al}}f_{\text{P}}n\frac{X_{\text{CeO}_{1,5}}}{X_{\text{AlO}_{1,5}}}. \quad (11)$$

Чтобы увеличить коэффициент распределения фосфора, необходимо увеличивать мольную долю оксида церия в шлаке и содержание алюминия в металле, а также уменьшать мольную долю оксида алюминия в шлаковом растворе.

Будем считать, что фосфор распределяется в системе металл–шлак и не выделяется в газовую фазу. Отвечающее этому допущению уравнение материального баланса по фосфору имеет вид:

$$m_{\text{мет}}[\text{P}]_{\text{исх}} + m_{\text{шл}}(\text{P})_{\text{исх}} = m_{\text{мет}}[\text{P}]_{\text{кон}} + m_{\text{шл}}(\text{P})_{\text{кон}}, \quad (12)$$

где $m_{\text{мет}}$ – масса металла; $m_{\text{шл}}$ – масса шлака; $[\text{P}]_{\text{исх}}$, $[\text{P}]_{\text{кон}}$ – исходная и конечная концентрация фосфора в

металле; $(P)_{исх}$, $(P)_{кон}$ – исходная и конечная концентрация фосфора в шлаке.

Решив систему уравнений (10) и (11), получим выражение для конечной концентрации фосфора в металле:

$$[P]_{кон} = \frac{[P]_{нач} + \lambda(P)_{нач}}{1 + \lambda L}. \quad (13)$$

При оценке степени дефосфорации приняли, что фосфор в исходном шлаке отсутствует $(P)_{исх} = 0$. Тогда снижение концентрации фосфора в металле ΔP после обработки шлакообразующей смесью

$$\Delta P = [P]_{исх} \frac{\lambda L}{1 + \lambda L}. \quad (14)$$

Степень дефосфорации может быть оценена по выражению:

$$\eta = \frac{[P]_{исх} - [P]_{кон}}{[P]_{исх}} \cdot 100 \% = \frac{\lambda L}{1 + \lambda L} \cdot 100 \%. \quad (15)$$

Используя выражение (14), оценим теоретически возможное снижение концентрации фосфора в хромистом металле при обработке расплавов согласно вышеописанной методике расчета. На рис. 2 приведены расчетные и экспериментальные данные о снижении концентрации фосфора $\Delta[P]$ в расплаве с 13 % хрома при кратности шлака 0,03 и 0,1. Как видно из рис. 2, количество удаляемого фосфора увеличивается с повышением содержания оксида РЗМ в шлаковой смеси и при 40 % оксидов РЗМ в шлаковой смеси ($\lambda = 0,03$) достигает 0,007 %, что отвечает степени дефосфорации 20 %. При кратности шлака 0,1 и 20 % оксидов РЗМ в

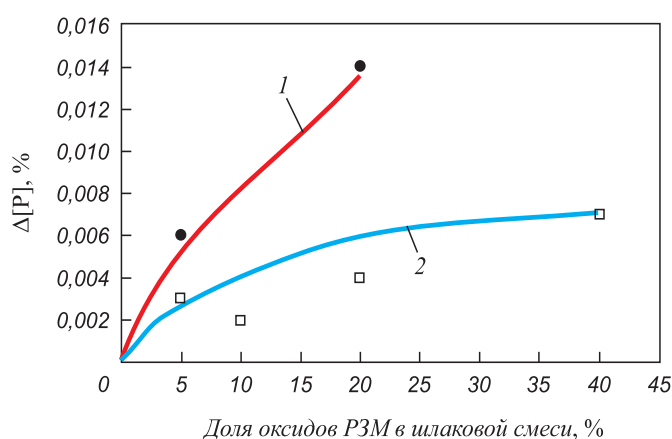


Рис. 2. Влияние доли оксида РЗМ в шлаковой смеси на снижение концентрации фосфора в хромистом расплаве (13 % Cr): 1, 2 – расчет по формулам (11) и (14) при кратности шлака 0,03 и 0,1 соответственно; точки – экспериментальные данные

Fig. 2. Influence of rare earth oxides quantity in slag mixture on decreasing phosphorus content in chromium steel (13 % Cr): 1, 2 correspond to the calculation by the formulas (11) and (14) at the multiplicity of slag 0.03 and 0.1, respectively; points on the graph correspond to the experimental data

шлаке, концентрация фосфора снижается на 0,014 %, т. е. на 36 %. При этом расчетные данные, полученные по уравнениям (11) и (14), удовлетворительно согласуются с результатами экспериментов.

Приведенные в табл. 3 и на рис. 2 экспериментальные данные по дефосфорации высокохромистого расплава с использованием обработки оксидов церия получены при концентрации алюминия в металле 0,37 и 0,67 %. Отметим, что в экспериментах [9] при использовании в качестве рафинирующего материала шлака $Ca-CaF_2$ концентрация алюминия в металле достигала 10 – 20 %. На основании сказанного следует заключить, что использование шлаков, содержащих оксиды РЗМ, является более технологичным, чем применение шлака типа $Ca-CaF_2$ для проведения процесса дефосфорации хромистой стали в восстановительных условиях, так как при этом требуется около 0,5 % алюминия в металле.

В работе была сделана попытка провести анализ влияния отношения содержания оксидов РЗМ (ОРЗМ) к оксиду кальция на степень дефосфорации расплава. Как показали проведенные эксперименты и результаты расчетов, увеличение выше выбранного параметра (ОРЗМ/ CaO) оказывает положительное влияние на степень дефосфорации хромистого расплава, причем до 0,4 – 0,7 эффект более значим. Представляется наиболее технологичным иметь содержание оксидов РЗМ около 20 % в составе рафинирующего шлака.

Как показано в табл. 2, снижение содержания оксидов РЗМ (ОРЗМ) в шлаковой смеси производили за счет добавления в нее извести (CaO) и замене оксидов РЗМ оксидами кальция. На рис. 3 показано

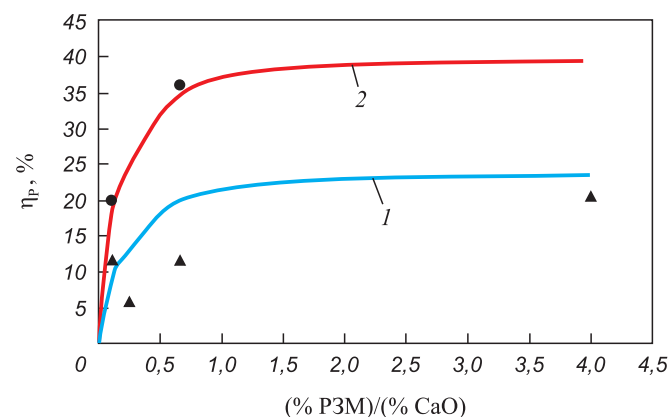


Рис. 3. Влияние отношения концентраций оксидов РЗМ и оксида кальция в шлаковой смеси на степень дефосфорации хромистой стали (13 % Cr): 1, 2 – расчет по формулам (10) и (14) при $\lambda = 0,03$ и 0,1 соответственно; точки – экспериментальные данные

Fig. 3. Effect of concentrations ratio of rare earth oxides and calcium oxide in slag mixture on dephosphorization degree of chromium steel (13 % Cr):

1 and 2 correspond to the calculation with the formulas (10) and (14) at $\lambda = 0.03$ and 0.1, respectively; points on the graph correspond to the experimental data

влияние такой замены на степень дефосфорации металла. Видно, что при замене оксидов РЗМ на СаО и снижении отношения $(\% \text{ОРЗМ})/(\% \text{СаО})$ степень дефосфорации вначале не меняется, а затем, начиная с $(\% \text{ОРЗМ})/(\% \text{СаО}) = 0,67$ стремительно снижается, несмотря то, что концентрация алюминия в металле при этом не применяется.

Рис. 3 наглядно демонстрирует определяющую роль оксидов РЗМ в процессе восстановительной дефосфорации металла по сравнению с оксидами кальция.

Таким образом, термодинамические расчеты и экспериментальные данные показывают, что при обработке железо-хромистого расплава (13 % Cr, 0,4 – 0,6 % [Al]) шлаковыми смесями (при 1600 °С), имеющими в своем составе оксиды РЗМ и кальция, концентрация фосфора в металле может быть снижена с 0,034 – 0,039 до 0,027 – 0,025 %. С увеличением кратности шлака от 0,03 до 0,10 максимальная степень дефосфорации повышается с 20 до 36 %. Рациональное отношение концентраций оксидов РЗМ и оксида кальция в шлаковой смеси равно 0,67. Условия дефосфорации можно отнести к восстановительным, потери хрома при этом процессе отсутствуют. Предложена адекватная модель процесса дефосфорации, основывающаяся на допущении, что фосфор образует в шлаке раствор фосфида церия с пониженной активностью фосфида.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Masamichi Kowaka, Hisao Fujikawa. Effects of phosphorus and nitrogen on stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in boiling MgCl_2 solution // Journal Japan Institute of Metals and Materials. 1970. Vol. 34. No. 10. P. 1047 – 1054.
- Setsuo Kawasijima, Yukio Aoyama, Futoshi Fukui etc. A new testing method to evaluate a weld cracking susceptibility for stainless steel sheets // Tetsu-to-Hagane. 1976. Vol. 62. No. 10. P. 1386 – 1391.
- Yasushi Nakamura, Kazu-umi Harshima, Michihisa Ito. Phosphorus removal from Fe-Cr-C alloys with CaC_2 - CaF_2 flux // Tetsu-to-Hagane. 1977. Vol. 63. No. 14. P. 2287 – 2291.
- Петрухин С.Н., Григорян В.А., Стомахин А.Я. и др. Дефосфорация расплавов железа фторидным шлаком с добавкой кальция // Изв. вуз. Черная металлургия. 1977. № 5. С. 65 – 67.
- Hiroyuki Katayama, Hiroyuki Kajioka, Makoto Inatomi, Kazuumi Harshima. Dephosphorization of molten high chromium steel with CaC_2 - CaF_2 flux // Tetsu-to-Hagane. 1979. Vol. 65. No. 8. P. 1167 – 1175.
- Дауд А.Д., Семин А.Е., Котельников Г.И. Исследование процесса дефосфорации высокохромистого расплава при обработке металла оксидами РЗМ // Черные металлы. 2015. № 10. С. 46 – 47.
- Павлов А.В., Уточкин Ю.И., Казаков Ю.В. и др. Изучение возможности внепечной дефосфорации ферросплавов путем применения РЗМ // Сталь. 1994. № 9. С. 40 – 43.
- Уточкин Ю.И., Семин А.Е., Павлов А.В. и др. Проблема удаления фосфора из высоколегированных расплавов // Изв. вуз. Черная металлургия. 1994. № 5. С. 1 – 7.
- Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов / В.А. Григорян, А.Я. Стомахин, А.Г. Пономаренко и др. – М.: Металлургия, 1989. – 286 с.
- Thermo-Calc Software. <http://www.thermocalc.com/media/41190/tcheal.pdf>.
- Outotec. <http://www.outotec.com/en/Products--services/HSC-Chemistry/Databases>.
- Балковой Ю. В., Алеев Р. А., Баканов В. К. Параметры взаимодействия первого порядка в расплавах на основе железа: Обзор. информ. – М.: Ин-т «Черметинформация», 1987. – 42 с.
- Снитко Ю.П., Суровой Ю.Н., Лякишев Н.П. О связи параметров взаимодействия с атомными характеристиками компонентов // ДАН. 1983. Т. 268. № 5. С. 115 – 117.
- Sigworth G.K., Elliot J.F. The thermodynamics of liquid dilute iron alloys // Metal science Journal. 1974. Vol. 8. No. 9. P. 298 – 310.
- Yamada K., Kato E. Mass spectrometric determination of activities of phosphorus in liquid Fe-P-Si, Al, Ti, V, Cr, Co, Ni, Nb and Mo alloys // Tetsu-to-Hagane. 1979. Vol. 65. No. 2. P. 273 – 280.
- Куликов И. С. Раскисление металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 504 с.
- Лаборатория крупного слитка. Параметры взаимодействия первого порядка. http://steelcast.ru/first-order_interaction_coefficients.

Поступила 27 июля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 1, pp. 54–59.

DEPHOSPHORIZATION OF HIGH-CHROMIUM STEELS USING RARE EARTH OXIDES

A.D. Dawood, A.E. Semin, G.I. Kotel'nikov, L.E. Shchukina

National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS)
Moscow, Russia

Abstract. High phosphorus content in chromium steels causes reducing of the service characteristics and increasing of steel liability to brittle fracture. It is known that the process of dephosphoration in reducing conditions by treating the metal with calcium or REM depends on the possibility of retention of these elements in the melt, where the loss of chromium by this process do not exist. This work presents results of the study of dephosphorization of chromium steel (13 % Cr) by slag mixtures containing rare earth metals. The proposed thermodynamic model confirmed the possibility of dephosphoration of high-alloyed steels with low contents of carbon, when other ways to get it are not possible. The experiments were performed in a resistance furnace with a graphite heater, argon was used as a protective atmosphere at a temperature of 1600 °C. After melting of the metal the mixture of the slag

was added for 5 minutes. Moreover, the main influence on this process has an oxidation potential of the system "metal–slag", which in turn is determined by the aluminum content in the steel. The volume of removed phosphorus increases with increasing content of rare earth metals oxides in the slag mixture. When this content reaches 40 % of rare earth metals oxides in the slag mixture (slag ratio 0.03) the volume of removed phosphorus amounts to 0.007 %, which corresponds to the dephosphoration degree of 20 %. When slag-metal ratio is 0.1 and 20 % of rare earth oxides in the slag, the phosphorus concentration is reduced to 0.014 %, i.e. by 36 %. The experimental data on dephosphoration on chromium-containing metal are consistent with the calculated data under the assumption of phosphorus transfer into the slag in the form of cerium phosphide. After the replacement of rare earth oxides (REO) to CaO the reduction ratio $(\% \text{REO})/(\% \text{CaO})$ the degree of dephosphoration in the beginning is not changed, then, since $(\% \text{REO})/(\% \text{CaO}) = 0,67$ it is rapidly declining, despite the fact that the concentration of aluminum in the metal does not change. It was noticed, that increasing of the REO content in the slag higher than

25 % is not economically attractive, as the degree of dephosphorization is constant.

Keywords: steel refining, dephosphorization, rare earth oxides, synthetic slag, chromium steel, dephosphorization degree.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-54-59

REFERENCES

1. Masamichi Kowaka, Hisao Fujikawa. Effects of phosphorus and nitrogen on stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in boiling MgCl_2 solution. *Journal Japan Institute of Metals and Materials*. 1970, vol. 34, no. 10, pp. 1047–1054.
2. Setsuo Kawasijima, Yukio Aoyama, Futoshi Fukui, Syogo Inoue, Kenzi Harada. A new testing method to evaluate a weld cracking susceptibility for stainless steel sheets. *Tetsu-to-Hagane*. 1976, vol. 62, no. 10, pp. 1386–1391.
3. Yasushi Nakamura, Kazu-umi Harshima, Michihisa Ito. Phosphorus removal from Fe-Cr-C alloys with CaC_2 - CaF_2 flux. *Tetsu-to-Hagane*. 1977, vol. 63, no. 14, pp. 2287–2291.
4. Petrukhin S.N., Grigoryan V.A., Stomakhin A.Ya. etc. Dephosphorization of iron alloys by fluoride slag with calcium addition. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1977, no. 5, pp. 65–67. (In Russ.).
5. Hiroyuki Katayama, Hiroyuki Kajioka, Makoto Inatomi, Kazuumi Harshima. Dephosphorization of molten high chromium steel with CaC_2 - CaF_2 flux. *Tetsu-to-Hagane*. 1979, vol. 65, no. 8, pp. 1167–1175.
6. Dawood A.D., Semin A.E., Kotelnikov G.I. Study of the process of dephosphorization of high chromium steel in the processing of metal by rare earth oxides. *Chernye metally*. 2015, no. 10, pp. 46–47. (In Russ.).
7. Pavlov A.V., Utochkin Yu.I., Kazakov Yu.V. etc. Study of the potential of secondary dephosphorization of ferroalloys through the application of REM. *Stal'*. 1994, no. 9, pp. 40–43. (In Russ.).
8. Utochkin Yu.I., Semin A.E., Pavlov A.V., Utkin Yu.V., Grigoryan V.A., Ostrovskii O.I. The problem of phosphorus removal from high-alloyed steels. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1994, no. 5, pp. 1–7. (In Russ.).
9. Grigoryan V.A., Stomakhin A.Ya., Ponomarenko A.G., Belyanchikov L.N., Utochkin Yu.I., Kotelnikov G.I., Ostrovskii O.I. *Fiziko-khimicheskie raschety elektrostaleplavil'nykh protsessov* [Physical and chemical calculations of EAF processes]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 286 p. (In Russ.).
10. *Thermo-Calc Software*. Available at URL: <http://www.thermocalc.com/media/41190/tchea1.pdf>
11. *Outotec*. Available at URL: <http://www.outotec.com/en/Products-services/HSC-Chemistry/Databases/>
12. Balkovoi Yu.V., Aleev R.A., Bakanov V.K. *Parametry vzaimodeistviya pervogo poryadka v rasplavakh na osnove zheleza: obzor. inform.* [Interaction parameters of the first order in alloys based on iron: information review]. Moscow: In-t "Chermetinformatsiya", 1987, 42 p. (In Russ.).
13. Snitko Yu.P., Surovoi Yu.N., Lyakishev N.P. The connection of interaction parameters with the atomic characteristics of components. *DAN*. 1983, vol. 268, no. 5, pp. 115–117. (In Russ.).
14. Sigworth G.K., Elliot J.F. The thermodynamics of liquid dilute iron alloys. *Metal science Journal*. 1974, vol. 8, no. 9, pp. 298–310.
15. Yamada K., Kato E. Mass spectrometric determination of activities of phosphorus in liquid Fe-P-Si, Al, Ti, V, Cr, Co, Ni, Nb, and Mo alloys. *Tetsu-to-Hagane*. 1979, vol. 65, no. 2, pp. 273–280.
16. Kulikov I.S. *Raskislenie metallov* [Oxidation of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 504 p. (In Russ.).
17. *Laboratoriya krupnogo slitka. Parametry vzaimodeistviya pervogo poryadka* [Laboratory of large ingot. The interaction parameters of the first order]. Available at URL: <http://steelcast.ru/first-order-interaction-coefficients> (In Russ.).

Information about the authors:

A.D. Dawood, Postgraduate of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection (adad2000@hotmail.com)

A.E. Semin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection (asemin2007@yandex.ru)

G.I. Kotelnikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection (gikotelnikov@yandex.ru)

L.E. Shchukina, Assistant of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection

Received July 27, 2016

УДК 621.771.23

О РАЗВИТИИ МЕТАЛЛУРГИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Рашев Ц.В.¹, д.т.н., профессор, вице-президент (tsolo_rashev@yahoo.com)

Жекова Л.Ц.², к.т.н., доцент

Богев П.В.³, вице-президент

¹ООО «Метко»

(София, Болгария)

²Институт металловедения, сооружений и технологий Болгарской академии наук

(София, Болгария)

³ООО «Павел Венков»

(Перник, Болгария)

Аннотация. Представлен короткий обзор исторического развития производства железа и стали. Отмечается, что новая металлургия – металлургия под (газовым) давлением (МД) появилась в конце XX в. Авторы считают, что и на этом раннем этапе МД доказала ряд существенных преимуществ перед традиционной металлургией (ТМ) и вакуумной металлургией (ВМ). Основные из них: до четырех раз выше предел текучести при уникальном сохранении остальных характеристик – уменьшении расхода или устранении некоторых дорогих легирующих элементов (Ni, Mo, Co, W и др.); возможность легирования нетрадиционными элементами (Ca, Zn, Pb и др.); высокая экология производства; устойчивое развитие. Вот почему можно ожидать, что МД имеет перспективу на прорывное развитие в области качественной и специальной металлургии. Из известных до сих пор способов МД авторы считают метод большой сталеплавильной ванны (БСВ) самым перспективным.

Ключевые слова: металлургия под давлением – МД, высокоазотистые стали – ВАС, азот, нетрадиционные стали, большая сталеплавильная ванна – БСВ, компрессионный электрошлаковый переплав – КЭШП, вакуумная металлургия – ВМ, традиционная металлургия – ТМ, электрошлаковый переплав под давлением – ЭШПД.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-60-66

Металлургия железа и стали является одним из старейших производств в развитии человечества, фундаментом его военного и технического прогресса. Первые предметы из железа (наконечники стрел и копьев, примитивные инструменты обработки земли) начали производиться примерно пять тысяч лет тому назад [1].

Из термодинамики известно, что качество материалов является функцией трех основных термодинамических параметров: химического состава (С), температуры (Т) и давления (Д), т. е.

$$\text{Качество} = f(\text{С}, \text{Т}, \text{Д}). \quad (1)$$

Первоначальное развитие металлургии начиналось с применения первых двух факторов уравнения (1), далее плавления относительно чистых и богатых по железу руд [1], а затем постепенно улучшался химический состав введением легирующих элементов. Процесс применения только температуры и химического состава длился тысячелетиями с небольшими усовершенствованиями и продолжается и теперь (рис. 1). Его потенциал можно считать почти исчерпанным – прочностные характеристики стали в целом улучшились не существенно.

Примерно 100 лет тому назад зародилась и стала развиваться вакуумная металлургия (ВМ) (рис. 1), что

привело к некоторому улучшению показателей качества стали, но возможности ВМ теоретически ограничивались воздействием лишь 0,1 МПа.

В 70-ые годы прошлого века началось развитие [2 – 45] новой металлургии – металлургии под газовым давлением. Давление имеет солидные и самостоятельные возможности воздействия (уже промышленное рабочее давление атмосферы установки достигло 6,4 МПа [2 – 6, 22, 24]), но, что очень важно, давление влияет существенно и на оба остальных параметра. Исследования велись широким фронтом ученых и организаций Болгарии, СССР, ФРГ, Австрии, Франции и др. В почти всех развитых странах работа велась на государственном уровне по национальным программам (Болгария, СССР, ФРГ, Япония, КНР и др.). Название стран и программ нельзя полностью перечислить, ибо существенная часть исследований не публикуется.

Болгария и СССР работали по межгосударственной программе развития болгарского метода литья под давлением (МЛП), названного потом МОМГП, а с последних трех десятилетий XX в. – методом большой сталеплавильной ванны (БСВ). В Болгарии исследовались [2 – 21, 29, 31] также и альтернативные методы производства, такие как плазменно-дуговой переплав под давлением (ПДПД), компрессионный электрошлаковый переплав (КЭШП), распыление стали в азот-

ной среде, электрошлаковый переплав под давлением (ЭШПД) и др. С течением времени как процессы с промышленными возможностями утвердились два метода – БСВ и КЭШП (Германия, Австрия), на которых остановимся подробнее.

Как видно на рис. 1 (кривая 3), МД имеет возможность пользоваться практически неограниченным уровнем давления (промышленно достигнутое 6,4 МПа, конечно, не предел). Также видно, что качество стали существенно улучшается, при этом достигаются показатели до четырех раз выше, чем при традиционной металлургии (ТМ) (пределы текучести и прочности). Например, самая распространенная нержавеющая сталь X18H10T имеет $\sigma_{0,2} = 200 - 240$ МПа, а нержавеющая высокоазотистая сталь (ВАС) марки X18AG12 [4, 5], полученная методом БСВ, имеет $\sigma_{0,2} = 880 - 970$ МПа, т. е. в 3 – 4 раза выше (и это тоже не предел). Надо отметить, что остальные показатели сохраняются на хорошем уровне, коррозионная стойкость улучшается и зарегистрированные значения [8] коэффициента магнитной проницаемости μ существенно ниже зарегистрированных для азотистых и обычных сталей.

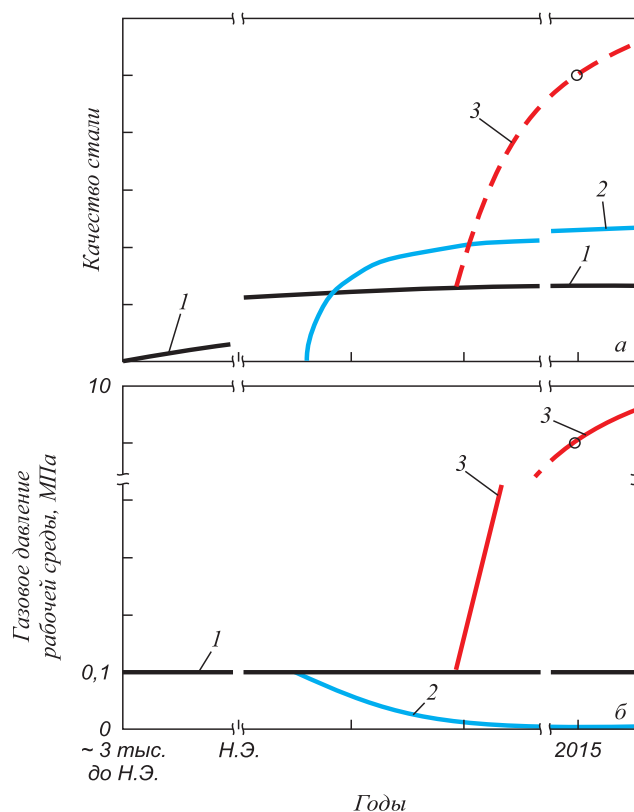


Рис. 1. Примерная схема исторического развития применения газового давления при производстве стали и зависимости качества стали от давления рабочей газовой среды при выплавке:
1 – традиционная металлургия; 2 – вакуумная металлургия;
3 – металлургия под газовым давлением

Fig. 1. The use of gas pressure in the history of steel production and the relation between quality of steel and gas pressure during the melting:
1 – conventional metallurgy; 2 – vacuum metallurgy; 3 – metallurgy under gas pressure

В принципе, сталеплавильные установки под давлением имеют уникальные возможности работать как под газовым давлением, так и при атмосферных условиях и под вакуумом. Однако ТМ и ВМ не имеют таких возможностей.

Металлургия под давлением влияет главным образом легированием газами (азотом) и элементами высокого давления паров (Ca, Pb, Zn и др.), а так же пневматическим давлением на улучшение поверхности, плотности и структуры сплавов [2 – 10, 30 – 41].

На данном раннем этапе развития обоих методов (БСВ и КЭШП) видна существенная разница в достижимых концентрациях азота в стали, технологиях легирования азотом, показателях ВАС, но вырисовываются специфические ниши для каждого процесса.

Процесс КЭШП [22 – 25] – двухстадийный (сталь плавится два раза), представляющий собой капельный электрошлаковый переплав твердого электрода, полученного в других сталеплавильных печах. Характерной чертой является также небольшая сталеплавильная ванна (около 10 % емкости печи). Азот вводится в процессе самого переплава твердыми донорами азота (порошками), которые сыпятся гравитационно на поверхность шлака, плавают в нем и постепенно усваиваются шлаком, а затем металлом. Легирование азотом в основном идет через шлак при неблагоприятно высокой температуре (~1800 °C). Производительность КЭШП ограничивается капельным процессом и составляет [42] для 20-т установки, в зависимости от диаметра слитка (400 – 1000 мм), соответственно 350 – 900 кг/ч. Таким образом теоретически максимальная производительность (без учета вспомогательных операций и ремонтов) может составить максимум 8000 т/год. Стали КЭШП нашли довольно широкое применение в отраслях, где высокая цена не является определяющей. Разработанная проф. G. Stein и акад. M. Speidel [22 – 26] немагнитная ВАС марки P900 методом КЭШП применяется уже во всех развитых странах для бандажных («капповых») колец больших генераторов. Особый успех – применение в авиации США [23, 24]: ведущая фирма в военной авиации Lockheed-Martin и ведущая фирма в гражданской авиации Boeing уже 16 и 12 лет соответственно вкладывают ВАС в очень ответственные детали типа подшипников самолетов.

Процесс БСВ [2 – 21] – одностадийный (сталь плавится один раз). Его особенностями являются большая сталеплавильная ванна (ванна составляет 100 % емкости печи) и работа как на твердой, так и на жидкой шихте. Отличием также является легирование азотом под давлением. В основном оно осуществляется принудительным внедрением твердых доноров азота в жидкую сталь в сочетании с высокоинтенсивным индукционным воздействием. Операция длится менее 10 мин (рис. 2, а, б), скорость легирования азотом 60 т/ч, т. е. в 66 раз выше, чем достижение КЭШП [42]. И это не предел.

Не останавливаясь на возможности МД перед ВД, только приведем один пример. Как известно, флокено-чувствительные стали производятся с обработкой вакуумированием готового продукта в специальных верти-

кальных очень дорогих печах при продолжительности в десятки часов. По методу БСВ эти стали производятся в азотной среде успешно без применения вакуума.

Под названием метода БСВ подразумевается [4, 5] несколько промышленно опробованных вариантов. Это методы противогравитационного литья, гравитационного литья, антигравитационно-гравитационного литья, высокотемпературного легирования ферросплавов, ЭШПД. Метод ЭШПД применяется для сталей с особой структурой и основывается на переплаве высокоомогенных высокоазотистых электродов, полученных методом БСВ.

На рис. 3 приведены диаграммы часовой производительности установки КЭШП емкостью 20 т по данным фирмы Inteco, Австрия [42].

На рис. 4 авторами сделано сравнение [21] длительности плавки по методу БСВ (промышленно-экспериментальная установка емкостью 10 т на твердой и жидкой шихте) и КЭШП (промышленная установка емкостью 20 т). Ожидаемая годовая производительность: БСВ на твердой шихте – 12 000 т/год, на жидкой – 45 000 т/год; КЭШП – 8000 т/год. Дополнительно можно отметить, что с увеличением емкости сталеплавильных установок и их электрических мощностей возможности процессов выглядят разными и противоположными:

- при КЭШП часовая производительность относительно уменьшается из-за ограничения капельного процесса (опасность «ручьевого» протекания);
- при БСВ почти пропорционально увеличивается производительность, поскольку процесс легирования

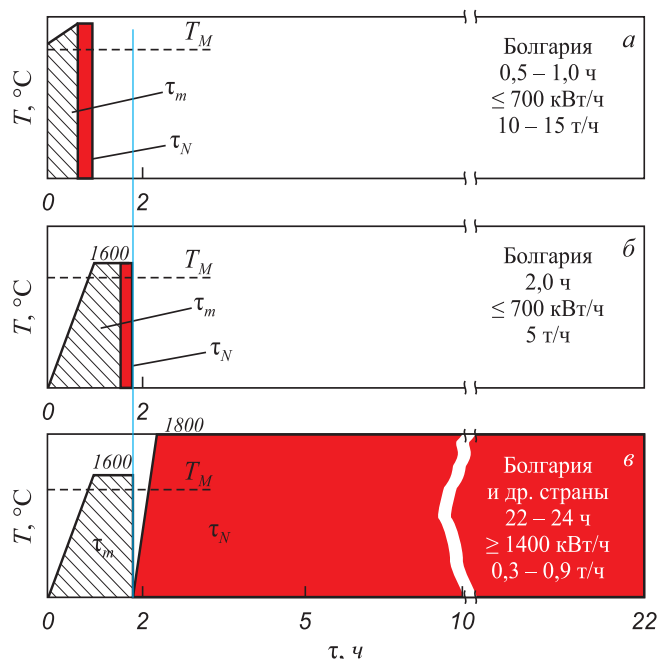


Рис. 2. Длительность плавки на установках для производства ВАС: метод БСВ на жидкой (а) и на твердой (б) шихте, печи емкостью 2 и 10 т; метод КЭШП (в), печь емкостью 20 т

Fig. 2. Duration of the melting process of the installations for HNS production: BSB method with liquid charge (a) and solid charge (b). Furnace capacity: 10 t (b); CESR [42]. Furnace capacity: 20 t

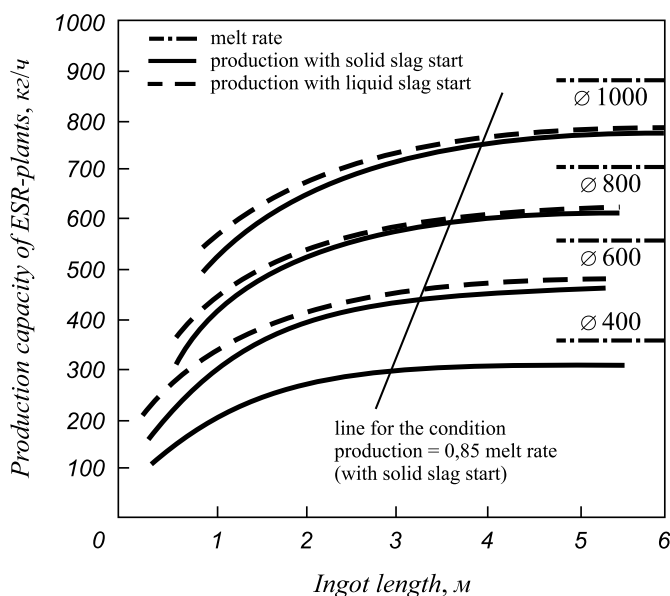


Рис. 3. Часовая производительность установки КЭШП емкостью 20 т по графику компании-производителя установок [42]

Fig. 3 Production capacity per hour of CESR installation with 20 t capacity as published by the producer [42]

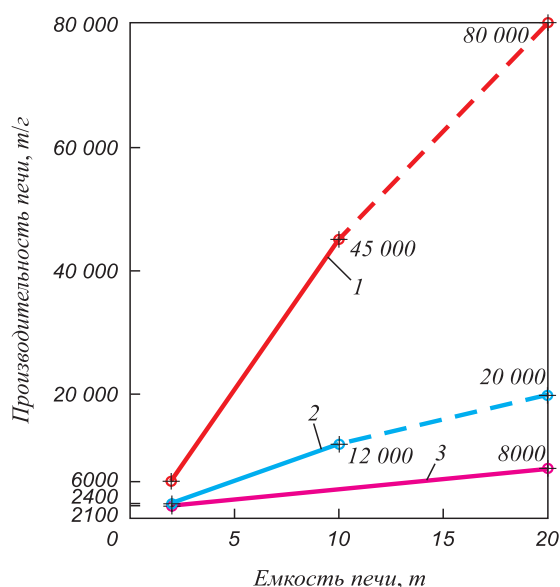


Рис. 4. Производительность установок для производства ВАС: метод БСВ на жидкой (1) и на твердой шихте (2), печь емкостью 10 т; метод КЭШП (3), печь емкостью 20 т

Fig. 4. Production capacity of HNS installations: big steelmaking bath method, liquid charge (1) and solid charge (2). Furnace capacity 10 t; CESR method [42] (3). Furnace capacity 20 t

азотом длится около 10 мин и увеличение мощности печи ведет пропорционально к относительному увеличению производительности. Время легирования азотом будет расти за счет увеличения вводимой электрической мощности и увеличения интенсивности индукционного воздействия.

Кроме того, метод КЭШП имеет ряд проблем – с увеличением диаметра слитка идет увеличение производительности печи, но это действует обратно пропорционально дорогой пластической деформации при получении обычного сорта (массовых размеров). При БСВ размер слитка не влияет на производительность установки.

Статистических данных для строгого сравнения процессов БСВ и КЭШП пока еще нет (особенно, учитывая достигнутый уровень статистики классических процессов производства стали), но есть существенная разница по основным показателям в пользу БСВ (см. таблицу):

- скорость легирования азотом в 66 раз выше (достигнутая скорость легирования азотом – 60 т/ч);
- производительность выше (на твердой шихте – в 3 раза, на жидкой – более чем в 11,2 раза);
- расход электроэнергии в 3,2 раза ниже;
- сортамент – 100 % (против ~10 % для КЭШП);
- более высокие концентрации азота – до 2,1 % N [7, 21];
- возможность применения новых и высокоэффективных легирующих элементов, таких как Ca, Zn, Pb и др.;

– себестоимость примерно на 25 % ниже (в основном за счет отсутствия второго плавления при процессе КЭШП и очень высокой скорости легирования жидкой стали азотом). Это обеспечивает соответственно высокую прибыль.

Сравнение показателей производства методами КЭШП и БСВ в условиях Германии и России показало, что в России расходы на труд, газ, электроэнергию и прочее будут ниже, также избегаются таможенные сборы и зарубежные транспортные расходы.

Болгарский процесс ЭШПД [4, 5] аналогичен процессу КЭШП с той разницей, что переплавляются электроды с более высокой концентрацией азота и гомогенной структурой, вследствие этого слиток более гомогенный. При КЭШП возможности легирования азотом ограничены, существует вероятность некоторой негомогенности по высоте и ширине слитка, а так же наличия включений из-за введения твердых и частично окисленных ферросплавов в жидкую ванну непосредственно в процессе кристаллизации стали.

Конечно, электрошлаковые ВАС будут находить применение, когда имеются особые требования к структуре и нет условий для более массового производства. Один из создателей процесса ЭШП и его идеолог акад. Б.И. Медовар [43, 44] в своей фундаментальной статье «Электрошлаковые технологии в XXI веке» пишет: «Сегодня значение ЭШП в промышленном производст-

Сравнение основных возможностей для производства ВАС одностадийным методом БСВ на установке УПЛ-10 емкостью 10 т и немецко-австрийским двухстадийным методом КЭШП емкостью 20 т в условиях Германии

Comparison of the main indices of high nitrogen steel (HNS) production of one-stage big steelmaking bath (BSB) method with IPC-10 (10 t capacity) and German-Austrian two-stage method of compression electros slag remelting (CESR) with 20 t capacity in Germany

Показатели	Одностадийный метод БСВ [2, 5]	Немецко-австрийский двухстадийный метод КЭШП	$\left(\frac{\text{БСВ}}{\text{КЭШП}} \right) \cdot 100, \%$
Достигнутая скорость легирования жидкой стали азотом, т/ч	60	0,9	66
Производительность, т/ч:			
– жидкая шихта	10	(0,9)*	1100
– твердая шихта	5	0,9	550
Расход электроэнергии, кВт/ч	600	2000	30
Сортамент, условный %, в т. ч.:	100	10	1000
– листовой слиток	+	–	
– фасонное литье	+	–	
– слоистые слитки	+	–	
– сортовые слитки	+	+	
Легирование Ca, Mg, Pb, Zn, Mn и др. элементами с высоким давлением паров	+	–	
Производительность, т/год:			
– установка КЭШП емкостью 20 т	–	8000	
– установка БСВ емкостью 10 т	45 000 (12 000**)	–	
Экология, устойчивое развитие	+	+	

* Метод КЭШП работает только на твердой шихте [22, 25];

** Работа на твердой шихте

ве сильно отличается от того, что было еще 10 – 15 лет тому назад. Все меньшее место занимает ЭШП как рафинирующий переплав, как средство получения, например, особонизкосернистой стали или стали, чистой по неметаллическим включениям... Его развитие сдерживает высокая стоимость процесса, обусловленная дороговизной расходующих электродов, высокая энергоемкость переплава расходующих электродов...».

На основе изложенного для производства ВАС создается тенденция преимущественной ориентации к одностадийному процессу.

На данном этапе развития МД достигла уровня этапа «слиток». Авторы считают, что со временем создадутся условия и для полунепрерывного и непрерывного производства слабов и блюмов ВАС, хотя это сейчас кажется невероятным (как 50 лет тому назад казалась и МД).

Развитию МД и ВАС объективно будут способствовать несколько важных факторов.

- Непрерывно возрастающие потребности в сталях и сплавах, которые нельзя удовлетворить производством методами ТМ и ВМ.

- Необходимость уменьшения расходов легирующих элементов при производстве сталей и сплавов. Легирование азотом, кальцием, свинцом, цинком и другими элементами уменьшает или устраняет полностью некоторые очень дорогие легирующие элементы, такие как Ni, Mo, Co, W и др. Например, 1 кг азота эквивалентен 6 – 20 кг никеля и производится разделением воздуха, т. е. и как отход в черной металлургии.

- Возможность создания качественно новых, порою уникальных сталей, таких как немагнитные, кавитационностойкие, радиационностойкие и др.

- Становящиеся уже почти обязательными требования экологии относительно пыли и вредных газов, которые устанавливаются все более строгими и всеобхватными. Уже все промышленно развитые страны производят сталеплавильные печи закрытыми (с небольшим избыточным давлением, что есть шаг в сторону МД). Металлургия под давлением не ставит непреодолимых проблем.

Развитию МД мешают ряд временных проблем: пока нет массового производства ВАС; недостаточно приемлемые цены ВАС при КЭШП; недостаточная информированность потребителей, ибо ВАС пока идут в основном в оборонную промышленность, ядерную энергетику и т. п., где цена стали не является определяющей; практически нет публикаций об экономике, кроме работ авторов [4, 5, 10, 31]; недостаточная изученность азота как легирующего элемента; незначительное число марок ВАС; большая новизна (новые печи, новые технологии, новые марки ВАС, новые стандарты) и др.

Выводы. Металлургия под давлением является перспективным направлением развития качественных и высококачественных сталей и сплавов.

Из известных способов производства высокоазотистых сталей методами металлургии под давлением метод БСВ является самым перспективным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мезенин Н.А. Повесть о мастерах железного дела. – М.: Знание, 1973. – 224 с.
2. Rashev Ts. Dobivane na legirani stomani. – Sofia: BAN, 1978. – 246 с.
3. Рашев Ц.В. Производство легированной стали. – М.: Металлургия, 1981. – 246 с.
4. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. – София: Изд-во «Проф. Марин Дринов», 1995. – 272 с.
5. Rashev Ts. High nitrogen steels. Metallurgy under pressure. – Sofia: Bulgarian Academy of Science, 1995. – 268 p.
6. Rashev Ts. Basic problems in steelmaking and development of high nitrogen steels (HNS). Thermec 2000. Dec. 04.08. 2000. Las Vegas. P. 15 – 20.
7. Andreev Ch., Rashev Ts. Chromium-manganese stainless steels with nitrogen content up to 2.10 % // Material Science Forum. 1999. Vol. 318 – 320. P. 255 – 260.
8. Dimov I., Rashev Ts., Ivanov R., Andreev Ch. Nickel-free chromium-manganese stainless steels. Simpozium litie protivodavleniem, doklady, 19 – 22.04.1973. – Varna, Bulgaria, P. 90 – 102.
9. Rashev Ts. On the perspectives of the steel-making processes in the XXI-st century // Journal of the Bulgarian Academy of Science. 1995. P. 18 – 26.
10. Rashev Ts. High nitrogen steels and metallurgy under pressure // Indian. Inst. Met. Part A. 2002. Vol. 55. No. 4. August. P. 201 – 211.
11. Rashev Ts. Development of laboratory and industrial installation for one stage production of HNS // Materials and Manufacturing Processes. 2003. Vol. 19. No. 1. P. 31 – 40.
12. Rashev Ts. Metallurgy under pressure - prospects. Proceeding of annual meeting CMS 2001. China, P. 541 – 549.
13. Rashev Ts. Bulgarian high nitrogen steels and their application for mold casting. ARABCHST'97. Egypt, 1997. Nov. P. 37 – 46.
14. Rashev Ts. Anlagen zur Erzeugung von hochstickstoffhaltigen. Stahlguss unter Gasdruck, Neue Hutte, Leipzig, 1991. Nov – dec. P. 401 – 406.
15. Rashev Ts. Production d'aciarsa haute tener en azote souspression gazeuse. La Revue de Metallurgie – CIT // Science et Genie de Materiaux. 1993. Fev. P. 227 – 234.
16. Rashev Ts., Andreev Ch., Jekova L. Problems of high nitrogen steel development. The 10-th International Conference on High Nitrogen steels, HNS 2009. July 6 – 8 2009. – Moscow, Russia, P. 221 – 232.
17. Rashev Ts., Semerdjiev S. Maschinen fur die industrielle Herstellung inter gasdruck von Formgussteilen aus hochstickstoffhaltigen stahlen. Ergebnisse der Werkstoff Foischang, Band 4, Stickstofflegierte Stahle, M.I. Speidel, P.V. Uggwitzer Hrsg., 1991. Zurich, P. 229 – 250.
18. Rashev Ts., Penchev H. Biologically stimulating economically alloyed high nitrogen stainless steels in medicine and stomatology. International congress High Nitrogen Steels '95. – Kyoto, Japan, P. 251 – 257.
19. Andreev Ch., Rashev Ts. Structure and properties of austenitic steels with over 2.15 % nitrogen. 4-th international conference HNS'95. 27 – 29 sept. 1995. – Kioto, Japan, P. 69.
20. Jekova L., Rashev Ts. Nickel free manganese stainless high nitrogen steels. International conference HNS '04. 19 – 22.09.2004. – Ostend, Belgium, P. 144 – 149.
21. Mudali K., Baldev R., Rashev Ts., Speidel M., Foct J. High nitrogen steels, Manufacturing, properties and applications: monograph. Narosa: – New Delhi, India, 2006.
22. Stein G., Menzel J. Industrial manufacture of massively nitrogen-alloyed steels, HNS '88. The Institute of Metals. – London, 1989. P. 32 – 38.
23. Berns H., Trojahn W., Zoch H.W. On the benefits of nitrogen in bearing steels, Proc. 3rd Ascometal Bearing Steels Symposium, Juni 2000, Arles, Frankreich. P. 119 – 123.

24. Stein G., Diehl V. High nitrogen alloyed steels on the move-fields of application, HNS 2004. P. 421 – 426.
25. Gavriljuk V. G., Berns H. High nitrogen steels. – Berlin, Springer, 1999.
26. Magdowski R., Speidel M. High strength austenitic material, fully resistant to stress corrosion cracking in nuclear environments, paper no. 445. CORROSION '99, NACE International, Huston, TX, USA.
27. Wohlfromm H., Ugowitz P. J., Speidel M. O. Panacea provides the answer to Ni allergy, PM Special feature // Metal Powder Reports. 1998. Vol. 53. No. 9. P. 48 – 52.
28. Hochovter G., Ugowitz P., Magdowski R., Speidel M. P. Mechanical and corrosion properties of a new superduplex grade with increased nitrogen content, Com Proceeding Euromaterial, '99. 27 – 29.09.99, Munich.
29. HNS '93, Proceeding of the 3-rd International Conference, ed. by V. G. Gavriljuk. Part I, II. – Kiev, Ukraine, 14 – 16 sept., 1993.
30. HNS'88, Proceeding of the 1-th International Conference. Foct J., Henry H. etc. The Institute of the Metall, 1988.
31. HNS'89, Proceeding of the Conference, Rashev Ts. and Andreev Ch. etc. 1–3 oct., 1989, – Varna, Bulgaria. Vol. I, II.
32. HNS'93, Proceeding, Gavriljuk V. G. – Kiev, 1993.
33. Special Issue on High Nitrogen Steels, HNS'95. ISIJ International Iron and Steel Institute of Japan. 1996. Vol. 36. No. 7.
34. HNS'98, Proceeding of the 5-th International Conference of HNS, Hanninen H. etc. Trans Tech. Publication LTD, Finland, 1998.
35. HNS'2002, Madras, India. Indian Institute Met. Part A, B. 2002. Vol. 55. No. 4.
36. HNS'2003, Speidel M. O. etc. Institute of Metallurgy, Switzerland, ETH, Zurich, 2003.
37. HNS'2004, Proceeding of the 7-th International Conference. Akdud N., Foct J. etc. GRIPS media, Ostend, Belgium.
38. HNS'2006, Proceeding of High Nitrogen Steels 2006. Dong H., Speidel M. O. etc. Beijing, Metallurgical Industries Press, 2006.
39. HNS'2009, Proceeding of the 8-th International Conference. Swiazyn A.G. etc. – Moscow, 2009.
40. HNS'2012, Proceeding of International Conference. Mudali K., Baldev R. etc. – Madras, India, 2012.
41. HNS'2014, International Conference, Germany, 2014.
42. www.inteco.at (broshura for P-ESR ana ESR).
43. Патон Б.Е., Медовар Б.И. Электрошлаковые печи. – Киев: Научкова думка, 1976. – 415 с.
44. Медовар Б. И., Медовар Л. Б., Sachko V. I. Electroslag technology in XXI st. // Advance in Special Elektrometallurgy. 2001. No.1 (62). P. 12 – 17.
45. Foct J. Future development and application of nitrogen-bearing steels and stainless steels. Mudali K. etc. High Nitrogen Steels and Stainless Steels, Narosa, 2006. P. 256 – 264.

Поступила 14 октября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 1, pp. 60–66.

DEVELOPMENT OF METALLURGY UNDER PRESSURE

Ts. V. Rashev¹, L. Ts. Zhekova², P. V. Bogev³¹ LLC “Metko”, Sofia, Bulgaria² Institute of Metal Science, Equipment and Technologies, Bulgarian Academy of Science, Sofia, Bulgaria³ LLC “Pavel Venkov”, Pernik, Bulgaria

Abstract. The article offers a short review of iron and steel production history. The new metallurgy – metallurgy under [gas] pressure (MP) comes into existence at the end of 20th century and in authors' opinion even at this early stage of its development MP is already showing many advantages to both conventional metallurgy (CM) and vacuum metallurgy (VM) such as: increase of the yield strength in four times with the rest of the uniquely retained steel properties; decrease or complete elimination of some expensive alloying elements (Ni, Mo, Co, W, etc.); possibility of using unconventional alloying elements (Ca, Zn, Pb, etc.); being highly ecological; its stable development, etc. Because of that it is to be expected that the development of MP will lead to a breakthrough in the areas of quality and special metallurgy. Out of all known to date MP methods, big steelmaking bath (BSB) process is considered to be the most promising of all.

Keywords: metallurgy under pressure (MP), high nitrogen steels (HNS), nitrogen, nonconventional steels, big steelmaking bath process (BSB), compressional electroslag remelting, vacuum metallurgy (VM), conventional metallurgy (CM), electroslag remelting under pressure (ESRP).

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-60-66

REFERENCES

1. Mezenin N.A. *Povest' o masterakh zheleznoy dela* [Story about the masters of iron affairs]. Moscow: Znanie, 1973, 224 p. (In Russ.).
2. Rashev Tsolo V. *Dobivane na legirani stomani: monografiya* [Production of alloyed steel: monograph]. Sofia: BAN, 1978, 246 p. (in Bulg.).
3. Rashev Ts. V. *Proizvodstvo legirovannoi stali* [Production of alloyed steel]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 246 p. (In Russ.).
4. Rashev Ts. V. *Vysokoazotistye stali. Metallurgiya pod davleniem* [High-carbon steels. Metallurgy under pressure]. Sofia: Izd-vo “Prof. Marin Drinov”, 1995, 272 p. (In Russ.).
5. Rashev Ts. *High nitrogen steels. Metallurgy under pressure: monograph*. Sofia: Bulgarian Academy of Science, 1995, 268 p.
6. Rashev Ts. Basic problems in steelmaking and development of high nitrogen steels (HNS). *Thermec 2000, dec 04.08. 2000, Las Vegas*, pp. 15–20.
7. Andreev Ch., Rashev Ts. Chromium-manganese stainless steels with nitrogen content up to 2.10 %. *Material Science Forum*. 1999, vols. 318–320, pp. 255–260.
8. Dimov I., Rashev Ts., Ivanov R., Andreev Ch. Nickel-free chromium-manganese stainless steels. *Simpodium litie protivodavleniem, doklady, 19-22.04.1973, Varna, Bulgaria*, pp. 90–102. (In Bulg.).
9. Rashev Ts. On the perspectives of the steel-making processes in the XXI-st century. *Journal of the Bulgarian Academy of Science*. 1995, pp. 18–26.
10. Rashev Ts. High nitrogen steels and metallurgy under pressure, HNS 2002. *Trans. Indian. Inst. Met., part A*, vol. 55, no. 4, august 2002, pp. 201–211.
11. Rashev Ts. Development of laboratory and industrial installation for one stage production of HNS. *Materials and Manufacturing Processes*, HNS 2003, vol. 19, no. 1, pp. 31–40.
12. Rashev Ts. Metallurgy under pressure – prospects. *Proceeding of annual meeting CMS 2001, China*, pp. 541–549.
13. Rashev Ts. Bulgarian high nitrogen steels and their application for mold casting, *ARABCHST'97, Egypt, nov. 1997*, pp. 37–46.
14. Rashev Ts. Anlagen zur Erzeugung von hochstickstoffhaltigen, *Stahlguss unter Gasdruck, Neue Hutte, Leipzig, nov - dec 1991*, pp. 401–406.
15. Rashev Ts. Production d'aciers a haute teneur en azote sous pression gazeuse, *La Revue de Metallurgie – CIT / Science et Genie de Materiaux*, fev. 1993, pp. 227–234.
16. Rashev Ts., Andreev Ch., Jekova L. Problems of high nitrogen steel development, *The 10-th International Conference on High Nitrogen steels, HNS 2009, July 6-8 2009, Moscow, Russia*, pp. 221–232.

17. Rashev Ts., Semerdjiev S. Maschinen für die industrielle Herstellung unter hohem Druck von Formgussteilen aus hochstickstoffhaltigen Stählen. *Ergebnisse der Werkstoff-Fortschritte, Band 4, Stickstofflegierte Stähle*, M.I. Speidel, P.V. Uggowitzer Hrsg., 1991, Zurich, pp. 229–250.
18. Rashev Ts., Penchev H. Biologically stimulating economically alloyed high nitrogen stainless steels in medicine and stomatology, *International congress High Nitrogen Steels '95, Kyoto, Japan*, pp. 251–257.
19. Andreev Ch., Rashev Ts. Structure and properties of austenitic steels with over 2.15 % nitrogen, *4-th international conference HNS'95, sept 27-29 1995, Kyoto, Japan*, p. 69.
20. Jekova L., Rashev Ts. Nickel free manganese stainless high nitrogen steels, *International conference HNS '04, 19-22.09.2004, Ostend, Belgium*, pp. 144–149.
21. Mudali K., Baldev R., Rashev Ts., Speidel M., Foct J. High nitrogen steels, *Manufacturing, properties and applications: monograph*. Narosa: New Delhi, India, 2006.
22. Stein G., Menzel J. Industrial manufacture of massively nitrogen-alloyed steels, *HNS '88, The Institute of Metals, London*, 1989, pp. 32–38.
23. Berns H., Trojahn W., Zoch H.W. On the benefits of nitrogen in bearing steels, *Proc. 3rd Ascometal Bearing Steels Symposium, Juni 2000, Arles, Frankreich*, pp. 119–123.
24. Stein G., Diehl V. High nitrogen alloyed steels on the move-fields of application, *HNS 2004*, pp. 421–426.
25. Gavrilyuk V. G., Berns H. *High nitrogen steels: monograph*. Berlin, Springer, 1999.
26. Magdowski R., Speidel M. High strength austenitic material, fully resistant to stress corrosion cracking in nuclear environments, paper no. 445, *CORROSION '99, NACE International, Huston, TX, USA*.
27. Wohlfromm H., Uggowitzer P.J., Speidel M.O. Panacea provides the answer to Ni allergy, PM Special feature. *Metal Powder Reports*. 1998, vol. 53, no. 9, pp. 48–52.
28. Hochovter G., Uggowitzer P., Magdowski R., Speidel M. P. Mechanical and corrosion properties of a new superduplex grade with increased nitrogen content, *Com Proceeding Euromaterial, '99, 27-29.09.99, Munich*.
29. *HNS '93, Proceeding of the 3-rd International Conference*, ed. by V.G. Gavrilyuk, part I, II, Kiev, Ukraine, sept 14–16, 1993.
30. *HNS'88, Proceeding of the 1-th International Conference*, J. Foct and H. Henry eds., The Institute of the Metall, 1988.
31. *HNS'89, Proceeding of the Conference*, Rashev Ts. and Andreev Ch. eds., 1-3 oct, 1989, Varna, Bulgaria, vol. I, II.
32. *HNS'93, Proceeding*, Gavrilyuk V. G., Kiev, 1993.
33. Special Issue on High Nitrogen Steels, *HNS'95*, ISIJ International Iron and Steel Institute of Japan, vol. 36, no. 7, 1996.
34. *HNS'98, Proceeding of the 5-th International Conference of HNS*, Hanninen H. ed., Trans Tech. Publication LTD, Finland, 1998.
35. *HNS'2002, Madras, India, Trans. Indian Institute Met.*, part A, B, vol. 55, no. 4, 2002.
36. *HNS'2003*, eds Speidel M.O., Institute of Metallurgy, Switzerland, ETH, Zurich, 2003.
37. *HNS'2004, Proceeding of the 7-th International Conference*, Akdut N., Foct J. eds. GRIPS media, Ostend, Belgium.
38. *HNS'2006, Proceeding of High Nitrogen Steels 2006*, Dong H., Speidel M. O., eds., Beijing, Metallurgical Industries Press, 2006.
39. *HNS'2009, Proceeding of the 8-th International Conference*, Swiazyn A. G. ed, Moscow, 2009.
40. *HNS'2012, Proceeding of International Conference*, Mudali K. and Baldev R., eds., Madras, India, 2012.
41. *HNS'2014, International Conference*, Germany, 2014.
42. www.inteco.at (broshura for P-ESR and ESR).
43. Paton B.E., Medovar B.I. *Elektroshlakovyie pechi* [Electroslag furnaces]. Kiev: Naukova dumka, 1976, 415 p. (In Russ.).
44. Medovar B. I., Medovar L. B., Sachko V. I. Electroslag technology in XXI st, *Advance in Special Elektrometallurgy*. 2001, no.1 (62), pp. 12–17.
45. Foct J. Future development and application of nitrogen-bearing steels and stainless steels. Mudali K. ed. *High Nitrogen Steels and Stainless Steels*, Narosa, 2006, pp. 256–264.

Information about the authors:

Ts.V. Rashev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice-President
(tsolo_rashev@yahoo.com)
L.Ts. Zhekova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor
P.V. Bogevev, Vice-President

Received October 14, 2016

УДК 338.012

ВЛИЯНИЕ ПРЯМЫХ ЗАРУБЕЖНЫХ ИНВЕСТИЦИЙ НА РАЗВИТИЕ ОТРАСЛИ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В РОССИИ

Баженов О.В., к.э.н., доцент кафедры учета, анализа и аудита (6819@list.ru)

Баев Д.В., студент

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

Аннотация. В работе определяются и характеризуются факторы и степень влияния прямых зарубежных инвестиций (ПЗИ) на предприятия черной металлургии. Для этого авторами последовательно решаются задачи по выявлению факторов ПЗИ, которые влияют на показатели деятельности предприятий черной металлургии; построению эконометрической регрессионной модели для основных компаний черной металлургии РФ на основе открытой информации; интерпретации полученных результатов экономико-статистической модели. Используются методы сравнительного анализа и обобщения информации, полученной из различных источников. Проведен контент-анализ аналитических материалов ведущих отечественных и зарубежных изданий за последнее время. Также осуществлен анализ статистических данных, на основе которых (панельные данные) составлена регрессионная модель, оцененная методом наименьших квадратов, где объясняемой (зависимой) переменной выступал объем выручки металлургических предприятий, а объясняющими (независимыми) – объем ПЗИ, капитала и материалов на предприятии. В результате исследования сделан вывод о том, что прямые зарубежные инвестиции являются важной составляющей экономического развития страны и черной металлургии. Положительный эффект от прямого зарубежного инвестирования имеют крупные металлургические предприятия, обладающие большей долей иностранного капитала. Положения и выводы представленной работы могут быть применены руководством металлургических холдингов для теоретического обоснования корпоративных программ развития, а также органами региональной исполнительной власти для выявления направлений повышения инвестиционной привлекательности региона.

Ключевые слова: черная металлургия, прямые зарубежные инвестиции, регрессионный анализ, сравнительный анализ, метод наименьших квадратов, иностранный капитал, экономико-статистическое моделирование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-67-73

В настоящее время экономика России переживает существенный спад, вызванный в большей степени влиянием геополитических факторов. В этих условиях также наблюдается отток иностранных инвестиций из страны и уменьшение прямого зарубежного инвестирования (ПЗИ). Прямое зарубежное инвестирование является одним из важнейших составляющих международных экономических трансакций и оказывает большое влияние на развитие как всей экономики, так и отдельной отрасли, в частности рассматриваемой в данной работе черной металлургии России, являющейся одной из ведущих отраслей экономики, обладающей развитой инфраструктурой и технологической базой [1]. Однако не всегда прямые зарубежные инвестиции положительно влияют на показатели деятельности предприятий, о чем свидетельствует ряд исследований [2 – 6].

Основная цель данной работы заключается в определении факторов и степени влияния ПЗИ на предприятия черной металлургии и причин отрицательного или положительного их влияния.

Задачи исследования:

- выявление факторов ПЗИ, которые влияют на показатели деятельности предприятий черной металлургии;

- построение эконометрической регрессионной модели для основных компаний черной металлургии РФ на основе открытой информации;

- интерпретация полученных результатов экономико-статистической модели.

Объект исследования – прямые зарубежные инвестиции.

Предмет исследования – влияние прямых зарубежных инвестиций на отрасль черной металлургии в России.

Теоретической базой исследования являются научные работы отечественных и зарубежных авторов (С.М. Кадочникова, Й. Конингса, С.Л. Брейнарда, С. Дьянкова и Б. Хозкмана, Б. Смарцинской, К. Жуковского-Гагельмана и пр.), которые посвящены изучению влияния ПЗИ на отрасли экономики развивающихся стран.

Представим содержание данной работы в логике решения сформулированных выше задач. Для этого на начальном этапе рассмотрим и охарактеризуем понятие прямых зарубежных инвестиций.

В России прямыми зарубежными инвестициями считаются инвестиции, формирующие долю иностранного инвестора в уставном капитале организации 10 % и более [7].

В современной экономической науке ПЗИ исследуются в рамках различных теорий. Все теории раз-

работаны в рамках моделей международной торговли, где ПЗИ представляют собой межстрановую миграцию капитала [8, 9].

В качестве теоретических рамок анализа эффективности благосостояния от ПЗИ могут выступать различные теории международной торговли. В данной работе более подробно рассмотрим лишь некоторые модели, относящиеся к озвученным выше теориям.

Гравитационная модель Брейнарда [10]. В общем виде данную модель можно представить следующим образом:

$$F_{ij} = \frac{M_i M_j}{D_{ij}},$$

где F_{ij} – поток ПЗИ из страны j в страну i ; M_i и M_j – показатели, характеризующие размеры стран (ВВП); D_{ij} – расстояние между странами.

Также можно выделить внутренние и внешние эффекты от прямого зарубежного инвестирования. К первым относят влияние иностранных инвестиций на эффективность деятельности компаний с участием иностранного капитала. К внешним относят влияние ПЗИ на деятельность национальных компаний без участия иностранного капитала и включает рыночные эффекты, эффекты диффузии производственных ресурсов (трансферт производственных технологий, ресурсов менеджмента и маркетинга). Рыночные эффекты могут иметь отрицательное и положительное влияние, а эффекты диффузии только положительное. Отрицательные рыночные эффекты имеют место в случае, когда усиление конкурентной борьбы между фирмами с иностранным капиталом и национальными фирмами приводит к падению рыночной доли и прибыльности последних [2].

Одним из результатов исследований стал вывод о том, что присутствие иностранных компаний в отрасли отрицательно влияет на объемы производства национальных компаний, что можно интерпретировать как отрицательные внутриотраслевые внутренние эффекты от ПЗИ. Объяснением этого может быть недостаточно высокий технологический уровень развития национальных компаний, переход лучших специалистов из национальных фирм, недостаточное количество времени для проявления положительных внешних эффектов от прямых зарубежных инвестиций [2].

Анализу внутриотраслевых внешних эффектов посвящена работа Й. Конингса [4], которую можно использовать для оценки влияния факторов на отрасли в развивающихся странах. Автор модели оценивает линейно-логарифмическую производственную модель методом наименьших квадратов, дополненной «обобщенным методом моментов» с инструментальными переменными для панельных данных. Регрессионная модель имеет следующий вид:

$$\Delta \ln Y_{it} = \beta_0 + \beta_1 \Delta \ln L_{it} + \beta_2 \Delta \ln K_{it} + \beta_3 \Delta \ln M_{it} + \beta_4 FDI_{it} + \beta_5 \Delta FDI_{it} + \beta_6 FDI_{it} \Delta FDI_{it} + \Delta \varepsilon_{it},$$

где $\Delta \ln Y_{it}$ – зависимая переменная, означающая прирост логарифма объема производства фирмы i за период t и независимые переменные: $\Delta \ln L_{it}$ – прирост логарифма количества занятых в компании за период; $\Delta \ln K_{it}$ – прирост логарифма объема капитала за период; $\Delta \ln M_{it}$ – прирост логарифма объема материалов, используемых в компании за период; FDI_{it} – доля ПЗИ на отдельном предприятии, отражающая прямые эффекты от присутствия иностранных инвестиций на предприятия на его объемы выпуска; ΔFDI_{it} – переменная, позволяющая оценить внешние эффекты от ПЗИ в отрасли; $FDI_{it} \Delta FDI_{it}$ – переменная, отражающая влияние присутствия иностранных инвесторов в отрасли на объемы производства самих предприятий с ПЗИ; β_0 – свободный коэффициент; β_1 – весовой коэффициент при переменной $\Delta \ln L_{it}$; β_2 – весовой коэффициент при переменной $\Delta \ln K_{it}$; β_3 – весовой коэффициент при переменной $\Delta \ln M_{it}$; β_4 – весовой коэффициент при переменной FDI_{it} ; β_5 – весовой коэффициент при переменной ΔFDI_{it} ; β_6 – весовой коэффициент при переменной $FDI_{it} \Delta FDI_{it}$; $\Delta \varepsilon_{it}$ – изменение остатка регрессионного уравнения.

Таким образом, по мнению авторов, модель Конингса может быть применена в анализе отрасли черной металлургии России, а именно влиянии прямого зарубежного инвестирования. Также стоит рассмотреть структуру рынка с помощью микроэкономических инструментов для определения возможности присутствия отрицательных рыночных эффектов.

Отрасль черной металлургии в России является одной из ведущих благодаря достаточно развитой инфраструктуре и технологической базе. Российская Федерация по производству стали за 2015 г. занимает четвертое место после Китая, Японии и Индии [11].

Черная металлургия – одна из первых отраслей промышленного комплекса России, которая приступила к реализации программ реструктуризации производства и сокращения неэффективных мощностей, что позволило ей стать более конкурентоспособной, снизить издержки.

Кроме того, особенности рынка черной металлургии определяются спецификацией самого продукта. В данной отрасли объединяются предприятия по добыче и обогащению рудного и нерудного сырья, по производству огнеупоров, продуктов коксохимической промышленности, чугуна, стали, проката, ферросплавов, стальных и чугунных труб, а также изделий дальнейшего передела (например, рельсовых скреплений). Служит основой машиностроения и строительства.

Для анализа рынка черной металлургии рассматриваются следующие предприятия черной металлур-

гии в России: ОАО «Челябинский трубопрокатный завод», ПАО «Челябинский металлургический комбинат», ОАО «Ижсталь», ПАО «Уральская кузница», ОАО «Нижнетагильский металлургический комбинат», ОАО «Уральская сталь», ОАО «Оскольский электрометаллургический комбинат», ПАО «Северсталь», ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат», ОАО «Северский трубный завод», ОАО «Синарский трубный завод», АО «Волжский трубный завод», ПАО «Таганрогский металлургический завод», ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», ПАО «Ашинский металлургический завод», ОАО «Нижнесергинский металлургический комбинат», ПАО «Выксунский металлургический завод» и ОАО «Златоустовский металлургический завод».

Далее определим емкость рынка. Временными рамками данного исследования являются 2013 – 2014 гг. Емкость рынка – потенциально возможный объем реализуемых на нем услуг в течение определенного промежутка времени (за год). Измеряется как в натуральном выражении (количество потребителей услуг), так и в стоимостном (объем поступлений от продаж в денежном выражении).

$$E = \sum_{i=1}^n C_i M_i,$$

где E – емкость рынка, C_i – стоимость товара, M_i – количество реализуемого товара.

Таким образом, показателем емкости рынка в данном случае определяется совокупным объемом выручки всех предприятий на территории России. За 2012 г. совокупный объем выручки составил 1 533 333 637 тыс. руб., в 2013 – 1 466 465 654 тыс. руб. и в 2014 г. – 1 625 917 312 тыс. руб. [12, 13].

Для того, чтобы измерить уровень концентрации, были использованы следующие показатели [14]: индексы концентрации; индекс Херфиндаля-Хиршмана; индекс Холла-Тайдмана; индекс энтропии; дисперсия логарифмов рыночных долей; коэффициент Джини. Полученные данные представлены в табл. 1.

Таким образом, согласно полученным результатам, а именно оценки индексов концентрации (CR2, CR3, CR4), наблюдается незначительное изменение в динамике: в 2013 г. по сравнению с 2012 г. концентрация понижается, а в 2014 г. – повышается. Во всех случаях уровень концентрации средний.

Значение индекса Херфиндаля-Хиршмана позволяет сделать вывод о том, что в 2012 и 2013 г. рынок является низко концентрированным, в 2014 г. – средне концентрированным.

Значение индекса Холла-Тайдмана показывает средний уровень концентрации и в динамике не происходит сильных изменений.

Т а б л и ц а 1

Показатели концентрации в динамике, 2012 – 2014 гг.

Table 1. Concentration indicators in the economy, 2012–2014

Показатель	2012 г.	2013 г.	2014 г.	Интерпретация
Число фирм	19			Отрасль со средней конкуренцией
Индекс концентрации CR2	0,315	0,307	0,325	Умеренный уровень концентрации, так как показатели находятся в границах 0,20; 0,45
Индекс концентрации CR3	0,461	0,452	0,469	Средний уровень концентрации, так как показатели находятся в границах 0,45; 0,70
Индекс концентрации CR4	0,546	0,539	0,555	Средний уровень концентрации
Индекс Херфиндаля-Хиршмана ННН	0,098	0,097	0,101	Низкий (в 2014 г. средний) уровень концентрации, так как показатели находятся в границах менее 1,000
Индекс Холла-Тайдмана НТИ	0,102	0,102	0,105	Значение является достаточно низким, но можно сказать, что рынок средне концентрированный
Индекс энтропии E	2,544	2,549	2,520	Чем ниже индекс энтропии, тем меньше экономическая неопределенность, тем выше уровень концентрации продавцов на рынке. На данном рынке наблюдается средняя концентрация
Дисперсия логарифмов рыночных долей D	2,487	2,560	3,344	Показывает разброс логарифмов рыночных долей приведенных предприятий и представляет собой достаточно высокое значение, что говорит о средней концентрированности
Коэффициент Джини G	0,514	0,511	0,516	Коэффициент Джини изменяется от 0 до 1. Чем больше его значение отклоняется от нуля и приближается к единице, тем в большей степени неравномерно распределен показатель

Индекс энтропии подтверждает выводы о средней степени концентрации рынка, в динамике значения незначительно меняются, что свидетельствует об отсутствии перераспределения на рынке.

В 2013 г. по сравнению с 2012 г. изменение дисперсии логарифмов рыночных долей незначительное, но в 2014 г. данный показатель увеличился, что можно проинтерпретировать как умеренное повышение концентрации рынка.

По значениям коэффициента Джини можно сделать вывод об умеренном распределении рыночных долей предприятий черной металлургии.

Таким образом, рыночную структуру можно определить как близкую к олигополии с тремя лидерами: ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат» и ПАО «Северсталь».

Текущая экономическая ситуация не оказала большого влияния на финансовое положение большинства предприятий черной металлургии, более того, их финансовое состояние улучшилось в 2014 г. Причиной послужила девальвация национальной валюты, когда значительная доля продаж приходится на экспорт, а затраты формируются в рублевом эквиваленте. Также рост рентабельности стал возможен благодаря снижению цен на железную руду и уголь. В 2014 г. российские металлургические предприятия взяли курс на оптимизацию затрат. Если в 2013 г. они успешно сокращали расходы, то в 2014 г. выполнили задачу по реализации непрофильных и убыточных активов [1].

Оценивая динамику прямых зарубежных инвестиций, можно отметить следующее. По данным Федеральной службы государственной статистики и докладу конференции ООН [15, 16], наблюдаются два положительных тренда размера ПЗИ: с 2002 по 2007 гг. и с 2010 по 2013 гг. С 2007 по 2010 гг. наблюдается отрицательная тенденция размера ПЗИ, что связано с мировым финансовым кризисом. Также объем прямых зарубежных инвестиций в 2014 г. снизился на 27 %. Динамика ПЗИ в российскую экономику представлена на рис. 1.

Формирование политики, направленной на привлечение прямых зарубежных инвестиций, обычно связано с необходимостью модернизации производственной

структуры предприятий в развивающихся странах, обновления инфраструктуры и повышения квалификации работников. Исходя из этого, основным направлением промышленной политики является реструктуризация предприятий посредством привлечения ПЗИ. Несмотря на положительный эффект от ПЗИ, в российских компаниях могут проявиться и отрицательные эффекты, в том числе миграция квалифицированных кадров в филиалах транснациональных корпораций (ТНК), а также рост конкуренции в краткосрочной перспективе со стороны ТНК, которые могут снизить рыночную долю местных предприятий. В большинстве случаев, приток ПЗИ происходит благодаря ТНК, открывающих свои филиалы [17].

Далее проведем эконометрическое исследование прямых зарубежных инвестиций, направленных на развитие черной металлургии.

Для эконометрического исследования выбраны 19 металлургических компаний, которые были упомянуты выше. За основу взята модель Дж. Конингса, после упрощения принявшая следующий вид:

$$Y_{it} = \beta_0 + \beta_1 FDI_{it} + \beta_2 K_{it} + \beta_3 M_{it} + \varepsilon,$$

где Y_{it} – зависимая переменная, означающая объем выручки i компании за период t и независимые переменные: FDI_{it} – объем прямых зарубежных инвестиций, отражающий прямые эффекты; K_{it} – объем капитала компании за период; M_{it} – объем материалов, используемых в компании за период; β_0 – свободный коэффициент; β_1 – весовой коэффициент при переменной FDI_{it} ; β_2 – весовой коэффициент при переменной K_{it} ; β_3 – весовой коэффициент при переменной M_{it} ; ε – остаток регрессионного уравнения.

Таким образом, для исследования были взяты панельные данные 19 компаний за 8 лет (2007 – 2014 гг.) и выборка составила 120 наблюдений (максимальное количество – 152, но из-за отсутствия некоторых данных за определенные периоды выборка сократилась на 32 наблюдения) [12, 13, 18].

Анализ значений парных коэффициентов корреляции переменных позволил выявить наличие корреляции между независимыми переменными, благодаря

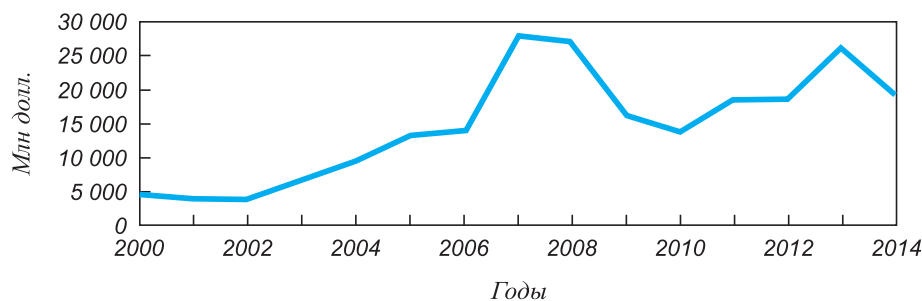


Рис. 1. Динамика привлечения ПЗИ в Россию в 2000 – 2014 гг., млн долл.

Fig. 1. Dynamics of FDI in Russia in 2000 – 2014., mil. US dollars

чему можно сделать вывод о возможности проблемы мультиколлинеарности в модели. Также коэффициенты демонстрируют связь зависимой переменной с независимыми, из-за чего переменные при оценке могут быть значимыми.

На следующем шаге определяется графически вид зависимости между зависимой переменной и независимыми путем построения облака наблюдений (рис. 2 – 4). Видно, что эта зависимость линейна или близка к линейной. Следовательно, будет построена линейная регрессионная модель, оцененная методом наименьших квадратов с помощью программного пакета EViews 9.5. Результаты оценки представлены в табл. 2.

Тогда оцененная модель принимает следующий вид:

$$\hat{Y}_i = 13\,216\,873 - 0,38FDI_i + 0,15K_i + 9,48M_i.$$

Таким образом, интерпретация оцененной модели следующая: коэффициент детерминации R^2 , означающий, что объясняющая способность модели равна 88,3 %, составил 0,883; при увеличении объема ПЗИ на 1000 руб. объем выручки уменьшится на 380 рублей; при увеличении объема капитала на 1000 руб. объем выручки увеличится на 150 руб., а при увеличении объема материалов на 1000 руб. объем выручки увеличится на 9480 руб.

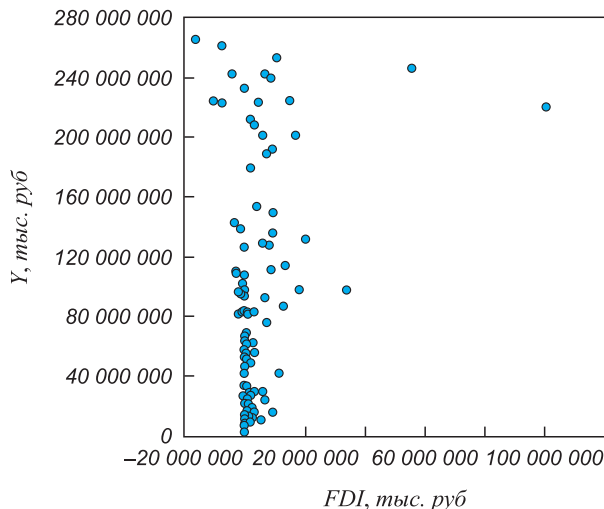


Рис. 2. Облако наблюдений зависимости объема выручки от ПЗИ

Fig. 2. Cloud of observations of revenue depending on FDI

Тот факт, что при увеличении объема ПЗИ объем выручки уменьшается, можно объяснить тем, что присутствуют отрицательные внутриотраслевые внутренние эффекты от ПЗИ, вызванные недостаточностью уров-

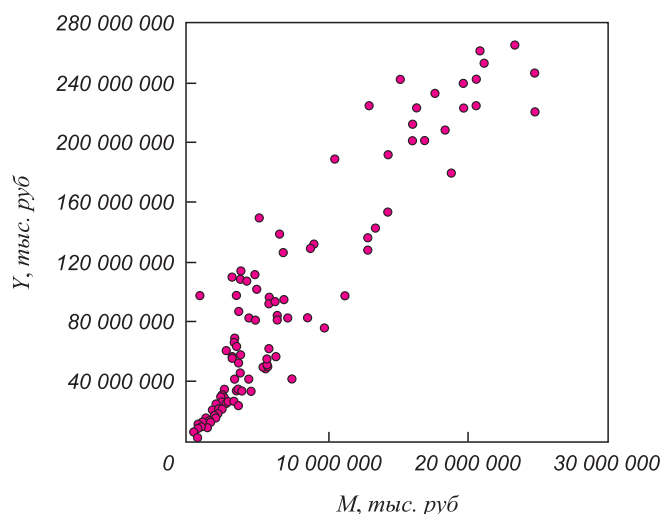


Рис. 3. Облако наблюдений зависимости объема выручки от объема материалов

Fig. 3. Cloud of observations of revenue depending on the amount of materials

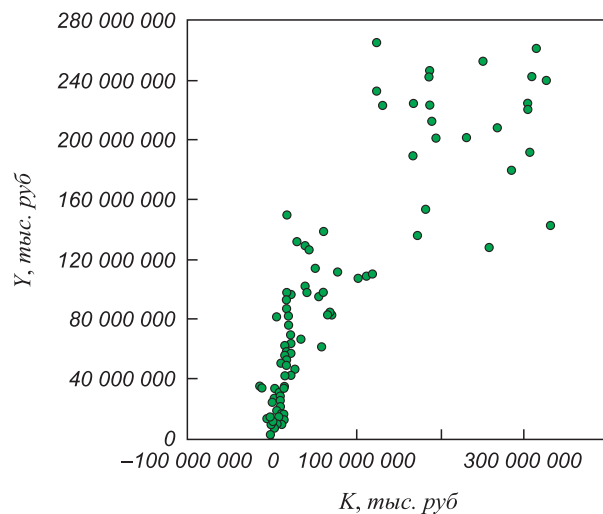


Рис. 4. Облако наблюдений зависимости объема выручки от объема капитала

Fig. 4. Cloud of observations of revenue depending on the amount of capital

Таблица 2

Результаты оценки линейной регрессионной модели

Table 2. The results of estimation of linear regression model by OLS method

Переменная	C	FDI	K	M
Коэффициент	13 216 873,00	-0,38	0,15	9,48
Уровень значимости, %	1	10	1	1

на технологического развития компаний, количества времени для проявления положительных внешних эффектов, переходом высококвалифицированных специалистов. Тем самым подтверждаются исследования, проведенные Й. Конингсом и другими авторами [3, 5, 6] в развивающихся странах Центральной и Восточной Европы.

Выводы. Рассмотрены результаты эмпирических исследований и моделей отечественных и зарубежных авторов, определяющие различный характер ПЗИ. Анализ отрасли черной металлургии РФ показал, что на рынке присутствуют три крупнейших компании, чьи доли в динамике увеличиваются, несмотря на конъюнктурные изменения национальной экономики. Данное исследование позволяет подтвердить присутствие отрицательных внешних эффектов в отрасли.

Основываясь на панельных данных 19 компаний за 8 лет, построена эконометрическая модель по следующим показателям: объем выручки, капитала, материалов и ПЗИ. Произведена ее оценка методом наименьших квадратов. Полученные результаты также подтвердили присутствие отрицательных внешних эффектов в отрасли, поскольку коэффициент при переменной, означающей прямые зарубежные инвестиции, является отрицательным.

В текущей сложной экономической обстановке прямые зарубежные инвестиции являются важной составляющей экономического развития страны и рассматриваемой отрасли. Однако положительный эффект от прямого зарубежного инвестирования имеют крупные металлургические предприятия, обладающие большей долей иностранного капитала, что позволяет им эффективнее конкурировать на глобальных рынках.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тенденции развития российского рынка черной металлургии. Обзор рынка черной металлургии. <https://www2.deloitte.com/content/dam/Deloitte/ru/Documents/manufacturing/russian/ru-iron-and-steel-industry-report-ru.pdf> (дата обращения 20.05.2016).

2. Кадочников С.М. Прямые зарубежные инвестиции в переходных экономиках // Экономика региона. 2005. № 4. С. 140 – 170.
3. Diankov S., Hoekman B. Foreign investment and productivity growth in Czech enterprises // The World Bank Economic Review. 2000. Vol. 14(1). P. 49 – 64.
4. Konings J. The effect of foreign direct investment on domestic firms: Evidence from firm-level panel data in emerging economies // Economics of Transition. 2001. Vol. 9(3). P. 619 – 633.
5. Smarzynska B.K. Determinants of spillovers from foreign direct investment through backward linkages. The World Bank. July 2002. Mimeo.
6. Zukovska-Gagelmann K. Productivity spillovers from foreign direct investment in Poland // Economic Systems. 2000. Vol. 24(3). P. 223 – 256.
7. Кадочников С.М. Прямые зарубежные инвестиции: микроэкономический анализ эффектов благосостояния: Учебник. – СПб.: Экономическая школа, 2002. – 267 с.
8. Драпкин И.М., Марией О.С., Чукавина К.В. Количественная оценка потенциала импорта и экспорта прямых зарубежных инвестиций в российской экономике на основе гравитационного подхода // Журнал Новой экономической ассоциации. 2015. № 4(28). С. 75 – 95.
9. Филиппова И.А. Мировая экономика и международный бизнес: Учеб. пособие. – Ульяновск: УлГТУ, 2008. – 168 с.
10. Brainard S.L. An empirical assessment of the proximity concentration. Trade-off between multinational sales and trade // American Economic Review. 1997. Vol. 87(4). P. 520 – 544.
11. World steel association. <https://www.worldsteel.org/statistics/> (дата обращения 20.05.2016).
12. Прайм Раскрытие. <https://disclosure.lprime.ru> (дата обращения 20.05.2016).
13. Сервер раскрытия информации – Интерфакс. <https://www.e-disclosure.ru> (дата обращения 20.05.2016).
14. Авдашева С.Б., Розанова Н.М. Теория организации отраслевых рынков. – М.: Изд-во Магистр, 1998. – 320 с.
15. Федеральная служба государственной статистики. <http://www.gks.ru/> (дата обращения 20.05.2016).
16. Global FDI flows declined in 2014 // Global investment trends monitor, United Nations UNCTAD. 2015. No. 18.
17. Развадовская Ю.В., Шевченко И.К. Роль прямых иностранных инвестиций и транснациональных корпораций в развитии металлургического комплекса России // Terra Economicus. 2014. Т. 12. № 2. С. 82 – 87.
18. СПАРК-Интерфакс. <http://www.spark-interfax.ru> (дата обращения 20.05.2016).

Поступила 29 мая 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 1, pp. 67–73.

EFFECT OF FOREIGN DIRECT INVESTMENT ON DEVELOPMENT OF FERROUS METALLURGY IN RUSSIA

O.V. Bazhenov, D.V. Baev

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

Abstract. The article defines and characterizes the factors and the degree of influence of foreign direct investment (FDI) in the ferrous metallurgy. To do this, the authors consistently have solved the following tasks: identification of FDI factors that affect the performance of the steel industry; building an econometric regression model for the main companies of ferrous metallurgy of the Russian Federation on the basis of publicly available information and interpretation of the results of economic and statistical models. When writing the work the authors have

used the methods of comparative analysis and synthesis of information received from various sources. Content analysis of analytical materials of leading domestic and foreign media has recently been carried out. Also, statistical data analysis was conducted on the basis of which (panel data) regression model was compiled, evaluated the method of least squares, which explains (dependent) variable advocated total revenue of metallurgical enterprises and explanatory (independent) – the amount of *FDI*, capital and materials in the enterprise. The study concludes that foreign direct investment is an important component of economic development and ferrous metallurgy. The positive effect of foreign direct investment is for large metallurgical enterprises, which have a larger share of foreign capital. The presented provisions and the conclusions of the work can be applied to the management of metal-

lurgical holdings for the purpose of theoretical foundation of corporate development programs, as well as to the regional authority of executive power to identify ways of increasing the investment attractiveness of the region.

Keywords: ferrous metallurgy, foreign direct investment, regression analysis, comparative analysis, least squares method, foreign capital, economic and statistical modeling.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-67-73

REFERENCES

1. *Tendentsii razvitiya rossiiskogo rynka chernoi metallurgii. Obzor rynka chernoi metallurgii, Deloitte* [Trends in the development of Russian ferrous metallurgy market. Overview of iron and steel market, Deloitte]. Available at URL: <https://www2.deloitte.com/content/dam/Deloitte/ru/Documents/manufacturing/russian/ru-iron-and-steel-industry-report-ru.pdf> (Accessed 20.05.2016), p. 16. (In Russ.).
2. Kadochnikov S.M. Foreign direct investment in transition economies. *Ekonomika regiona*. 2005, no. 4, pp. 140–170. (In Russ.).
3. Diankov S., Hoekman B. Foreign investment and productivity growth in Czech enterprises. *The World Bank Economic Review*. 2000, vol. 14(1), pp. 49–64.
4. Konings J. The effect of foreign direct investment on domestic firms: Evidence from firm-level panel data in emerging economies. *Economics of Transition*. 2001, vol. 9(3), pp. 619–633.
5. Smarzynska B.K. Determinants of spill overs from foreign direct investment through backward linkages. *The World Bank*. July 2002. Mimeo.
6. Zukovska-Gagelmann K. Productivity spill overs from foreign direct investment in Poland. *Economic Systems*. 2000, vol. 24(3), pp. 223–256.
7. Kadochnikov S.M. *Pryamy zarubezhnye investitsii: mikroekonomicheskii analiz effektiv blagosostoyaniya. Uchebnik* [Foreign direct investment: a microeconomic analysis of the welfare effects. Textbook]. St. Petersburg: Ekonomicheskaya shkola, 2002, 267 p. (In Russ.).
8. Drapkin I.M., Mariei O.S., Chukavina K.V. Quantitative assessment of the potential import and export of foreign direct investment in the Russian economy on the basis of the gravity approach. *Zhurnal Novoi ekonomicheskoi assotsiatsii*. 2015, no. 4(28), pp. 75–95. (In Russ.).
9. Filippova I.A. *Mirovaya ekonomika i mezhdunarodnyi biznes: uchebnoe posobie* [Global economy and international business: tutorial]. Ul'yanovsk: UIGTU, 2008, 168 p. (In Russ.).
10. Brainard S.L. An empirical assessment of the proximity concentration. Trade-off between multinational sales and trade. *American Economic Review*. (1997), vol. 87(4), pp. 520–544.
11. *World steel association*. Available at URL: <https://www.worldsteel.org/statistics/> (Accessed 20.05.2016).
12. *Praim Raskrytie* [Prime Disclosure]. Available at URL: <https://disclosure.lprime.ru> (Accessed 20.05.2016). (In Russ.).
13. *Server raskrytiya informatsii – Interfaks* [Disclosure Server – Interfaks]. Available at URL: <https://www.e-disclosure.ru> (Accessed 20.05.2016). (In Russ.).
14. Avdasheva S.B., Rozanova N.M. *Teoriya organizatsii otraslevykh rynkov* [Theory of industrial organization]. Moscow: Izd-vo Magistr, 1998, 320 p. (In Russ.).
15. *Federal'naya sluzhba gosudarstvennoi statistiki* [Federal State Statistics Service]. Available at URL: <http://www.gks.ru> (Accessed 20.05.2016). (In Russ.).
16. Global FDI flows declined in 2014. Global investment trends monitor, *United Nations UNCTAD*. 2015, no. 18.
17. Razvadovskaya Yu.V., Shevchenko I.K. Role of foreign direct investment and transnational corporations in the development of the metallurgical complex of Russia. *Terra Economicus*. 2014, vol. 12, no. 2, pp. 82–87. (In Russ.).
18. *SPARK-Interfaks* [SPARK-Interfaks]. Available at URL: <http://www.spark-interfaks.ru> (Accessed 20.05.2016). (In Russ.).

Information about the authors:

O.V. Bazhenov, Cand. Sci. (Economics), Assist. Professor of the Chair “Accounting, Analysis and Audit” (6819@list.ru)
D.V. Baev, Student

Received May 29, 2015

УДК 332.122 (1-772)

АНАЛИЗ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ИНТЕГРАЦИИ ОТРАСЛЕВЫХ РЫНКОВ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ*

Сиротин Д.В., младший научный сотрудник (sirotind.umk@mail.ru)

Институт экономики УрО РАН

(Россия, 620014, Екатеринбург, ул. Московская, 29)

Аннотация. Отмечена значимость металлургической отрасли для экономики России в условиях сохранения вектора новой индустриализации.

При этом уточнены структурные изменения потребительского рынка металлопродукции, учитывающие сохранение энергетического сектора в составе перспективных потребителей. Отражена актуальность учета процессов пространственной интеграции отраслевых рынков в проблематике вопросов проведения новой индустриализации отечественной экономики. На основе модели оценки интеграции внутреннего потребительского рынка, предложенной К.П. Глушенко, проведен анализ межрегиональной интеграции комплекса отраслевых рынков на примере субрынков металлопродукции различного качества, ориентированной на нефтегазовый и строительный сектор. Критерием оценки интегрированности рынка металлургической продукции выступает выполнение закона единой цены, предполагающего установление единой цены за идентичный товар на территории различных сегментов пространственно-разделенного рынка при отсутствии препятствий передвижения товара между ними. Построена авторегрессионная модель, с помощью которой оценена скорость сходимости уровней цен в регионах между собой и к среднероссийскому уровню. Такой подход позволил сопоставить отраслевые рынки высокотехнологичной, качественной и традиционной металлопродукции по уровню пространственной интеграции. Результаты показали достаточно слабый уровень интегрированности регионов на всех трех субрынках. При этом для каждого из них структура интеграционных взаимодействий различна. По результатам проведенного исследования составлена карта пространственной интеграции рынка высокотехнологичной металлургической продукции, ориентированной на нефтегазовый сектор, отражающая сближение территорий по уровню сходимости цен в модели временных рядов. Установлено, что на скорость схождения цен между регионами географическая отдаленность сегментов рынка значительного влияния не оказывает. Сделан вывод о целесообразности рассмотрения показателей пространственной интеграции отраслевых рынков для оценки параметров неопределенности внешней среды при реализации стратегии новой индустриализации экономики России. Ориентируясь на развитие внутреннего потребительского рынка высокотехнологичной металлопродукции с высокой добавленной стоимостью, развитие интеграционных связей способствует снижению конъюнктурных рисков, позволяет создать положительные мультипликативные и синергетические эффекты.

Ключевые слова: интеграция рынков, авторегрессионная модель, закон единой цены, межрегиональные связи, высокотехнологичная металлопродукция.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-74-79

Сегодняшняя проблема России заключается в неизбежности ее новой индустриализации, предполагающей обновление технологического, социально-экономического базиса экономики и изменение способов управления хозяйственным комплексом страны [1]. При этом большое значение отводится задачам удовлетворения потребностей новых высокотехнологичных отраслей промышленности и обеспечения нужд традиционных обрабатывающих видов деятельности. В этих условиях металлургии отводится роль несущей отрасли. По итогам 2014 г. доля металлургии в промышленном производстве РФ составила почти 13 %¹. Технологическое развитие металлургии определяется в значительной мере ростом доли высокотехнологичной металлопродукции, волатильность которой зависит от развития секторов ее потребления. Результаты проведенных ранее исследований [2] позволили построить

вектор развития отечественной металлопродукции относительно изменений потребительского рынка. С позиции формирования оптимального варианта развития, определенного на базе программ развития металлургии и металлопотребляющих отраслей, к 2050 г. ожидается рост доли потребителей высокотехнологичной металлопродукции с 17 до 70 %. Также уточнены ее структурные изменения, учитывающие сохранение энергетического сектора в составе перспективных потребителей металлопродукции с сокращением его доли примерно в два раза. Тем не менее, можно утверждать, что в ближайшее десятилетие предъявляемые энергетическим сектором к металлопродукции требования будут определять вектор технологического развития металлургической отрасли.

Помимо высокотехнологичных отраслей, востребованностью в металлопродукции высоких переделов также отличаются отрасли, где потребность в качественных конструкционных материалах связана с обеспечением, производством и обслуживанием объектов специального назначения, с высокими требованиями к точности и наличию специальных свойств. Одной

* Статья подготовлена при поддержке гранта РФФИ № 16-36-00097 «Экономико-математическое моделирование процесса перепозиционирования регионального металлургического комплекса в условиях новой индустриализации экономики».

¹ По данным Росстат.

из таких отраслей является строительство. По оценке Минпромторга РФ, в 2015 г. внутреннее потребление проката черных металлов составило 36,4 млн т, более 50 % из которых приходится на строительный сектор, являющийся на сегодняшний день основным потребителем металлопроката. Потребность строительного и энергетического секторов экономики РФ в основных видах потребляемой металлопродукции в значительной мере обеспечивается отечественными производственными предприятиями. При этом, учитывая пространственное распределение основных производственных мощностей, велика вероятность наличия искусственных препятствий товарообмену между регионами. Принимая во внимание особенности развития отечественной металлургии за последние годы (переориентация металлургических производств преимущественно на внутренний рынок, развитие мини-металлургии, стимулирование производства продукции высоких стадий передела и др.), прослеживаемые в металлургии и смежных с ней отраслях интеграционные процессы заслуживают особого внимания. Как показала практика, усиление интеграционных связей отраслевых рынков на межрегиональном уровне способствует развитию отраслей, улучшению инвестиционного климата и снижению трансакционных издержек [3, 4].

Перечисленные тенденции обосновывают актуальность исследования пространственной интеграции отраслевых рынков металлопродукции. Критерием оценки интегрированности рынка металлургической продукции выступает выполнение закона единой цены, предполагающего установление единой цены за идентичный товар на территории различных сегментов пространственно-разделенного рынка при отсутствии препятствий передвижения товара между ними [5]. На территории различных регионов цена на одну и ту же продукцию может отличаться по разным причинам, однако, в силу действия закона единой цены, межрегиональные ценовые отклонения в течение времени будут сокращаться. Таким образом, осуществление арбитража, т. е. заключение сделок купли-продажи между регионами, будет стабильным до тех пор, пока уровни цен между регионами не сравняются.

Теоретико-методологическую базу исследования составили труды отечественных и зарубежных ученых, посвященные изучению особенностей пространственного поведения уровней цен [6 – 10], развитию методического аппарата на основе проверки действия закона единой цены [11], проблемам построения авторегрессионных моделей [12]. В качестве основных положений методического аппарата исследования использованы материалы цикла работ К.П. Глущенко, посвященных анализу интегрированности российского внутреннего рынка [5, 13]. Согласно принятому методическому подходу, интегрированными являются рынки только тех округов, значения уровней цен металлопродукции для которых стационарны, либо подвержены эквивалентным скачкообразным изменениям, т. е. должны изменяться однонаправленно и соразмерно [14].

Исходя из имеющейся статистической базы, из числа видов металлопродукции высокотехнологичного, качественного и рядового сортамента к анализу приняты месячные индексы потребительских цен на бесшовные стальные трубы нефтегазового сортамента, арматуру периодического профиля класса АIII, прокат сортовой и фасонный, включая горячекатаный, горячекатаный, экструдированный и кованый прокат из нелегированной стали. Число пространственных наблюдений соответствует количеству федеральных округов до присоединения республики Крым. Анализируемый период составил 12 лет и 3 месяца (с I квартала 2005 г. по II квартал 2016 г.). В расчетах использованы уровни потребительских цен анализируемых видов продукции по каждому из федеральных округов по отношению к РФ в целом и ко второму федеральному округу в структуре сформированных пар. При этом первый тип анализа позволяет определить степень интегрированности рассматриваемого федерального округа с остальной частью страны, а во втором случае анализируется интегрированность федеральных округов между собой.

Графическое отображение используемых статистических данных для оценки изменения индекса потребительских цен на анализируемые виды металлопродукции (рис. 1) подтверждает стационарность динамических рядов исходных данных. Стоит отметить относительно

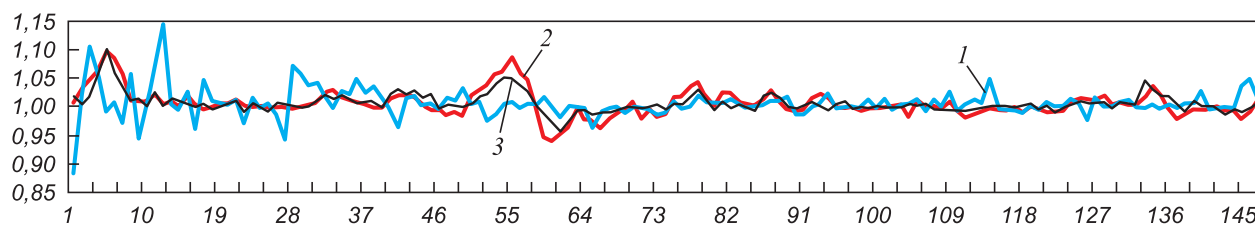


Рис. 1. Индекс потребительских цен отдельных видов металлопродукции в целом по России, в долях единиц к предыдущему месяцу:
1 – трубы бесшовные для нефте- и газопроводов из черных металлов (кроме литейного чугуна); 2 – арматура периодического профиля класса АIII; 3 – прокат сортовой и фасонный горячекатаный, горячекатаный, экструдированный и кованый из нелегированной стали

Fig. 1. Consumer Price Index of certain metal product types across Russia, expressed as a decimal to the previous month:
1 – seamless pipes for oil and gas pipelines of ferrous metals (except cast iron); 2 – fittings with periodic profile of AIII class;
3 – rolled bar and structural hot-rolled, hot-drawn, extruded and forged stock of unalloyed steel

ную схожесть приведенных на рисунке рядов динамики изменения индекса потребительских цен для арматуры и проката из нелегированной стали. Подобная тенденция естественна для продукции, обращаемой на общем потребительском рынке (строительный сектор), в отличие от анализируемого вида бесшовных труб, основным потребителем которых является нефтегазовый сектор.

Для проверки действия закона единой цены, на основе авторегрессионной модели первого порядка $AR - 1$ построена модель временных рядов, информационную базу которой составили индексы потребительских цен металлопродукции в регионах РФ по первому лагу ($t - 1$). Начальный период для каждого ряда принят равным единице. При расчете значений коэффициентов уравнения авторегрессии в качестве зависимой переменной принят временной ряд, отражающий разрыв между ценами пространственных сегментов рынка металлопродукции, в качестве независимой – ряд, сдвинутый на лаг назад. Модель авторегрессии первого порядка ($AR - 1$) имеет линейный вид [15, 16]:

$$X_t = a_0 + a_1 X_{t-1} + e_t,$$

где a_0, a_1 – параметры модели (коэффициенты авторегрессии); e – «белый шум».

Результаты анализа интеграции рынка высокотехнологичной, качественной и рядовой металлопродукции по каждому из федеральных округов с общероссийским уровнем представлены в таблице. Проверка значимости оценок осуществлена тестом Филлипса-Перрона (p -статистика), отсекающим наблюдения, превосходящие

10 %-ный уровень. Выделенные в таблице значения показателя p -value подтверждают, что процесс описывается авторегрессионной моделью. Показатель λ , характеризующий значением переменной « a_1 », отражает стандартное отклонение оценок. Время полураспада ценового разрыва θ_{rs} определено по формуле [5]

$$\theta_{rs} = \frac{\ln 0,5}{\ln |1 + \lambda_{rs}|}.$$

Данный показатель отражает время, за которое величина отклонения в ценах между регионами r и s уменьшится вдвое. В силу высокой концентрации производственных мощностей в Уральском федеральном округе, было принято решение оценить развитие интеграционных связей между объединяющими его «старо-промышленными» регионами.

По данным, приведенным в таблице, 21 из 30 оценок можно считать значимыми (выделены жирным курсивом), а соответствующие им федеральные округа интегрированными в различной степени с рынком РФ в целом. Время конвергентности уровней цен (статистически значимых оценок) данных округов со среднероссийским уровнем составляет от 1,5 до 4,5 месяцев. При этом скорость сходимости цен к среднероссийскому уровню (в среднем по регионам) на анализируемых рынках (1, 2 и 3) убывает адекватно степени качества продукции, т. е. чем больше стадий передела прошел (и, соответственно, дороже обошелся) приобретаемый продукт, тем больше времени требуется для возвращения его адекватной цены на рынке. Так, время схожде-

Сходимость региональных уровней цен к среднероссийскому уровню

Convergence of regional price levels to the average level

Федеральные округа*	1. Рынок стальных бесшовных труб нефтегазового сортамента			2. Рынок качественной арматурной продукции			3. Рынок сортового и фасонного проката из нелегированной стали		
	Параметры модели			Параметры модели			Параметры модели		
	p -value	$\lambda_{rs}(a_1)$	θ_{rs}	p -value	$\lambda_{rs}(a_1)$	θ_{rs}	p -value	$\lambda_{rs}(a_1)$	θ_{rs}
ЦФО-РФ	0,00079	0,27438	2,9	0,03063	0,17884	4,2	0,00002	0,34273	2,4
СЗФО-РФ	0,00047	0,28014	2,8	0,39325	0,07099	10,1	0,71622	0,03034	23,2
ЮФО-РФ	0,00256	0,24967	3,1	0,00000	0,41318	2,0	0,05006	0,16075	4,7
СКФО-РФ	0,25998	0,13235	5,6	0,59020	0,06349	11,3	0,00011	0,43271	1,9
ПФО-РФ	0,00033	0,29233	2,7	0,01484	0,20119	3,8	0,02146	0,18998	4,0
УрФО-РФ	0,03524	0,17417	4,3	0,00091	0,27127	2,9	0,00944	0,21376	3,6
СО-РФ	0,00356	0,23946	3,2	0,00013	0,31059	2,6	0,00057	0,28173	2,8
ЧО-РФ	0,11153	0,14616	5,1	0,00888	0,21183	3,6	0,00000	0,38470	2,1
СФО-РФ	0,06079	0,15542	4,8	0,30519	0,08537	8,5	0,17938	0,11171	6,5
ДФО-РФ	0,04943	0,16271	4,6	0,00000	0,59240	1,5	0,00006	0,32564	2,5

* Условные обозначения: ЦФО – Центральный федеральный округ; СЗФО – Северо-Западный федеральный округ; ЮФО – Южный федеральный округ; СКФО – Северо-Кавказский федеральный округ; ПФО – Приволжский федеральный округ; УрФО – Уральский федеральный округ; СФО – Сибирский федеральный округ; ДФО – Дальневосточный федеральный округ; СО – Свердловская область; ЧО – Челябинская область.

ния цен высокотехнологичной, качественной и рядовой металлопродукции (в среднем по регионам) к среднероссийскому уровню составило 3,4; 2,9 и 2,7 месяцев соответственно. При этом, силу превышения порога значимости статистики, оценку интеграции в общероссийский рынок высокотехнологичной металлопродукции Северо-Кавказского и Сибирского федеральных округов можно считать незначимой. На рынке качественной металлопродукции превышение порога значимости зафиксировано, помимо перечисленных, в Северо-Западном федеральном округе. По той же причине оценку наличия интеграционных связей с общероссийским рынком металлопродукции рядового сортамента можно считать незначимой по отношению к ЮФО, СФО и СЗФО. Причиной нестационарности временного ряда по СКФО могла послужить возможная статистическая погрешность, вызванная отделением данного региона из состава Южного федерального округа, а также организационные и институционально-правовые преобразования. Функционирующие в СЗФО и СФО строительные организации также наталкиваются на преграды, значительно повышающие издержки арбитража.

Более детальный анализ проведен при сравнении конвергентности уровней цен между федеральными округами. По результатам расчетов составлены матрицы интегрированности регионов на анализируемых рынках (рис. 2).

Проверку на стационарность отклонений уровней цен из 28 пар федеральных округов (без учета СО и ЧО) на первых двух рынках не прошли 13, а на третьем рынке – 12 пар. Таким образом, интегрированность пространственных сегментов внутреннего рынка стальной продукции для нужд энергетического и строительного секторов оценивается в пределах от 54 до 57 %. При этом скорость сходимости цен между регионами колеблется в пределах, заданных их схождением со среднероссийским уровнем. Для остальных пар федеральных округов условие действия закона единой цены не выполняется, в связи с чем отсутствует стабильность осуществления арбитража, а период выравнивания уровней цен между регионами в отдельных случаях достигает 27 месяцев.

Результаты исследования показали существенное различие в видах интеграционных взаимодействий между регионами на различных субрынках металлопродукции. Так, например, на рынке стальных бесшовных труб нефтегазового сортамента определено наличие интеграционных связей Северо-Кавказского федерального округа с тремя регионами. На рынке качественной арматурной продукции не наблюдается ни одного интегрированного с ним региона, в то время как на третьем рынке охват пространственной интеграции СКФО можно назвать эталонным, с высокой скоростью сходимости цен (от 2 до 3 месяцев). Достаточно высокая разрозненность оценок ширины охвата

интеграционных связей относительно анализируемых субрынков наблюдается также у СЗФО, сокращаясь по мере снижения качественной характеристики субрынка: 6, 3 и 1 связь соответственно. На всех трех субрынках в совокупности наиболее интегрированным в территориальном разрезе является ДФО, в то время как число интеграционных связей граничащего с ним СФО значительно ниже. Уровень пространственной интеграции ЦФО, ЮФО, ПФО и УрФО на всех анализируемых субрынках металлопродукции можно охарактеризовать как достаточно высокий, со средним значением скорости сходимости цен три месяца. Характерной особенностью полученных данных является возможность интеграции значительно отдаленных друг от друга регионов и отсутствие видимых интеграционных связей между соседними регионами.

1. Рынок стальных бесшовных труб нефтегазового сортамента

r/s	РФ	ЦФО	СЗФО	ЮФО	СКФО	ПФО	УрФО	СФО	ДФО
РФ		+	+	+	–	+	+	–	+
ЦФО	+		+	–	–	–	+	–	+
СЗФО	+	+		+	–	+	+	+	+
ЮФО	+	–	+		+	+	–	+	–
СКФО	–	–	–	+		–	–	+	+
ПФО	+	–	+	+	–		–	–	+
УрФО	+	+	+	–	–	–		+	–
СФО	–	–	+	+	+	–	+		–
ДФО	+	+	+	–	+	+	–	–	

2. Рынок качественной арматурной продукции

r/s	РФ	ЦФО	СЗФО	ЮФО	СКФО	ПФО	УрФО	СФО	ДФО
РФ		+	–	+	–	+	+	–	+
ЦФО	+		–	+	–	–	+	–	+
СЗФО	–	–		+	–	+	+	–	+
ЮФО	+	+	+		–	+	–	–	+
СКФО	–	–	–	–		–	–	–	–
ПФО	+	+	–	+	–		+	+	+
УрФО	+	+	+	–	–	+		+	+
СФО	–	–	–	–	–	+	+		+
ДФО	+	+	+	+	–	+	+	+	

3. Рынок сортового и фасонного проката из нелегированной стали

r/s	РФ	ЦФО	СЗФО	ЮФО	СКФО	ПФО	УрФО	СФО	ДФО
РФ		+	–	–	+	+	+	–	+
ЦФО	+		–	+	+	+	–	+	+
СЗФО	–	–		–	+	–	–	–	–
ЮФО	–	+	–		+	–	+	–	+
СКФО	+	+	+	+		+	+	+	+
ПФО	+	+	–	–	+		–	–	+
УрФО	+	–	–	+	+	–		–	+
СФО	–	+	–	–	+	–	–		+
ДФО	+	+	–	+	+	+	+	+	

Рис. 2. Матрицы интегрированности регионов РФ

Fig. 2. Matrix of Russian regions integration

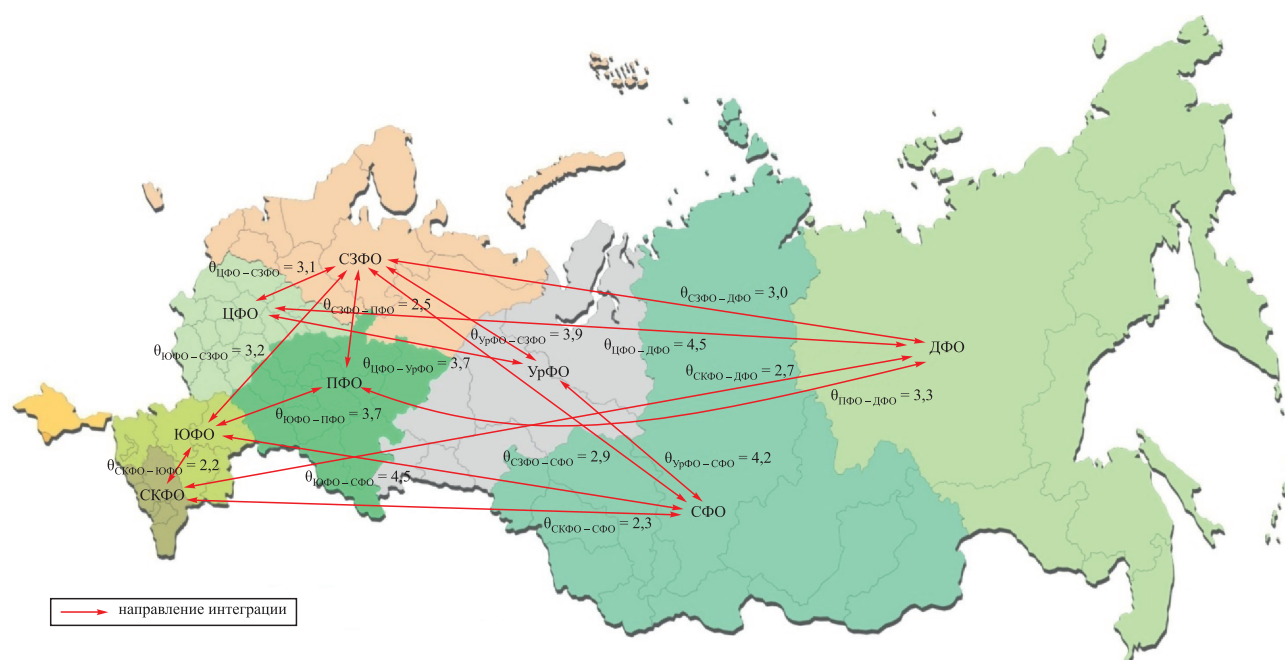


Рис. 3. Карта пространственной интеграции рынка нефтегазовой трубной стальной продукции

Fig. 3. The map of spatial market integration of the oil and gas tubular steel products

Также отмечено, что роль составляющих УрФО старопромышленных регионов в развитии пространственных интеграционных связей неоднозначна. Так, при анализе сходимости уровней цен между регионами, Свердловская область в большинстве случаев повторяет результат федерального округа, в то время как оценки Челябинской области можно назвать автономными, не влияющими существенно на развитие интеграционных связей УрФО с другими регионами.

По результатам проведенного исследования составлена карта пространственной интеграции рынка высокотехнологичной металлургической продукции, ориентированной на нефтегазовый сектор, отражающая сближение территорий по уровню сходимости цен в модели временных рядов (рис. 3).

Установлено, что на скорость схождения цен между регионами географическая отдаленность сегментов рынка значительного влияния не оказывает. В соответствии принятой мере пространственной интегрированности установлено, что российский потребительский рынок высокотехнологичной, качественной и рядовой металлопродукции можно охарактеризовать как слабоинтегрированный. Причина невысокой доли интегрированных между собой регионов может быть связана не только с присутствием искусственных препятствий для товарообмена, но и наличием устоявшихся торговых связей между отдельными регионами. В связи с этим представляется, что решению данной проблемы может способствовать реализация промышленной политики, учитывающей принципы сетевого взаимодействия между экономическими агентами. Можно полагать, что реализация стратегии развития промышленности РФ

на основе принципов новой индустриализации должна учитывать особенности межрегиональной интеграции отраслевых рынков, как один из параметров неопределенности внешней среды.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Романова О.А. Стратегический вектор экономической динамики индустриального региона // Экономика региона. 2014. № 1. С. 43 – 55.
2. Romanova O.A., Sirotin D.V. New technological shape of basic branches of RF industrial regions // Economic and Social Changes: Facts, Trends, Forecast. 2015. No. 5. P. 27 – 43.
3. Ан Е.А., Ан А.Е. Пространственная интеграция науки, образования и производства как фактор повышения конкурентоспособности региональных экономик // Вестник Алтайской науки. 2015. № 3, 4. С. 88 – 95.
4. Гаджиев Ю.А. Зарубежные теории регионального экономического роста и развития // Экономика региона. 2009. № 2. С. 45 – 62.
5. Глушенко К.П. Закон единой цены в российском экономическом пространстве // Прикладная эконометрика. 2010. № 1. С. 3 – 19.
6. Цыплаков А.А. Оценка качества вероятностных прогнозов: корректные скоринговые правила и моменты // Прикладная эконометрика. 2012. № 3. С. 115 – 132.
7. Berkowitz D., DeJong D. N., Husted S. Quantifying price liberalization in Russia // J. of Comparative Economics. 1998. Vol. 26. No. 4. P. 735 – 760.
8. Gardner B., Brooks K. Food prices and market integration in Russia: 1992-93 // American Journal of Agricultural Economics. 1994. No. 76. P. 641 – 646.
9. Gluschenko K. Russia's common market takes shape: price convergence and market integration among Russian regions // BOFIT Discussion Paper. 2006. No. 7. – 31 p.
10. Koen V., de Masi P. Prices in the transition: ten stylized facts // IMF Working Paper. 1997. No. 158. – 55 p.
11. Obstfeld M., Taylor A.M. Sovereign risk, credibility and the gold standard: 1870-1913 versus 1925-31* // The Economic Journal. 2003. Vol. 113. No. 487. P. 241 – 275.

12. Paulo M.M. Rodrigues Recursive adjustment, unit root tests and structural breaks // *Journal of Time Series Analysis*. 2013. No. 1. P. 62 – 68.
13. Glushchenko K. Distribution dynamics of Russian regional prices. William Davidson Institute. – Ann Arbor: MI, 2013. – 24 p.
14. Goodwin B.K., Schroeder T.C. Cointegration tests and spatial price linkages in regional cattle markets // *American Journal of Agricultural Economics*. 1991. No. 73. P. 452 – 464.
15. Barmin V. Infographics: patterns of information flows sharing and volatility spillovers // *Review of Business and Economics Studies*. 2015. No. 2. P. 67 – 68.
16. Hai an N. Exchange rate management in Vietnam for sustaining stable and long-term economic growth // *Review of Business and Economics Studies*. 2015. No. 2. P. 58 – 66.

Поступила 21 октября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 1, pp. 74–79.

SPATIAL INTEGRATION ANALYSIS OF METAL PRODUCTION MARKETS

D.V. Sirotin

Institute of Economics, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The significance of the metallurgical industry for the economy of Russia is noted in the vector of new industrialization. At the same time the structural changes of the consumer market of metal products are clarified taking into account the conservation of the energy sector as part of prospective customers. The relevance of spatial integration of branch markets is described according to the problem of new industrialization of the national economy. Model-based evaluation of the integration of the domestic consumer market, proposed by K.P. Glushchenko, conducted an analysis of interregional integration of submarkets of metal production of varied quality, focused on the construction and energy sectors as an example of branch markets. The criteria for assessing the metallurgical products market integration is the law of one price, involving the establishment of a single price for identical goods in the territory of different segments of spatially-separated market in the absence of obstacles to the movement of goods between them. Autoregression (AR) model was constructed and it allowed to estimate the rate of prices convergence for each federal district to the national average, as well as to other districts. This approach allowed us to compare the branch markets of high-tech, qualitative and traditional metal by the spatial integration level. The results showed fairly low integration level of the regions in all three submarkets. In this case, for each of them is observed a different structure of integration interactions. According to the results of the study, a map of the spatial integration was compiled for the high-tech metal product market focused on the oil and gas sector, which reflects the convergence of territories by the price level convergence in the time series model. It was found that there is no influence of geographical remoteness of the market segments in the speed of convergence of prices between regions. It was concluded that there is the possibility of considering indicators of spatial integration of industrial markets for assessing the external environment uncertainties in the implementation of the new industrialization of Russia's economic strategy. The development of integration ties helps to reduce market risks and to create positive multiplicative and synergistic effects.

Keywords: market integration, auto-regressive model, law of one price, interregional relations, high-tech metal products.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-74-79

REFERENCES

1. Romanova O.A. Strategic vector of economic dynamics of an industrial region. *Economy of Region*. 2014, no. 1, pp. 43–55. (In Russ.).
2. Romanova O.A., Sirotin D.V. New technological shape of basic branches of RF industrial regions. *Economic and Social Changes: Facts, Trends, Forecast*. 2015, no. 5, pp. 27–43.

3. An E.A., An A.E. Spatial integration of science, education and production as a factor in increasing the competitiveness of regional economies. *Vestnik Altaiskoi nauki*. 2015, no. 3, 4, pp. 88–95. (In Russ.).
4. Gadzhiev Yu.A. Foreign theory of regional economic growth and development. *Ekonomika regiona*. 2009, no. 2, pp. 45–62. (In Russ.).
5. Glushchenko K.P. The law of one price in the Russian economic space. *Prikladnaya ekonometrika*. 2010, no. 1, pp. 3–19. (In Russ.).
6. Tsyplakov A.A. Evaluation of the quality of probabilistic forecasts: correct scoring rules and points. *Prikladnaya ekonometrika*. 2012, no. 3, pp. 115–132. (In Russ.).
7. Berkowitz D., DeJong D. N., Husted S. Quantifying price liberalization in Russia. *J. of Comparative Economics*. 1998, vol. 26, no. 4, pp. 735–760. DOI:10.1006/jcec.1998.1555
8. Gardner B., Brooks K. Food prices and market integration in Russia: 1992–93. *American Journal of Agricultural Economics*. 1994, no. 76, pp. 641–646.
9. Glushchenko K. Russia's common market takes shape: price convergence and market integration among Russian regions. *BOFIT Discussion Paper*. 2006, no. 7. 31 p.
10. Koen V., de Masi P. Prices in the transition: ten stylized facts. *IMF Working Paper*. 1997, no. 158. 55 p.
11. Obstfeld M., Taylor A.M. Sovereign risk, credibility and the gold standard: 1870–1913 versus 1925–31*. *The Economic Journal*. 2003, vol. 113, no. 487, pp. 241–275.
12. Paulo M.M. Rodrigues Recursive adjustment, unit root tests and structural breaks. *Journal of Time Series Analysis*. 2013, no. 1, pp. 62–68.
13. Glushchenko K. *Distribution dynamics of Russian regional prices*. William Davidson Institute. Ann Arbor: MI, 2013. 24 p.
14. Goodwin B.K., Schroeder T.C. Cointegration tests and spatial price linkages in regional cattle markets // *American Journal of Agricultural Economics*. 1991. No. 73. P. 452–464.
15. Barmin V. Infographics: patterns of information flows sharing and volatility spillovers. *Review of Business and Economics Studies*. 2015, no. 2, pp. 67–68.
16. Hai an N. Exchange rate management in Vietnam for sustaining stable and long-term economic growth. *Review of Business and Economics Studies*. 2015, no. 2, pp. 58–66.

Acknowledgements. This article was prepared with the support of RFBR grant no. 16-36-00097 “Economic-mathematical modeling of the repositioning process of the regional metallurgical complex in new industrialization of the economy”.

Information about the author:

D.V. Sirotin, Junior Researcher (sirotind.umk@mail.ru)

Received November 21, 2016

ПО МАТЕРИАЛАМ 7-ГО ЕВРОПЕЙСКОГО КОНГРЕССА ПО АГЛОДОМЕННОМУ ПРОИЗВОДСТВУ

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 1. С. 80 – 85.
© 2017. Курунов И.Ф.

УДК 669.1

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ЭКСТРАКТИВНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ ЖЕЛЕЗА ГЛАЗАМИ ЕВРОПЕЙСКИХ МЕТАЛЛУРГОВ

Курунов И.Ф., д.т.н. профессор, главный доменщик (kurunov_if@nlmk.ru)

ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат»
(398040, Россия, Липецк, пл. Металлургов, 2)

Аннотация. На состоявшемся 12 – 14 сентября 2016 г. в Линце 7-м Европейском конгрессе большое внимание было уделено перспективам развития металлургии железа. Схема доменная печь – кислородный конвертер по прогнозам остается основной технологией выплавки стали, уступая ведущую роль выплавке стали в электропечах, начиная с 60-х годов ХХI века. Прогнозируется развитие водородной металлургии и появление промышленной технологии микробиологической ферментации металлургических газов с получением из них этанола и других химических продуктов.

Ключевые слова: доменная печь, кислородный конвертер, сталь, эмиссия CO₂, электропечи, металлургические газы, губчатое железо, ферментация газа, этанол.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-80-85

12 – 14 сентября 2016 г. в Линце (Австрия) состоялся 7-й Европейский конгресс по аглодоменому производству, на котором в докладах на пленарном заседании и на секциях большое внимание было уделено эффективности работы современных доменных печей (ДП) и прогнозу развития сталеплавильного производства в ближайшие несколько десятков лет. Этот прогноз делается в свете соглашения о мерах по уменьшению изменения климата, подписанного на состоявшейся в 2015 г. Конференции ООН по изменению климата и возрастающих требований к металлургам по сокращению эмиссии парниковых газов с увеличением штрафных санкций.

За последние 250 лет расход энергии на выплавку чугуна в ДП сократился в 15 раз – с 300 до 20 ГДж/т, а в наиболее эффективно работающих печах этот расход составляет только 15 ГДж/т [1]. При этом вклад сталеплавильного производства в глобальную эмиссию CO₂, образующегося из ископаемого углерода, составляет 7 %, из которых большинство приходится на производство чугуна в ДП [2]. По оценке германских экспертов, эффективность процесса во многих европейских ДП приблизилась к термодинамическому пределу [3, 4], что можно понимать как максимальное приближение к равновесному составу газа в реакции



определяющей необходимый расход восстановительного газа на восстановление железа. Разница в энергозатратах на выплавку чугуна (рис. 1) между эффективно работающей ДП и «идеальной» ДП, т. е. работающей без тепловых потерь и с достижением термодинами-

ческого равновесия в упомянутой реакции, составляет только 7 % [3].

В эффективно работающих ДП в пределах химически резервной зоны возможно достижение термодинамического равновесия в реакции восстановления вюститита. Данный факт был отмечен и ранее в работах специалистов школы профессора А. Риста [5]. В настоящее время практически во всех странах стабильную и эффективную, а значит и экономичную работу ДП доменщики обеспечивают, применяя кокс с высокой горячей прочностью (CSR не менее 65 %), высококачественные окатыши (прочность 200 – 250 кг/окатыш) и агломерат (ЛТВ > 80 %). При таких материалах появляется реальная возможность создавать в печи физические условия для наиболее эффективного протекания тепло- и массообмена и, следовательно, достигать высокой эффек-

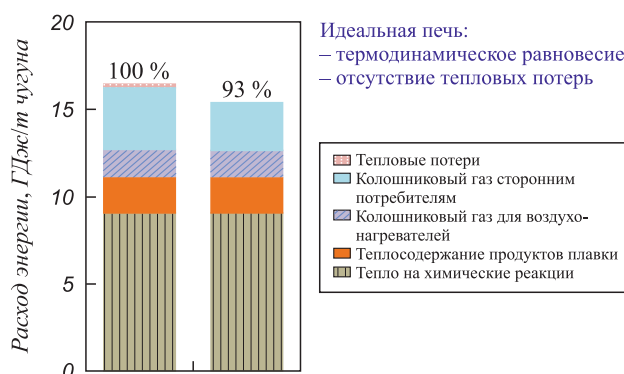


Рис. 1. Расход энергии на выплавку чугуна в доменной печи в реальных и идеальных условиях работы

Fig. 1. Energy consumption for cast iron smelting in blast furnace in actual and "ideal" operating conditions

тивности ее работы. Об этом свидетельствуют, в частности, показатели работы ДП ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат» в широком диапазоне интенсивности плавки по кислороду, т. е. по количеству вдуваемого в печь с дутьем кислорода в единицу времени. Средняя степень приближения состава газа к равновесному в реакции (1) составляет в этих печах 97–98 % (рис. 2), достигая в отдельные месяцы 99 % и более [6].

Основное количество стали в мире (рис. 3) производится в кислородных конвертерах и эта ситуация, с учетом того, что более половины стали производится в Китае, сохранится в ближайшие десятилетия, а до-

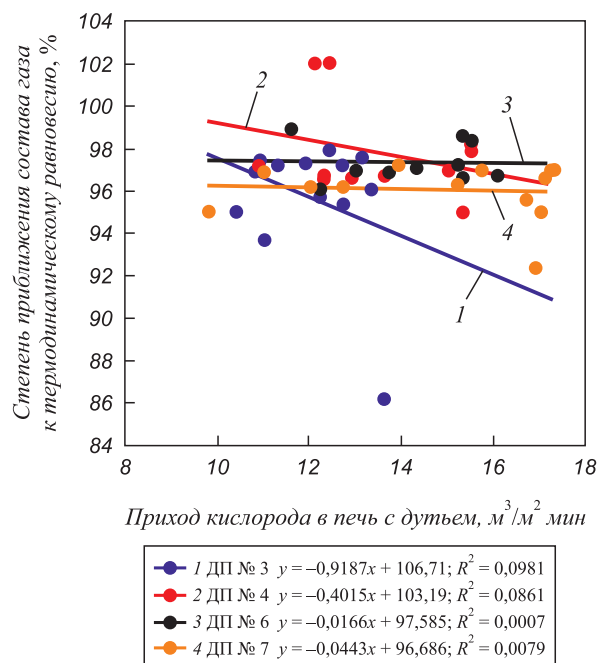


Рис. 2. Эффективность восстановления при различной интенсивности плавки

Fig. 2. Effectiveness of recovery at different smelting rate

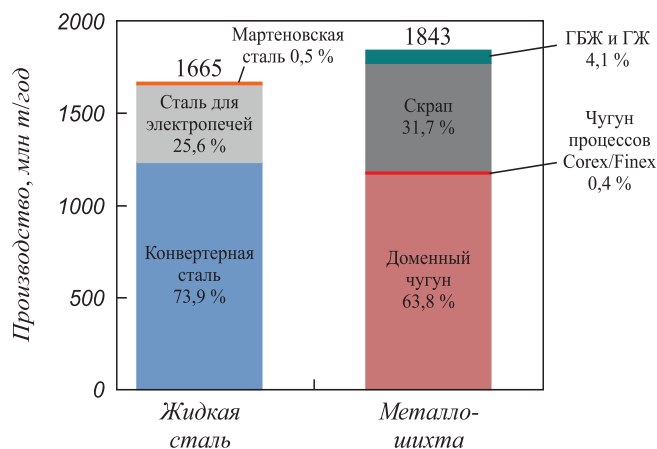


Рис. 3. Структура выплавляемой стали и металлошихты для ее выплавки

Fig. 3. Structure of smelted steel and metal charge for its smelting

менный чугун останется основным компонентом металлошихты для производства стали [3]. Но уже с середины XXI века прогнозируется увеличение доли электростали до 50 % и выше (рис. 4) и соответствующее уменьшение производства чугуна [7]. С учетом минимальных оставшихся резервов снижения энергозатрат на выплавку чугуна в ДП и, соответственно, минимальных возможностей снижения эмиссии CO_2 за счет этого, специалисты рассматривают и оценивают различные технологические схемы с участием существующих и перспективных новых технологий металлургии железа и утилизации углеродсодержащих вторичных энергоресурсов в доменном и сталеплавином производствах.

Среди рассмотренных технологий доменной плавки (вдувание ПУТ, природного газа, водорода, загрузка горячебрикетированного железа (ГБЖ)) минимальные суммарные энергозатраты обеспечивает технология с вдуванием ПУТ, а минимальную суммарную эмиссию CO_2 – технология с вдуванием водорода (рис. 5), полу-

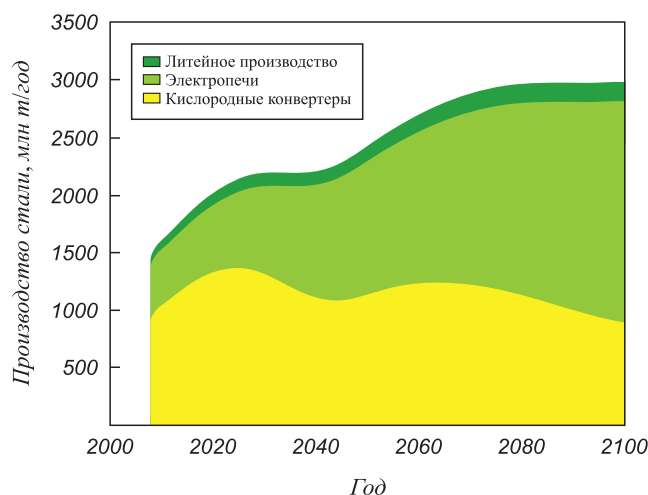


Рис. 4. Прогноз динамики структуры выплавляемой стали в мире

Fig. 4. Forecast of dynamics of smelted steel structure in the world

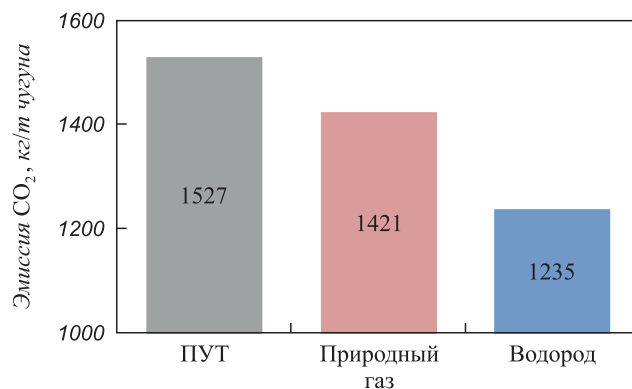


Рис. 5. Эмиссия CO_2 на 1 т чугуна при вдувании в доменную печь ПУТ, природного газа и водорода

Fig. 5. CO_2 emissions per ton of cast iron while blowing of pulverized coal, natural gas and hydrogen into the blast furnace

чаемого путем электролиза воды за счет электроэнергии из безуглеродистых (вода, солнце, ветер, геотермальные источники, атомная энергетика, биоорганическая энергетика) ее источников [3]. В Евросоюзе прирост производства электроэнергии с 2013 г. осуществляется только за счет безуглеродистых источников (рис. 6) и ожидается, что через 30 лет, благодаря этому, водородная металлургия железа может стать реальностью [4].

Небольшие резервы по снижению энергозатрат на выплавку стали и эмиссии CO_2 на интегрированном металлургическом заводе могут дать технологические схемы, объединяющие энергетическими и материальными потоками ДП с агрегатами прямого получения железа и или бескоксовой выплавки чугуна. Так, симбиоз коксо доменного производства и производства

губчатого железа процессами Midrex, HYL и другими (рис. 7) с использованием 100 % коксового газа для металлзации окатышей и с применением их в электропечи по расчету увеличивает выплавку стали на 17 %, снижает суммарные энергозатраты на 3 % и эмиссию CO_2 на 10 % с учетом компенсации замены в прокатном производстве коксового газа природным [4].

Комбинация ДП и агрегата Finex (рис. 8) по расчету позволяет сократить расход угля на 40 кг/т чугуна и эмиссию CO_2 на 100 кг/т стали. В этой схеме часть металлзованной (на 50 – 70 %) руды из агрегата Finex загружается в ДП, а жидкий чугун из агрегата Finex поступает вместе с доменным чугуном в конвертер. Значительное сокращение эмиссии CO_2 и энергозатрат на выплавку стали обеспечивает технология металли-

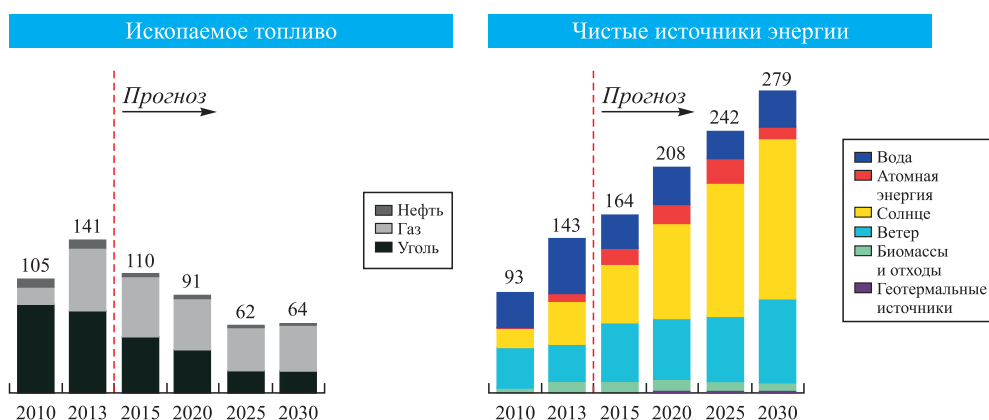


Рис. 6. Прогноз развития безуглеродной энергетики в Европе

Fig. 6. Forecast of development of carbon-free energy in Europe

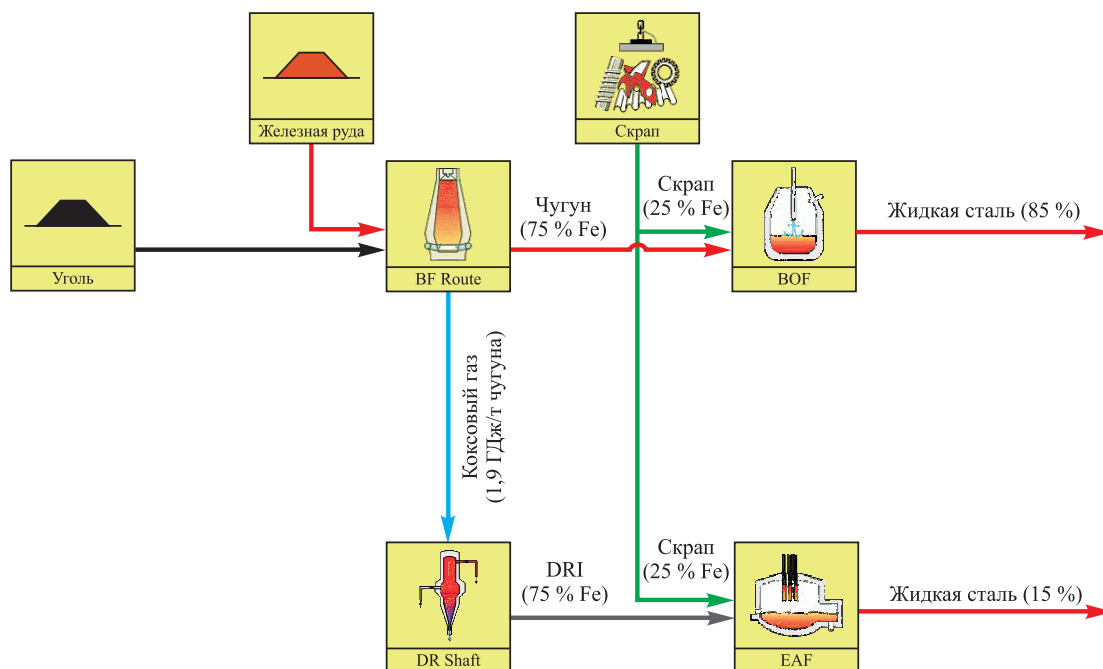


Рис. 7. Комбинация коксо доменного производства и прямого получения железа на интегрированном заводе

Fig. 7. Combination of coke and blast furnace production and direct ironmaking at integrated plant

зации руды водородом, полученным за счет возобновляемых источников энергии, с последующей загрузкой горячего губчатого железа в электросталеплавильную печь (рис. 9). Обе части этой технологической схемы уже отработаны [4].

Революционная технология, обеспечивающая значительное снижение эмиссии CO_2 и повышение эффективности сталеплавильного производства разрабатывается компаниями Lanza Tech (США) и Primetals (Австрия) [8]. Суть технологии заключается в микробиологической ферментации (бактериальное брожение) углеродсодержащих отходящих металлургических газов (рис. 10) с получением этанола и других химических продуктов. В 2012 г. компания Lanza Tech успешно запустила две полупромышленных установки по превращению колошниковых газов агрегата COREX и ДП, а также конвертерного газа в этанол на заводах Baosteel и Shougang в Китае.

Для исследований и дальнейшей разработки технологии в рамках программы EU2020 совместно с компанией ArcelorMittal реализуется проект «Горизонт 2020 «Steelanol», нацеленный на производство 47 000 т этанола в год. На проект выделен грант на сумму 10,2 млн евро. Цель проекта – во второй половине 2017 г. запустить первый крупномасштабный реактор и выйти на полную мощность в 2019 г. [8].

По сравнению со сжиганием в котлах тепловых электростанций, технология Lanza Tech вдвое эффективнее превращает металлургические газы в энергию (рис. 11) и обеспечивает при этом снижение выбросов NO_x и SO_x на 85 % и CO_2 на 30 – 50 %.

Выводы. Черная металлургия является источником эмиссии порядка 7 % CO_2 , образующегося из ископаемого углерода. Подавляющая часть этой эмиссии приходится на агло-коксо-доменное производство, продукция которого составляет более 60 % металлошихты для

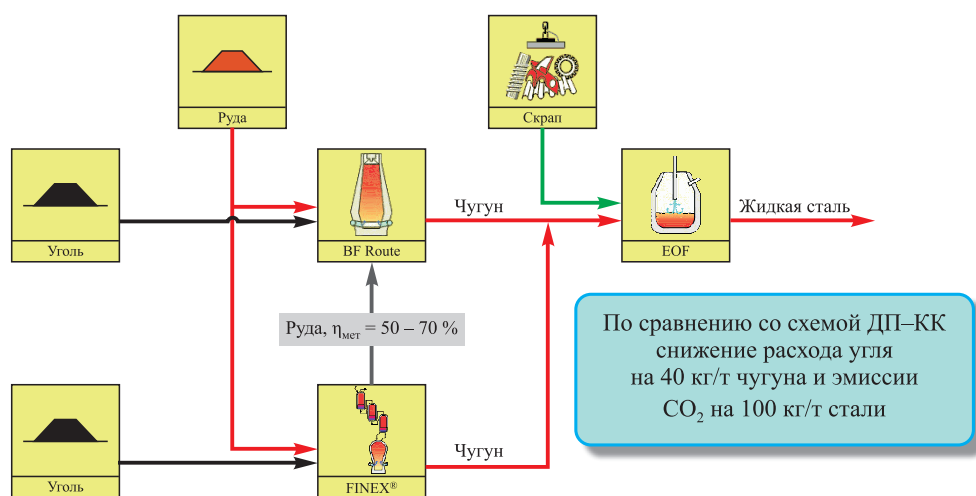


Рис. 8. Комбинация доменной печи и агрегата Finex на интегрированном заводе

Fig. 8. Combination of blast furnace and Finex unit at integrated plant

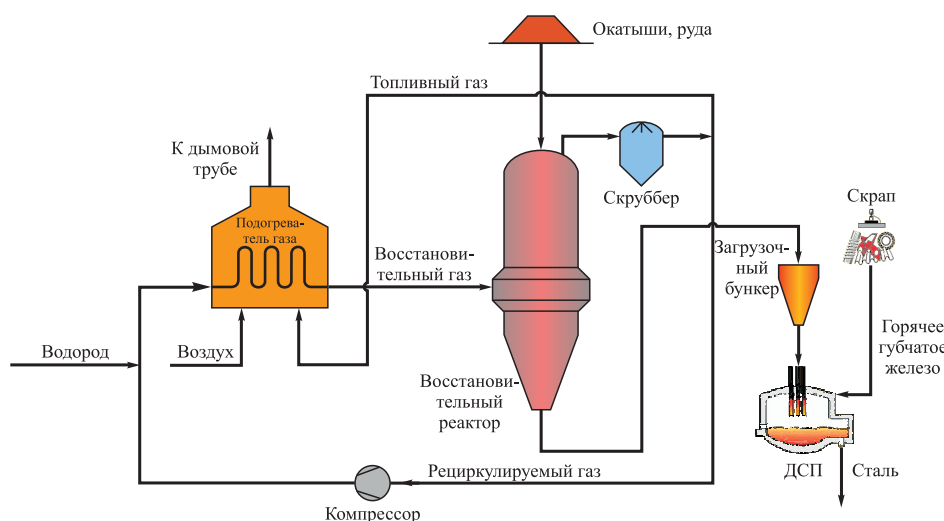


Рис. 9. Технологическая схема водородной металлургии

Fig. 9 Technological scheme of hydrogen metallurgy

Производство чугуна и стали

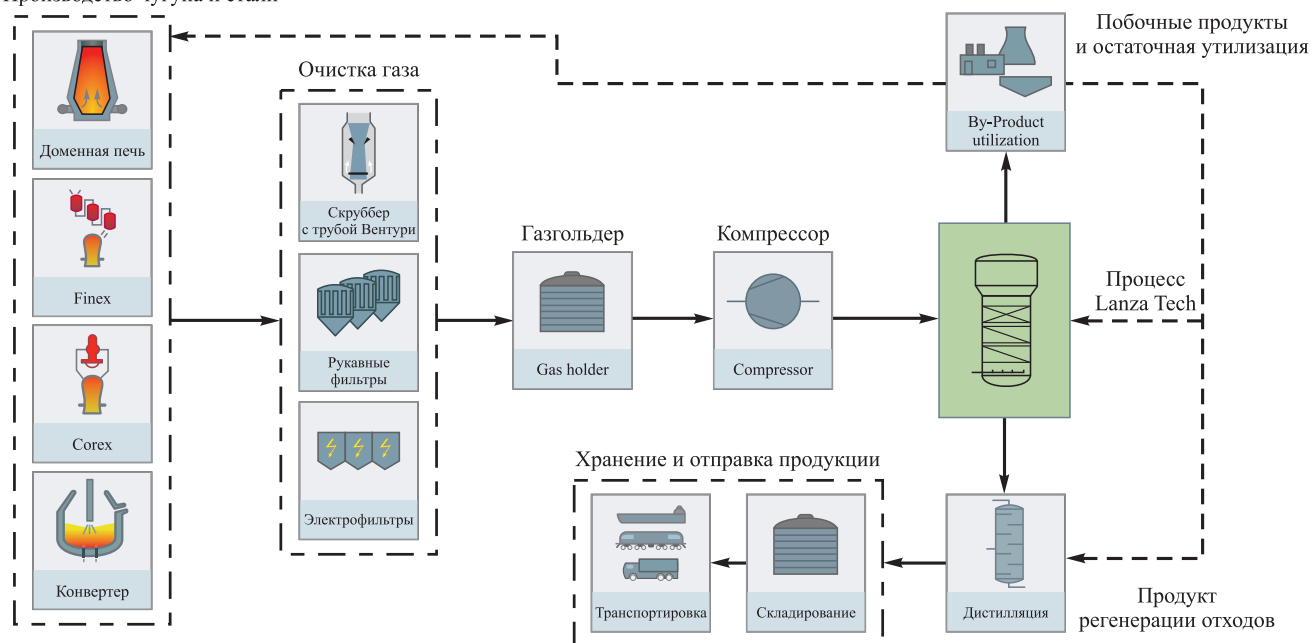


Рис. 10. Технологическая схема производства этанола из металлургических газов

Fig. 10. Technological scheme of ethanol production from metallurgical gases

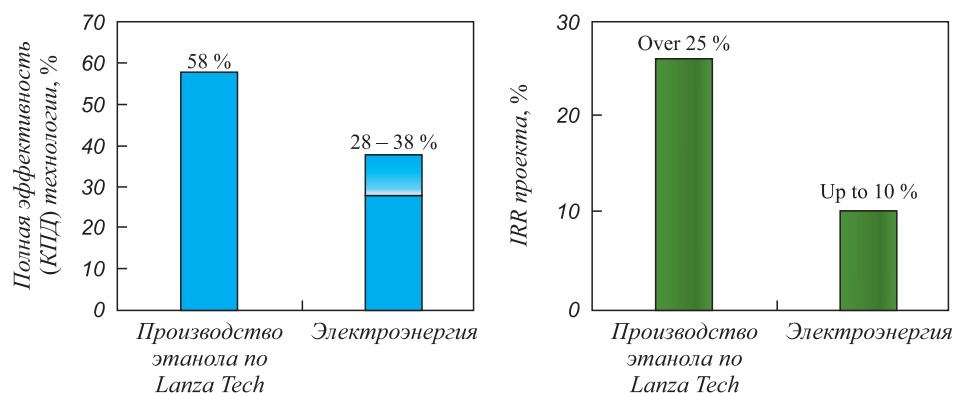


Рис. 11. Эффективность двух технологий утилизации металлургических газов

Fig. 11. Effectiveness of two technologies of metallurgical gas recycling

выплавки стали. Достигнутая эффективность процесса на многих доменных печах близка к термодинамическому пределу и оставшиеся ресурсы снижения эмиссии CO_2 за счет повышения эффективности доменной плавки и сокращения расхода топлива незначительны и не могут обеспечить выполнение требований к черной металлургии по снижению выбросов парниковых газов. Среди рассмотренных технологических схем, нацеленных на повышение энергетической и экологической эффективности сталеплавленного производства, в первую очередь проблему значительного снижения выбросов CO_2 решает водородная металлургия железа при условии получения водорода с использованием электроэнергии, производимой за счет безуглеродных и возобновляемых источников энергии. Перспективной технологией, обеспечивающей энергоэффективную

утилизацию доменного и конвертерного газов и сокращение выбросов как парниковых, так и кислотообразующих газов, является разрабатываемая компаниями Lanza Tech и Primetals технология микробиологической ферментации этих газов с получением этанола и других химических продуктов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Barbara Rammer, Robert Millner, Christian Boehm. Comparing the CO_2 emission of different ironmaking rout // Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress – ECIC 2016. P. 284 – 291.
2. Adeline Morcel, Lena Sundqvist Okvist, Joel Orre etc. Low CO_2 ironmaking in the blast furnace // Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress – ECIC 2016. P. 274 – 283.
3. Peter Schmoele. The blast furnace – fit for future? // Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress – ECIC 2016. P. 3 – 12.

4. Johannes Schenk, Hans Bodo Lungen. Evaluation of the capabilities of direct and smelting reduction processes to enhance the energy efficiency and to reduce the CO₂ emission of the steel production in Europe // *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016. P. 13 – 23.
5. Peacy J.G., Davenport W.G. *The iron blast furnace-theory and practice*. Pergamon Press. Oxford, 1979. – 297 p.
6. Filatov S., Kurunov I., Tihonov D. Reserves for rising the efficiency of blast furnace process // *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016. P. 184 – 191.
7. Thomas Buergler, Irmela Kofler. Direct reduction technology as a flexible tool to reduce CO₂ intensity of iron and steelmaking // *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016. P. 266 – 273.
8. Allexander Fleischandlerl, Tobias Plattner, Prabhakar Nair, Carl Wolf. The circular economy: carbon recycling and the iron industry // *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016. P. 332 – 341.

Поступила 29 ноября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 1, pp. 80–85.

PROSPECTS OF IRON EXTRACTIVE METALLURGY DEVELOPMENT THROUGH THE EYES OF EUROPEAN STEELMAKERS Based on the materials of the 7th European Sintering & Ironmaking Congress

I.F. Kurunov

JSC “Novolipetsk Metallurgical Plant”, Lipetsk, Russia

Abstract. At the European congress held on September 12-14, 2016 in Linz major attention was given to the prospects of iron metallurgy development. The flow “blast furnace – basic oxygen furnace” is expected to remain the main steelmaking process giving way to steelmaking in electrical furnaces starting from 1960s. Development of hydrogen metallurgy and occurrence of industrial microbial fermentation of metallurgical gases with subsequent production of ethanol and other chemical products from them are forecast.

Keywords: blast furnace, basic oxygen furnace, steel, CO₂ emission, electrical furnaces, metallurgical gases, sponge iron, gas fermentation, ethanol.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-1-80-85

REFERENCES

1. Barbara Rammer, Robert Millner, Christian Boehm. Comparing the CO₂ emission of different ironmaking rout. *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016, pp. 284–291.
2. Adeline Morcel, Lena Sundqvist Okvist, Joel Orre, Bo Bjorkman, Per Lagrerwall. Low CO₂ ironmaking in the blast furnace. *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016, pp. 274–283.
3. Peter Schmoele. The blast furnace – fit for future? *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016, pp. 3–12.
4. Johannes Schenk, Hans Bodo Lungen. Evaluation of the capabilities of direct and smelting reduction processes to enhance the energy efficiency and to reduce the CO₂ emission of the steel production in Europe. *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016, pp. 13–23.
5. Peacy J.G., Davenport W.G. *The iron blast furnace-theory and practice*. Pergamon Press. Oxford, 1979, 297 p.
6. S. Filatov, I. Kurunov, D. Tihonov. Reserves for rising the efficiency of blast furnace process. *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016, pp. 184–191.
7. Thomas Buergler, Irmela Kofler. Direct reduction technology as a flexible tool to reduce CO₂ intensity of iron and steelmaking. *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016, pp. 266–273.
8. Allexander Fleischandlerl, Tobias Plattner, Prabhakar Nair, Carl Wolf. The circular economy: carbon recycling and the iron industry. *Proceedings of the 7th European Coke and Ironmaking Congress* – ECIC 2016, pp. 332–341.

Information about the author:

I.F. Kurunov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Blast Furnaceman (kurunov_if@nlmk.ru)

Received November 29, 2016

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Полулях Л.А., ответственный секретарь

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.01.2017. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,75. Заказ 5288. Цена свободная.

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