

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 8, 2016

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 59

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЛЕОНТЬЕВ Л.И.
(Российская Академия Наук, г. Москва)

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В.
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Ответственный секретарь: ПОЛУЛЯХ Л.А.
(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

Заместитель ответственного секретаря: ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Члены редакционной коллегии:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

ЗИНИНГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

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

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

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

КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «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)

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

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

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

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

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

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

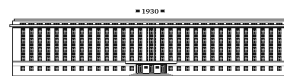
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)

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

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

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

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

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

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

Editor-in-Chief: LEONT'EV L.I.
(Russian Academy of Sciences, Moscow)

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

Responsible Secretary: POLULYAKH L.A.
(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy Responsible Secretary: OLENDARENKO N.P.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial Board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

M. ZININGRAD (Ariel University, Israel)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

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

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

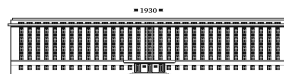
M.R. FILONOV, Editor of the section "**Material science**" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

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

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

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

- Базегский А.Е., Школлер М.Б. Исследование процесса термического растворения угля с целью получения связующего для огнеупорных масс. Сообщение 1. Получение связующего 517

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Ярошенко Ю.Г., Спирин Н.А., Швыдкий В.С., Гордон Я.М., Лавров В.В. Эволюция схем теплообмена в доменной печи 523
- Пилипенко С.С., Байгузин М.Р., Потапенков А.П. Удельная работа сил резания проката ножницами 531
- Павловец В.М., Герасимук А.В. Сравнительная оценка термических напряжений в объеме железорудных окатышей с дифференцированной пористостью 536
- Полевой Е.В., Темлянцева М.В., Сюсюкин А.Ю. Определение скорости охлаждения по сечению головки железнодорожных рельсов при термической обработке воздухом 543
- Чернышов Е.А., Евлампиев А.А., Королев А.В., Иванова Л.А., Моисеева О.В. Термомеханические свойства форм на различных связующих и условия формирования качественных отливок 547
- Чукин М.В., Полякова М.А., Гулин А.Е. Особенности влияния комбинирования различных видов пластической деформации на измельчение микроструктуры и механические свойства углеродистой проволоки 552

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Баранникова С.А., Бочкарёва А.В., Лунёв А.Г., Шляхова Г.В., Зувев Л.Б. Изменение скорости ультразвука при пластической деформации высокохромистой стали 558
- Тягунов А.Г., Вьюхин В.В., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Акшентев Ю.Н. Влияние концентрации хрома на процесс структурообразования жидких хромоникелевых сплавов 565
- Сарычев В.Д., Хаимзон Б.Б., Невский С.А. Моделирование процесса растворения ниобия в железе при электродуговой наплавке 571
- Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А., Громов В.Е. Эксплуатация рельсовой стали: деградация структуры и свойств поверхностного слоя 576

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИИ И МАТЕРИАЛАХ

- Кривенко С.В. Исследования зональной структуры агломерируемого слоя 581

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Филиппова М.В., Перетятко В.Н., Сметанин С.В. Усилия и напряжения при прокатке шара 587
- Памяти Эдуарда Викторовича Козлова 589

CONTENTS

RESOURCE SAVING IN FERROUS METALLURGY

- A.E. Bazegskii, M.B. Shkoller Process research of coal thermal dissolution in order to obtain the binder for refractory masses. Report 1. Preparation of the binder 517

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Yu.G. Yaroshenko, N.A. Spirin, V.S. Shvydkii, Ya.M. Gordon, V.V. Lavrov Evolution of schemes of heat exchange in a blast furnace 523
- S.S. Pilipenko, M.R. Baiguzin, A.P. Potapenko Specific work of powers for rolled metal cutting with scissors 531
- V.M. Pavlovets, A.V. Gerasimuk Comparative evaluation of thermal stresses in the capacity of iron-ore pellets with differentiated porosity 536
- E.V. Polevoi, M.V. Temlyantsev, A.Y. Suysuykin Definition of cooling rate along a head section of rails at thermal processing with air 543
- E.A. Chernyshov, A.A. Evlampiev, A.V. Korolev, L.A. Ivanova, O.V. Moiseeva Thermomechanical properties of forms on various binders and the forming conditions of high-quality castings 547
- M.V. Chukin, M.A. Polyakova, A.E. Gulina Features of the effect of combining different kinds of plastic deformation on the microstructure grinding and mechanical properties of the carbon wire 552

MATERIAL SCIENCE

- S.A. Barannikov, A.V. Bochkareva, A.G. Lunev, G.V. Shlyakhova, L.B. Zuev Ultrasound velocity variation at plastic deformation of high-chromium steel 558
- A.G. Tyagunov, V.V. V'yukhin, G.V. Tyagunov, E.E. Baryshev, Yu.N. Akshentsev Effect of chromium concentration on the structure formation process of liquid chrome-nickel alloys 565
- V.D. Sarychev, B.B. Khaimzon, S.A. Nevskii Modeling of niobium dissolution process in iron at electric arc welding 571
- Yu.F. Ivanov, K.V. Morozov, O.A. Peregudov, V.E. Gromov Rail steel operation: degradation of structure and properties of surface layer 576

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

- S.V. Krivenko Research of the zonal structure of sintering layer 581

SHORT REPORTS

- M.V. Filippova, V.N. Peretyat'ko, S.V. Smetanin Stresses and strains during rolling of the ball 587
- To the memory of Eduard Viktorovich Kozlov 589

УДК 669.162.266+662.74

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОГО РАСТВОРЕНИЯ УГЛЯ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ СВЯЗУЮЩЕГО ДЛЯ ОГНЕУПОРНЫХ МАСС. СООБЩЕНИЕ 1. ПОЛУЧЕНИЕ СВЯЗУЮЩЕГО

Базегский А.Е.¹, главный специалист (Andrey.Basegskiy@evraz.com)
Школлер М.Б.², д. т. н., профессор кафедры горнопромышленной экологии
и безопасности жизнедеятельности

¹ АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
(654042, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., Космическое шоссе 16)
² Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

Аннотация. Представлены результаты исследований опытного углехимического пека, полученного на основе управляемого воздействия растворителя (донора водорода) на термически активированную органическую массу коксующегося угля. Определены основные параметры получения такого пека: температура, время процесса, соотношение компонентов. Подобран наиболее активный катализатор процесса. Опытный продукт по показателям качества – выходу летучих веществ, температуре размягчения, доли веществ, нерастворимых в толуоле и хинолине, структурным характеристикам – соответствует высокотемпературному коксохимическому пеку. Показано, что максимальная степень конверсии и наилучшие потребительские свойства по традиционным показателям качества для пека получены на концентрате угля с наибольшим содержанием витринита и толщины пластического слоя. Углехимический пек пригоден в качестве связующего для производства огнеупорных масс и содержит в десятки раз меньше канцерогенного бенз(а)пирена, так как получен напрямую из угля без воздействия высоких температур, характерных для процесса коксования.

Ключевые слова: пек, дефицит, органическая масса угля, мезофаза, витринит, термическое растворение, углехимический пек, качественные характеристики, канцерогенная опасность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-517-522

Для производства крупнотоннажных электродных масс и ряда огнеупоров металлургического назначения в качестве основного связующего применяется каменноугольный пек – продукт термической переработки органической массы коксующихся углей. Основная масса мезофазного потенциала углей при коксовании переходит в кокс и лишь 2 % от массы прококсованного угля (при последующей перегонке каменноугольной смолы) превращается в пек. При существующем уровне производства кокса в стране, по данным работы [1], только для производства электродов алюминиевых производств дефицит пека составляет 300 тыс. т в год. Проведенный институтом ВУХИН опрос российских производителей кокса показал, что на ближайшее десятилетие нет планов строительства новых мощностей по производству кокса; таким образом, в течение текущего десятилетия ожидается падение производства кокса в стране по причине старения и выбытия из-за ветхости коксовых батарей. Соответственно производство пека в стране также будет снижаться. Аналогичная ситуация и на мировом рынке, где дополнительными факторами снижения производства пека являются:

- давление законодательства и правозащитных организаций в области защиты окружающей среды;

- падение потребления кокса доменным производством за счет внедрения технологий, снижающих долю кокса в доменной плавке (вдувание пылеугольного топлива);
- практический отказ от строительства коксовых производств с улавливанием химических продуктов коксования (подавляющее большинство новых или реконструируемых коксовых производств строятся с целью получения двух продуктов – кокса и электроэнергии без улавливания химических продуктов коксования и получения продукции из них).

В качестве альтернативы коксохимическому пеку предлагается связующее, полученное по углехимической технологии термического растворения углей [2]. Процесс термического растворения углей достаточно хорошо изучен [3 – 6], однако в литературе практически нет сведений об исследованиях, где рассматриваются вопросы термического растворения коксующихся углей с высоким содержанием витринита с конкретной целью получения продукта со свойствами каменноугольного пека. Вероятно, это объясняется тем, что данные угли всегда предназначались исключительно для производства доменного кокса.

В настоящее время в России осваиваются крупнейшие месторождения углей, имеющих высокий потенциал пластической массы и являющихся отличным сырьем для углехимических технологий прямого получения продукции заданного качества непосредственно из угля [7]. Получение пека термическим растворением – одна из таких технологий.

Особенностью термического растворения является то, что этот процесс проводится при температурах начала термического разложения угольного вещества 250 – 350 °С. Образующиеся при этом свободные радикалы взаимодействуют с растворителем, благодаря чему тормозятся вторичные реакции поликонденсации и накапливаются растворимые продукты реакции. Блокировка образовавшихся радикалов происходит путем насыщения водородом из органической массы угля (ОМУ) или из присутствующих веществ Н-доноров, либо малыми радикалами или путем перегруппировки. Простое гидрирование термоактивированной ОМУ водородом под давлением приводит к получению газообразных (метан и др.) с молекулярной массой от 16 и жидких продуктов с молекулярной массой до 300 (бензин, масла) [8]. Чтобы получить из ОМУ продукт со свойствами пека, вещества, которые добавляются для модификации пластической массы, должны обладать как донороводородной способностью, так и быть акцепторами водорода, чтобы сохранять (переносить) образовавшийся при термодеструкции ОМУ водород, не дать ему покинуть реакционную смесь. Кроме того, молекулы этого вещества должны быть сродственны по строению радикалам органической массы угля, так как при их взаимодействии должны синтезироваться сферулы с молекулярной массой, характерной для пека.

В процессе исследований выявлено, что наиболее приемлемой для этой цели оказалась антраценовая фракция перегонки каменноугольной смолы, иначе называемая антраценовым маслом (АМ). Последнее представляет собой смесь полициклических ароматических углеводородов с 3 – 5 кольцами, основные из них – флуорантен, фенантрен, пирен, антрацен, карбазол, нафталин, 1.2-бензантрацен, флуорен, дифениленсульфид, аценафтен. Большинство из них имеют температуру кипения около или выше 350 °С. Строение их молекул таково, что вокруг ядра из 3 – 5 колец располагаются атомы водорода (рис. 1), что делает эти молекулы весьма активными растворителями, способствует созданию водородных связей. Сродственность смеси подобных веществ к структуре пека подтверждается, например, возможностью получения пека непосредственно из антраценового масла.

Известны исследования по трансформации ароматических углеводородов с 3 – 5 кольцами в соединения, типичные для пека. Применяют два способа: много часовую продувку антраценового масла воздухом при контролируемой термической обработке и термическую обработку АМ при температурах до 500 °С под

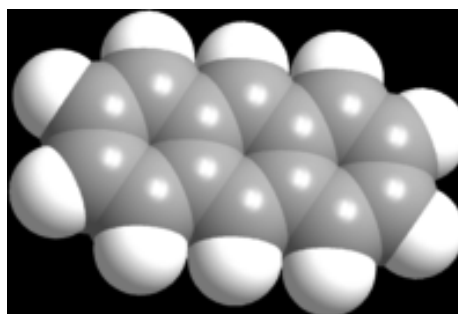


Рис. 1. Молекула антрацена

Fig. 1. Anthracene molecule

давлением до 5 МПа. Полученный таким образом весьма дорогостоящий синтетический пек используют для производства игольчатого кокса с высокой степенью структурной анизотропии [9 – 14]. Потребляется лишь незначительная доля мезофазного потенциала ОМУ, полученная из каменноугольной коксохимической смолы. В промышленном масштабе для получения товарных количеств пека такой вариант неприемлем.

Доказано, что растворение углей при их нагревании в антраценовом масле начинается до температуры кипения АМ, а жирные угли Донбасса почти полностью растворяются в нем [4]. Известно также, что растворимость в АМ малометаморфизированных углей (показатель отражения витринита $R_o = 0,58 \div 1,18$) зависит не от стадии метаморфизма, а от содержания витринита и липтинита в них [3]. Процессы ожигения угля при повышенных температурах и давлениях протекают по механизму образования свободных радикалов, а их концентрация зависит от степени метаморфизма и петрографического состава ОМУ [5].

В настоящей работе получен продукт – аналог коксохимического пека, по углехимической технологии взаимодействия термически активированной, имеющей высокий мезофазный потенциал ОМУ, с активным (3 – 5)-кольчатым растворителем, обладающим донорно-акцепторными свойствами.

Схема лабораторной установки приведена на рис. 2. Основной ее узел – изготовленный из нержавеющей стали реактор объемом 200 мл, снабженный механической мешалкой и средствами измерений и контроля. Реактор помещали в шахтную электропечь типа СШОЛ с регулируемым обогревом. Исследуемый угольный концентрат размалывали до крупности 90 мкм и смешивали с определенной частью растворителя – антраценовым маслом. Приготовленную таким образом органоугольную пасту помещали в реактор, нагретый до температур 210 – 350 °С, и осуществляли изотермическую выдержку под регулируемым давлением выделяющихся летучих веществ при постоянном перемешивании. После этого реактор вынимали из печи, полученный продукт охлаждали до комнатной температуры, отвердевшую субстанцию разделяли для анализа.

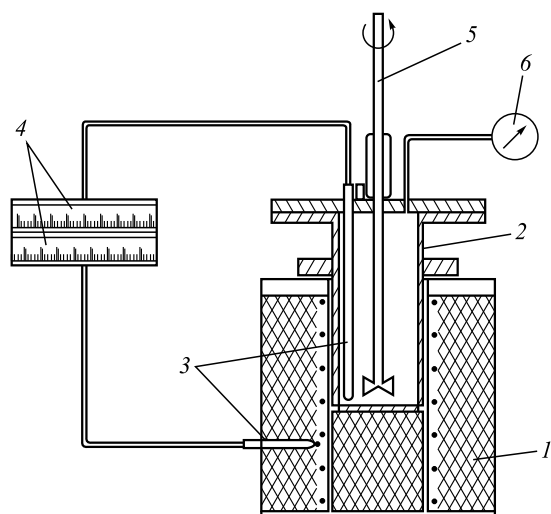


Рис. 2. Схема лабораторной установки:

1 – шахтная электропечь; 2 – реактор; 3 – термодпары; 4 – приборы контроля и регулирования температуры; 5 – механическая мешалка; 6 – манометр

Fig. 2. Scheme of the laboratory unit:

1 – electric pit-type heating furnace; 2 – reactor; 3 – thermocouple; 4 – sets for temperature control; 5 – mechanical stirrer; 6 – manometer

Качество полученного углехимического пека оценивали по стандартным показателям, характеризующим свойства коксохимического пека: температуре размягчения (T_p), выходу летучих веществ (V^{daf}), содержанию веществ, нерастворимых в хинолине (ВНРХ) и в толуоле (ВНРТ). Степень конверсии угля рассчитывали по разности массы его исходной пробы и массы веществ, нерастворимых в хинолине.

Были испытаны (табл. 1) концентраты коксующихся углей Кузнецкого бассейна различной стадии метаморфизма: марки Г (Ерунаковский разрез), марки ГЖ + Ж (Кузнецкая ЦОФ) и марки ОС (Томусинский разрез).

Как и ожидалось, максимальная степень конверсии (рис. 3) и наилучшие потребительские свойства по традиционным показателям качества для пека получены именно на концентрате угля с наибольшим содержанием витринита и большей толщиной пластического слоя. Кроме того, рентгеноструктурным анализом выявлено, что углехимический пек из угля марки ГЖ + Ж обла-

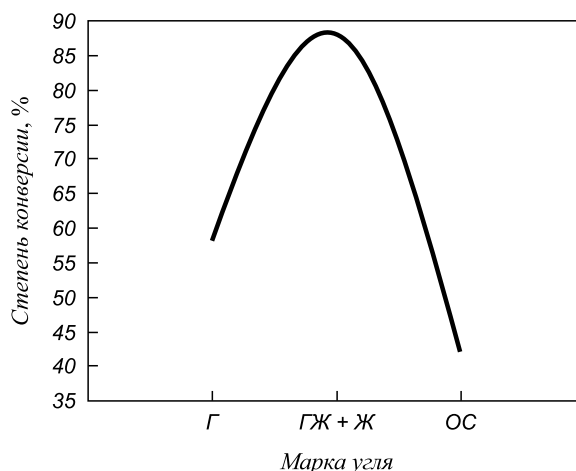


Рис. 3. Зависимость степени конверсии от марки угля

Fig. 3. Conversion ratio dependence on coal rank

дает наилучшими параметрами структуры по показателям межплоскостного расстояния в кристаллите d_{002} и его размеру L_c (табл. 2).

Проведен массив лабораторных экспериментов по выявлению оптимальных параметров процесса терморазложения угля в АМ: температуры реакции (300 °С), времени изотермической выдержки, давления в реакторе. Рассчитана зависимость температуры размягчения получаемого углехимического пека от соотношения уголь:растворитель (рис. 4). Варьирование температуры, времени реакции и соотношения уголь:растворитель дает возможность изменять температуру размягчения, выход летучих веществ и ВНРХ в полученном продукте. Подобран наиболее активный катализатор (FeCl_3), способствующий росту степени конверсии и улучшению структуры получаемого продукта. Разработана методика получения углехимического пека с качественными характеристиками, подобными характеристикам коксохимического пека и укладывающимися в требования ГОСТ как для электродного пека марки В, так и для высокотемпературного пека, используемого для производства огнеупорных масс в металлургии. В табл. 3 приведено сравнение показателей качества коксохимического пека различных производителей и

Т а б л и ц а 1

Физико-химические характеристики угольного сырья

Table 1. Physical and chemical characteristics of coal raw material

Марка угля	Технический анализ, %			Пластометрические показатели, мм		Мацеральный состав, %					Показатель отражения витринита
	W^a	A^d	V^{daf}	X	Y	V_t	S_v	I	ΣOK	MI	
Г	1,7	4,6	40,0	33	10	75	6	15	20	-	0,70
ГЖ + Ж	1,0	6,2	36,9	17	23	86	2	3	4	4	0,83
ОС	1,4	6,4	22,7	20	8	50	13	31	42	4	1,29

Т а б л и ц а 2

Влияние типа угля на выход и качество углехимического пека

Table 2. Influence of coal rank on the output and quality of coal-chemical pitch

Продукт из угля марки	Степень конверсии, %	V^{daf} , %	T_p , °C	ВНРХ, %	d_{002}	L_c , м
Г	58,6	57,6	150	42,4	0,390	1,33
ГЖ + Ж	88,4	62,2	139	11,6	0,351	3,71
ОС	42,0	50,6	161	42,0	0,392	1,45
Высокотемпературный коксохимический пек	—	48,8	142	30,3	0,360	1,90

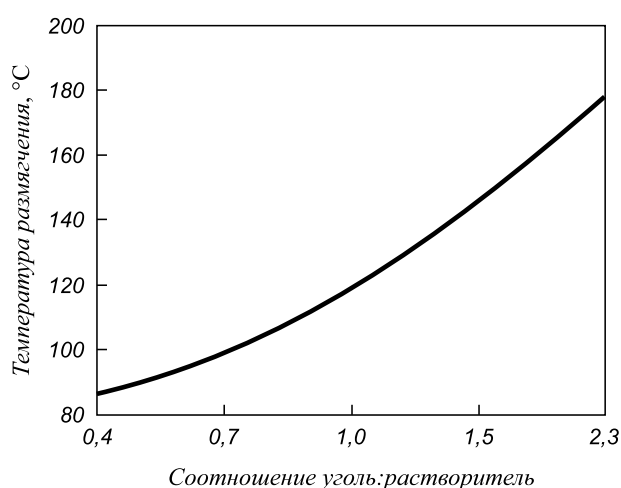


Рис. 4. Зависимость температуры размягчения от соотношения уголь:растворитель

Fig. 4. Softening temperature dependence on the coal/solvent correlation

опытного высокотемпературного углехимического пека (усредненные данные), наработанного для производства огнеупорных масс доменного производства.

Существенным недостатком пека как связующего для электродов и огнеупорных масс в металлургии является высокая канцерогенная опасность этих изделий.

При контакте электрода или огнеупорной массы с раскаленным металлом пек является источником выбросов в рабочую зону канцерогенных полициклических ароматических углеводородов. О канцерогенности продуктов обычно судят по содержанию в них наиболее распространенного полиароматического углеводорода бенз(а)пирена (БП). Содержание БП в угольном сырье в 600 – 2500 раз ниже, чем в продуктах его коксования (смоле и пеке). Такое стремительное увеличение канцерогенной полиароматики в химических продуктах коксования – результат воздействия высоких температур коксования на органическую массу угля и пары смолы. Зависимость роста содержания БП от температуры переработки угольного сырья приведена в работе [15]. Показано, что из бурого угля с содержанием БП до 2,0 мкг/г при его скоростном пиролизе с температурой 550 – 600 °C образующаяся смола содержит 20 – 30 мкг/г БП, а при температуре пиролиза 700 °C содержание БП в смоле повышается до 90 – 100 мкг/г.

Процессы глубокой поликонденсации полиароматики (в том числе синтез канцерогенов), вызванные в смоле высокими температурами камеры коксования, минимизируются в процессе термического растворения ОМУ, проводимому при температурах не выше 300 °C. Определенный с помощью жидкостной хроматографии химический состав опытного углехимического пека

Т а б л и ц а 3

Качественные характеристики различных пеков

Table 3. Quality characteristics of different pitches

T_p , °C	A^d , %	V^{daf} , %	Содержание, %, веществ нерастворимых в		d_{002} , Å	L_c , Å
			ВНРТ	ВНРХ		
135	0,1	48,4	Высокотемпературный пек КХП ОАО ЗСМК		0,350	1,70
			39,3	16,0		
142	0,2	48,4	41,3	29,6	0,360	1,90
135	0,2	48,3	Высокотемпературный пек Енакиевского КХЗ		—	—
			45,4	14,0		
140	0,3	41,2	Высокотемпературный пек Горловского КХЗ		—	—
			46,3	14,3		
139	4,1	59,4	Углехимический пек		0,351	3,71
			52,1	11,6		

подтверждает изложенное. Ниже приведено содержание бенз(а)пирена в угле и продуктах из угля:

Продукт	Содержание БП	
	мкг/г	%
Концентраты кузнечных коксующихся углей	15,2 – 42,6	0,0015 – 0,0043
Антраценовая фракция	2050	0,21
Каменноугольная смола	9600	0,96
Пек КХП ЗСМК марки Б1, $T_p = 73^\circ\text{C}$	11 660	1,2
Пек КХП ЗСМК марки В, $T_p = 86^\circ\text{C}$	12 800	1,3
Высокотемпературный пек Горловского КХЗ, $T_p = 110^\circ\text{C}$	34 400	3,4
Опытный углехимический пек	731	0,073

Видно, что содержание БП в этом продукте в 48 раз меньше, чем в высокотемпературном коксохимическом пеке. Следует отметить, что канцерогенность антраценовой фракции практически в три раза выше, чем продукта, полученного путем ее взаимодействия с углем. Вероятно, канцерогенная полиароматика, содержащаяся в АМ, участвует в синтезе поликонденсированных структур пека.

Дальнейшие исследования были направлены на получение огнеупорных масс с применением в качестве связующего опытного углехимического пека.

Выводы. Исследованы процессы растворения термически активированной ОМУ, имеющей высокое содержание витринита, в родственном по молекулярному строению органическом растворителе – антраценовом масле. Показана возможность получения напрямую из угля, минуя высокотемпературный процесс коксования, связующего материала – углехимического пека. Полученный материал соответствует по качеству высокотемпературному коксохимическому пеку, но содержит значительно меньше канцерогенного бенз(а)пирена.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дошлов О.И., Кондратьев В.В., Угапов А.А., Ким И.В. Компонирование как перспективная технология производства альтернативных связующих материалов для производства анодной массы // Кокс и химия. 2015. № 1. С. 34 – 41.
2. Пат. 2181746 РФ. Способ получения пекообразного продукта из угля / Базегский А.Е., Салтанов А.В., Зоткина Н.А., Школлер М.Б., Иванов В.П., опубл. 27.04.2002.
3. Русьянова Н.Д. Углехимия. – М.: Наука, 2000. – 316 с.
4. Забавин В.И. Каменные и бурые угли. – М.: Наука, 1964. – 195 с.
5. Малолетнев А.С., Шпирт М.Я. Современное состояние технологий получения жидкого топлива из углей // Российский химический журнал. 2008. Т. LII. № 6. С. 44 – 53.
6. Горлов Е.Г. Термическое растворение твердых горючих ископаемых // Химия твердого топлива. 2007. № 5. С. 41 – 50.
7. Базегский А.Е., Школлер М.Б., Сараев В.Г. Угли Улуг-Хема – ценное химическое сырье // Кокс и химия. 2013. № 9. С. 7 – 9.
8. Химические вещества из угля / Пер. с нем; под ред. И.В. Калечица. – М.: Химия, 1980. – 616 с.
9. Menendez R., Sutil J., Alvarez P., Blanco C., Santamaria R., Granda V. Preparation of mesophase from anthracene oil. – In book. Proc. 2007 Conf. of Coal Science and Technol. – Nottingham (U.K.); Nottingham Fuel and Res. Centre (NFRС). 2007. NFRС CD-ROM, pap. 2P19. – 8 p.
10. Alvarez P., Granda M., Menendez R., Fernandez J.J., Vina J. Preparation of Low Toxicity Pitches by Thermal Oxidative Condensation of Anthracene Oil // Environ. Sci. Technol. 2009. Vol. 43. P. 8126 – 8132.
11. Alvarez P., Sutil J., Santamaria R., Blanco C., Menendez R., Granda M. Mesophase from anthracene oil-based pitches // Energy and Fuels. 2008. Vol. 22. No. 6. P. 4146 – 4150.
12. Чешко Ф.Ф., Питюлин И.Н., Пырин А.И., Шустиков В.И. Альтернативное сырье для производства пекового и игольчатого кокса на каменноугольной основе // Кокс и химия. 1995. № 7. С. 19 – 24.
13. Москалев И.В., Кисельков Д.М., Лыкова К.А., Стрельников В.Н., Вальцифер В.А. Получение изотропного кокса термообработкой антраценовой фракции под давлением // Кокс и химия. 2014. № 3. С. 14 – 20.
14. Москалев И.В., Тиунова Т.Г., Кисельков Д.М., Петровых А.П., Вальцифер В.А., Стрельников В.Н. Синтетические пеки на основе антраценовой фракции // Кокс и химия. 2014. № 11. С. 19 – 28.
15. Казаков Е.И., Молчанова И.В. О канцерогенности жидких продуктов пиролиза углей // Химия твердого топлива. 1981. № 2. С. 66 – 69.

Поступила 11 января 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 517–522.

PROCESS RESEARCH OF COAL THERMAL DISSOLUTION IN ORDER TO OBTAIN THE BINDER FOR REFRACTORY MASSES. REPORT 1. PREPARATION OF THE BINDER

A.E. Bazegskii¹, M.B. Shkoller²

¹ JSC “EVRAZ - Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Russia

² Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The paper presents the research results of an experimental coal-chemical pitch, obtained on the base of solvent controlled influence (hydrogen donator) on thermally activated organic mass of coking coal. The authors also have defined the main parameters of preparation of such a pitch of temperature, process time and component ratio. The most active process catalyst was selected. The test

product according to the quality factors – volatile-matter content, softening temperature, substance portion, which are not soluble in toluene and quinolones, structural characteristics – corresponds to a high-temperature coke-chemical pitch. It is shown that the maximum conversion level and the best application properties according to traditional quality factors for pitch can be obtained on the base of coal concentrate with the largest content of vitrinite and the thickness of a plastic layer. Coal-chemical pitch is suitable as a binder for the production of refractory masses and contains in dozens of times less carcinogenic benzapyrene, as it is obtained directly from coal without the impact of high temperatures, typical for the coking process.

Keywords: pitch, shortage, coal organic mass, mesophase, vitrinite, thermal dissolution, coal-chemical pitch, quality characteristics, carcinogenic risk.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-517-522

REFERENCES

1. Doshlov O.I., Kondrat'ev V.V., Ugap'ev A.A., Kim I.V. Producing anode binders by compounding. *Coke and Chemistry*. 2015, vol. 58, no. 1, pp. 32–38.
2. Bazegskii A.E., Saltanov A.V., Zotkina N.A., Shkoller M.B., Ivanov V.P. *Sposob polucheniya pekoobraznogo produkta iz uglya* [Ways of receiving pitch-like products from coal]. Patent RF no. 2181746, publ.: 27.04.2002. (In Russ.).
3. Rus'yanova N.D. *Uglekhiimiya* [Coal chemistry]. Moscow: Nauka, 2000, 316 p. (In Russ.).
4. Zabavin V.I. *Kamennye i burye ugli* [Black and brown coals]. Moscow: Nauka, 1964, 195 p. (In Russ.).
5. Maloletnev A.S., Shpirt M.Ya. Chemicals from coal. *Rossiiskii khimicheskii zhurnal*. 2008, vol. LII, no. 6, pp. 44–53. (In Russ.).
6. Gorlov E.G. Thermal dissolution of solid fossil fuels. *Solid Fuel Chemistry*. 2007, vol. 41, no. 5, pp. 290–298.
7. Bazegskii A.E., Shkoller M.B., Saraev V.G. Ulugh-Khem coals – valuable chemical raw materials. *Koks i khimiya*. 2013, no. 9, pp. 7–9. (In Russ.).
8. *Chemierohstoffe aus Kohle*. Falbe J. Hrsg. Georg Thieme Verlag, Stuttgart 1977, 446 S. (Russ. ed.: *Khimicheskie veshchestva iz uglya*. Falbe J. ed. Moscow: Khimiya, 1980, 616 p.).
9. Menendez R., Sutil J., Alvarez P., Blanco C., Santamaria R., Granda V. Preparation of mesophase from anthracene oil. In: *Proc. 2007 Conf. of Coal Science and Technol.* Nottingham (U.K.). Nottingham Fuel and Res. Centre (NFRC). 2007.
10. Alvarez P., Granda M., Menendez R., Fernandez J.J., Vina J. Preparation of Low Toxicity Pitches by Thermal Oxidative Condensation of Anthracene Oil. *Environ. Sci. Technol.* 2009, vol. 43, pp. 8126–8132.
11. Alvarez P., Sutil J., Santamara R., Blanco C., Menendez R., Granda M. Mesophase from anthracene oil-based pitches. *Energy and Fuels*. 2008, vol. 22, no. 6, pp. 4146–4150.
12. Cheshko F.F., Pityulin I.N., Pyrin A.I. Alternative raw material for the production of pitch needle coke on coal base. *Koks i khimiya*. 1995, no. 7, pp. 19–24. (In Russ.).
13. Moskalev I.V., Kisel'kov D.M., Lykova K.A., Strel'nikov V.N., Val'tsifer V.A. Production of isotropic coke by thermocracking of the anthracene fraction of coal tar. *Coke and Chemistry*. 2014, vol. 57, no. 3, pp. 98–105.
14. Moskalev I.V., Tiunova T.G., Kisel'kov D.M., Petrovykh A.P., Val'tsifer V.A., Strel'nikov V.N. Synthetic pitches based on the anthracene fraction of coal tar. *Coke and Chemistry*. 2014, vol. 57, no. 11, pp. 429–439.
15. Kazakov E.I., Molchanova I.V. Carcinogenicity of the liquid products from the pyrolysis of brown coals. *Solid Fuel Chemistry*. 1981, vol. 15, no. 2, pp. 53–56.

Information about the authors:

A.E. Bazegskii, Chief Specialist (Andrey.Basegskiy@evraz.com)
M.B. Shkoller, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Mining Ecology and Life Safety

Received January 11, 2016

ЭВОЛЮЦИЯ СХЕМ ТЕПЛООБМЕНА В ДОМЕННОЙ ПЕЧИ*

Ярошенко Ю.Г.¹, д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» (yury-y@planet-a.ru)

Спиринов Н.А.¹, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Теплофизика и информатика в металлургии» (n.a.spirin@urfu.ru)

Швыдкий В.С.¹, д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» (vshvit@isnet.ru)

Гордон Я.М.², д.т.н., технический директор департамента черной металлургии (igordon@hatch.ca)

Лавров В.В.¹, д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» (v.v.lavrov@urfu.ru)

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 28)

² Инженерно-консалтинговая компания «Hatch»
(2800 Speakman Drive, Mississauga, Ontario, ON L5K 2R7, Canada)

Аннотация. Рассмотрено развитие схем теплообмена в доменной печи по мере совершенствования технологии доменной плавки. Отмечено, что для оценки теплового состояния доменную печь как объект управления целесообразно делить на две тепловые зоны, верхнюю и нижнюю, граница раздела между которыми располагается в верхней части области смешанного восстановления между уровнем начала газификации углерода кокса и горизонтом, ниже которого оксиды железа восстанавливаются прямым путем. Верхний участок замедленного теплообмена с точки зрения теплообмена является резервной высотой, обеспечивающей улучшение тепловой и восстановительной работы печи. Нижний участок замедленного теплообмена в качестве резерва для улучшения тепловой и восстановительной работы доменной печи использоваться не должен. Показано, что наличие двух зон интенсивного теплообмена и в современных условиях при плавке различного вида железорудного сырья, использовании комбинированного дутья высоких параметров является обязательным условием устойчивости хода доменного процесса и экономичности плавки.

Ключевые слова: черная металлургия, доменный процесс, теплообмен, массообмен, закономерности, принципы, схема.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-523-530

В процессе совершенствования доменной плавки, при развитии теории теплообмена в доменной печи и при углублении познаний процессов произошли существенные ее уточнения. Главным итогом эволюционного развития доменной плавки является сокращение расхода кокса и повышение интенсивности процесса.

Математическая модель, которая описывает теплофизические и физико-химические явления доменной плавки, была предложена проф. Б.И. Китаевым в 1944 г. [1]. Полное описание модели дано в монографиях [2 – 6]. Используя результаты анализа изменения теплоемкостей потоков шихты и газа по высоте печи, Б.И. Китаев сформулировал основные положения теории теплообмена в доменной печи, которые сводятся к следующему [1, 2]:

- интенсивная теплоотдача от газа-теплоносителя к материалу осуществляется в двух ступенях теплообмена: верхней и нижней. Ступени тепло-

обмена разделены зоной замедленного теплообмена, где температурный градиент по высоте достигает минимального значения;

- тепловая работа каждой из ступеней теплообмена отличается самостоятельностью (автономностью) и характеризуется существенным различием в отношениях теплоемкостей потоков шихты $W_{\text{ш}}$ и газа $W_{\text{г}}$. Зона замедленного теплообмена, разделяющая зоны активного теплообмена, характеризуется отношением теплоемкостей потоков $m = W_{\text{ш}}/W_{\text{г}}$, близким к 1. На верхней ступени теплообмена $W_{\text{ш}} < W_{\text{г}}$ (то есть $m < 1,0$), на нижней $W_{\text{ш}} > W_{\text{г}}$ (то есть $m > 1,0$);
- теплообмен в доменной печи завершен, что подтверждается существованием зоны замедленного теплообмена. В этой зоне теплоемкости потоков газа и шихты близки $W_{\text{ш}} \approx W_{\text{г}}$, $m \approx 1$.

Характер изменения температур газа ($t_{\text{г}}$) и шихты ($t_{\text{ш}}$), отношения теплоемкостей потоков по высоте печи показаны на рис. 1, а. Таким образом, по высоте доменной печи при ровном ходе наблюдается типичное S-образное распределение температур.

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

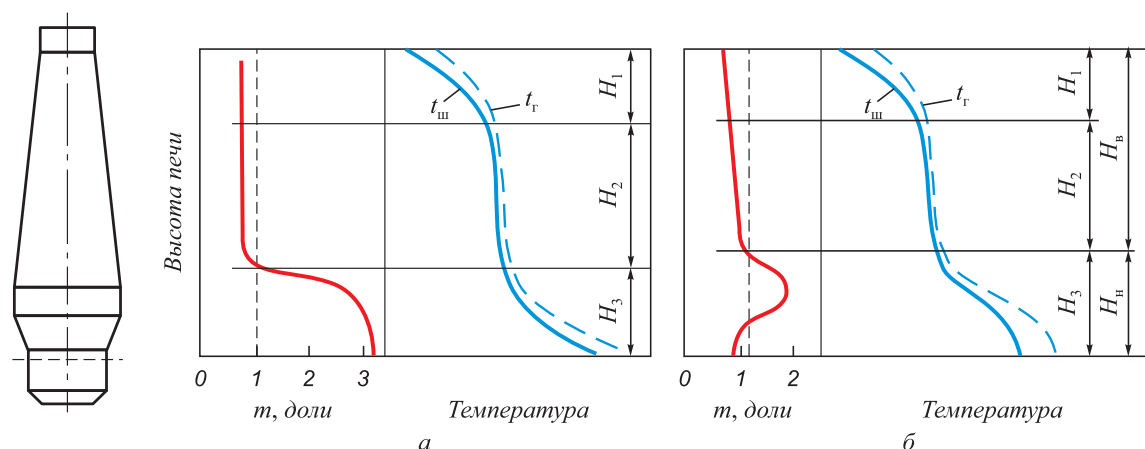


Рис. 1. Схемы теплообмена 1944 г. (а) и 1961 г. (б) в доменной печи:
 H_1 – верхняя ступень теплообмена; H_2 – зона замедленного теплообмена; H_3 – нижняя ступень теплообмена;
 H_6 – верхняя тепловая зона; H_n – нижняя тепловая зона

Fig. 1. Scheme of heat exchange in the blast furnace in 1944 (a) and 1961 (b):
 H_1 – upper stage of heat exchange; H_2 – slow heat exchange zone; H_3 – bottom stage of heat exchange;
 H_6 – upper thermal zone; H_n – bottom thermal zone

Эксперименты на действующих печах в последующие годы показали, что высота нижней ступени теплообмена в действительности несколько больше, чем получается в результате расчета по схеме рис. 1, а. Накопленные данные об особенностях теплообмена в нижней ступени создали условия для дальнейшего развития схемы теплообмена. Б.И. Китаевым, Б.Л. Лазаревым, Ю.Г. Ярошенко [4 – 6] были внесены дополнения в схему теплообмена, в соответствии с которыми верхняя ступень теплообмена и зона замедленного теплообмена остаются без изменений, но был принят другой характер изменения отношения теплоемкостей по высоте нижней ступени теплообмена. С приближением к горизонту воздушных фурм отношение, как и в старой схеме, сначала растет, но мере снижения интенсивности реакции прямого восстановления это отношение уменьшается и становится меньше единицы. При этом у температурных кривых шихты и газа в нижней ступени теплообмена появился характерный изгиб в сторону снижения градиента температур. Общий вид уточненной схемы теплообмена по высоте доменной печи приведен на рис. 1, б. Отличие от схемы рис. 1, а в том, что нижняя ступень теплообмена разделена на две части: в верхней $W_{ш} > W_r$, в нижней $W_{ш} < W_r$. Это обусловлено окончанием процессов прямого восстановления оксидов железа к нижнему горизонту. Следовательно, общее теплопоглощение шихты существенно уменьшается.

Исследования работы доменных печей в последующие десятилетия показывают, что температурное поле по высоте доменных печей претерпевает заметную деформацию. Сущность этой тенденции заключается в наличии у температурных кривых по высоте печи нескольких локальных участков замедленного теплообмена. Впервые это было замечено Н.Н. Бабарыкиным и Ф.А. Юшиным при рассмотрении температурного

поля, полученного методом вертикального зондирования доменных печей Магнитогорского металлургического комбината (ММК). Серия измерений при плавке различного железорудного сырья показала наличие по высоте шахты доменной печи в некоторых случаях двух участков с малоизменяющейся температурой (рис. 2) [7].

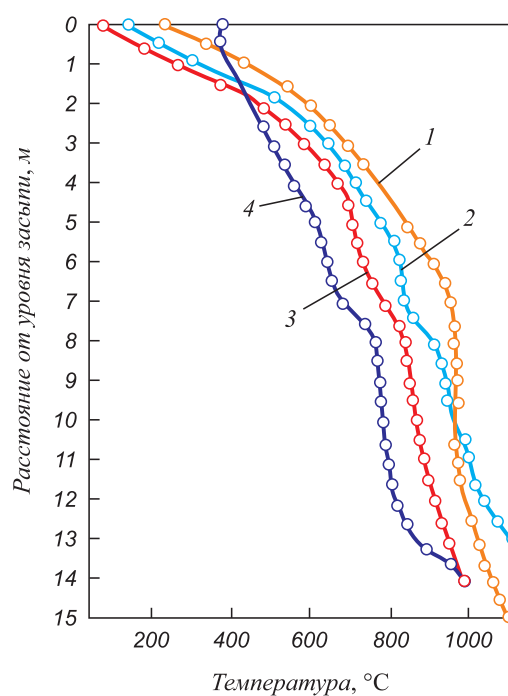


Рис. 2. Изменение температуры газа по высоте доменной печи при плавке окатышей, офлюсованных известняком (1), доломитом (2), неофлюсованных окатышей (3) и агломерата (4)

Fig. 2. Change of the gas temperature at the height of the blast furnace when melting pellets, fluxed by limestone (1), dolomite (2) non-fluxed pellets (3) and sinter (4)

Обобщая экспериментальные данные по тепловой и восстановительной работе доменных печей, профессор Н.Н. Бабарыкин [8] предложил схему теплообмена, приведенную на рис. 3. Наблюдаемые в экспериментах два участка замедленного теплообмена по высоте шахты образуются в результате действия химических реакций с отрицательными тепловыми эффектами. Формирование верхнего участка обусловлено действием эндотермических реакций восстановления магнетита оксидом углерода, а образование нижнего участка связывается с действием теплопоглощения при заметном развитии реакции газификации углерода кокса диоксидом углерода.

Опубликованные данные по математическому моделированию процессов тепло- и массообмена в доменных печах показывают, что при формировании температурных полей в шахте печи не всегда проявляются два участка замедленного теплообмена [9 – 11]. И это вполне объяснимо, так как результаты моделирования во многом зависят от принятых значений коэффициентов настройки моделей и, в частности, от кинетических характеристик железорудного сырья и коэффициентов теплопередачи. При этом одним из ключевых параметров в расчетах является коэффициент теплопередачи, значения которого в ранних расчетах определяли малую разность температур шихты и газа [1 – 4]. По расчетам А.Н. Рамма при заниженных значениях коэффициента теплопередачи эта разность достигает 50 – 150 °С [12].

В связи с этим интерес представляют результаты имитационного моделирования совместного развития теплообменных и восстановительных процессов по высоте шахты доменной печи, выполненные Б.И. Китаевым с учениками. При этом сделано допущение о чисто ступенчатом характере восстановления оксидов железа. На рис. 4 и 5 представлены результаты моделирования применительно к условиям работы доменной

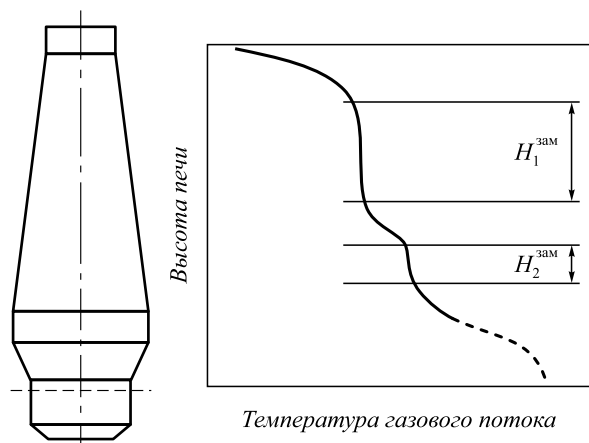


Рис. 3. Схема распределения температур по высоте печи по данным Н.Н. Бабарыкина ($H_1^{\text{зам}}$ и $H_2^{\text{зам}}$ – верхний и нижний участки замедленного теплообмена)

Fig. 3. Scheme of the temperature distribution along the furnace height according to N.N. Babarykin ($H_1^{\text{зам}}$ and $H_2^{\text{зам}}$ – upper and bottom sections of slow heat exchange)

печи 3 объемом 3000 м³ Западно-Сибирского металлургического комбината [13, 14].

Общая картина теплообменных и восстановительных процессов (рис. 4) представляет наиболее сложный случай проявления взаимосвязи теплообмена и восстановления в верхней части шахты доменной печи, когда поток шихты перегревается встречным потоком газа. Эта область характеризуется сравнительно небольшой разностью между температурами газа и шихты. Поэтому эта область, а также прилегающие к ней горизонты отличаются относительно низкими тепловыми потоками (Q) от греющего теплоносителя к нагреваемому материалу и образуют в верхней части доменной печи участок замедленного теплообмена. Температуры на этом участке находятся в пределах 700 – 760 °С.

На рис. 5 представлены результаты математического моделирования других условий работы доменной печи, когда перегрева шихты относительно газа не происходит. При отсутствии перегрева шихты по сравнению с газом в верхних слоях шахты доменной печи вертикальные и слабонаклонные участки температурных кривых также образуют область замедленного теплообмена. Восстановительные процессы в этой области представлены недостаточно развитыми реакциями второй стадии восстановления. Ниже верхнего участка замедленного теплообмена тепловой поток от газа к

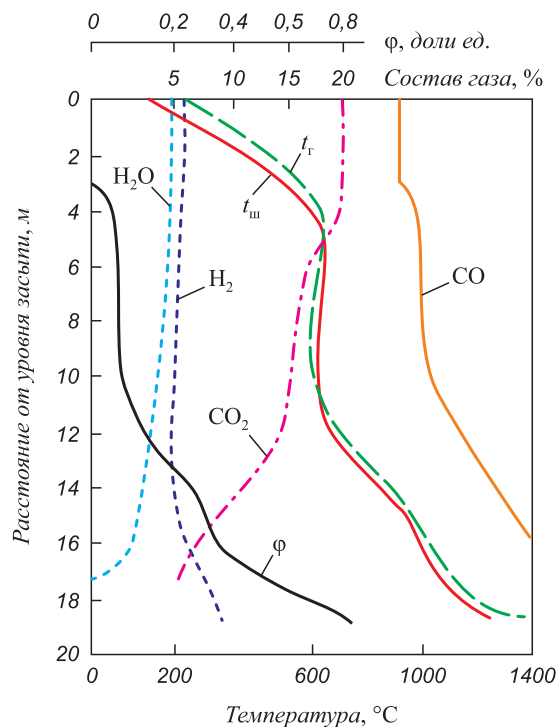


Рис. 4. Изменение степени восстановления материалов (ϕ) и расхода газифицированного углерода кокса (q_r) по высоте шахты доменной печи при наличии локального перегрева шихты относительно газа

Fig. 4. Change of the material recovery level (ϕ) and expense of gasified carbon coke (q_r) along the blast-furnace shaft in the presence of local overheating of the charge regarding gas

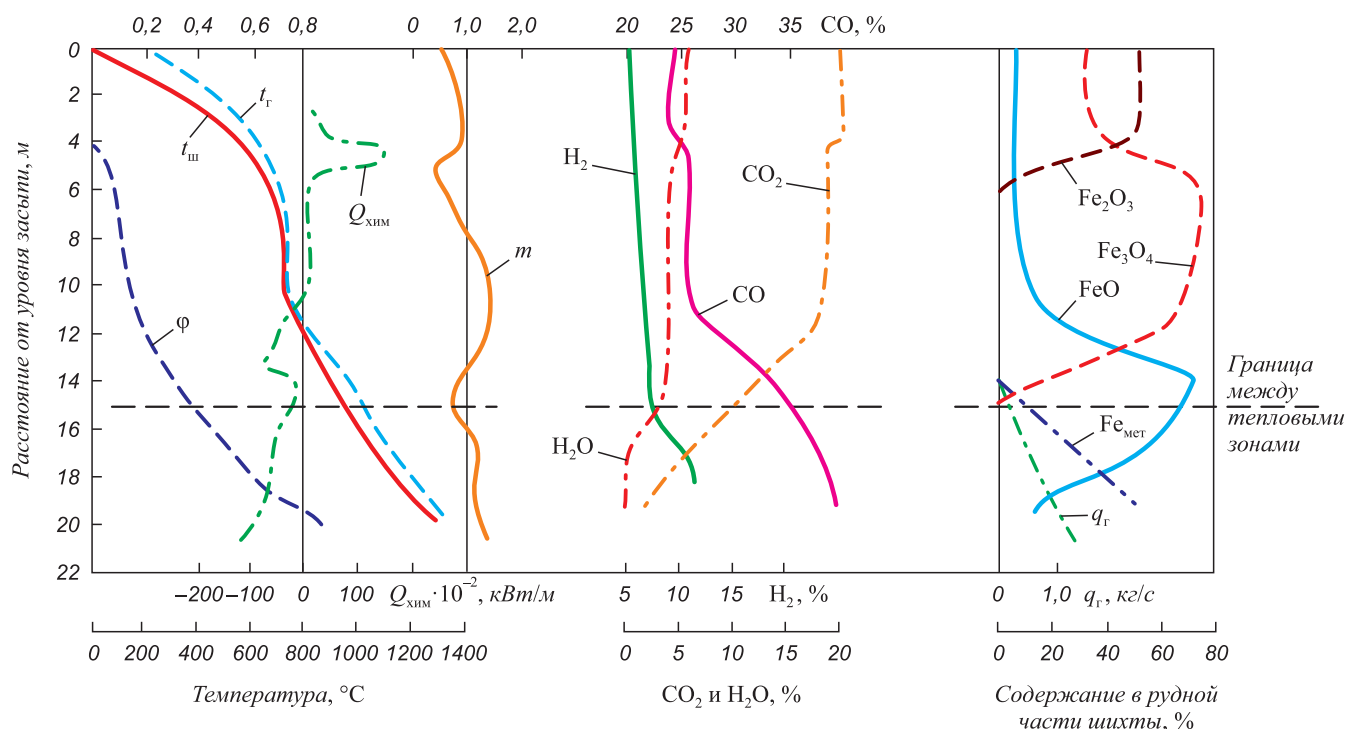


Рис. 5. Результаты моделирования совместного развития теплообменных и восстановительных процессов при отсутствии локального перегрева шихты относительно газа

Fig. 5. The simulation results of the joint development of heat exchanging and recovery processes in the absence of local overheating of the charge regarding gas

шихте увеличивается, температура шихты сравнительно быстро растет.

Высота второго (нижнего) участка замедленного теплообмена зависит от соотношения тепловых эффектов экзо- и эндотермических реакций последней стадии восстановления оксидов железа. Однако значительно большую роль в теплопотреблении на этом участке высоты шахты начинает играть реакция газификации углерода кокса, которая отличается высоким значением теплового эффекта.

Полученные при моделировании особенности развития теплообмена в шахте доменной печи показывают, что разность между температурами газа и шихты по ходу теплоносителя может неоднократно уменьшаться и увеличиваться, отражая сложный процесс взаимного влияния теплообмена и восстановления.

Обобщая экспериментальные и теоретические исследования развития процессов в шахте печи и полученные ранее данные о работе нижней части доменной печи, Б.И. Китаев с учениками предложили уточненную схему теплообмена по высоте печи [15 – 16], представленную на рис. 6, которая позволяет проиллюстрировать особенности развития теплообмена в доменной печи при современной технологии производства чугуна.

Конкретные режимы доменной плавки могут отличаться горизонтами выделенных схем отдельных участков теплообмена и восстановления, а также конкретными температурами на этих участках.

При наличии по высоте шахты двух участков замедленного теплообмена возникает вопрос, касающийся сложившейся ранее концепции разделения доменной печи по высоте на тепловые зоны. В связи с этим отметим следующее.

Верхний участок замедленного теплообмена по результатам математического моделирования характеризуется как невысокой интенсивностью теплообмена, так и низкими скоростями восстановительных реакций. Таким образом, верхний участок замедленного теплообмена с точки зрения теплообмена является резервной высотой, обеспечивающей улучшение тепловой и восстановительной работы печи.

Нижний участок замедленного теплообмена отличается тем, что при малых тепловых потоках от газа к шихте в общем случае скорости химических реакций достаточно высоки. Усиление восстановительной работы в этой области шахты вызовет ускорение реакций газификации углерода кокса диоксидом углерода и водяным паром, что, в свою очередь, приведет к увеличению расхода кокса. Исходя из этого, можно утверждать, что нижний участок замедленного теплообмена в качестве резерва для улучшения тепловой и восстановительной работы доменной печи использоваться не должен.

В связи с этим для исследования и оценки теплового состояния доменную печь как объект управления целесообразно делить по-прежнему на две тепловые зоны, верхнюю и нижнюю, граница раздела между

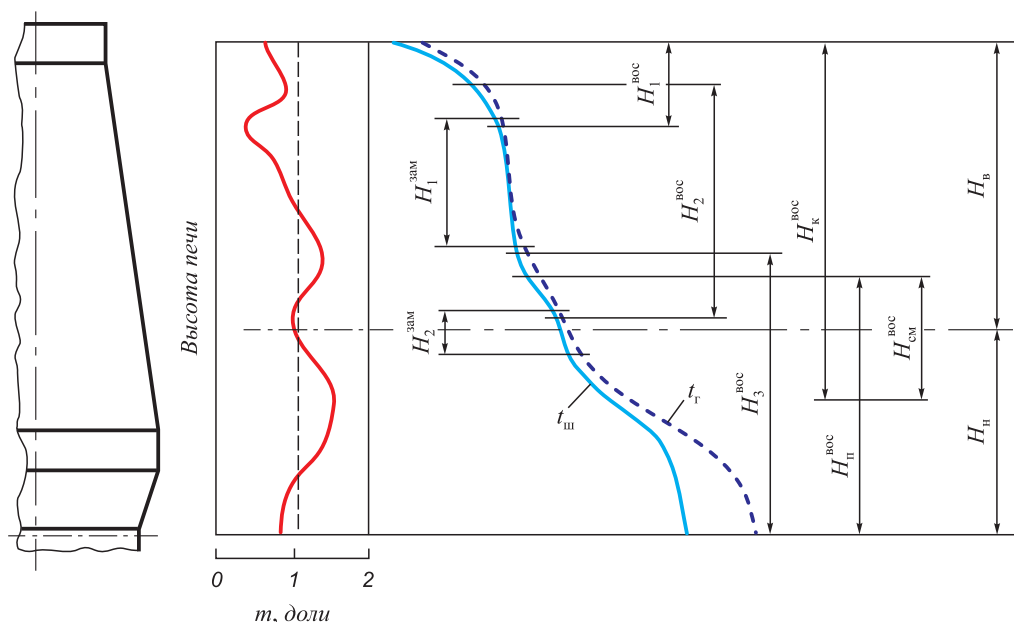


Рис. 6. Схема теплообмена по высоте доменной печи при современной технологии доменной плавки:
 $H_1^{\text{вос}}, H_2^{\text{вос}}, H_3^{\text{вос}}$ – зоны восстановления гематита, магнетита и вюстита; $H_{\text{к}}^{\text{вос}}, H_{\text{п}}^{\text{вос}}, H_{\text{см}}^{\text{вос}}$ – зоны косвенного, прямого и смешанного восстановления; $H_{\text{в}}$ и $H_{\text{н}}$ – верхняя и нижняя тепловые зоны

Fig. 6. Heat exchange scheme along the adjustment of blast furnace with a modern blast-furnace smelting technology:
 $H_1^{\text{вос}}, H_2^{\text{вос}}, H_3^{\text{вос}}$ – reduction zone of hematite, magnetite and wustite; $H_{\text{к}}^{\text{вос}}, H_{\text{п}}^{\text{вос}}, H_{\text{см}}^{\text{вос}}$ – the direct and indirect areas of mixed recovery;
 $H_{\text{в}}, H_{\text{н}}$ – upper and bottom heat zones

которыми располагает в верхней части области смешанного восстановления между уровнем начала газификации углерода кокса и горизонтом, ниже которого оксиды железа восстанавливаются прямым путем.

При интенсификации процессов доменной плавки за счет применения комбинированного дутья происходят изменения в теплообменных процессах. На основании расчетно-аналитических исследований [17, 18]

делается вывод, что по мере обогащения дутья кислородом и увеличения теоретической температуры горения величина отношения теплоемкостей потоков газа и шихты (m) в верхней ступени теплообмена растет, и при приближении к критическому пределу обогащения дутья кислородом возможно вырождение верхней ступени теплообмена (рис. 7). Такой характер обогащения дутья кислородом был теоретически установлен еще

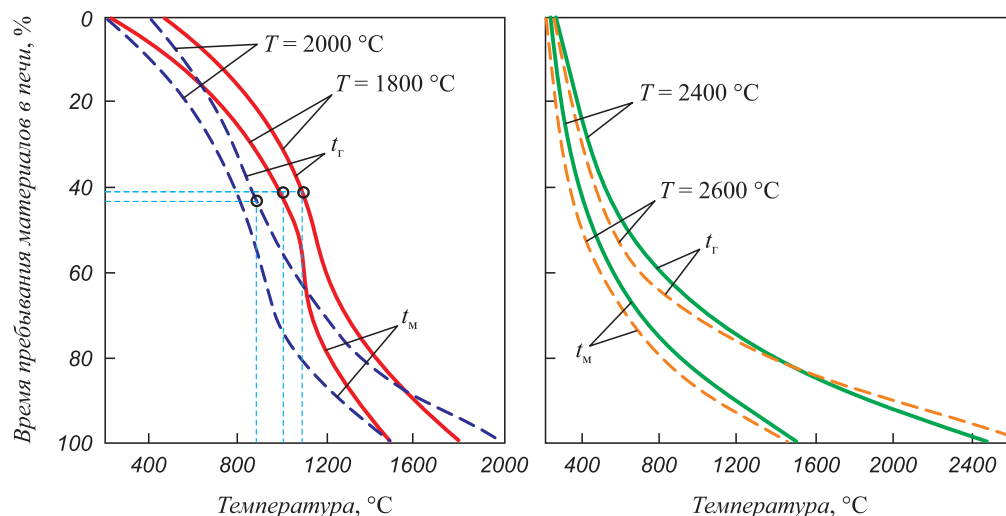


Рис. 7. Изменение температуры материалов ($t_{\text{м}}$) и газов ($t_{\text{г}}$) во времени пребывания материалов в доменной печи при различных значениях начальной температуры газов (T) у фурм (при обогащении дутья кислородом) по данным работы [17]

Fig. 7. The material and gas temperature changes during operation time in the blast furnace at different values of the initial temperature of the gases at the tuyere (oxygen enriched air blowing) according to [17]

Б.И. Китаевым (рис. 8). Идентичность температурных полей по высоте печи на рис. 7 и 8 очевидна.

Однако вырождение верхней ступени теплообмена при глубоком обогащении дутья кислородом возможно только теоретически без учета внутренних свойств доменного процесса и действия обратных связей. Практически же такая схема нереализуема. В этом случае существенно уменьшается область косвенного восстановления, неизбежно увеличивается степень прямого восстановления, для чего и необходим дополнительный углерод. В результате следует увеличивать либо расход кокса, либо расход инжектируемого топлива, что, в свою очередь, приведет к восстановлению двухступенчатой схемы теплообмена. Это положение широко подтверждено как экспериментальными, так и теоретическими исследованиями [19, 20]. Таким образом, понятие «автономность верхней и нижней зон теплообмена» нельзя понимать буквально, они взаимодействуют через степень прямого восстановления.

На рис. 9, а – в приведены диаграммы расчета распределения температур и теплоемкостей потоков материалов и газов, выполненные И.Г. Товаровским [17], для трех случаев:

- 1 – обычный режим с вдуванием атмосферного дутья температурой 1100 °С и природного газа (100 м³/т) при производительности 1,5 т/(м³ сут.) (а);
- 2 – интенсивный режим с вдуванием обогащенного кислородом дутья (до 40 %) температурой 1300 °С и природного газа (180 м³/т) при производительности 2,7 т/(м³ сут.) (б);
- 3 – интенсивный режим с вдуванием обогащенного кислородом дутья (до 40 %) температурой 1300 °С при производительности 3 т/(м³ сут.) (в).

В случае 1 имеет место обычный двухступенчатый теплообмен, при котором в шахте (верхняя ступень)

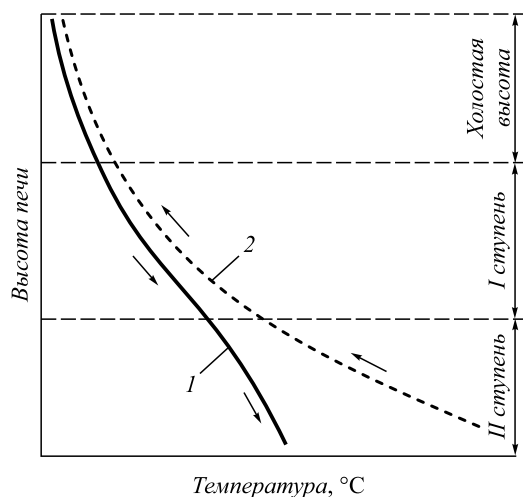


Рис. 8. Распределение температур при обогащении дутья кислородом выше критического (по данным Б.И. Китаева) [2]

Fig. 8. The temperature distribution in the enrichment of the oxygen blowing above the critical one (according to Kitaev B.I.) [2]

теплоемкость потока газов превышает теплоемкость потока материалов, а по мере опускания материалов и их прогрева разность температур газов и материалов уменьшается до некоторого минимума при достижении $m = 1$, после чего $m > 1,0$ и разность температур увеличивается.

Случай 2 характерен тем, что вследствие уменьшения количества газов интенсивность теплообмена в верхней зоне уменьшается, а разность температур газа и шихты на границе зон теплообмена увеличивается с переносом части тепловой работы в нижнюю часть печи.

В случае 3 наблюдаются предельные условия теплообмена, при которых вследствие малого количества

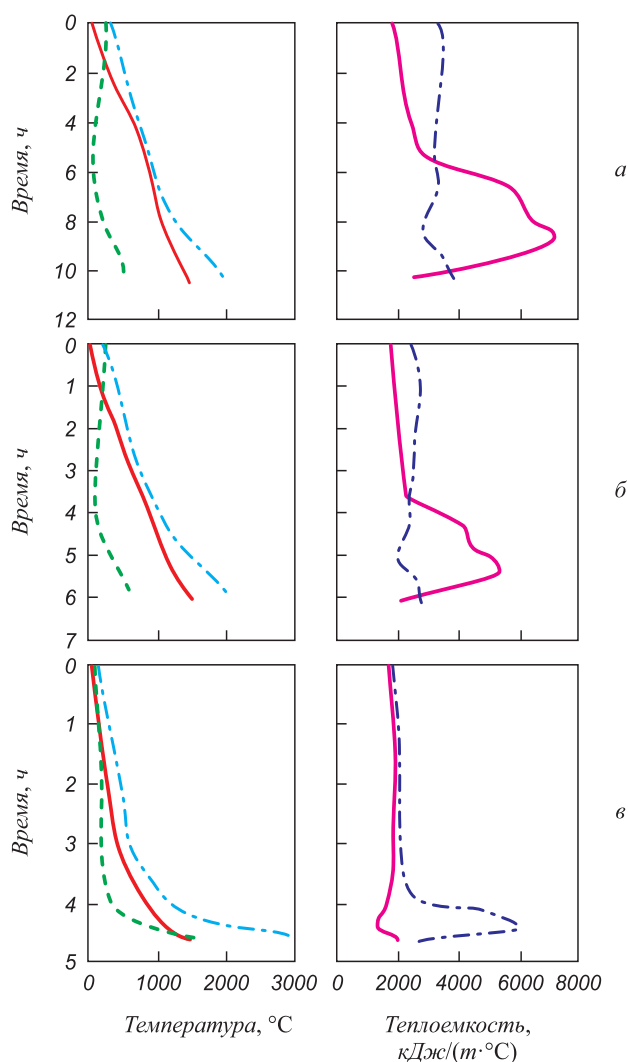


Рис. 9. Распределение температур и теплоемкостей потоков газа и шихты во время пребывания материалов в печи для случаев 1 – 3 (а – в):

- температура и теплоемкость потока газа;
- температура и теплоемкость потока шихты;
- · - разность температур газа и шихты

Fig. 9. Distribution of temperatures and gas flows and heat capacities of the charge materials during their stay in the furnace:

- temperature and heat capacity of the gas flow;
- temperature and heat capacity of the charge flow;
- · - temperature difference between gas and charge

газа на единицу шихты шахта «холодает», разность температур газов и материалов увеличивается и мало меняется по мере опускания материалов, а $m \approx 1$ по всей высоте шахты. Происходит «вырождение» верхней ступени теплообмена и локализация всех процессов в нижней ступени. Такой случай характерен неустойчивостью процессов, и в реальной практике он не встречается.

Выводы. Путем обобщения и анализа экспериментальных и теоретических исследований показано, что двухступенчатая схема теплообмена в современных условиях работы доменной печи при плавке различного вида железорудного сырья при использовании комбинированного дутья высоких параметров, при существенном сокращении расхода кокса и повышении интенсивности плавки является обязательным условием устойчивости хода доменного процесса и экономичности плавки. Любые изменения технологии современной доменной плавки не должны менять этой схемы. Работа верхней и нижней ступеней теплообмена связаны между собой развитием процессов прямого восстановления, что исключает полную автономность этих ступеней теплообмена.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Китаев Б.И. Схема теплообмена в доменной печи и подготовка руд к плавке // *Сталь*. 1944. № 7-8. С. 5 – 8.
2. Китаев Б.И. Теплообмен в шахтных печах. – Свердловск–Москва: Metallurgizdat, 1945. – 152 с.
3. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Suchkov V.D. Heat exchange in shaft furnaces. Translated from the Russian by M.M. Page and B. Simons and edited by Yoynig. Oxford: Pergamon press, 1967. – 299 p.
4. Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г., Лазарев Б.Д. Теплообмен в доменной печи. – М.: Metallurgiya, 1966. – 355 с.
5. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.Л. Суханов и др. – М.: Metallurgiya, 1978. – 248 с.
6. Лазарев Б.Л., Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г. Анализ процессов теплообмена в доменных печах // *Сталь*. 1961. № 3. С. 200 – 206.
7. Бабарыкин Н.Н., Марсуверский Б.А., Новиков В.С. Свойства окатышей ССГОК и их поведение в доменной печи. – В кн.: Производство чугуна. Вып. 4. – Свердловск: изд. УПИ, 1978. С. 66 – 79.
8. Бабарыкин Н.Н. Влияние восстановительных процессов на теплообмен в доменной печи // *Сталь*. 1981. № 3. С. 5 – 9.
9. Дмитриев А.Н. Математическое моделирование доменного процесса. – Екатеринбург: изд. УрО РАН, 2011. – 162 с.
10. Доброскок В.А., Туманов А.И., Ганчев А.В. Метод разработки новых технологических режимов доменной плавки на основе комплекса математических моделей // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1987. № 5. С. 146, 147.
11. Мойкин В.И., Бабушкин Н.М., Боковиков Б.А. Анализ работы доменной печи на комбинированном дутье с применением метода математического моделирования // *Сталь*. 1984. № 4. С. 9 – 14.
12. Рамм А.Н. Современный доменный процесс. – М.: Metallurgiya, 1980. – 304 с.
13. Драничников Н.А., Китаев Б.И., Суханов Е.Л. и др. О взаимном влиянии теплообменных и восстановительных процессов в шахте доменной печи. Сообщение 1 // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1982. № 2. С. 6 – 9.
14. Драничников Н.А., Китаев Б.И., Суханов Е.Л. и др. О взаимном влиянии теплообменных и восстановительных процессов в шахте доменной печи. Сообщение 2 // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1982. № 4. С. 8 – 11.
15. Теплообмен и повышение эффективности доменной плавки / Н.А. Спирин, Ю.Н. Овчинников, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург: изд. УГТУ, 1995. – 243 с.
16. Спирин Н.А., Овчинников Ю.Н., Федулов Ю.В., Юсфин Ю.С. О схемах теплообмена в доменной печи // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1991. № 9. С. 16 – 18.
17. Товаровский И.Г. Доменная плавка. Монография. – Днепропетровск: ПОРОГИ, 2009. – 768 с.
18. Товаровский И.Г. Развитие теории и совершенствование технологии доменной плавки с использованием теории теплообмена в доменной печи. – В кн.: Творческое наследие Б.И. Китаева: труды Междунар. науч.-прак. конф. – Екатеринбург: изд. УГТУ-УПИ, 2009. С. 101 – 109.
19. Андо Р., Миясита Ц., Симоцума Т. и др. Исследование и совершенствование новых технологических приемов доменной плавки на экспериментальной доменной печи // *Черная металлургия: Экспресс-информация ВИНТИ*. 1972. № 33. Реф. 146. С. 1 – 30.
20. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев и др. – Екатеринбург: изд. УрФУ, 2011. – 462 с.

Поступила 4 февраля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 523–530.

EVOLUTION OF SCHEMES OF HEAT EXCHANGE IN A BLAST FURNACE

Yu.G. Yaroshenko¹, N.A. Spirin¹, V.S. Shvydkii¹, Ya.M. Gordon², V.V. Lavrov¹

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

² Hatch Ltd., Ontario, Canada

Abstract. The development of schemes of heat exchange in a blast furnace was considered with the improvement of the blast furnace smelting technology. It was noted that for the estimation of the thermal state of blast furnace as a control object it is expedient to divide it into two thermal zones, upper and bottom. The interface between them is in the top of the mixed recovery between the level of the beginning of

the carbon gasification of coke and the horizon, below which iron oxides are directly reduced. Upper slow heat exchange section in terms of heat exchange is reserve height providing better thermal and regenerative operation of the furnace. The bottom section of slow heat exchange should not be used as a reserve for improvement of thermal and reduction work of the blast furnace. It is shown that the presence of two zones of intense heat exchange in the present conditions of smelting of various types of iron ore using the combined blowing of high parameters is a prerequisite for the stability of the course of the blast furnace process and efficiency of smelting.

Keywords: ferrous metallurgy, blast furnace, heat exchange, mass transfer, regularity, principles, scheme.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-523-530

REFERENCES

1. Kitaev B.I. Heat exchange scheme of a blast furnace and the preparation of ores for smelting. *Stal'*. 1944, no. 7–8, pp. 5–8 (In Russ.).
2. Kitaev B.I. *Teploobmen v shakhtnykh pechakh* [Heat exchange in a shaft furnace]. Sverdlovsk–Moscow: Metallurgizdat, 1945, 152 p. (In Russ.).
3. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Suchkov V.D. *Heat exchange in shaft furnaces*. Yoyng P.A. ed. Oxford: Pergamon Press, 1967, 299 p.
4. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Lazarev B.D. *Teploobmen v domennoi pechi* [Heat exchange in a blast furnace]. Moscow: Metallurgiya, 1966, 355 p. (In Russ.).
5. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Sukhanov E.L., Ovchinnikov Yu.N., Shvydkii V.S. *Teplotekhnika domennogo protsessa* [Heating engineering of blast-furnace process]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 248 p. (In Russ.).
6. Lazarev B.L., Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G. Analysis of heat exchange processes in blast furnaces. *Stal'*. 1961, no. 3, pp. 200–206. (In Russ.).
7. Babarykin N.N., Marsuverskii B.A., Novikov V.S. Properties of pellets from Sokolovsko-Sarbayaskiy mining-and-processing integrated works and their behavior in a blast furnace. In: *Proizvodstvo chuguna. Vyp. 4* [Pig-iron production. Issue 4]. Sverdlovsk: izd. UPI, 1978, pp. 66–79. (In Russ.).
8. Babarykin N.N. Influence of the reducing processes on heat exchange in a blast furnace. *Stal'*. 1981, no. 3, pp. 5–9. (In Russ.).
9. Dmitriev A.N. *Matematicheskoe modelirovanie domennogo protsessa* [Mathematical modeling of a blast-furnace process]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2011, 162 p. (In Russ.).
10. Dobroskok V.A., Tumanov A.I., Ganchev A.V. Development method of new technological modes of blast-furnace smelting based on the complex of mathematical models. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1987, no. 5, pp. 146–147. (In Russ.).
11. Moikin V.I., Babushkin N.M., Bokovikov B.A. Analysis of blast furnace work on a fuel-enriched blast with the use of mathematical modeling method. *Stal'*. 1984, no. 4, pp. 9–14. (In Russ.).
12. Ramm A.N. *Sovremenniy domennyi protsess* [Modern blast-furnace process]. Moscow: Metallurgiya, 1980, 304 p. (In Russ.).
13. Dranichnikov N.A., Kitaev B.I., Sukhanov E.L., Zagainov S.A., Bychkova N.V. On an interference of heat exchanging and reducing processes in a shaft blast furnace. Report 1. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982, no. 2, pp. 6–9. (In Russ.).
14. Dranichnikov N.A., Kitaev B.I., Sukhanov E.L., Zagainov S.A., Bychkova N.V. On an interference of heat exchanging and reducing processes in a shaft blast furnace. Report 2. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982, no. 4, pp. 8–11. (In Russ.).
15. Spirin N.A., Ovchinnikov Yu.N., Shvydkii B.C., Yaroshenko Yu.G. *Teploobmen i povyshenie effektivnosti domennoi plavki* [Heat exchange and effectiveness increase of blast-furnace smelting]. Ekaterinburg: UGTU, 1995, 243 p. (In Russ.).
16. Spirin N.A., Ovchinnikov Yu.N., Fedulov Yu.V., Yusfin Yu.S. On heat exchange scheme of a blast furnace. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1991, no. 9, pp. 16–18. (In Russ.).
17. Tovarovskii I.G. *Domennaya plavka. Monografiya* [Blast-furnace smelting. Monograph]. Dnepropetrovsk: POROGI, 2009, 768 p. (In Russ.).
18. Tovarovskii I.G. Theory development and the improvement of blast-furnace smelting technology with the use of the theory of heat exchange in a blast furnace. In: *Tvorcheskoe nasledie B.I. Kitaeva: trudy Mezhdunar. nauch.-prakt. konf.* [Oeuvre of B.I. Kitaev: Proceedings of International Theoretical and Practical Conf.]. Ekaterinburg: UGTU-UIPI, 2009, pp. 101–109. (In Russ.).
19. Ando R., Miyasita Ts., Simotsuma T. etc. Research and improvement of new processing methods of blast-furnace smelting on a test blast furnace. *Chernaya metallurgiya: Ekspres-informatsiya VINITI*. 1972, no. 33, Ref. 146, pp. 1–30. (In Russ.).
20. Spirin N.A., Lavrov V.V., Rybolovlev V.Yu. etc. *Model'nye sistemy podderzhki prinyatiya reshenii v ASU TP domennoi plavki* [Model support systems of decision making in Automatic Process Control System of a blast-furnace smelting]. Ekaterinburg: UrFU, 2011, 462 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was supported by the Act 211 of the Government of the Russian Federation, contract no. 02.A03.21.000.

Information about the authors:

Yu.G. Yaroshenko, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (yury-y@planet-a.ru)
N.A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (n.a.spirin@urfu.ru)
V.S. Shvydkii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (vshvit@isnet.ru)
Yu.M. Gordon, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Department of Ferrous Metallurgy (igordon@hatch.ca)
V.V. Lavrov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (v.v.lavrov@urfu.ru)

Received February 4, 2016

УДК 621.961.2

УДЕЛЬНАЯ РАБОТА СИЛ РЕЗАНИЯ ПРОКАТА НОЖНИЦАМИ

Пилипенко С.С., к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Технологические машины и оборудование» (pilipenko@norvuz.ru)

Байгузин М.Р., ассистент кафедры «Технологические машины и оборудование»

Потапенков А.П., д.т.н., профессор кафедры «Технологические машины и оборудование»

Норильский индустриальный институт
 (663310, Россия, г. Норильск, ул. 50 лет Октября, 7)

Аннотация. Изложен вывод и анализ трех вариантов аналитических зависимостей удельной работы резания от прочностных и пластических свойств материалов разрезаемой полосы, которые характеризуются соответственно пределом прочности и коэффициентами вмятия и надреза. Выводы базируются на трех принятых сочетаниях зависимостей усилия резания от относительного внедрения ножей в полосу, характеризующих соответственно периоды вмятия и резания. Исследованы сочетания квадратичной и линейной зависимостей, двух квадратичных и использование одной квадратичной зависимости в зоне вмятия и в зоне резания. Первый вариант оценивается как наиболее приемлемый для инженерных расчетов и на его основе получены зависимости для расчета усилий резания наклонными и дисковыми ножами.

Ключевые слова: ножницы, резание, удельная работа, квадратичная, линейная зависимость, усилие, коэффициент вмятия и надреза, математическое моделирование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-531-535

Ножницы для резки проката обеспечивают процесс резания относительным сдвигом частей полосы [1 – 3], и этот процесс имеет периоды вмятия, резания и отрыва (рис. 1).

В период вмятия не происходит относительного сдвига частей полосы, а усилие резания P и касательные сопротивления резанию τ увеличиваются с ростом величины внедрения ножей Z в полосу соответственно до $P_{\max}$ и $\tau_{\max}$. Длительность этого периода определяется коэффициентом вмятия $\xi_v = Z_v/h$, где Z_v – абсолютное внедрение ножей в полосу в конце периода вмятия; h – высота сечения полосы. В период резания происходит сдвиг частей полосы по плоскости резания, и величины P и τ уменьшаются до нуля. Момент начала отрыва характеризуется коэффициентом надреза $\xi_n = Z_n/h$, где Z_n – абсолютное внедрение ножей в полосу в конце периода резания.

Одним из важных энергетических параметров процесса резания является удельная работа сил резания [4 – 6], которая определяется как работа, затрачиваемая на резание образца единичной площади и единичной высоты сечения. Удельная работа (a) обеспечивает выход на расчет усилия резания (P) и мощности резания (N). В работе [4] приведены результаты экспериментальных исследований усилий резания на ножницах с параллельными ножами, которые представлены в виде графических зависимостей $\tau = f(\xi)$ (рис. 1), при этом $\tau = P/F_0$ и $\xi = Z/h$, где F_0 – расчетная (исходная) площадь сечения полосы; ξ – относительное внедрение ножей в полосу. Удельная работа резания определяется

как площадь данного графика. Этот метод не отличается высокой точностью и его использование ограничивается наличием базы экспериментальных данных.

Целью настоящего исследования явилось нахождение аналитических зависимостей удельной работы резания от прочностных и пластических свойств металла разрезаемой полосы, обеспечивающих необходимую точность инженерных расчетов и имеющих достаточно простой вид. В основу этого положены зависимости $P = f(\xi)$ – усилия резания от относительного внедрения ножей. Как показывает эксперимент, эти зависимости имеют различный вид в периоды вмятия и резания и по-

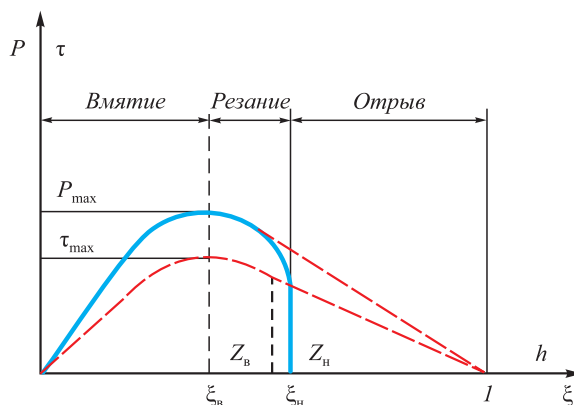


Рис. 1. Характерный вид зависимостей $P = f(\xi)$ и $\tau = f(\xi)$ при резании полосы параллельными ножами

Fig. 1. Typical kind of dependences $P = f(\xi)$ and $\tau = f(\xi)$ when cutting the band with parallel shears

тому для анализа были приняты три варианта их сочетаний: сочетание квадратичной и линейной зависимости (рис. 2, а) и два варианта сочетания квадратичных зависимостей (рис. 2, б, в).

Для всех вариантов можно записать

$$P_{\max} = K \sigma_b F_0 (1 - \xi_b), \quad (1)$$

где K – коэффициент, учитывающий условия работы ножиц и соотношение разрушающих касательных и нормальных напряжений ($K = 0,9 - 1,0$ при холодном резании; $K = 1,0 - 1,1$ при горячем резании [2]); σ_b – предел прочности металла полосы.

Квадратичную функцию $P_b = f(\xi)$ на участке вмятия формируем из условия: $P = 0$ при $\xi = 0$ и $P = P_{\max}$ при $\xi = \xi_b$.

Тогда

$$P_b = P_{\max} \left(\frac{2\xi_b \xi - \xi^2}{\xi_b^2} \right), \quad (2)$$

а с учетом выражения (1) получаем

$$P_b = K \sigma_b F_0 \left(\frac{(1 - \xi_b)(2\xi_b \xi - \xi^2)}{\xi_b^2} \right). \quad (3)$$

Зависимости $P_p = f(\xi)$ на участке резания формируем из условий, что $P = P_{\max}$ при $\xi = \xi_b$ и $P = 0$ при $\xi = 1$.

Тогда можно записать линейную зависимость

$$P_p = P_{\max} \left(\frac{1 - \xi}{1 - \xi_b} \right); \quad (4)$$

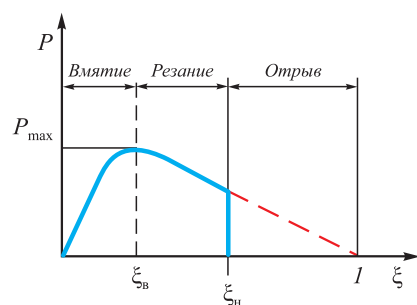
квадратичную зависимость

$$P_p = P_{\max} \left(\frac{1 - 2\xi_b - \xi^2 + 2\xi_b \xi}{(1 - \xi_b)^2} \right); \quad (5)$$

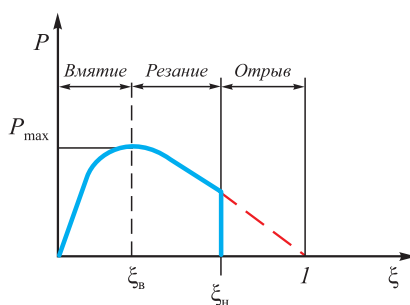
с учетом соотношения (1) линейную зависимость

$$P_p = K \sigma_b F_0 (1 - \xi); \quad (6)$$

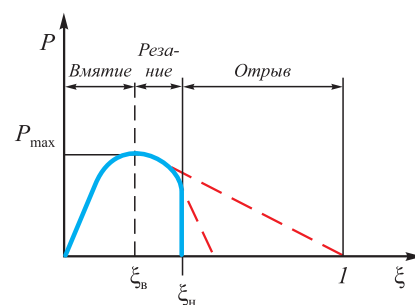
квадратичную зависимость



а



б



в

Рис. 2. Варианты сочетания зависимостей $P = f(\xi)$

Fig. 2. Variants of $P = f(\xi)$ dependences combinations

$$P_p = K \sigma_b F_0 \left(\frac{1 - 2\xi_b - \xi^2 + 2\xi_b \xi}{(1 - \xi_b)} \right). \quad (7)$$

В варианте сочетания квадратичных зависимостей в первом случае (рис. 2, б) используем зависимости (3) и (7), во втором случае (рис. 2, в) и на участке вмятия, и на участке резания используем зависимость (3). Поскольку эта зависимость есть квадратичная парабола с вершиной в точке $B(\xi_b; P_{\max})$, то этот вариант допустим при условии $\xi_n < 2\xi_b$. Это условие, как показывает анализ экспериментальных данных [2], выполняется при холодном резании.

В соответствии с определением удельной работы сил резания полная работа резания A полосы заданного сечения определяется как

$$A = F_0 h a. \quad (8)$$

Элементарная работа сил резания dA при прохождении ножами элементарного расстояния dZ запишется в виде соотношения

$$dA = P(\xi) h d\xi, \quad (9)$$

где $d\xi = dZ/h$ – элементарное относительное внедрение ножей.

Дифференцируя выражение (8) и рассматривая совместно с соотношением (9), находим

$$da = \frac{P(\xi)}{F_0} d\xi,$$

где da – дифференциал удельной работы сил резания.

В итоге получаем

$$a = \frac{1}{F_0} \int_{\xi} P(\xi) d\xi. \quad (10)$$

Пределы интегрирования для первых двух вариантов следующие: $0 < \xi < \xi_b$ – на участке вмятия; $\xi_b < \xi < \xi_n$ – на участке резания; для третьего варианта $0 < \xi < \xi_n$.

Интегрируя выражение (10) в указанных пределах при принятых сочетаниях зависимостей $P = f(\xi)$, находим величину a .

Сочетание квадратичной (3) и линейной зависимости (6) дает соотношение

$$a = \frac{1}{F_0} \left[\frac{K\sigma_B F_0}{\xi_B^2} (1 - \xi_B) \int_0^{\xi_B} (2\xi_B \xi - \xi^2) d\xi + K\sigma_B F_0 \int_{\xi_B}^{\xi_H} (1 - \xi) d\xi \right] = \frac{K\sigma_B}{6} (6\xi_H - 3\xi_H^2 - 2\xi_B - \xi_B^2). \quad (11)$$

Сочетание квадратичных зависимостей (3) и (7) дает следующее соотношение:

$$a = \frac{1}{F_0} \left[\frac{K\sigma_B F_0}{\xi_B^2} (1 - \xi_B) \int_0^{\xi_B} (2\xi_B \xi - \xi^2) d\xi + \frac{K\sigma_B F_0}{1 - \xi_B} \int_{\xi_B}^{\xi_H} (1 - 2\xi_B - \xi^2 - 2\xi_B \xi) d\xi \right] = \frac{K\sigma_B}{3(1 - \xi_B)} (3\xi_H - 6\xi_B \xi_H - \xi_H^3 + 3\xi_B \xi_H^2 + 2\xi_B^2 - \xi_B^3). \quad (12)$$

С использованием зависимости (3) на участке вмятия и на участке резания получаем

$$a = \frac{1}{F_0} \left[\frac{1 - \xi_B}{\xi_B^2} K\sigma_B F_0 \int_P^{\xi_B} (2\xi_B \xi - \xi^2) d\xi \right] = \frac{1 - \xi_B}{\xi_B^2} K\sigma_B \left(\xi_B \xi_H^2 - \frac{\xi_H^3}{3} \right) = \frac{1 - \xi_B}{\xi_B^2} K\sigma_B (3\xi_B \xi_H^2 - \xi_H^3). \quad (13)$$

Полученные зависимости (11), (12) и (13) для расчета удельной работы резания имеют одну структуру: $a = K\sigma_B m$, где параметр $m = f(\xi_B, \xi_H)$ учитывает пластические свойства материала полосы.

В зависимости (11)

$$m_1 = \frac{6\xi_H - 3\xi_H^2 - 2\xi_B - \xi_B^2}{6}; \quad (14)$$

в зависимости (12)

$$m_2 = \frac{3\xi_H - 6\xi_B \xi_H - \xi_H^3 + 3\xi_B \xi_H^2 + 2\xi_B^2 - \xi_B^3}{3(1 - \xi_B)}; \quad (15)$$

в зависимости (13)

$$m_3 = \frac{(1 - \xi_B)(3\xi_B \xi_H^2 - \xi_H^3)}{3\xi_B^2}. \quad (16)$$

Степень соответствия этих зависимостей действительным условиям резания будет определять точность расчетов удельной работы резания и связанных с ней расчетов силовых параметров. Для сравнительной оценки величин m_1 , m_2 и m_3 выполнены расчеты при характерных соотношениях ξ_B и ξ_H [2] для горячего и холодного резания металлов (см. таблицу).

При горячем резании всегда $\xi_H > 2\xi_B$ [2] и потому для расчета удельной работы используем зависимости (14) и (15).

Из таблицы видно, что значения m_2 превышают m_1 и это превышение достигает 17 %. Разница ($m_2 - m_1$) тем больше, чем больше разница ($\xi_H - \xi_B$).

Этот результат объясним тем, что на участке вмятия кривые резания $P = f(\xi)$ совпадают, а на участке резания очевидно, что на графике парабола (7), используемая во втором варианте, лежит выше прямой (6), используемой в первом варианте. В итоге площадь графика между линиями (6) и (3) в зоне вмятия соответствует разнице удельной работы, определяемой соответственно зависимостями (11) и (12).

Если допустить, что действительная кривая резания на участке вмятия находится в зоне между линиями (3) и (7), то для расчета удельной работы при горячем резании можно использовать более простую зависимость (11) с поправочным коэффициентом β .

$$a = \frac{\beta K\sigma_B}{6} (6\xi_H - 3\xi_H^2 - 2\xi_B - \xi_B^2). \quad (17)$$

Учитывая соотношение параметров m_1 и m_2 (см. таблицу), можно принять: $\beta = 1,06$ при $(\xi_H - \xi_B) < 0,5$ и $\beta = 1,09$ при $(\xi_H - \xi_B) > 0,5$.

Результаты расчетов величин $m = f(\xi_B, \xi_H)$

Results of calculations of $m = f(\xi_B, \xi_H)$

Горячее резание				Холодное резание				
ξ_H	ξ_B	m_1 (14)	m_2 (15)	ξ_H	ξ_B	m_1 (14)	m_2 (15)	m_3 (16)
0,85	0,30	0,3737	0,4457	0,25	0,20	0,1454	0,1466	0,1460
0,85	0,35	0,3516	0,4125	0,30	0,20	0,1816	0,1862	0,1800
0,95	0,35	0,3616	0,4309	0,35	0,25	0,1950	0,1995	0,1960
0,90	0,30	0,3800	0,4571	0,40	0,25	0,2264	0,2360	0,2240
0,90	0,35	0,3500	0,4235	0,45	0,30	0,2338	0,2434	0,2359
0,70	0,30	0,3400	0,3895	0,50	0,35	0,2379	0,2474	0,2432

При холодном резании $\xi_n > 2\xi_b$ [2] и потому для расчета удельной работы можно использовать зависимости (11) – (13). Из таблицы видно, что разница величин m_1 , m_2 и m_3 не превышает 5 %. С учетом этого для расчета удельной работы при холодном резании рекомендуется также более простая зависимость (17) с условием, что $\beta = 1$.

В итоге с учетом зависимости (8) полная работа сил резания полосы заданного сечения составит

$$A = \frac{\beta K \sigma_b F_0 h}{6} (6\xi_n - 3\xi_n^2 - 2\xi_b - \xi_b^2); \quad (18)$$

мощность сил резания (N) будет

$$N = \frac{\beta K \sigma_b F_0 h}{6t_p} (6\xi_n - 3\xi_n^2 - 2\xi_b - \xi_b^2), \quad (19)$$

где t_p – время резания.

Наиболее прост переход от удельной работы резания к усилию резания для ножниц с наклонными ножами и дисковых, обеспечивающих резание листов при постоянном усилии. В этих случаях

$$P = \frac{A}{S} = \frac{F_0 h a}{S}, \quad (20)$$

где S – ход ножей.

Для ножниц с наклонными ножами $F_0 = bh$ и $S = b(\operatorname{tg} \varphi)$, где b – ширина листа; φ – угол наклона ножей.

Тогда с учетом зависимости (17) запишем

$$P = \frac{\beta K \sigma_b h^2}{6\operatorname{tg} \varphi} (6\xi_n - 3\xi_n^2 - 2\xi_b - \xi_b^2). \quad (21)$$

Зависимость (21) совпадает с зависимостью, приведенной в работе [7]. Там она получена другим способом и проведена экспериментально. Этим подтверждается правильность выбора зависимости (17) для расчета удельной работы резания.

Резание дисковыми ножами можно рассматривать как резание наклонными ножами [1; 2] при условии, что дуги контакта ножей и листа заменяем хордами с углом наклона φ и что каждый нож (из двух) разрезает площадь сечения листа $F_0 = Lh/2$ и проходит условное расстояние $S = L(\operatorname{tg} \varphi)$, где L – длина листа. В итоге, с учетом формулы (17) получаем

$$P = \frac{\beta K \sigma_b h^2}{12\operatorname{tg} \varphi} (6\xi_n - 3\xi_n^2 - 2\xi_b - \xi_b^2). \quad (22)$$

Выводы. В результате математического моделирования процесса резания параллельными ножницами и сопоставимого анализа вариантов моделирования получена зависимость удельной работы сил резания от прочностных и пластических свойств металла разрезаемой полосы, обеспечивающая необходимую точность инженерных расчетов. На базе этой зависимости выполнен переход к расчету усилий резания наклонными и дисковыми ножами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Королев А.А. Конструкции и расчет машин и механизмов прокатных станов. – М.: Металлургия, 1985. – 376 с.
2. Королев А.А. Механические оборудования прокатных цехов черной и цветной металлургии. – М.: Металлургия, 1976. – 544 с.
3. Лукашкин Н.Д., Кохан Л.С., Якушев А.Н. Конструкции и расчет машин и агрегатов металлургических заводов: Учебник для вузов. – М.: НКЦ, 2003. – 436 с.
4. Целиков А.И., Смирнов В.В. Прокатные станы. – М.: Металлургиздат, 1958. – 432 с.
5. Потапенков А.П., Чернобай В.М., Пилипенко С.С., Никоноров Л.В. Удельная работа и силовые параметры при резании проката ножницами. – В кн.: Непрерывные процессы обработки давлением: Труды Всероссийской научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения академика А.И. Целикова, (14-15 апреля 2004 г.). – М.: изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. С. 215 – 219.
6. Машины и агрегаты металлургических заводов. В 3-х томах. Т. 3. Машины и агрегаты для отделки проката / А.И. Целиков, П.И. Полухин, В.И. Гребенник и др. – М.: Металлургия, 1981. – 576 с.
7. Потапенков А.П. Исследование усилий резания наклонными ножами // Изв. вуз. Черная металлургия, 1998. № 8. С. 65 – 69.
8. Механическое оборудование заводов цветной металлургии. В 3-х частях. Ч. 3. Механическое оборудование цехов по обработке цветных металлов/ А.А. Королев, А.Г. Навроцкий, В.А. Вердеревский и др. – М.: Металлургия, 1989. – 624 с.
9. Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке. – М.: Машиностроение. 1979. – 520 с.
10. Королев А.А. Конструкции и расчет машин и механизмов прокатных станов. – М.: Металлургия, 1969. – 464 с.
11. Паршин В.С. Машины и агрегаты для обработки цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 400 с.
12. Химич Г.Л. Механическое оборудование цехов холодной прокатки. – М.: Машиностроение, 1972. – 455 с.
13. Берман С.И. Прокатка листов и лент из тяжелых цветных металлов. – М.: Металлургия, 1977. – 266 с.
14. Потапенков А.П., Миняков О.В., Чернобай В.М. Оценка усилий резания наклонными ножами: Строительство. Механика. Сб. научн. трудов. – Норильск: изд. Норильского индустриального института, 1985. С. 59 – 64.
15. Терентьев В.С., Цалюк М.Б. Адыютаж технолистических станов. Отделочные машины. – Свердловск: Металлургиздат, 1961. – 344 с.

Поступила 18 сентября 2015 г.

SPECIFIC WORK OF POWERS FOR ROLLED METAL CUTTING WITH SCISSORS

S.S. Pilipenko, M.R. Baiguzin, A.P. Potapenkov

Norilsk Industrial Institute, Russia, Norilsk

Abstract. The article presents the conclusions and analysis results of three variants of specific cutting works analytical dependences from durable and plastic properties of cut band materials which are characterized by the limit of strength and coefficients of indentation and incision. The conclusions are based on three accepted combinations of cutting effort dependences from relative intromission of knives into the band, thus characterizing periods of indentation and cutting. Combinations of quadratic and linear dependences, two quadratic ones and the use of one of the quadratic dependence in the zone of indentation and in the zone of cutting were investigated. The first variant is considered to be the most acceptable one for engineering calculations. On its base there were received dependences for cutting effort calculation by means of inclined and disk-shaped knives.

Keywords: scissors, cutting, specific work, quadratic, linear dependence, effort, coefficient, indentation, incision, mathematical modeling.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-531-535

REFERENCES

1. Korolev A.A. *Konstruktsii i raschet mashin i mekhanizmov prokatnykh stanov* [Constructions and calculation of machines and mechanisms of rolling mills]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 376 p. (In Russ.).
2. Korolev A.A. *Mekhanicheskie oborudovaniya prokatnykh tsekhov chernoi i tsvetnoi metallurgii* [Mechanical equipment of rolling-mill shops in ferrous and non-ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 544 p. (In Russ.).
3. Lukashkin N.D., Kokhan L.S., Yakushev A.N. *Konstruktsii i raschet mashin i agregatov metallurgicheskikh zavodov: Uchebnik dlya vuzov* [Constructions and calculation of machines and sets of metallurgical plants: Text-book for universities]. Moscow: NKTs, 2003, 436 p. (In Russ.).
4. Tselikov A.I., Smirnov V.V. *Prokatnye stany* [Rolling mills]. Moscow: Metallurgizdat, 1958, 432 p. (In Russ.).
5. Potapenkov A.P., Chernobai V.M., Pilipenko S.S., Nikonorov L.V. Specific work and force parameters when cutting rolled metal with scissors. In.: *Nepreryvnye protsessy obrabotki davleniem: Trudy Vserossiiskoi nauchno-tehnicheskoi konferentsii, posvyashchennoi 100-letiyu so dnya rozhdeniya akademika A.I. Tselikova* [Continuous processes of forming: Proceedings of All-Russian Scientific and Technical Conf., devoted to the 100th Anniversary of Academician A.I. Tselikov]. Moscow: izd. MGGU im. N.E. Bauman, 2004, pp. 215–219. (In Russ.).
6. Tselikov A.I., Polukhin P.I., Grebennik V.I. etc. *Mashiny i agregaty metallurgicheskikh zavodov. V 3-kh tomakh. T. 3. Mashiny i agregaty dlya otdelki prokata* [Machines and units of metallurgical plants. In 3 vols. Vol. 3. Machines and units for conditioning of rolled metal]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 576 p. (In Russ.).
7. Potapenkov A.P. Research of cutting force of inclined throat shears. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1998, no. 8, pp. 65–69. (In Russ.).
8. Korolev A.A., Navrotskii A.G., Verderevskii V.A. etc. *Mekhanicheskoe oborudovanie zavodov tsvetnoi metallurgii. V 3-kh chastyakh. Ch. 3. Mekhanicheskoe oborudovanie tsekhov po obrabotke tsvetnykh metallov* [Mechanical equipment of plants of non-ferrous metallurgy. In 3 parts. Part 3. Mechanical equipment of the shops on the non-ferrous metals treatment]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 624 p. (In Russ.).
9. Romanovskii V.P. *Spravochnik po kholodnoi shtampovke* [Reference book on cold forming]. Moscow: Mashinostroenie, 1979, 520 p. (In Russ.).
10. Korolev A.A. *Konstruktsii i raschet mashin i mekhanizmov prokatnykh stanov* [Constructions and calculation of machines and mechanisms of rolling mills]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 464 p. (In Russ.).
11. Parshin V.S. *Mashiny i agregaty dlya obrabotki tsvetnykh metallov i splavov* [Machines and sets for the treatment of non-ferrous metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 400 p. (In Russ.).
12. Khimich G.L. *Mekhanicheskoe oborudovanie tsekhov kholodnoi prokatki* [Mechanical equipment of the cold-forming shops]. Moscow: Mashinostroenie, 1972, 455 p. (In Russ.).
13. Berman S.I. *Prokatka listov i lent iz tyazhelykh tsvetnykh metallov* [Rolling of bands and sheets from heavy non-ferrous metals]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 266 p. (In Russ.).
14. Potapenkov A.P., Minyakov O.V., Chernobai V.M. Estimation of cutting forces with inclined throat shears. In: *Stroitel'stvo. Mekhanika. Sb. nauchn. trudov* [Building. Mechanics. Collected scientific papers]. Norilsk: Noril'skii industrial'nyi institut, 1985, pp. 59–64. (In Russ.).
15. Terent'ev V.S., Tsalyuk M.B. *Ad'yustazh tekhnolistovykh stanov. Otdelochnye mashiny* [Auxiliaries of technorolling mills. Finishing machines]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1961, 344 p. (In Russ.).

Information about the authors:

S.S. Pilipenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Chair "Processing Machinery and Equipment" (pilipenko@norvuz.ru)

M.R. Baiguzin, Assistant of the Chair "Processing Machinery and Equipment"

A.P. Potapenkov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Processing Machinery and Equipment"

Received September 15, 2015

УДК 669.162.12:622

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОБЪЕМЕ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ПОРИСТОСТЬЮ

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

Герасимук А.В., аспирант кафедры электротехники (heavymetal7200@gmail.com)

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

Аннотация. Выполнена сравнительная оценка термических напряжений в объеме железорудных окатышей с дифференцированной пористостью. Проанализировано термонапряженное состояние окатышей, полученных с применением технологии теплосилового напыления влажной шихты на шихтовый гарнисаж и на комкуемые материалы. Установлено влияние пористости, термической массивности окатышей на величину и характер изменения (распределения) термических напряжений по сечению окатышей. Оценен характер изменения прочности окатышей с дифференцированной пористостью по его сечению с динамикой температурного поля пористой сферы и критериями термической массивности в зародыше и оболочке окатыша. Проведен анализ роли термических напряжений в активации режима спекания железорудных окатышей, предложены рекомендации по совершенствованию теплового режима обжига окатышей. На основе этого анализа сделан вывод о более благоприятной поровой структуре полученных по технологии принудительного зародышеобразования окатышей, в объеме которых сформирован зародыш с повышенной пористостью.

Ключевые слова: термонапряженное состояние, дифференцированная пористость, характер изменения прочности, температурное поле пористой сферы, интенсивность нагрева, принудительное зародышеобразование, напыление влажной шихты, зародыши, оболочка, железорудные окатыши.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-536-542

Полученные в результате расчета термические напряжения, формируемые нестационарным температурным полем железорудных окатышей, можно сравнить с предельными разрушающими нагрузками [1], что позволяет оценить влияние фазовых переходов на двух- и трехслойную структуру окатышей [2], а в ряде случаев подобрать эффективный режим их термической обработки [3]. Воздействие на структуру окатышей с помощью методов теплосилового напыления влажной шихты в процессе их формообразования позволяет целенаправленно влиять на пористость и ее распределение по сечению окатышей [4 – 7]. Пористость, в свою очередь, способна изменять термонапряженное состояние спекаемых окатышей в процессе обжига и воздействовать на технологический режим. Дифференцированная пористость предполагает ее ступенчатое изменение в зародыше и оболочке окатыша. Именно поэтому оценка роли термических напряжений в формировании железорудных окатышей на начальных стадиях спекания и выбор технологического маршрута с учетом их термонапряженного состояния также представляют практический интерес.

Целью работы является анализ роли термических напряжений, возникающих в объеме нагреваемых окатышей с дифференцированной пористостью по сечению, в активации режима спекания железорудных окатышей.

Для расчетов термических напряжений в объеме спекаемых окатышей использовали три типа окатышей, схематичное изображение которых показано на рис. 1 (окатыши, полученные по технологии ЗО, ЗНД и ЗОН; индекс З означает зародышеобразование, О – окомкование, Н – напыление, Д – доокомкование).

Окатыши первого типа (рис. 1, а) были сформированы по технологии (ЗО), реализуемой в настоящее время в промышленности на основе капельного зародышеобразования и окомкования зародышей в режиме переката [7 – 10]; эти окатыши использовали для сравнительной оценки термонапряженного состояния. Условно

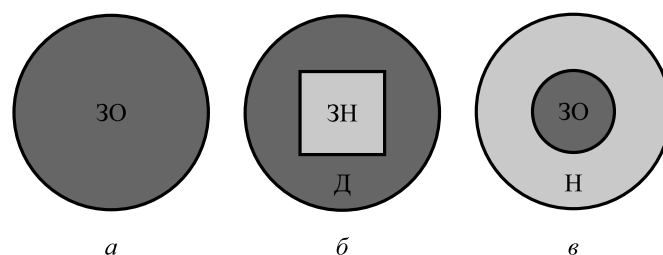


Рис. 1. Схематичное изображение окатышей, полученных по технологии ЗО (а), ЗНД (б), ЗОН (в)

Fig. 1. Schematic representation of pellets, obtained by the technology of nucleation by pelletizing NP (a), nucleation by spraying and prepelletizing NSPr (b), nucleation by pelletizing and spraying NPS (c)

считали, что для этих окатышей характерно равномерное распределение пористости по сечению, включая зародышевый центр и оболочку.

Окатыши второго типа (рис. 1, б) сформированы по технологии принудительного зародышеобразования ЗНД (зародышеобразование напылением и доокомкование зародышей) [4 – 6]. Процесс получения сырых железорудных окатышей по технологии ЗНД включает две основные стадии: принудительное зародышеобразование и формирование оболочки окатыша доокомкованием зародыша в режиме переката. В окатышах этого типа, технология получения которых отработана в лабораторных условиях, зародыши сформированы напылением шихты на гарнисаж окомкователя с последующим делением плотного напыленного слоя шихты на мерные зародышевые фрагменты. Принудительное зародышеобразование – это независимое формообразование влажной шихты, осуществляемое теплосиловым напылением материала сжатым воздухом на шихтовый гарнисаж в холостой (незанятой материалом) зоне окомкователя с последующим делением напыленного слоя (НС) шихты на зародыши независимо от процессов, протекающих в слое комкуемых материалов. Технология ЗНД позволяет реально менять относительную пористость зародышей $\theta_{зр}$ от 0,2 до 0,6 и массовую долю зародыша в окатыше η ($\eta = m_{зр}/m_{ок}$, где $m_{зр}$ и $m_{ок}$ – масса зародыша и окатыша, г) от нуля до 1. В производственных условиях относительную пористость оболочки $\theta_{об}$ окатышей, полученной доокомкованием в режиме переката, менять достаточно сложно. В расчетах эту величину условно приняли постоянной: $\theta_{об} = 0,3$.

Окатыши третьего типа (рис. 1, в) сформированы по технологии ЗОН [3, 6]. Согласно этой технологии зародышами могут быть окатыши некондиционных размеров диам. 1 – 14 мм, полученные окомкованием влажной шихты в режиме переката. Массовая доля зародышей этого типа окатышей может изменяться в пределах нуля до 1, но пористость условно остается постоянной: $\theta_{зр} = 0,3$. Оболочку окатышей, сформированную по технологии ЗОН, получают теплосиловым напылением влажной шихты на поверхность перекачиваемых окатышей. Напыление позволяет реально менять относительную пористость напыляемой оболочки от 0,2 до 0,6. Для окатышей, полученных по технологиям ЗНД и ЗОН, оценивали влияние напыленной массы на их термонапряженное состояние.

Величину термических напряжений в объеме окатыша можно найти при решении задачи о нагреве пористой сферы в среде с постоянной температурой при граничных условиях III рода. Возникающие вследствие температурной неравномерности радиальные (σ_r) и тангенциальные (σ_τ) напряжения рассчитывали по следующим уравнениям [11]:

$$\sigma_r = 4\mu\alpha(3\alpha + 2\mu) \left(\frac{I_1 - \frac{I_2}{\rho^3}}{\lambda + 2\mu} \right); \quad (1)$$

$$\sigma_\tau = 2\mu\alpha(3\alpha + 3\mu) \left(\frac{\frac{I_2}{\rho^3} + 2I_1 - T}{\lambda + 2\mu} \right), \quad (2)$$

где α – коэффициент линейного термического расширения (для магнетита $\alpha = 8,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [12]); $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$ и

$\lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}$ – постоянные Ламе; E – модуль Юнга пористого материала; ν – коэффициент Пуассона (для магнетита $\nu = 0,23$ [12]); T – текущая температура окатыша, °C; I_1, I_2 – среднеинтегральные температуры окатыша, °C; $\rho = r/R$ – относительный радиус окатыша; R и r – радиус и текущий радиус окатыша.

Значения I_1 и I_2 вычисляли по выражениям

$$I_1 = \int_0^1 T \rho^2 d\rho = \left(\frac{T_c}{3} \right) - (T_c - T_0) \times \sum_{n=1}^{\infty} B_n(\text{Fo}) \sin \mu_n (1 - \mu_n \text{ctg} \mu_n); \quad (3)$$

$$I_2 = \int_0^1 T \rho^2 d\rho = \left(\frac{\rho^3 T_c}{3} \right) - (T_c - T_0) \times \sum_{n=1}^{\infty} B_n(\text{Fo}) \sin(\mu_n \rho) [1 - \mu_n \rho \text{ctg}(\mu_n \rho)], \quad (4)$$

где T_c – температура греющей среды; T_0 – начальная температура материала; $B_n(\text{Fo})$ – комплекс, вычисляемый по выражению $B_n(\text{Fo}) = A_n \exp\left(\frac{-\mu_n^2 \text{Fo}}{\mu_n^3}\right)$; $\text{Fo} = \alpha t/R^2$ – число Фурье, имеющее смысл приведенного времени; μ_n, A_n – коэффициенты, зависящие от числа Био [13].

Текущую температуру по радиусу пористой сферы определяли по следующему выражению [13]:

$$T = T_0 + (T_c - T_0) \left[1 - \sum_{n=1}^{\infty} \frac{A_n \sin \mu_n \rho \exp(-\mu_n^2 \text{Fo})}{\mu_n \rho} \right]. \quad (5)$$

Модуль Юнга для пористого шара определяли с учетом его пористости на основании данных работы [14]:

$$E = 12E_0 \frac{(1 - \theta_{ок})^3}{4 - 3\theta_{ок}}, \quad (6)$$

где E_0 – модуль Юнга беспористого материала (для магнетита $E_0 = 10^5 \text{ МПа}$); $\theta_{ок}$ – относительная пористость железорудных окатышей (зависит от пористости зародыша и пористости оболочки).

Значение $\theta_{ок}$ рассчитывали по выражению

$$\theta_{ок} = \frac{\theta_{зр} m_{зр} + \theta_{об} m_{об}}{m_{зр}} + m_{об} = \frac{\theta_{зр} m_{зр} + \theta_{об} (m_{ок} - m_{зр})}{m_{ок}} = \theta_{зр} \eta + \theta_{об} (1 - \eta). \quad (7)$$

В расчетах учитывали, что при использовании технологии ЗНД пористость зародышей выше пористости

оболочки, а при использовании технологии ЗОН пористость зародышей ниже пористости оболочки и изменяется по координате ρ ступенчато на границе раздела.

Среднеквадратичные термические напряжения, обуславливающие сдвиговую деформацию, рассчитали по уравнению

$$\sigma = \left[\frac{\sigma_r^2 + \sigma_t^2 - \sigma_r \sigma_t + \frac{\theta_{ок} (\sigma_r + \sigma_t)^2}{4(1 - \theta_{ок})}}{(1 - \theta_{ок})^3} \right]^{0,5}. \quad (8)$$

На рис. 2 – 5 представлены результаты расчетов по вышеприведенным выражениям, выполненные при следующих условиях: $T_c = 1300^\circ\text{C}$, $T_0 = 500^\circ\text{C}$, $Bi = 1,0$, $Fo = 0,1$.

Как следует из анализа расчетных данных, для всех видов окатышей радиальные термонапряжения по характеру являются растягивающими, снижаются от максимального значения в центре шара и до нуля на его поверхности (рис. 2). При использовании технологий ЗНД и ЗОН значения σ_r очень близки. В сечении $\rho = 0$ $\sigma_r = 117$ МПа (ЗНД), $\sigma_t = 125$ МПа (ЗОН). Тангенциальные термонапряжения по сечению шара больше радиальных, лишь во внутренних слоях шара они примерно равны радиальным и уменьшаются до нуля в сечении $\rho = 0,72$. С увеличением ρ от 0,72 до 1,0 тангенциальные термонапряжения меняют знак и становятся сжимающими. Причем в сечении окатышей, ограниченном интервалом $\rho = 0 \div 0,72$, у окатышей, по-

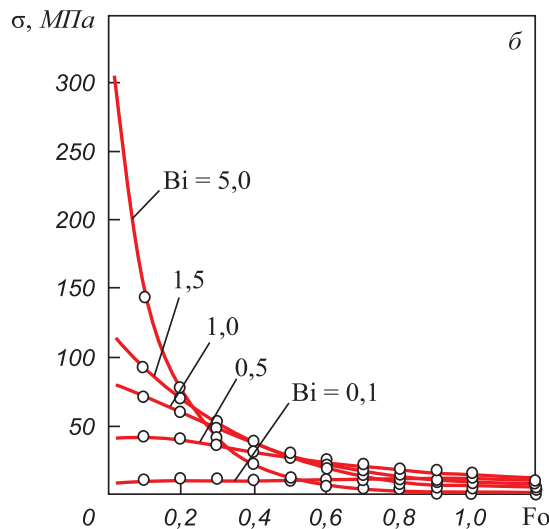
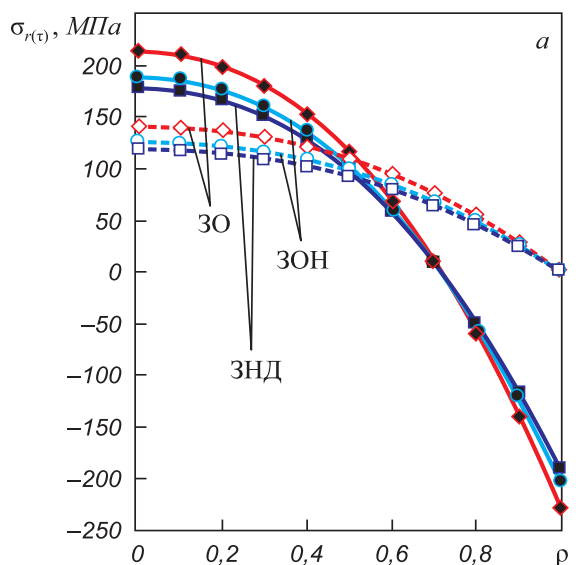


Рис. 2. Распределение радиальных σ_r (светлые точки) и тангенциальных σ_t (темные точки) термических напряжений по сечению шара (а) (при использовании технологии 3О $\theta = 0,2$, технологии ЗНД $\theta_{зр} = 0,3$, $\theta_{об} = 0,2$, технологии ЗОН $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,3$; $\eta = 0,6$) и изменение среднеквадратичных термонапряжений σ в процессе нагрева (б) (при использовании технологий 3О, ЗОН, ЗНД $\rho = 0,6$, $\eta = 0,6$)

Fig. 2. Distribution of radial σ_r (light dots) and tangential σ_t (dark dots) thermal stresses along the section of the sphere (а) (when using the technology of NP $\theta = 0,2$, technology of NSPr $\theta_{зр} = 0,3$, $\theta_{об} = 0,2$, technology of NPS $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,3$; $\eta = 0,6$) and the change of mean-square thermal stresses σ during the heating process (б) (when using the technologies of NP, NPS, NSPr $\rho = 0,6$, $\eta = 0,6$)

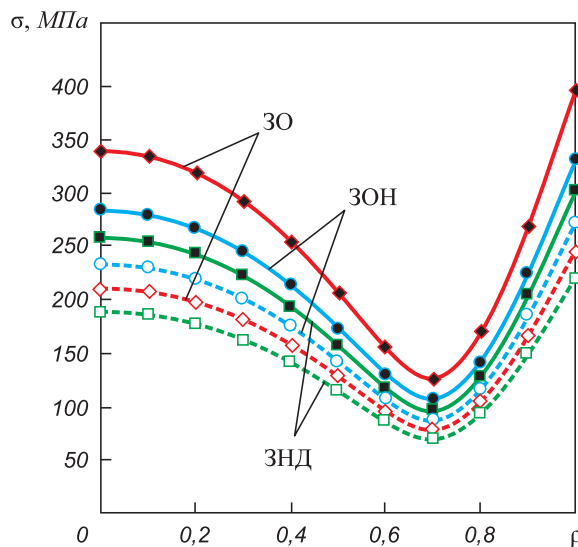


Рис. 3. Распределение суммарных термонапряжений по сечению окатышей, полученных при $\eta = 0,6$ по технологиям 3О (◆ – $\theta_{ок} = 0,2$; ◇ – $\theta_{ок} = 0,35$), ЗОН (● – $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,35$, ○ – $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,5$), ЗНД (■ – $\theta_{зр} = 0,35$, $\theta_{об} = 0,2$, □ – $\theta_{зр} = 0,5$, $\theta_{об} = 0,2$)

Fig. 3. Distribution of summarized thermal stresses along the sections of pellets, obtained at $\eta = 0,6$ by the technologies of NP (◆ – $\theta_{ок} = 0,2$; ◇ – $\theta_{ок} = 0,35$), NPS (● – $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,35$, ○ – $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,5$), NSPr (■ – $\theta_{зр} = 0,35$, $\theta_{об} = 0,2$, □ – $\theta_{зр} = 0,5$, $\theta_{об} = 0,2$)

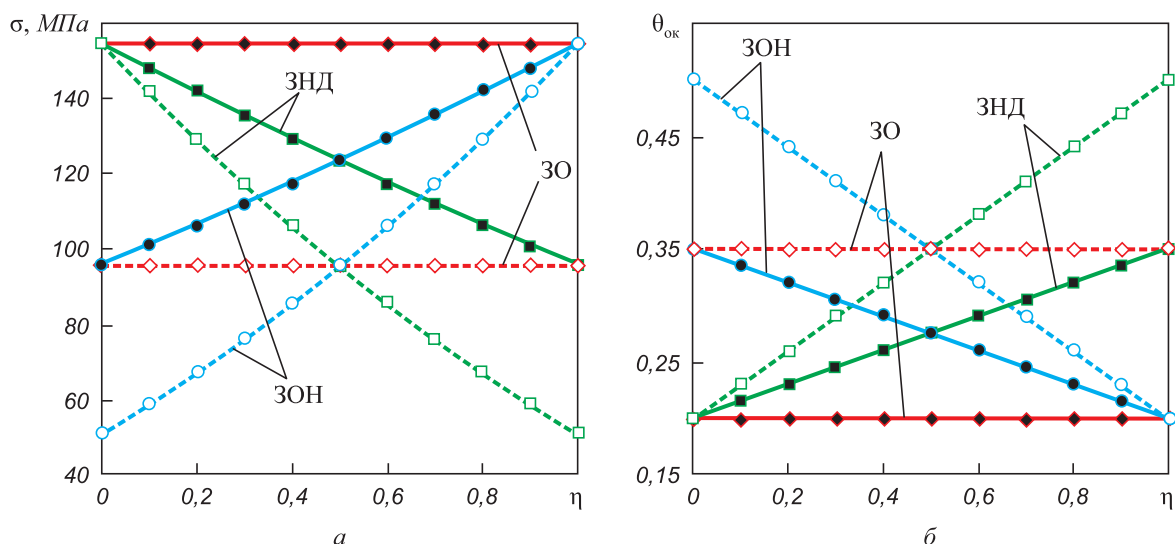


Рис. 4. Зависимость суммарных термонапряжений (*a*) и общей пористости (*б*) от массовой доли зародыша в окатышах ($\rho = 0,6$), полученных по технологиям 3О (◆ – $\theta_{ок} = 0,2$; ◇ – $\theta_{ок} = 0,35$), 3ОН (● – $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,35$, ○ – $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,5$), 3НД (■ – $\theta_{зр} = 0,35$, $\theta_{об} = 0,2$, □ – $\theta_{зр} = 0,5$, $\theta_{об} = 0,2$)

Fig. 4. Dependence of summarized thermal stresses (*a*) and total porosity (*б*) on mass fraction of nucleus in pellets ($\rho = 0,6$), obtained by the technologies of NP (◆ – $\theta_{ок} = 0,2$; ◇ – $\theta_{ок} = 0,35$), NPS (● – $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,35$, ○ – $\theta_{зр} = 0,2$, $\theta_{об} = 0,5$), NSPr (■ – $\theta_{зр} = 0,35$, $\theta_{об} = 0,2$, □ – $\theta_{зр} = 0,5$, $\theta_{об} = 0,2$)

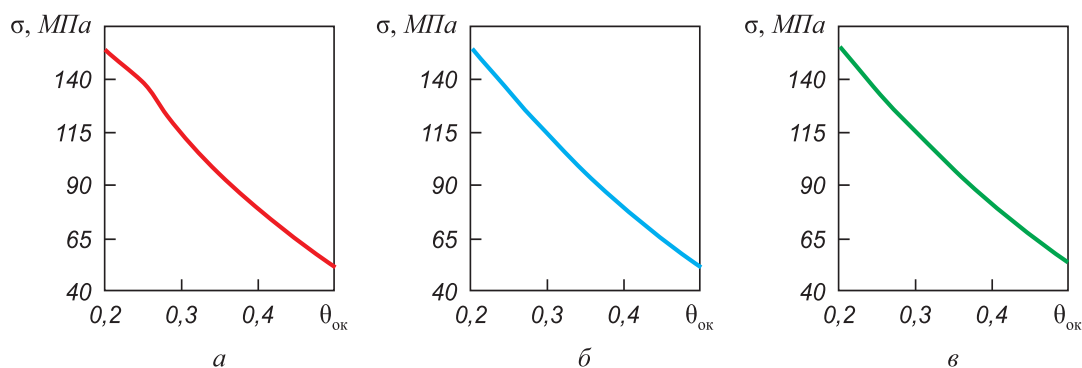


Рис. 5. Зависимость суммарных термонапряжений от общей пористости окатышей, полученных по технологиям 3О (*a*), 3НД (*б*), 3ОН (*в*) при $\eta = 0 \div 1$, $\theta_{зр} = 0,2 \div 0,5$, $\theta_{об} = 0,2 \div 0,5$, $\rho = 0,6$

Fig. 5. Dependence of summarized thermal stresses on total porosity of pellets, obtained by the technologies of NP (*a*), NSPr (*б*), NPS (*в*) at $\eta = 0 \div 1$, $\theta_{зр} = 0,2 \div 0,5$, $\theta_{об} = 0,2 \div 0,5$, $\rho = 0,6$

лученных по технологии 3ОН, значение σ_t выше, чем у окатышей, полученных по технологии 3НД. В сечении $\rho = 0,72 \div 1,0$ напротив, у окатышей, полученных по технологии 3ОН, значение σ_t ниже, чем у окатышей, полученных по технологии 3НД, но численные значения термонапряжений относительно близки.

Среднеквадратичные напряжения являются результирующими, их величина не зависит от характера σ_r и σ_t . Можно заметить, что максимальные значения σ достигаются в центре и на поверхности шара, а минимальные в сечении $\rho = 0,72$, что объясняется знакопеременными радиальными напряжениями. Поскольку с увеличением времени разность температур поверхность – центр шара уменьшается, то снижается и величина σ (рис. 2, б). По этой же причине (изменение ΔT)

возрастают значения σ с увеличением значения числа Био.

Расчеты показывают, что в окатышах, полученных по технологии 3О, при равных тепловых условиях развиваются максимальные термонапряжения (рис. 2, 3). Окатыши, сформированные по технологиям 3ОН и 3НД, во всех случаях подвержены меньшим термонапряжениям. Причем у окатышей, окомкованных по технологии 3О, величина σ может превышать σ окатышей, полученных по технологии 3ОН и 3НД, почти в два раза. Характер изменения термонапряжений и их величина в зависимости от η (рис. 4, а) показывают, что при $\eta = 0 \div 0,5$ минимальная величина σ (100 – 120 МПа) наблюдается у окатышей, полученных по технологии 3ОН. При $\eta > 0,5$ и до $\eta = 1,0$ характер термонапряже-

ний меняется практически зеркально: минимальное значение наблюдается у окатышей, полученных по технологии ЗНД. Это обусловлено величиной и характером изменения пористости по сечению окатышей, изготовленных по технологиям ЗОН и ЗНД (рис. 4, б). При этом зависимость σ от $\theta_{ок}$ показывает почти линейное убывание термонапряжений с ростом общей пористости (рис. 5).

Расчеты предполагали, что технология напыления шихты направлена на снижение пористости окатыша в зародыше (ЗНД) или в его оболочке (ЗОН). Поэтому увеличение доли напыленной массы при использовании технологий ЗНД и ЗОН повышает общую пористость окатышей (рис. 4, б, 5). Согласно этому величина термических напряжений будет в общем случае уменьшаться: для окатышей, полученных по технологии ЗНД, от 160 до 100 МПа при росте η от нуля до 1, а для окатышей, полученных по технологии ЗОН, с уменьшением η от 1 до нуля.

Снижение σ до 50 МПа можно обеспечить при $\theta_{об} = 0,5$. Причем при использовании технологии ЗО пористость окатышей всегда ниже. Зависимость суммарных термонапряжений от общей пористости показывает уменьшение их значений для окатышей, полученных по любой технологии (рис. 5).

Полиномиальные уравнения зависимостей $\sigma - \theta_{ок}$ для окатышей, полученных по технологиям ЗО, ЗНД и ЗОН, представлены ниже:

$$\sigma = 1254,7\theta_{ок}^3 - 989,47\theta_{ок}^2 - 142,12\theta_{ок} + 213,38;$$

$$\sigma = -9,5715\theta_{ок}^3 + 338,8\theta_{ок}^2 - 576,92\theta_{ок} + 256,23;$$

$$\sigma = -10,15\theta_{ок}^3 + 339,24\theta_{ок}^2 - 577,03\theta_{ок} + 256,24.$$

Возможности окатышей, полученных при использовании различных технологий, релаксировать возникающие термонапряжения можно оценить с помощью анализа прочности тела, температурного поля окатыша и интенсивности нагрева зародыша и оболочки окатыша. Учитывая связь термонапряжений с прочностью тела, можно прогнозировать, что окатыши, полученные по технологии ЗНД, способны выдержать более высокую нагрузку, поскольку пористый и менее прочный зародыш равномерно зажат плотной оболочкой. При использовании технологии ЗОН, напротив, плотный зародыш окружен более рыхлой и менее плотной оболочкой, которая теоретически способна разупрочниться в большей степени даже в отсутствии термонапряжений. Этот вывод сделан в предположении того, что разрушающие или истирающие усилия действуют в первую очередь на поверхностный (оболочку) слой окатыша. При этом у окатышей, полученных по технологии ЗОН, на поверхности уровень термонапряжений существенно ниже, чем в центре, так как $\theta_{об} > \theta_{зр}$. Оболочка окатыша, полученного по технологии ЗНД, способна теоретически выдержать большие усилия, поскольку

$\theta_{об} < \theta_{зр}$. Однако в оболочке окатышей термонапряжения ($\sigma_i = 160$ МПа) существенно выше, чем в зародышевой части окатыша ($\sigma_i = 60 \div 100$ МПа) (рис. 4, а). Поэтому возможности неразрушающей релаксации термонапряжений в оболочке окатышей, полученных по технологиям ЗНД и ЗОН, примерно равноценны.

Учитывая, что температурное поле окатышей и термическая массивность тела в начальном периоде термической обработки зависят от пористости зародыша и оболочки окатыша, выполнили расчеты числа Био ($Bi = \alpha S / \lambda$, здесь α – коэффициент теплоотдачи, Вт/(м²·К); S – глубина прогрева, равная радиусу окатыша, м; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)) для окатышей, полученных по технологиям ЗНД и ЗОН.

Коэффициент теплопроводности вычисляли по выражению

$$\lambda = \lambda_0 - K\theta_{ок},$$

где $\lambda_0 = 1,73$ и $K = 2,64$ – опытные константы.

Рассчитанные значения числа Био для окатышей, полученных по технологиям ЗНД (числитель) и технологии ЗОН (знаменатель) при $\alpha = 150$ Вт/(м²·К) и $S = 0,008$ м, приведены ниже.

Показатель	Значение показателя при η		
	0	0,5	1,0
λ , Вт/(м·К)	1,2/0,8	1,0/1,0	0,8/1,2
Bi	1,0/1,5	1,2/1,2	1,5/1,0

При использовании технологии ЗНД с ростом доли более пористого и менее теплопроводного зародыша термическая массивность окатыша повышается (по числу Био) с 1,0 до 1,5. При использовании технологии ЗОН вывод аналогичный: с увеличением доли напыленной массы (η уменьшается с 1,0 до нуля) термическая массивность пористой сферы также возрастает. Вопрос о том, в какой части окатыша – в центре или на поверхности – должна быть более высокая интенсивность нагрева, является оценочным. Если учесть значительную температурную разность по сечению окатыша, то более высокую интенсивность нагрева целесообразно формировать в центральной части окатыша, где $t_{зр} < t_{об}$. Этому условию удовлетворяют окатыши, полученные по технологиям ЗНД, в которых $\eta > 0,5$.

Силы, ответственные за термонапряженное состояние окатышей, можно сравнить с капиллярными силами, действующими на частицы в ходе термической обработки. Величина этих сил зависит от влажности материала; если окатыши имеют остаточную влажность (что теоретически возможно для центральных (зародышевых) слоев окатышей, полученных по технологиям ЗОН и ЗО), то это может осложнить термонапряженное состояние пористого тела [3]. Для сравнения термических напряжений с напряжениями Лапласа рассчитывали среднеквадратичные сдвиговые напряжения, вы-

зываются в пористом шаре капиллярными силами, по выражению [1]

$$\sigma_i^n = \frac{4,5\gamma_n\theta_{ок}^{0,5}}{r_o}, \quad (6.8)$$

где γ_n – поверхностная энергия, Дж/м²; r_o – средний размер частиц, м.

Величина σ_i^n для окатышей, изготовленных из канарского железорудного концентрата ($\gamma_n = 1,01$ Дж/м² [16], $\theta = 0,30$ и $r_o = 0,074$ мм), равна 0,33 МПа. Прочность на сжатие полностью сухих железорудных образцов, полученных по технологиям ЗНД, ЗОН, ЗОНД, не превышает 0,8 – 1,0 МПа (прочность окатышей для этой нагрузки составляет 40 – 50 Н/окат.). По характеру действия σ_i^n являются контактными напряжениями, развивающимися в железорудном окатыше за счет межчастичных сил взаимодействия, которые обеспечивают прочность окатышей перед спеканием.

Расчет σ для окатышей, нагреваемых от температур конца сушки (500 °С) до температур подогрева и обжига (1000, 1100, 1200 и 1300 °С), приведенный на рис. 2 – 5, показал, что величина σ в начале нагрева ($Fo = 0,1$) на оси шара для $Bi = 1,0$ многократно превышает значение σ_i^n . Причем железорудные окатыши не разрушаются в ходе интенсивного нагрева, о чем свидетельствуют как модельные эксперименты [3], так и промышленные исследования [8 – 10], указывающие на допустимость обжига окатышей с высокой скоростью нагрева в начальной стадии спекания.

В интервале температур от конца сушки (450 – 500 °С) до температур начала спекания (850 – 920 °С) прочность окатыша обеспечивается слабыми коагуляционными силами и силами межчастичного взаимодействия [3, 16]. Поскольку частицы пористого объема произвольно расположены в пространстве, то усилия от термонапряжений могут быть приложены не обязательно по нормали к поверхности, проходящей через центр тяжести частицы, а в произвольной точке. В результате этого создается момент сил, способный повернуть частицу на определенный угол. При достижении определенного энергетического уровня системы в контактах частиц начинается пластическое течение вещества и образование расплава, в результате чего создаются условия для релаксации термических напряжений и активированного скольжения частиц по поверхности друг друга. Микродеформация межчастичных контактов приводит к релаксации термонапряжений, но частицы не выходят из зоны действия сил механического взаимодействия σ_i^n и нарушения межчастичных связей не происходит. Результатом приложения сил от действующих термонапряжений является активно проходящая усадка и уплотнение железорудных окатышей в период нагрева. При дальнейшем нагреве термонапряжения

способны усилить пластическую деформацию перегретых межчастичных контактов и изменить структуру поверхности частиц, повышая ее дефектность и искаженность, что еще в большей степени удаляет порошковую систему от термодинамического равновесия.

Выводы. Выполнена сравнительная оценка термических напряжений, возникающих в объеме нагреваемых окатышей с дифференцированной пористостью по сечению, разработаны рекомендации по совершенствованию теплового режима обжига окатышей. В результате анализа температурного поля и термонапряженного состояния окатыша в зародыше и оболочке сделан вывод о предпочтении использования окатышей, полученных по технологии ЗНД, в структуре которых сформирован пористый зародыш с $\eta > 0,5$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ярошенко Ю.Г., Павловец В.М., Трофимов Н.И. и др. Термонапряженное состояние железорудных окатышей в начальной стадии спекания // Изв. вуз. Черная металлургия. 1987. № 10. С. 102 – 105.
2. Меламуд С.Г., Юрьев Б.П. Методика расчета напряжений в обожженных железорудных окатышах при их охлаждении // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 12. С. 10 – 15.
3. Павловец В.М. Окатыши в технологии экстракции металлов из руд. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 345 с.
4. Павловец В.М. Принципы организации принудительного зародышеобразования в холостой зоне тарельчатого окомкователя // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 4. С. 3 – 6.
5. Павловец В.М. Исследование теплосиловых режимов напыления влажной шихты, предназначенных для принудительного зародышеобразования // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 6. С. 9 – 13.
6. Павловец В.М. Исследование процесса получения влажных окатышей с использованием принудительного зародышеобразования // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 6. С. 15 – 20.
7. Физико-химические и теплотехнические основы производства железорудных окатышей / В.М. Абзалов, Горбачев В.А., Евстюгин С.Н. и др. – Екатеринбург: НПВП «ТОРЕКС», 2012. – 340 с.
8. Интенсификация производства и улучшение качества окатышей / Ю.С. Юсфин, Н.Ф. Пашков, Л.К. Антоненко и др. – М.: Металлургия, 1994. – 240 с.
9. Ручкин И.Е. Производство железорудных окатышей. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.
10. Маерчак Ш. Производство окатышей. – М.: Металлургия, 1982. – 232 с.
11. Боли Э., Уэйнер Д. Теория температурных напряжений. – М.: Мир, 1964. – 518 с.
12. Мельникова И.В. Справочник (кадастр) физических свойств горных пород. – М.: Недра, 1975. – 279 с.
13. Лыков А.В. Теория теплопроводности. – М.: Высшая школа, 1967. – 599 с.
14. Тучинский Л.И. Пластическая релаксация термических напряжений в неизотермических условиях // Порошковая металлургия. 1982. № 11. С. 24 – 29.
15. Скороход В.В. Условия пластичности пористых тел // Порошковая металлургия. 1978. № 11. С. 83 – 87.
16. Урусов В.С. Энергетическая кристаллохимия. – М.: Наука, 1975. – 335 с.

Поступила 15 марта 2016 г.

COMPARATIVE EVALUATION OF THERMAL STRESSES IN THE CAPACITY OF IRON-ORE PELLETS WITH DIFFERENTIATED POROSITY

V.M. Pavlovets, A.V. Gerasimuk

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The article presents the comparative evaluation of thermal stresses in the capacity of iron-ore pellets with differentiated porosity. Thermostressed state of pellets, derived from the use of thermal power wet charge heat-spraying technology for charge skull and palletized materials has been analyzed. The influence of porosity, thermal pellets massiveness on the magnitude and nature of the thermal stresses changes along the cross section of the pellets has been set. The authors have evaluated the nature of changes in the strength of the pellets with differentiated porosity along its cross section, with the dynamics of the temperature field of the porous spheres and criteria of massive heat in the nucleus and pellet shells. The analysis of the role of thermal stress to activate the sintering of iron-ore pellets has been conducted to propose recommendations for improving the thermal conditions of pellets burning. On the basis of this analysis the authors have concluded that a more favorable pore structure of pellets is produced by forced nucleation technology, in the capacity of which the nucleus with high porosity is formed.

Keywords: thermostressed state, differentiated porosity, nature of strength change, temperature field of porous spheres, heating intensity, criteria, forced nucleation, spraying of wet charge, nucleus, cover, iron-ore pellets.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-536-542

REFERENCES

1. Yaroshenko Yu.G., Pavlovets V.M., Trofimov N.I., Shvydkii V.S., Lobanov V.I., Maizel' S.G. Thermostressed state of iron-ore pellets in the initial stage of sintering. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1987, no. 10, pp. 102–105. (In Russ.).
2. Melamud S.G., Yur'ev B.P. Calculation methods of tensions in burnt iron-ore pellets at their cooling. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, no. 12, pp. 10–15. (In Russ.).
3. Pavlovets V.M. *Okatyshi v tekhnologii ekstraktsii metallov iz rud* [Pellets in the technology of metal extraction from ores]. Novokuznetsk: Izd. tsentr SibGIU, 2014, 345 p. (In Russ.).
4. Pavlovets V.M. Organization principals of forced nucleation in an empty zone of pelletizing disk. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 4, pp. 3–6. (In Russ.).
5. Pavlovets V.M. Research of heat-force regimes of wet charge spraying intended for forced nucleation. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 6, pp. 9–13. (In Russ.).
6. Pavlovets V.M. Study of the receiving process of wet pellets with the use of forced nucleation. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 6, pp. 15–20. (In Russ.).
7. Abzalov V.M., Gorbachev V.A., Evstyugin S.N., Klein V.I., Leont'ev L.I. *Fiziko-tekhnicheskie i teplotekhnicheskie osnovy proizvodstva zhelezorudnykh okatyshei* [Applied-physics and heat engineering of iron-ore pellet production basis]. Ekaterinburg: NPVP "TOREKS", 2012, 340 p. (In Russ.).
8. Yusfin Yu.S., Pashkov N.F., Antonenko L.K., Zhak R.M., Maizel' G.M., Bazilevich T.N. *Intensifikatsiya proizvodstva i uluchshenie kachestva okatyshei* [Intensification of production and the improvement of pellets quality]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 240 p. (In Russ.).
9. Ruchkin I.E. *Proizvodstvo zhelezorudnykh okatyshei* [Iron-ore pellets production]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 184 p. (In Russ.).
10. Maerchak Sh. *Proizvodstvo okatyshei* [Pellets production]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 232 p. (In Russ.).
11. Boley Bruno A., Weiner Jerome H. *Theory of Thermal Stresses*. New York: John Wiley & Sons, 1960. (Russ.ed.: Boley B., Weiner J. *Teoriya temperaturnykh napryazhenii*. Moscow: Mir, 1964, 517 p.).
12. Mel'nikova I.V. *Spravochnik (kadastr) fizicheskikh svoystv gornykh porod* [Reference book (cadaster) of physical properties of rocks]. Moscow: Nedra, 1975, 279 p. (In Russ.).
13. Lykov A.V. *Teoriya teploprovodnosti* [Theory of heat conductivity]. Moscow: Vysshaya shkola, 1967, 599 p. (In Russ.).
14. Tuchinskii L.I. Plastic relaxation of thermal stresses in nonisothermal conditions. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1982, no. 11, pp. 24–29. (In Russ.).
15. Skorokhod V.V. Plasticity conditions of porous bodies. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1978, no. 11, 83–87. (In Russ.).
16. Urusov V.S. *Energeticheskaya kristallokhimiya* [Power crystal chemistry]. Moscow: Nauka, 1975, 335 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.M. Pavlovets, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Thermal Power and Ecology" (pavlovets.victormix@yandex.ru)
A.V. Gerasimuk, Postgraduate of the Chair of Electrical Engineering (heavymetal7200@gmail.com)

Received 15 March, 2016

УДК 621.785

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПО СЕЧЕНИЮ ГОЛОВКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ВОЗДУХОМ

*Полевой Е.В.¹, начальник бюро металловедения и термической
обработки (Egor.Polevoj@evraz.com)*

*Темлянец М.В.², д.т.н., профессор, проректор по научной работе
и инновациям (uchebn_otdel@sibsiu.ru)*

*Сюсюкин А.Ю.¹, главный специалист по тепловым агрегатам
рельсобалочного цеха (Andrey.Syusyukin@evraz.com)*

¹АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
(654049, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

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

Аннотация. Скорость охлаждения является одним из важнейших параметров процесса термической обработки. С целью установления закономерностей формирования микроструктуры в головке железнодорожных рельсов на опытной установке проведены эксперименты по дифференцированной термической обработке воздухом железнодорожных рельсов типа Р65. В процессе термической обработки в точках, характеризующих качество закалки рельсов при приемосдаточных испытаниях, на глубине 10 и 22 мм от поверхности катания головки по центральной линии оси симметрии рельса измерена температура и рассчитана скорость охлаждения металла в интервале температур перлитного превращения. Установлена зависимость изменения скорости охлаждения рельсового металла от давления воздуха. Полученные в ходе эксперимента зависимости обладают высоким коэффициентом достоверности, что позволяет применять их для прогнозирования скорости охлаждения при повышении давления посредством экстраполяции.

Ключевые слова: рельсы, термическая обработка, скорость охлаждения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-543-546

Скорость охлаждения рельсовой стали является одним из важнейших параметров термической обработки, которая, наряду с химическим составом, непосредственным образом влияет на формирование структуры и, соответственно, на свойства металла. Наиболее распространенный до недавнего времени вид термической обработки рельсов путем объемной закалки в масле достаточно хорошо изучен и подробно освещен в литературе [1 – 5], в том числе исследованы скорости охлаждения по сечению головки и подошвы рельсов в процессе закалки [4]. Однако к настоящему времени процесс объемной закалки не позволяет достичь необходимого уровня свойств, предъявляемых к современным рельсам [6 – 8], и не отвечает возросшим требованиям по энергосбережению [7, 8]. Поэтому при производстве современных рельсов применяют более совершенные виды дифференцированной термической обработки с применением в качестве охлаждающих сред растворов полимера или воздуха [9 – 12]. Несмотря на то, что воздух имеет достаточно низкую охлаждающую способность [13], его применение имеет ряд преимуществ экономического, экологического и технологического характера по сравнению с растворами полимера.

Основное отличие дифференцированной закалки от объемной заключается в обеспечении различной скорости охлаждения элементов профиля рельса. Так, при дифференцированной термической обработке наиболее интенсивно охлаждается головка рельсов, в то время как подошва и шейка подвергаются минимальному регулируемому охлаждению с целью обеспечения минимальной искривленности рельсовых раскатов и низких внутренних остаточных напряжений перед правкой. Повышение управляемости процессом закалки открывает широкие перспективы для получения требуемого уровня свойств и повышения эксплуатационной стойкости рельсов [14, 15].

В связи с изложенным целью настоящей работы является определение скорости охлаждения по сечению головки железнодорожных рельсов в зависимости от параметров термической обработки воздухом.

При приемосдаточных испытаниях для определения качества рельсового металла большинство свойств (механические свойства при растяжении, ударную вязкость, твердость) определяют, как правило, на глубине до 10 мм, а качество закалки контролируют по твердости на глубине 22 мм. Поэтому для определения скорости охлаждения были выбраны точки, расположенные

на центральной оси симметрии рельса на расстоянии 10 и 22 мм от поверхности катания.

Перед проведением экспериментов в образце рельса типа Р65 длиной 400 мм были сделаны отверстия на глубине 10 и 22 мм. Нагрев пробы осуществляли в газовой печи до температур 850–900 °С. Температуру поверхности пробы в процессе проведения экспериментов фиксировали ручным инфракрасным пирометром типа Raynger MX. После нагрева темплета до заданной температуры и выдержки предварительно подогретый конец термопары совмещали с отверстием в пробе и проводили ускоренное охлаждение по различным режимам на опытной установке, подробно описанной в работе [16]. Давление воздуха в процессе охлаждения варьировали в пределах от 10^4 до $(1,5 \div 2,2) \cdot 10^4$ Па. Среднюю скорость охлаждения рассчитывали для интервала перлитного превращения 700–600 °С.

На рис. 1 и 2 показано изменение температуры металла на глубине 10 и 22 мм от поверхности катания головки (ПКГ) в процессе охлаждения при различном давлении воздуха во времени (τ).

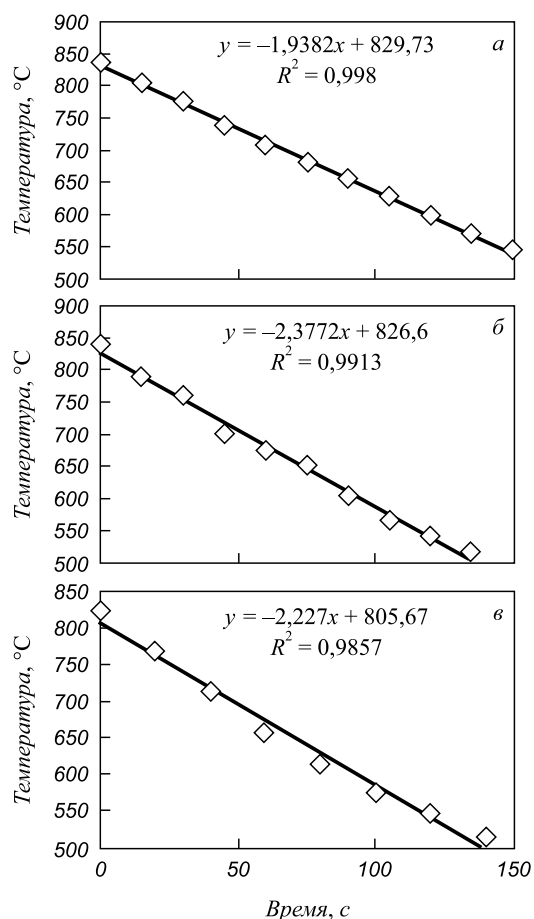


Рис. 1. Изменение температуры металла на глубине 10 мм от ПКГ в процессе охлаждения при давлении воздуха $1,0 \cdot 10^4$ Па (а), $1,5 \cdot 10^4$ Па (б) и $2,2 \cdot 10^4$ Па (в)

Fig. 1. Metal temperature variations at the depth of 10 mm on the head roll surface (HRS) in the cooling process at the air pressure of $1,0 \cdot 10^4$ Pa (a), $1,5 \cdot 10^4$ Pa (б) and $2,2 \cdot 10^4$ Pa (в)

При давлении воздуха 10^4 Па наблюдается минимальная скорость охлаждения в интервале температур перлитного превращения 700–600 °С, составляющая примерно 1,83 °С/с. С увеличением давления до $1,5 \cdot 10^4$ и $2,2 \cdot 10^4$ Па средняя скорость охлаждения увеличивается до 2,09 и 2,52 °С/с соответственно.

С увеличением расстояния от поверхности катания до 22 мм скорость охлаждения в интервале температур перлитного превращения уменьшается (рис. 2) и составляет 1,1, 1,31 и 1,63 °С/с при давлении воздуха 10^4 , $1,5 \cdot 10^4$ и $2,2 \cdot 10^4$ Па соответственно.

На рис. 3 показано изменение скорости охлаждения металла головки рельсов на глубине 10 и 22 мм от поверхности катания в интервале перлитного превращения 700–600 °С в зависимости от давления воздуха. С увеличением давления скорость охлаждения $v_{\text{охл}}$ увеличивается по закону:

– на глубине 10 мм:

$$v_{\text{охл } 10} = 8 \cdot 10^{-10} (P_{\text{ос}})^2 + 3 \cdot 10^{-5} P_{\text{ос}} + 1,4279;$$

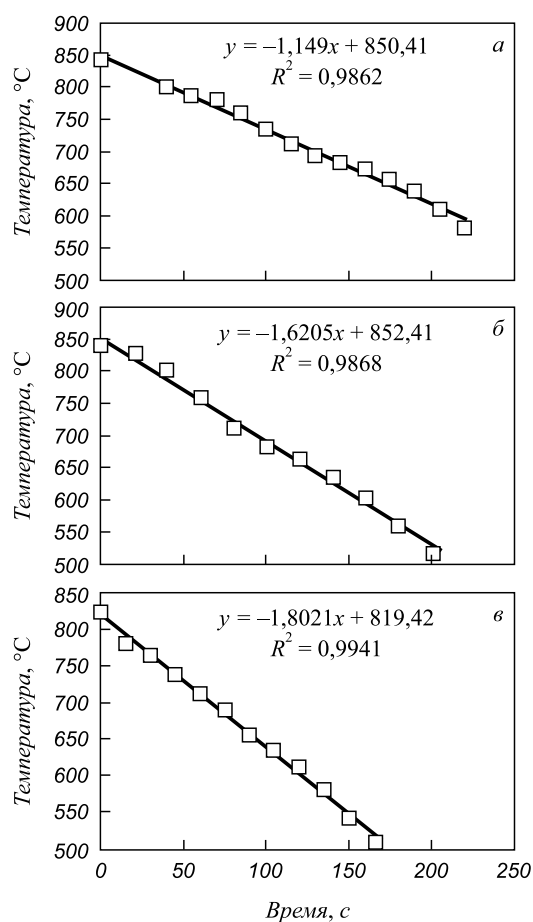


Рис. 2. Изменение температуры металла на глубине 22 мм от ПКГ в процессе охлаждения при давлении воздуха $1,0 \cdot 10^4$ Па (а), $1,5 \cdot 10^4$ Па (б) и $2,2 \cdot 10^4$ Па (в)

Fig. 2. Metal temperature variations at the depth of 22 mm on HRS in the cooling process at the air pressure of $1,0 \cdot 10^4$ Pa (a), $1,5 \cdot 10^4$ Pa (б) and $2,2 \cdot 10^4$ Pa (в)

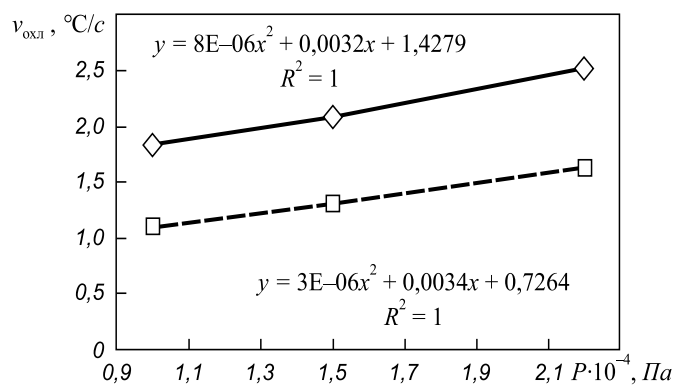


Рис. 3. Изменение скорости охлаждения металла рельса на глубине 10 мм (—) и 22 мм (---) от ПКГ в процессе охлаждения в зависимости от давления воздуха

Fig. 3. Variations of cooling rate of the rail metal at the depth of 10 mm (—) and 22 mm (---) on HRS in the cooling process in dependence on the air pressure

– на глубине 22 мм:

$$v_{\text{охл}22} = 3 \cdot 10^{-10}(P_{\text{ос}})^2 + 3 \cdot 10^{-5}P_{\text{ос}} + 0,7264,$$

где $v_{\text{охл}10}$ и $v_{\text{охл}22}$ – скорость охлаждения на расстоянии 10 и 22 мм от поверхности катания головки рельса; $P_{\text{ос}}$ – давление охлаждающей среды.

Для представленных выше выражений отмечена высокая достоверность аппроксимации, что позволяет с высокой достоверностью прогнозировать скорость охлаждения рельсового металла на указанных глубинах при больших давлениях воздуха.

Выводы. При охлаждении головки рельса сжатым воздухом на глубине 10 мм от поверхности катания скорость охлаждения в интервале температур перлитного превращения при изменении давления воздуха в пределах $(1,5 \div 2,2) \cdot 10^4$ Па изменяется в пределах $1,83 - 2,52$ °C/с и описывается зависимостью $v_{\text{охл}10} = 8 \cdot 10^{-6}(P_{\text{ос}})^2 + 0,0032P_{\text{ос}} + 1,4279$. При охлаждении головки рельса сжатым воздухом на глубине 22 мм от поверхности катания скорость охлаждения в интервале температур перлитного превращения при изменении давления воздуха в пределах $(1,5 \div 2,2) \cdot 10^4$ Па изменяется в пределах $1,1 - 1,6$ °C/с и описывается зависимостью $v_{\text{охл}22} = 3 \cdot 10^{-6}(P_{\text{ос}})^2 + 0,0034P_{\text{ос}} + 0,7264$. Эти зависимости обладают высокой степенью достоверности и могут быть использованы путем экстраполяции при определении скорости охлаждения металла по сечению головки рельсов с повышением давления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Поляков В.В., Великанов А.В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов. – М.: Металлургия, 1990. – 416 с.
2. Железнодорожные рельсы из электростали / Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годик, В.П. Деметьев. – Новокузнецк, 2006. – 388 с.
3. Золотаревский А.Ф. Термически упрочненные рельсы. – М.: Транспорт, 1976. – 264 с.
4. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов / В.В. Павлов, М.В. Темлянец, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин. – М.: Теплотехник, 2007. – 280 с.
5. Ворожищев В.И. Состав и технология производств рельсов повышенной работоспособности. – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2008. – 354 с.
6. Снитко Ю.П., Галямов А.Х., Никитин С.В. Современное состояние производства рельсов за рубежом. – В кн.: Материалы юбилейной рельсовой комиссии 2002. Сборник докладов. – Новокузнецк: изд. ОАО КМК, 2002. – 354 с.
7. Левченко В.Н., Рудюк А.С. Разработка технологии термоупрочнения рельсов с использованием тепла прокатного нагрева // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2006. № 3. С. 61 – 63.
8. Шур Е.А., Федин В.М., Жигалкин И.Г. и др. Новый метод термической обработки рельсов с использованием двустороннего охлаждения. – В кн.: Материалы юбилейной рельсовой комиссии 2002. Сборник докладов. – Новокузнецк: изд. ОАО КМК, 2002. – 354 с.
9. Полевой Е.В., Волков К.В., Головатенко А.В. и др. Совершенствование технологии производства рельсов на ОАО «ЕВРАЗ объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 4. С. 26 – 28.
10. Капнин В.В., Шабуров Д.В. Освоение технологии производства рельсов на ОАО «ЧМК» // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений: Сборник научных докладов. – СПб.: ОАО «УИМ», 2015. – 320 с.
11. Снитко Ю.П. Челябинские рельсы будут лучшими // Металлы Евразии. 2009. № 1. С. 42 – 46.
12. Снитко Ю.П. Рельсы: стремление к скорости // Металлы Евразии. 2008. № 5. С. 1 – 5.
13. Люты В. Закалочные среды: Справ. изд. / Под ред. С.Б. Масленкова; пер. с польского. – Челябинск: Металлургия, 1990. – 192 с.
14. Борц А.И., Шур Е.А., Федин В.М. Перспективы развития рельсового производства в России. // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений: Сборник научных докладов. – Екатеринбург: ОАО «УИМ», 2011. – 222 с.
15. Борц А.И., Шур Е.А., Рейхарт В.А., Федин В.М., Базанов Ю.А. Исследование свойств рельсов, подвергнутых дифференцированной закалке с прокатного нагрева. // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений: Сборник научных докладов. – Екатеринбург: ОАО «УИМ», 2010. – 208 с.
16. Волков К.В., Полевой Е.В., Темлянец М.В. и др. Моделирование воздушоструйной закалки с печного нагрева железнодорожных рельсов // Вестник СибГИУ. 2014. № 3(9). С. 17 – 23.

Поступила 25 февраля 2016 г.

DEFINITION OF COOLING RATE ALONG A HEAD SECTION OF RAILS AT THERMAL PROCESSING WITH AIR

E.V. Polevoi¹, M.V. Temlyantsev², A.Y. Suysuykin¹

¹JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Russia

²Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. Cooling rate is one of the major parameters of thermal processing. The experiments on the differentiated thermal processing by air of rails of R65 type are made on skilled installation to purpose an establishment of microstructure formation rules in a rails heads. In the course of thermal processing the temperature was measured in points characterizing the quality of rails training at acceptance tests at the depth of 10 mm and 22 mm from a surface of a head driving on the central line of symmetry axis of a rail. Metal cooling rate was calculated in the range of temperatures of pearlite transformations. Change dependence of cooling rate of rail metal on air pressure was established. The dependences received during the experiment possess high factor of reliability that allows applying them in forecasting of cooling rate at pressure increase by means of extrapolation.

Keywords: rails, heat treatment, cooling rate.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-543-546

REFERENCES

1. Polyakov V.V., Velikanov A.V. *Osnovy tekhnologii proizvodstva zheleznodorozhnykh rel'sov* [Basics of rail production technology]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 416 p. (In Russ.).
2. Kozirev N.A., Pavlov V.V., Godik L.A., Dement'ev V.P. *Zheleznodorozhnye rel'sy iz elektrostali* [Rails of electric steel]. Novokuznetsk, 2006, 388 p. (In Russ.).
3. Zolotarevskii A.F. *Termicheski uprochnennye rel'sy* [Thermally hardened rails]. Moscow: Transport, 1976, 264 p. (In Russ.).
4. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Korneva L.V., Syusyukin A.Yu. *Perspektivnye tekhnologii teplovoi i termicheskoi obrabotki v proizvodstve rel'sov* [Perspective technologies of heat and thermal processing in rail production]. Moscow: Teplotekhnika, 2007, 280 p. (In Russ.).
5. Vorozhishchev V.I. *Sostav i tekhnologiya proizvodstv rel'sov povyshennoi rabotosposobnosti* [Composition and production engineering of rails of increased working capacity]. Novokuznetsk: Novokuznetskii poligraficheskii kombinat, 2008, 351 p. (In Russ.).
6. Snitko Yu.P., Galyamov A.Kh., Nikitin S.V. Modern state of rail production abroad. In: *Materialy yubileinoi rel'sovoi komissii 2002. Sbornik dokladov* [Proceedings of Jubilee Rail Commission, 2002. Collected reports]. Novokuznetsk: izd. OAO KMK, 2002, 354 p. (In Russ.).
7. Levchenko V.N., Rudyuk A.S. Development of rail thermostrengthening technology with the use of rolling heat. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2006, no. 3, pp. 61–63. (In Russ.).
8. Shur E.A., Fedin V.M., Zhigalkin I.G. etc. New method of rail thermal treatment with the use of double-sided cooling. In: *Materialy yubileinoi rel'sovoi komissii 2002. Sbornik dokladov* [Proceedings of Jubilee Rail Commission, 2002. Collected reports]. Novokuznetsk: izd. OAO KMK, 2002, 354 p. (In Russ.).
9. Polevoi E.V., Volkov K.V., Golovatenko A.V., Atkonova O.P., Yunusov A.M. Rail production engineering improvement at JSC «EVRAZ Joint West Siberian Metallurgical Plant». *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2013, no. 4, pp. 26–28. (In Russ.).
10. Kapnin V.V., Shaburov D.V. Rail production engineering development at JSC “ChMK”. In: *Uluchshenie kachestva i uslovii ekspluatatsii rel'sov i rel'sovykh skreplenii: Sbornik nauchnykh dokladov* [Improvement of the quality and service conditions of rails and rail fastenings: Collected scientific reports]. St. Petersburg: OAO “UIM”, 2015, 320 p. (In Russ.).
11. Snitko Yu.P. Chelyabinsk rails will be the best. *Metally Evrazii*. 2009, no. 1, pp. 42–46. (In Russ.).
12. Snitko Yu.P. Rails: striving for the speed. *Metally Evrazii*. 2008, no. 5, pp. 1–5. (In Russ.).
13. Luty W. *Chtodziwa hartownicze*. Warszawa, 1986. (Russ.ed.: Luty W. *Zakalochnye sredy: Sprav. izd.* Trans. from Polish. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1990, 192 p.) (In Pol.).
14. Borts A.I., Shur E.A., Fedin V.M. Perspectives of rail production development in Russia. In: *Uluchshenie kachestva i uslovii ekspluatatsii rel'sov i rel'sovykh skreplenii: Sbornik nauchnykh dokladov* [Improvement of the quality and service conditions of rails and rail fastenings: Collected scientific reports]. Ekaterinburg: OAO “UIM”, 2011, 222 p. (In Russ.).
15. Borts A.I., Shur E.A., Reikhardt V.A., Fedin V.M., Bazanov Yu.A. Study of the rail properties, subjected to differentiated hardening with rolling heat. In: *Uluchshenie kachestva i uslovii ekspluatatsii rel'sov i rel'sovykh skreplenii: Sbornik nauchnykh dokladov* [Improvement of the quality and service conditions of rails and rail fastenings: Collected scientific reports]. Ekaterinburg: OAO “UIM”, 2010, 208 p. (In Russ.).
16. Volkov K.V., Polevoi E.V., Temlyantsev M.V., Atkonova O.P., Yunusov A.M., Syusyukin A.Yu. Modeling of airspray hardening with furnace heating of rails. *Vestnik SibGIU*. 2014, no. 3(9), pp. 17–23. (In Russ.).

Information about the authors:

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

M.V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice-Rector for Research and Innovations (ucheb_n_otdel@sibsiu.ru)

A.Y. Suysuykin, Chief Specialist on Thermal Units of Rail and Beam Shop (Andrey.Syusyukin@evraz.com)

Received February 25, 2016

УДК 621.74.015+621.74.019

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОРМ НА РАЗЛИЧНЫХ СВЯЗУЮЩИХ И УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК

Чернышов Е.А.¹, д.т.н., профессор кафедры «Металлургические технологии
и оборудование» (nil_st@ntu.nnov.ru)

Евлампиев А.А.², к.т.н., профессор кафедры «Технология металлов и литейное
производство» (tmilp@rambler.ru)

Королев А.В.², к.т.н., доцент кафедры «Технология металлов и литейное
производство» (tmilp@rambler.ru)

Иванова Л.А.², старший преподаватель кафедры «Технология металлов
и литейное производство» (tmilp@rambler.ru)

Моисеева О.В.², инженер кафедры «Технология металлов и литейное
производство» (tmilp@rambler.ru)

¹ Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
(603950, Россия, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

² Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова
(428015, Россия, Чувашия, Чебоксары, Московский пр., 15)

Аннотация. Рассмотрены основные термомеханические свойства формовочных смесей и факторы, от которых они зависят. Проанализированы условия теплового и динамического воздействий расплава на стенки формы в процессе заливки и затвердевания металла и их влияние на образование поверхностных дефектов. Приведены результаты исследования зависимости деформации образцов из наиболее распространенных формовочных смесей от продолжительности нагрева при имитации реальных условий формирования отливок. Показана связь деформационной способности смеси с дефектами, образующимися на отливках, и податливостью формовочной (стержневой) смеси. Предложен комплекс мер по предотвращению поверхностных дефектов. Установлено, что образование ужимин, просечек и пригара на отливках является следствием деформационных изменений и разрушения поверхностных слоев смеси. Лучшими, с точки зрения исключения поверхностных дефектов и экологических аспектов, являются жидкостекольные и металлофосфатные смеси.

Ключевые слова: форма, формовочная смесь, термомеханические свойства, тепловое воздействие, силовое воздействие, напряжение, разрушение, поверхностный слой, податливость, деформационная способность, дефект, отливка.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-547-551

Термомеханические свойства формы – комплекс механических свойств при тепловом и силовом нагружении, которые проявляются в течение всего периода формирования отливки (при заливке жидкого металла, затвердевании и охлаждении): горячая прочность, термостойкость, деформационная способность, остаточная прочность, эрозионная стойкость и другие. Степень проявления термомеханических свойств определяется интенсивностью теплообмена между расплавом (отливкой) и формой, а также величиной динамических нагрузок и условиями протекания процессов на контактных поверхностях.

Низкие уровни термомеханических характеристик формы при интенсивном и длительном нагружении могут способствовать образованию различных дефектов в отливках. В реальной форме тепловое воздействие расплава начинается с момента появления в полости формы зеркала металла. Передача теплоты к стенкам

формы происходит излучением и при непосредственном контакте жидкого металла и затвердевающей отливки. Это вызывает значительные изменения в приповерхностных слоях формы, их растрескивание с образованием трещин и различных дефектов на отливках [1 – 3].

На процесс растрескивания поверхностного слоя и отслоения корочек смеси влияет множество факторов: изменение объема (модификационные превращения) зерен наполнителя и глинистых прослоек (усадка манжет); разрушение адгезионных связей; скорость деструкции органических веществ; объем образующихся газов; парообразование. Но определяющими являются деформационная способность формы и продолжительность воздействия расплава в процессе заливки и затвердевания отливки [1, 4, 5]. Именно поэтому изучение деформационной способности материалов формы и стержней при нагревании особенно актуально.

Целью настоящей работы является проведение сравнительных испытаний деформационной способности формовочных смесей с различными связующими и оценка потенциальной возможности образования поверхностных дефектов на стальных отливках.

Зависимости деформации (ε) образцов из различных смесей при нагревании от продолжительности нагрева (τ) представлены на рис. 1. Способность к деформации образцов в зависимости от продолжительности выдержки их при температуре (T) 1000 °С под нагрузкой 0,4 МПа оценивали на dilatометре по величине деформации образцов diam. 28,6 мм и длиной 50,8 мм при испытаниях по методике Г. Дитерта. Нагрузка выбрана с учетом статического напора металла в реальной форме при заливке стали [1, 4, 6].

Значительную деформационную способность проявляют образцы из песчано-глинистой смеси (ПГС) с содержанием около 9 % активной глины, примерно 3,2 % влаги, около 1 % органических веществ. Специалисты считают, что чистые на свежих песках формовочные смеси с низким содержанием инертной мелочи более склонны к образованию дефектов расширения с образованием просечек и ужимин. Характер деформации образца (рис. 1, кривая 1) показывает, что уплотненная ПГС обладает повышенной деформационной

способностью даже при заливке мелких форм, и основные изменения объема происходят в первые 5 – 20 с. Повышенная (положительная) деформационная способность, в основном, и определяет напряжения, возникающие в поверхностном слое формы, и величину ужимин на отливках [7, 8].

По иному ведут себя жидкостекольные смеси (ЖСС) и металлофосфатные смеси (МФС) (рис. 1, кривые 2 – 5): в течение всего периода испытаний их деформация остается отрицательной.

В отливках в формах из жидкостекольных смесей, обладающих высокими природными термомеханическими свойствами, ужимин не образуются. Очевидно, что критические напряжения в поверхностных слоях формы при прогреве не возникают. Считается, что гель связующего при нагревании свыше 600 – 700 °С может переходить в пластичное (жидкое) состояние, а при больших температурах переходит в аморфное состояние с потерей прочности материала в этих слоях. Наблюдается отрицательная деформация и уменьшение размеров образцов при нагревании (рис. 1, кривые 2, 3), что, очевидно, компенсирует напряжения в объемах формы (стержня). Это исключает образование трещин, ужимин и просечек на отливках [9, 10].

На поверхностях отливок, полученных в формах из металлофосфатных смесей, в переуплотненных местах могут возникать ужимин типа складок, выступов, так как деформационная способность образцов из МФС несколько ниже (рис. 1, кривые 4, 5), чем у образцов из жидкостекольной смеси. Деформация образцов также отрицательная; можно предположить, что при нагревании часть напряжений в поверхностных слоях формы снимается. При этом формы из МФС имеют большую отрицательную деформацию и меньшую склонность к образованию поверхностных дефектов [11, 12].

Если отливки изготовлены с использованием форм или стержней на органических связующих (песчано-смоляной смеси (ПСС)), то велика вероятность образования просечек из-за разрывов поверхностных уплотненных слоев формы (стержня). Очевидно, что стержни, изготовленные из холоднотвердеющих смесей, склонны к растрескиванию на глубину 4 – 5 мм при нагревании поверхностного слоя излучением еще до контакта с жидким металлом. Характер кривой деформации ПСС подтверждает данное предположение. Деформация поверхностного слоя образца из ПСС (рис. 1, кривая 6) происходит практически сразу после загрузки его в нагретую печь (дилатометр). При этом поверхностный слой образца из ПСС в результате термоудара начинает расширяться в первые 5 – 10 с и растрескиваться [2, 3]. К моменту восстановления температуры до заданной (1000 °С) деформация составляет 1,8 %, а затем при выдержке образца при заданной температуре остается положительной (рис. 1, кривая 6). Вероятно, после деструкции пленок связующего в присутствии воздуха (кислорода) коксовый каркас на по-

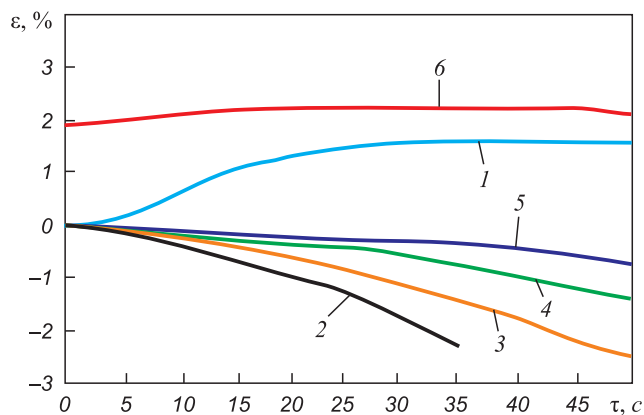


Рис. 1. Зависимость деформации образцов из различных смесей от продолжительности нагрева:

1 – ПГС; 2 – жидкостекольная смесь (ЖСС) с тепловой сушкой ($T_{\text{суш}} = 220$ °С, $\tau = 1$ ч); 3 – ЖСС с феррохромовым шлаком; 4 – металлофосфатная смесь (МФС) с АХФС и пылью электрошлакового производства (холоднотвердеющая); 5 – МФС с тепловой сушкой ($T_{\text{суш}} = 180$ °С, $\tau = 1$ ч); 6 – песчано-смоляная смесь (ПСС) на фенольной смоле с БСК (связующее – смола ОФ-1, катализатор отверждения – БСК в 2,5 %-ном растворе поливинилбутирального лака)

Fig. 1. Deformation dependence of the samples from different mixtures on the duration of heating:

1 – sand-clay mixture (SCM); 2 – sodium silicate mixture (SSM) with thermal drying ($T_{\text{суш}} = 220$ °С, $\tau = 1$ h); 3 – SSM with ferrochromium slag; 4 – metal phosphate mixture (MPM) with chrome-alumina-phosphate binder and dust of electric steel-making (cold-hardening); 5 – MPS with thermal drying ($T_{\text{суш}} = 180$ °С, $\tau = 1$ h); 6 – sand-phenolic-resin mixture (SPRM) on phenolic resin with benzene sulphonic acid (BSA) (binder – resin OF-1, hardening catalyst – BSA in 2.5 %-solution of polyvinylbutyral varnish)

верхности образца разрушается, поверхностная прочность формы (стержней) снижается, а растрескивание происходит в основном из-за термического расширения зерен кварца. Поэтому ПСС на фенольной смоле особенно склонны к образованию просечек.

Просечки на отливках являются серьезной проблемой, особенно в случае, когда они образуются в глубоких поднутрениях, так как затрудняется их удаление. Кроме того, если трещин образовалось множество, то в этих местах образуется сетка трещин, в которые профильтровывается жидкий металл, образуются просечки на отливках. Причиной образования сетки просечек является, как правило, объемно-напряженное состояние смеси вблизи поверхности формы (стержня). Как отмечается в работе [11], смоляная смесь на кварцевом песке разрушается под действием возникающих напряжений с образованием поперечных и продольных трещин при нагревании с высокой скоростью, близкой к термудару. В поверхностных слоях формы (стержня) образуются поперечные трещины глубиной 4 – 5 мм. После прогрева разрушаются и глубинные слои смеси с образованием продольных трещин, глубина залегания которых достигает 10 – 12 мм. После заполнения в результате фильтрации сетки трещин жидким металлом на отливке образуется трудноудаляемый пригар [11 – 13].

Для предотвращения образования дефектов поверхности (просечек, ужимин, пригара) обычно применяют следующие меры: используют наполнители с низким коэффициентом термического расширения; покрывают формы и стержни отражающими излучение термостойкими противопопригарными покрытиями; наносят на модели противоужиминную сетку; добавляют в составы смесей захлаживающие волокнистые добавки и крахмалит; формы и стержни сушат или снижают влажность смесей до оптимальных величин; применяют технологические меры по захлаживанию металла на проблемных участках при заполнении рабочей полости (прошпиливание гвоздями, вставки из захлаживающих смесей) [14].

Для стержневой смеси не менее важным свойством является ее податливость, характеризующая способность материала стержня деформироваться в процессе затвердевания и усадки отливки [15]. Литейщики изучают поведение (характер разрушения) поверхностных и глубинных слоев смеси в период времени после контакта расплава с литейной формой (стержнем) и образования прочной корочки металла. В этот период теплопроводность поверхностного сухого слоя смеси существенно снижается, последующие слои продолжают прогреваться, к моменту начала усадки их температура достигает 800 – 600 °С.

Характер разрушений различных смесей прогнозировали после исследований деформационной способности различных смесей при этих температурах на образцах диаметром и высотой 50 мм. Деформационная способность исследуемых смесей при температу-

рах 600 и 800 °С представлена кривыми деформации на рис. 2 (параметры сушки образцов из ЖСС и из МФС: $T = 220$ °С, $\tau = 1$ ч и $T = 180$ °С, $\tau = 1$ ч соответственно).

Жидкостеклянная смесь при тепловой сушке при нагреве в течение 20 мин при 600 °С деформируется с увеличением размеров (высоты образца) примерно на 1 % (рис. 2, кривая 1), что может вызвать некоторое противодействие усадке. Далее при большей выдержке величина положительной деформации снижается. При выдержке при температуре 800 °С в течение первых 5 мин величина положительной деформации образцов растет (кривая 2), достигает максимума (около 0,4 %, небольшой рост образца), а далее через 9 мин положительная деформация начинает снижаться и переходит в область отрицательных значений. Образец жидкостеклянной смеси под действием нагрева претерпевает в основном отрицательную деформацию, таким образом обеспечивается способность к хорошей податливости формы (стержня).

Деформационная способность металлофосфатных смесей умеренная. Образцы при прогреве до 600 °С и выдержке при этой температуре растут медленно в течение 20 мин до достижения 1 %, далее рост несколько замедляется (кривая 3). В этот период смесь формы способна противодействовать усадке отливки при затвердевании. Однако при температуре нагрева 800 °С образцы металлофосфатной смеси после выдержки в течение 20 мин прекращают рост, противодействие усадке снижается (кривая 4). При использовании ме-

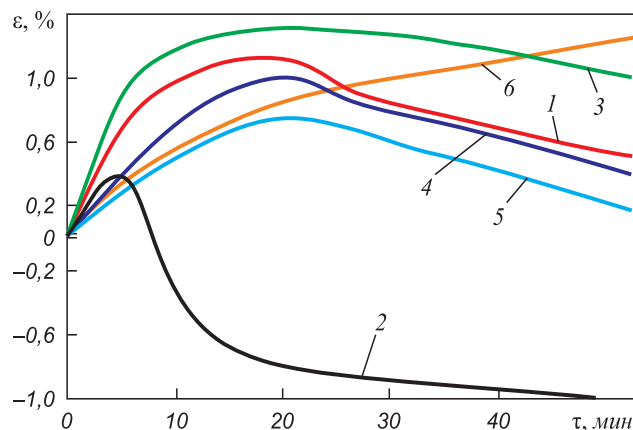


Рис. 2. Зависимость деформации образцов из различных смесей от продолжительности выдержки смеси при температурах: 1 – ЖСС с тепловой сушкой при 600 °С; 2 – ЖСС с тепловой сушкой при 800 °С; 3 – МФС с тепловой сушкой при 600 °С; 4 – МФС с тепловой сушкой при 800 °С; 5 – ПС на фенольной смоле при 600 °С; 6 – ПС на фенольной смоле при 800 °С

Fig. 2. Deformation dependence of the samples from different mixtures on the duration of mixture exposure at different temperatures: 1 – SSM with thermal drying at the temperature of 600 °С; 2 – SSM with thermal drying at the temperature of 800 °С; 3 – MPM with thermal drying at the temperature of 600 °С; 4 – MPM with thermal drying at the temperature of 800 °С; 5 – SM on phenolic resin at the temperature of 600 °С; 6 – SM on phenolic resin at the temperature of 800 °С

таллофосфатных смесей наблюдается высокая податливость форм и стержней при заливке сталью, которая позволяет решить проблемы по возникновению горячих трещин в отливках.

Деформационная способность песчано-смоляных смесей при повышении температуры нагрева до 600 °С сопоставима с деформационной способностью металлофосфатных смесей (кривая 5). При прогреве в течение примерно 20 мин положительная деформация образца возрастает, затем рост прекращается, при этом податливость, очевидно, снижается. Но при прогреве до 800 °С положительная деформация форм (образцов) резко повышается (кривая 6); образцы проявляют высокую термостойкость, горячую прочность, образуется твердый коксовый каркас, что сказывается на податливости [16].

Проведенные исследования дают наглядное представление об изменении размеров образцов из различных смесей, а результаты изучения деформационной способности в зависимости от времени выдержки при различных температурах хорошо согласуются с их реальной податливостью при изготовлении стального литья. Кроме отмеченных преимуществ, как отмечается в работах [1, 4, 14], МФС являются экологически чистыми и не оказывают вредного влияния на окружающую среду.

Выводы. Результаты проведенных исследований позволяют установить связь высокотемпературных деформационных изменений смесей на различных связующих и потенциальной возможности появления поверхностных дефектов на отливках. Образование просечек, ужимин, а при их развитии и пригара на отливках является следствием разрушения поверхностного слоя формы (стержня) и ее глубинных слоев при заливке и последующем затвердевании металла отливки. Использование жидкостекольных и металлофосфатных форм с высокими термомеханическими и служебными свойствами позволяет получать практически любые отливки из сплавов черных металлов без поверхностных дефектов. С учетом высокой экологичности и эрозионной стойкости жидкостекольных и металлофосфатных

форм необходимо продолжить работу по их совершенствованию.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чернышов Е.А., Евлампиев А.А. Технология литейного производства. – М.: Высшая школа – Абрис, 2012. – 383 с.
2. Жуковский С.С. Прочность литейной формы. – М.: Машиностроение, 1989. – 288 с.
3. Жуковский С.С., Лясс А.М. Формы и стержни из холоднотвердеющих смесей. – М.: Машиностроение, 1978. – 224 с.
4. Металлофосфатные связующие и смеси / И.Е. Илларионов, Е.С. Гамов, В.П. Васин, Е.Г. Чернышевич; Под общ. ред. И.Е. Илларионова. – Чебоксары: изд-во при Чуваш. ун-те, 1995. – 524 с.
5. Серебро В.С. Исследование размыва поверхности формы при заливке // Литейное производство. 1978. № 7. С. 4 – 5.
6. Медведев Я.И., Валисовский И.В. Технологические испытания формовочных материалов. – М.: Машиностроение, 1973. – 312 с.
7. Трухов А.П., Сорокин Ю.А., Бычков Н.В. Механизм образования ужимин и способы их предупреждения // Заготовительное производство в машиностроении. 2005. № 4. С. 7 – 12.
8. Технология литейного производства: Литье в песчаные формы / А.П. Трухов, Ю.А. Сорокин, М.Ю. Ершов и др.; под ред. А.П. Трухова. – М.: ИЦ «Академия», 2005. – 528 с.
9. Формовочные материалы и технология литейной формы / С.С. Жуковский, Г.А. Анисович, Н.И. Давидов и др.; под ред. С.С. Жуковского. – М.: Машиностроение, 1983. – 432 с.
10. Формовочные и стержневые смеси / С.С. Жуковский, А.Н. Болдин, А.И. Яковлев и др.; под ред. С.С. Жуковского. – Брянск: изд. БГТУ, 2002. – 469 с.
11. Ромашкин В.Н. Термомеханическое разрушение литейной формы и образование поверхностных дефектов. – В кн.: Труды девятого съезда литейщиков. – Уфа, 2009. С. 268 – 271.
12. Ромашкин В.Н., Нуралиев Ф.А., Степашкин Ю.А., Валисовский И.В. Введение в термомеханику разрушения формовочных смесей // Литейное производство. 2010. № 4. С. 25 – 30.
13. Валисовский И.В. Пригар на отливках. – М.: Машиностроение, 1983. – 192 с.
14. Кукуй Д.М., Скворцов В.А., Эктова В.Н. Теория и технология литейного производства. – Минск: Дизайн ПРО, 2000. – 416 с.
15. Евлампиев А.А., Чернышов Е.А. Тенденции развития, технологические особенности и перспективы использования песчано-фосфатных смесей // Литейщик России. 2009. № 11. С. 35 – 37.
16. Болдин А.Н., Давыдов Н.И., Жуковский С.С. и др. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: Справочник. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.

Поступила 22 января 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 547–551.

THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF FORMS ON VARIOUS BINDERS AND THE FORMING CONDITIONS OF HIGH-QUALITY CASTINGS

E.A. Chernyshov¹, A.A. Evlampiev², A.V. Korolev², L.A. Ivanova², O.V. Moiseeva²

¹ Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia

² Chuvash State University, Cheboksary, Russia

Abstract. The paper presents the basic thermomechanical properties of the molding and core mixtures and the factors they depend on. The authors of the work have analyzed the conditions for thermal and dynamic

effects of melt on the walls of the form during the filling and hardening of the metal and their influence on the formation of surface defects in the casting. The article also gives the results of deformation dependence of the most common molding sands on the duration of heating when simulating actual conditions of casting formations. The connection of deformation capacity of the mixture with the defects formed on the castings and compliance of molding (core) mixture has been shown. A set of measures to prevent surface defects has been offered in the paper. It has been established that the formation of scabs, breaks and burnings-on at castings is a consequence of the deformation changes

and destruction of surface layers of the mixture. From the point of view of exclusion of surface defects and environmental aspects, the best are sodium silicate and metallophosphate mixtures.

Keywords: form, molding sand, thermomechanical properties, thermal and physical impact, stress, fracture, surface layer, compliance, deformation capacity, defect, casting.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-547-551

REFERENCES

1. Chernyshov E.A., Evlampiev A.A. *Tekhnologiya liteinogo proizvodstva* [Foundry engineering technology]. Moscow: Vysshaya shkola – Abris, 2012, 383 p. (In Russ.).
2. Zhukovskii S.S. *Prochnost' liteinoi formy* [Strength of casting molds]. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 288 p. (In Russ.).
3. Zhukovskii S.S., Lyass A.M. *Formy i sterzhni iz kholodnotverdeyushchikh smesi* [Forms and bars from cold-hardening mixtures]. Moscow: Mashinostroenie, 1978, 224 p. (In Russ.).
4. Illarionov I.E., Gamov E.S., Vasin V.P., Chernyshevich E.G. *Metallofosfatnye svyazuyushchie i smesi* [Metallophosphate binders and mixtures]. Illarionov I.E. ed. Cheboksary: izd-vo pri Chuvash. un-te, 1995, 524 p. (In Russ.).
5. Serebro V.S. Research of form surface washing at filling. *Liteinoe proizvodstvo*. 1978, no. 7, pp. 4–5. (In Russ.).
6. Medvedev Ya.I., Valisovskii I.V. *Tekhnologicheskie ispytaniya formovochnykh materialov* [In-process tests of molding material]. Moscow: Mashinostroenie, 1973, 312 p. (In Russ.).
7. Trukhov A.P., Sorokin Yu.A., Bychkov N.V. Formation mechanism of scabs and the ways of their avoidance. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2005, no. 4, pp. 7–12. (In Russ.).
8. Trukhov A.P., Sorokin Yu.A., Ershov M.Yu. etc. *Tekhnologiya liteinogo proizvodstva: Lit'e v peschanye formy* [Foundry engineering technology: Casting in sand forms]. Trukhov A.P. ed. Moscow: ITs "Akademiya", 2005, 528 p. (In Russ.).
9. Zhukovskii S.S., Anisovich G.A., Davydov N.I. etc. *Formovochnye materialy i tekhnologiya liteinoi formy* [Molding materials and the mechanism of casting molds]. Zhukovskii S.S. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 432 p. (In Russ.).
10. Zhukovskii S.S., Boldin A.N., Yakovlev A.I. etc. *Formovochnye i sterzhnevye smesi* [Molding and core sands]. Zhukovskii S.S. ed. Bryansk: izd. BGTU, 2002, 469 p. (In Russ.).
11. Romashkin V.N. Thermomechanical fracture of casting molds and the formation of surface defects. In: *Trudy devyatogo s'ezda liteishchikov* [Proceedings of the 9th Congress of Founders]. Ufa, 2009, pp. 268–271. (In Russ.).
12. Romashkin V.N., Nuraliev F.A., Stepashkin Yu.A., Valisovskii I.V. Introduction into thermal engineering of molding sand fractures. *Liteinoe proizvodstvo*. 2010, no. 4, pp. 25–30. (In Russ.).
13. Valisovskii I.V. *Prigar na otlivkakh* [Burnings-on at castings]. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 192 p. (In Russ.).
14. Kukui D.M., Skvortsov V.A., Ektova V.N. *Teoriya i tekhnologiya liteinogo proizvodstva* [Theory and technology of foundry engineering]. Minsk: Dizain PRO, 2000, 416 p. (In Russ.).
15. Evlampiev A.A., Chernyshov E.A. Developmental trends, technological peculiarities and perspectives of using sand-phosphate mixtures. *Liteishchik Rossii*. 2009, no. 11, pp. 35–37. (In Russ.).
16. Boldin A.N., Davydov N.I., Zhukovskii S.S. etc. *Liteinye formovochnye materialy. Formovochnye, sterzhnevye smesi i pokrytiya: Spravochnik* [Casting molding materials. Molding, core sands and coatings: Reference book]. Moscow: Mashinostroenie, 2006, 507 p. (In Russ.).

Information about the authors:

E.A. Chernyshov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metallurgical Technology and Equipment" (nil_st@nntu.nnov.ru)

A.A. Evlampiev, Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Technology of Metals and Foundry Engineering" (tmilp@rambler.ru)

A.V. Korolev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Technology of Metals and Foundry Engineering" (tmilp@rambler.ru)

L.A. Ivanova, Senior Lecturer of the Chair "Technology of Metals and Foundry Engineering" (tmilp@rambler.ru)

O.V. Moiseeva, Engineer of the Chair "Technology of Metals and Foundry Engineering" (tmilp@rambler.ru)

Received January 22, 2015

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ КОМБИНИРОВАНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ*

*Чукин М.В., д.т.н., профессор, первый проректор – проректор по научной и инновационной работе,
заведующий кафедрой машиностроительных и металлургических технологий (m.chukin@mail.ru)*

*Полякова М.А., к.т.н., доцент кафедры машиностроительных и металлургических
технологий (m.polyakova-64@mail.ru)*

*Гулин А.Е., аспирант кафедры машиностроительных и металлургических
технологий (walter_chel@mail.ru)*

**Магнитогорский государственный технический университет
(455000, Россия, Магнитогорск, Челябинская обл., пр. Мира, 38)**

Аннотация. Поскольку механические свойства металлов и сплавов с ультрамелкозернистой структурой являются весьма привлекательными с практической точки зрения, то одним из направлений развития техники и технологий является разработка непрерывных методов интенсивной пластической деформации. Внедрение существующих методов наноструктурирования в действующие технологические процессы металлургического и метизного производств связано с рядом ограничений, связанных прежде всего с размерами обрабатываемых заготовок. Показана необходимость разработки непрерывных методов интенсивной пластической деформации, отличающихся высокой технологичностью и производительностью. Перспективным направлением является использование комбинирования различных видов пластической деформации. В качестве объекта исследования выбрана углеродистая проволока. Комбинирование внешней нагрузки позволяет в значительной степени расширить технологические возможности волочения как основной операции производства проволоки. На основе комбинирования волочения с изгибом и кручением разработан способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением с кручением. Сущность метода заключается в одновременном наложении на непрерывно движущуюся проволоку деформации растяжения волочением, деформации изгиба при прохождении через систему роликов и деформации кручения. Для осуществления этого метода используются применяемые на различных операциях метизного передела устройства и инструмент, что значительно упрощает его внедрение и реализацию на имеющемся промышленном оборудовании. Доказано, что комбинирование волочения с изгибом и кручением приводит к измельчению микроструктуры углеродистой проволоки. Комбинированное деформационное воздействие на углеродистую проволоку позволяет в широких пределах изменять ее механические свойства, сочетая при этом высокую прочность и пластичность.

Ключевые слова: комбинирование, пластическая деформация, углеродистая проволока, волочение, изгиб, кручение, ультрамелкозернистая структура, механические свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-552-557

Как известно, высокопрочное состояние металлов и сплавов может быть достигнуто при их обработке различными по своей физической природе воздействиями: легированием, термической и деформационной обработками. При этом существующие механизмы повышения прочностных характеристик стали – деформационный (дислокационный), дисперсионный, твердорастворный и зернограничный – могут быть реализованы различными технологическими приемами, в том числе комбинированием различных схем деформации.

* Работа выполнена в соответствии с госзаданием Минобрнауки РФ МГТУ им. Г.И. Носова по теме «Разработка технологии получения высокопрочных длинномерных профилей из материалов с ультрамелкозернистой структурой в условиях комбинирования процессов интенсивного пластического деформирования», а также программой стратегического развития университета на 2012 – 2016 гг. (конкурсная поддержка Минобрнауки РФ программ стратегического развития ГОУ ВПО).

Наиболее яркими представителями процессов с зернограничным механизмом упрочнения являются процессы интенсивной пластической деформации. В связи с высокой эффективностью процессы интенсивной пластической деформации (ИПД) объемных материалов являются предметом многочисленных исследований российских и зарубежных авторов [1 – 6 и др.]. Однако недостатки существующих методов ИПД, связанные прежде всего с малыми геометрическими размерами обрабатываемых заготовок, а также низкой технологичностью и производительностью, в значительной степени сдерживают их применение в промышленных масштабах. Комбинирование «классического» метода ИПД – равноканального углового прессования – с процессом прокатки привело к созданию таких способов, как способ непрерывного ограниченного полосового сдвига, способ отличающегося углового прессования, равноканально-угловой прокатки и др. [7]. Описанные

комбинированные процессы практически непрерывны, но они низкотехнологичны, требуют создания специального оборудования и оснастки, а также достаточно сложно встраиваются в существующие промышленные технологии производства металлических изделий из-за ограничения скоростей обработки, связанного с деформационным разогревом заготовки и оснастки и другими факторами.

Тем не менее, эти методы весьма привлекательны с точки зрения обеспечения высокого уровня механических свойств металлов и сплавов с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ), формируемой в процессах ИПД. С этой точки зрения целесообразно рассмотреть возможность комбинирования различных схем пластической деформации, которая, с одной стороны, обеспечивает получение деформаций сдвига, приводящих, как известно, к измельчению микроструктуры металлов и сплавов, с другой, – такое комбинирование должно отличаться высокой технологичностью.

Использование различных схем деформирования приводит к изменению структуры и свойств обрабатываемого металла. В комбинированных процессах широко используются такие методы пластической деформации, как растяжение, знакопеременный изгиб, кручение. Различные схемы деформации оказывают специфическое влияние на структуру и механические свойства обрабатываемых металлов.

В настоящей работе в качестве объекта исследования выбрана углеродистая проволока, являющаяся од-

ним из распространенных видов метизной продукции. Уделяя большее внимание процессу волочения как одному из базовых непрерывных методов обработки металлов давлением получения проволоки, можно утверждать, что на существующий момент имеет место усложнение классического способа волочения путем комбинирования с другими воздействиями на металл [8] или расширения диапазонов технологических режимов волочения [9].

Наложение на очаг деформации знакопеременных нагрузок, инициируя эффект Баушингера, может значительно снизить или (для некоторых металлов) полностью исключить число промежуточных отжигов проволоки. Новое научное направление, получившее название «процессы с комбинированным приложением внешней нагрузки» или «процессы с комбинированным нагружением», позволяет существенно расширить технологические возможности традиционных способов волочения. Для многих процессов может быть найдена такая комбинация внешних нагрузок, при которой процесс оптимизируется по какому-либо параметру [10]. Такое воздействие может инициировать измельчение зерна и, как результат, привести к формированию УМЗ структуры в обрабатываемой проволоке.

Учеными кафедры машиностроительных и металлургических производств Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова разработан метод непрерывного деформационного наноструктурирования проволоки (рис. 1) [11, 12].

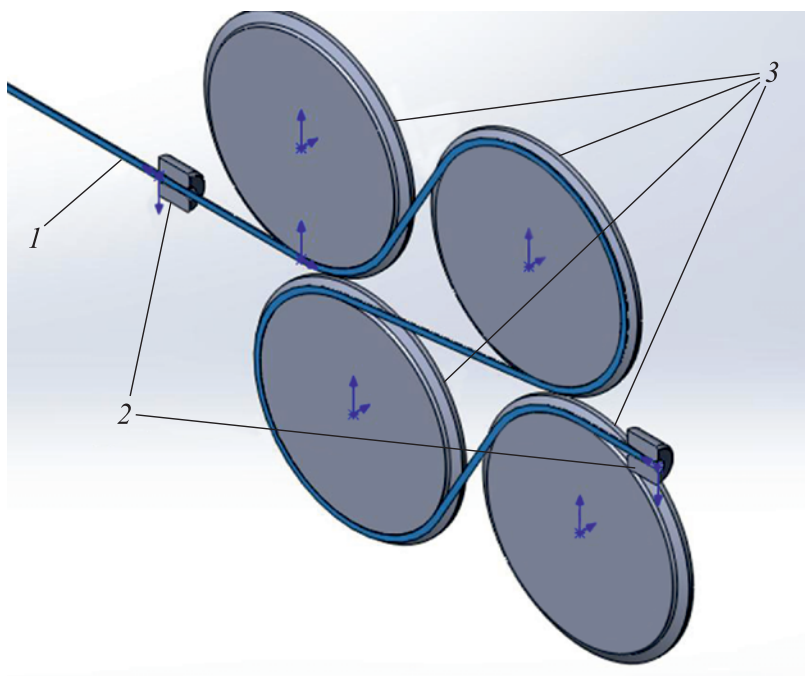


Рис. 1. Принципиальная схема изготовления проволоки комбинированной деформационной обработкой волочением со знакопеременным изгибом с кручением:

1 – проволока; 2 – волюки; 3 – система роликов

Fig. 1. Fundamental preparation scheme of wire combined with the deformation wire-drawing processing with the reversed bending with twisting:
1 – wire; 2 – drawing dies; 3 – roller system

Стальная проволока с начальным диаметром d_0 заправляется в первую по ходу ее движения неподвижно закрепленную коническую волоку и далее направляется в систему роликов, обеспечивающую знакопеременный изгиб. Далее проволока, имеющая после первой волоку диаметр $d_1 < d_0$, поступает во вторую неподвижно закрепленную, расположенную соосно с первой коническую волоку меньшего диаметра, после которой ее диаметр становится d_2 . Далее следует закрепление переднего конца проволоки в намоточном устройстве. После этого осуществляется процесс последовательной комбинированной деформации металла волочением за счет тянущего усилия, создаваемого вращением намоточного устройства. При этом одновременно с деформацией волочением в зоне между волоками производят дополнительную деформацию сдвигом за счет вращения системы роликов вокруг продольной оси металла, обеспечивающей совместный знакопеременный изгиб металла и его вращение вокруг своей продольной оси. Причем

в процессе последовательной деформации металла скорости его перемещения в осевом направлении и вращения вокруг своей продольной оси поддерживают постоянными.

Для реализации непрерывного метода разработано устройство для изготовления проволоки с ультрамелкозернистой структурой, на которое был получен патент [12]. Основными технологическими параметрами разработанного процесса, влияющими на процесс формирования УМЗ структуры и механические свойства проволоки, являются обжатия в волоках и количество оборотов скручивания.

Влияние различных видов пластической деформации на измельчение микроструктуры и механические свойства изучали на проволоке из углеродистой стали марок Ст3 и 50 diam. 3,0 мм. В исходном состоянии исследуемые стали имеют феррито-перлитную структуру с различным содержанием перлита в соответствии с содержанием в них углерода (так, в стали Ст3 содержится около 16 % перлита, в стали 50 – около 40 %). На рис. 2

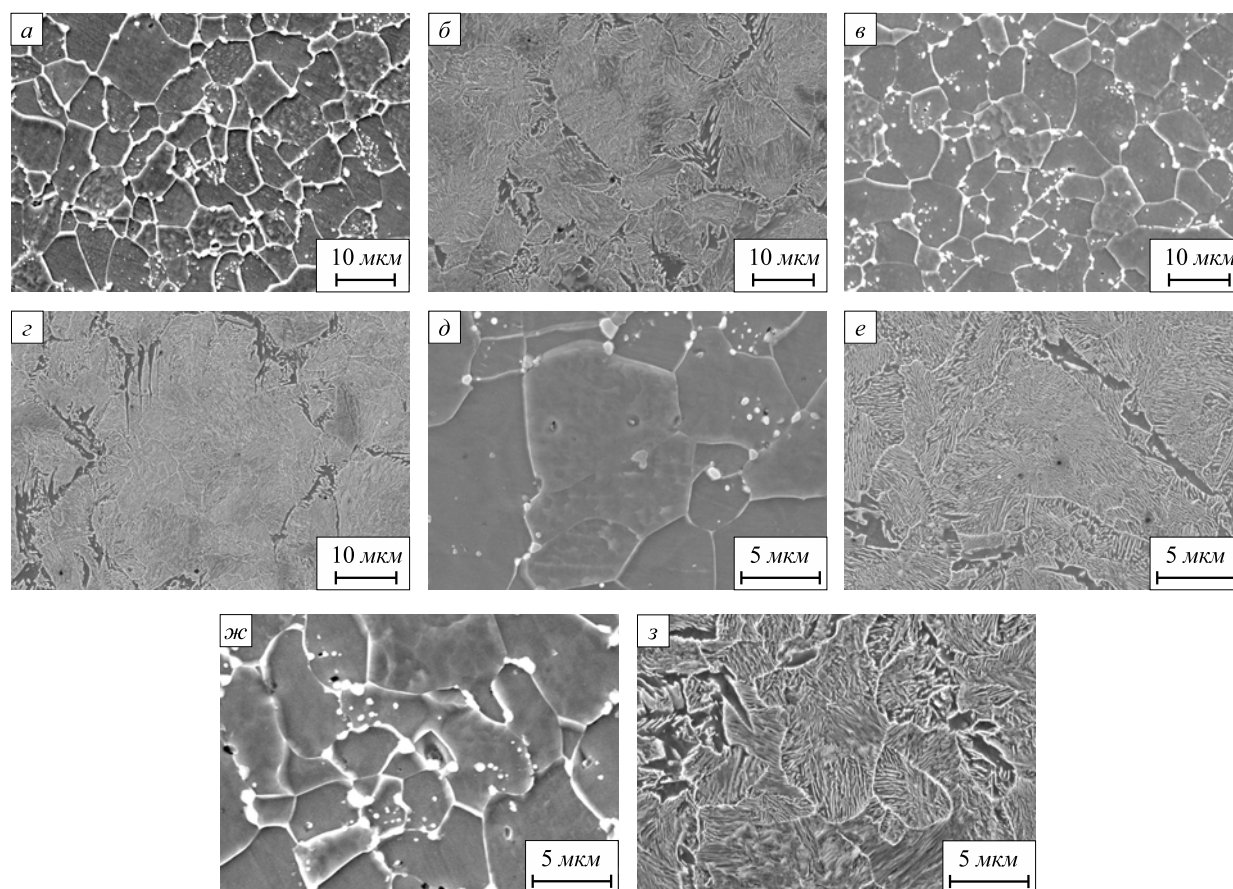


Рис. 2. Изменения микроструктуры проволоки diam. 3,0 мм из углеродистых сталей Ст3 (а, в, д, ж) и 50 (б, г, е, з)

при различных видах деформационного воздействия:

а, б – исходное состояние; в, г – волочение (растяжение и сжатие); д, е – комбинирование волочения (растяжение и сжатие) с изгибом; ж, з – комбинирование волочения (растяжение и сжатие) с изгибом и кручением

Fig. 2. Changes of wire microstructure with the diameter of 3.0 mm from carbon steel Ct3 (а, в, д, ж) and 50 (б, г, е, з)

at different kinds of deformation influence:

а, б – initial state; в, г – drawing (tensioning and condensing); д, е – combined drawing (tensioning and condensing) with the bending; ж, з – combined drawing (tensioning and condensing) with the bending and twisting

представлена микроструктура проволоки после различных видов деформационного воздействия.

При наложении на проволоку деформаций растяжения и изгиба после ее прохождения первой волоки и изгибающего устройства происходит сначала изгиб отдельных цементитных пластин, начинается процесс дробления перлитных колоний (рис. 2, д, е).

Наложение деформации кручения приводит к полному разрушению цементитных пластин, в структуре наблюдаются полосы сброса, происходит интенсивная деформация цементитных пластин и дробление зерен (рис. 2, ж, з). Проведенные металлографические исследования позволяют классифицировать получаемую структуру как ультрамелкозернистую [13].

Результаты механических испытаний проволоки с УМЗ структурой различных диаметров после комбинированного воздействия представлены на рис. 3.

Как видно из полученных результатов, комбинированное деформационное воздействие на углеродистую проволоку позволяет в широких пределах изменять ее механические свойства, сочетая при этом высокие прочность и пластичность. Это в значительной степени расширяет области ее практического применения [14, 15].

Выводы. В результате проведения комплекса исследований установлено, что одновременное воздействие на высокоуглеродистую проволоку деформаций растяжения, изгиба и кручения приводит к формированию в ней УМЗ структуры. При этом наблюдается изменение как прочностных, так и пластических свойств в зависимости от степени деформации кручением. Результаты металлографических исследований и механических испытаний проволоки после комбинированного дефор-

мационного воздействия позволяют судить о перспективности выбранного направления по совмещению различных методов деформирования для формирования УМЗ структуры в высокоуглеродистой проволоке. В разработанном методе в качестве базовой выбрана операция волочения, что позволяет обеспечить непрерывность процесса деформационного воздействия и интегрировать метод в действующие промышленные технологические процессы производства проволоки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Zhu Y.T., Langdon T.G. Fundamentals of Nanostructured Materials by Severe Plastic Deformation // JOM. 2004. No. 10, pp. 58 – 63.
2. Lowe Terry C., Valiev R.Z. Investigations and applications of severe plastic deformation. NATO Science Partnership Subseries 3, High technology. Vol. 80. Springer, 2000. – 394 p.
3. Nanostructured metals and alloys: Processing, microstructure, mechanical properties and applications, edited by S.H. Whang. Polytechnic Institute of NYU // USAWoodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. 2011. No. 40, 840 p.
4. Verlinden B. Severe plastic deformation of metals. In Proc. 2nd International Conference «Deformation Processing and Structure of Materials» 26 – 28. 05. 2005, Belgrade, Serbia and Montenegro, pp. 3 – 18.
5. Suwas S., Bhowmik A., Biswas S. Ultra-fine Grain Materials by Severe Plastic Deformation: Application to Steels. In Proc. International Conference on Microstructure and Texture in Steels and Other Materials 5 – 7. 02. 2008. Jamshedpur, India. London: Springer-Verlag London Ltd.: 2009, pp. 325 – 344.
6. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. – М.: Академия, 2005. – 186 с.
7. Сидельников С.Б., Довженко Н.Н., Загиров Н.Н. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов. – М.: МАКС Пресс, 2005. – 344 с.
8. Недовизий И.Н., Петрухин С.И., Колмогоров А.Г. Совмещение процессов производства проволоки. – М.: Металлургия, 1979. – 224 с.

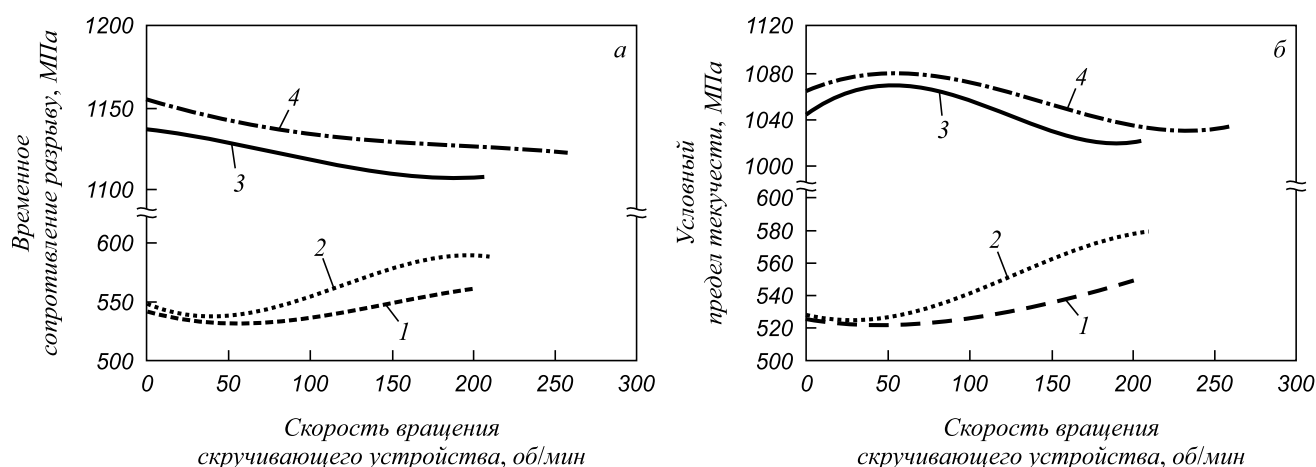


Рис. 3. Зависимость временного сопротивления разрыву (а) и условного предела текучести (б) проволоки из стали Ст3 (1, 2) и 50 (3, 4) от скорости вращения скручивающего устройства при комбинировании различных видов пластической деформации:
1, 3 – волочение (растяжение и сжатие при суммарном обжатии в двух волоках 25 %) с изгибом и кручением;
2, 4 – волочение (растяжение и сжатие при суммарном обжатии в двух волоках 33 %) с изгибом и кручением

Fig. 3. Dependence of ultimate resistance to the fracture (a) and conventional yield strength (б) of wire from steel St3 (1, 2) and 50 (3, 4) on the rotational speed of the twisting facility when combining different kinds of plastic deformation:
1, 3 – drawing (tensioning and condensing at the total reduction in two drawing dies of 25 %) with the bending and twisting;
2, 4 – drawing (tensioning and condensing at the total reduction in two drawing dies of 33 %) with the bending and twisting

9. Конструирование совмещенных процессов в метизном производстве / Ю.Ф. Бахматов, Е.П. Носков, Э.М. Голубчик и др. – М.: Металлургия, 1994. – 92 с.
10. Харитонов В.А., Радионова Л.В., Зюзин В.И. Процессы волочения с комбинированным нагружением: Методическая разработка. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 1999. – 36 с.
11. Пат. 2467816 RU. МПК B21C 1/04, B21C 1/00. Способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением с кручением / Чукин М.В., Полякова М.А., Голубчик Э.М. и др., заявл. 28.02.2011; опубл. 27.11.2012. Бюл. № 33.
12. Пат. 130525 RU. МПК B21C 1/00. Устройство для изготовления проволоки с ультрамелкозернистой структурой / Полякова М.А., Чукин М.В., Голубчик Э.М., Гулин А.Е.; заявл. 04.02.2013; опубл. 27.07.2013. Бюл. № 33.
13. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
14. Василев Р.З., Рааб Г.И., Боткин А.В., Дубинина С.В. Получение ультрамелкозернистых металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации: новые подходы в разработке технологий // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 44 – 47.
15. Чукин М.В., Полякова М.А., Емалеева Д.Г., Гулин А.Е. Применение методов формирования ультрадисперсной структуры при производстве высокопрочной сталемедной продукции // Сталь. 2014. № 4. С. 100 – 103.

Поступила 30 июля 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 552–557.

FEATURES OF THE EFFECT OF COMBINING DIFFERENT KINDS OF PLASTIC DEFORMATION ON THE MICROSTRUCTURE GRINDING AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE CARBON WIRE

M.V. Chukin, M.A. Polyakova, A.E. Gulín

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia

Abstract. Since the mechanical properties of metals and alloys with ultrafine-grained structure are very attractive from practical appliance one of the technology development approaches is the creation of continuous methods of severe plastic deformation. Implementation of current methods of nanostructuring to existing technological processes of metallurgical and steel wire production involves a number of limitations connected with the size of processed workpieces. The article shows the necessity of developing a method of continuous methods of severe plastic deformation which according to its technical and technological characteristics would be compatible with existing technological processes of metalware manufacture. Combining of different kinds of plastic deformation is a perspective tendency. Carbon wire was chosen as an investigation object. Combination of external stress leads to enhancing the technological possibilities of drawing as the basic wire production operation to large extent. On the basis of combining drawing with bending and twisting new method for obtaining the ultra-fine grained structure in semi-product which is protected by the patent of the Russian Federation. The essence of the method is the simultaneous applying deformations of tension when drawing, bending when going through the system of rolls and torsional deformation on a continuously moving wire. Various hardware devices and tools already applied for steel wire production can be used to implement this method thus simplifying its introduction to the current industrial equipment. Schematic diagram and description of the developed method are presented. Photographs of the carbon wire microstructure with different carbon content after different types of deformation effects are shown. It is proved that combining drawing with bending and twisting leads to carbon wire microstructure refinement. It is shown that deformation combined effect on carbon wire allows to modify its mechanical properties in a wide range, while matching its high strength and ductility.

Keywords: combining, plastic deformation, carbon wire, drawing, bending, twisting, ultra-fine grained structure, mechanical properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-552-557

REFERENCES

1. Zhu Y.T., Langdon T.G. Fundamentals of Nanostructured Materials by Severe Plastic Deformation. *JOM*. 2004, no. 10, pp. 58–63.
2. Lowe Terry C., Valiev R.Z. Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation. *NATO Science Partnership Subseries 3, High technology*, vol. 80. Springer, 2000, 394 p.
3. *Nanostructured Metals and Alloys: Processing, Microstructure, Mechanical Properties and Applications*. S.H. Whang ed. Polytechnic Institute of NYU. USA Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. 2011, no. 40, 840 p.
4. Verlinden B. Severe plastic deformation of metals. In: *Proc. 2nd International Conference "Deformation Processing and Structure of Materials"* 26 – 28.05.2005, Belgrade, Serbia and Montenegro, pp. 3–18.
5. Suwas S., Bhowmik A., Biswas S. Ultra-fine Grain Materials by Severe Plastic Deformation: Application to Steels. In: *Proc. International Conference on Microstructure and Texture in Steels and Other Materials 5 – 7.02.2008. Jamshedpur, India*. London: Springer-Verlag London Ltd.: 2009, pp. 325–344.
6. Andrievskii R.A., Ragulya A.V. *Nanostrukturnye materialy* [Nanostructural materials]. Moscow: Akademiya, 2005, 186 p. (In Russ.).
7. Sidel'nikov S.B., Dovzhenko N.N., Zagirov N.N. *Kombinirovannyye i sovmeshchennyye metody obrabotki tsvetnykh metallov i spлавov* [Combined and modern processing methods of non-ferrous metals and alloys]. Moscow: MAKS Press, 2005, 344 p. (In Russ.).
8. Nedovizii I.N., Petrukhin S.I., Kolmogorov A.G. *Sovmeshchenie protsessov proizvodstva provoloki* [Combination of wire production processes]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 224 p. (in Russ.).
9. Bakhmatov Yu.F., Noskov E.P., Golubchik E.M., Khaikin S.N., Polyakova M.A. *Konstruirovaniye sovmeshchennykh protsessov v metiznom proizvodstve* [Engineering of the combined processes in hardware production]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 92 p. (In Russ.).
10. Kharitonov V.A., Radionova L.V., Zyuzin V.I. *Protessy volocheniya s kombinirovannym nagruzeniem: Metodicheskaya razrabotka* [Drawing processes with the combined loading: Engineering methods]. Magnitogorsk: izd. MG TU, 1999, 36 p. (In Russ.).
11. Chukin M.V., Polyakova M.A., Golubchik E.M., Noskov S.E., Gulín A.E., Rudakov V.P. *Sposob polucheniya ul'tramelkozernistykh polufabrikatov volocheniem s krucheniem* [Production method of ultra-fine-grained half-finished products by drawing with twisting]. Patent RF no. 2467816. MPK B21C 1/04, B21C 1/00. *Bulleten' izobretenii*. 2012, no. 33. (In Russ.).
12. Polyakova M.A. Chukin M.V., Golubchik E.M., Gulín A.E. *Ustroistvo dlya izgotovleniya provoloki s ul'tramelkozernistoi strukturoi* [Device for the production of wire with ultra-fine-grained structure]. Patent RF no. 130525. MPK B21C 1/00. *Bulleten' izobretenii*. 2013, no. 33. (In Russ.).
13. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Ob'emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy* [Solid nanostructural metallic materials]. Moscow: IKTs "Akademkniga", 2007, 398 p. (In Russ.).

14. Vasilev R.Z., Raab G.I., Botkin A.V., Dubinina S.V. Obtaining of ultra-fine-grained metals and alloys using the intensive plastic deformation: new approaches to the technology development. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 8, pp. 44–47. (In Russ.).
15. Chukin M.V., Polyakova M.A., Emaleeva D.G., Gulin A.E. Application of the formation methods of superdispersed structure at the production of high-strength steel-copper products. *Stal'*. 2014, no. 4, pp. 100–103. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in accordance with the state task of the Ministry of Education and Science RF to Novosibirsk State Technical University on the topic “Development of production technology of high-strength long-length profiles from the materials with ultra-fine-grained structure in the conditions of combining the processes of intensive plastic deformation”, as well as the program of strategic

development of University for 2012 – 2016 years (competitive support of the Ministry of Education RF of the programs of strategic development of State Educational Institutions of Higher Professional Education).

Information about the authors:

M.V. Chukin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, First Vice-Rector – Vice Rector for Research and Innovation, Head of the Chair “Engineering and Metallurgical Technology” (m.chukin@mail.ru)

M.A. Polyakova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Engineering and Metallurgical Technology” (m.polyakova-64@mail.ru)

A.E. Gulin, Postgraduate of the Chair “Engineering and Metallurgical Technology” (walter_chel@mail.ru)

Received July 30, 2014

ИЗМЕНЕНИЕ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ*

Баранникова С.А.^{1,2,3}, д.ф.-м.н., доцент, ведущий научный сотрудник (bsa@ispms.tsc.ru)

Бочкарёва А.В.¹, к.т.н., доцент, младший научный сотрудник (avb@ispms.tsc.ru)

Лунёв А.Г.^{1,4}, к.т.н., научный сотрудник, доцент кафедры теоретической
и прикладной механики (agl@ispms.tsc.ru)

Шляхова Г.В.^{1,5}, к.т.н., научный сотрудник, доцент кафедры «Машины и аппараты
химических и атомных производств» (shgv@ispms.tsc.ru)

Зуев Л.Б.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, заведующий лабораторией физики прочности,
профессор кафедры «Теория прочности и проектирование» (lbz@ispms.tsc.ru)

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/4)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634034, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

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

⁴ Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

⁵ Северский технологический институт НИЯУ МИФИ
(636036, Россия, Северск, Томская обл., пр. Коммунистический, 65)

Аннотация. Исследовано изменение скорости распространения ультразвука при пластической деформации коррозионно-стойкой высокохромистой стали 40X13 с феррито-карбидной (состояние поставки), мартенситной (после закалки) и сорбитной (после высокого отпуска) структурами. Обнаружено, что каждое состояние демонстрирует свой вид кривой нагружения. В состоянии поставки диаграмма нагружения является практически параболической на всем протяжении, в то время как в мартенситном состоянии содержит только стадию линейного деформационного упрочнения, а в сорбитном состоянии кривая пластического течения является трехстадийной. Методами оптической и атомно-силовой микроскопии исследована структура стали при различных видах термической обработки. Одновременно с регистрацией кривых нагружения проводили измерение скорости ультразвуковых поверхностных волн (волн Рэлея) в исследуемой стали при растяжении. Реализация метода измерения скорости волн Рэлея заключалась в периодической генерации прямоугольных импульсов длительностью 100 нс на входе излучающего пьезопреобразователя и регистрации прошедшей по образцу волны посредством приемного пьезопреобразователя, подключенного к цифровому осциллографу. Регистрируемый сигнал в цифровом виде использовали для измерения времени, прошедшего от момента генерации импульса на входе излучающего преобразователя до момента возникновения сигнала на выходе приемного преобразователя. Расстояние между преобразователями в процессе эксперимента остается постоянным. Показано, что зависимость скорости ультразвука при активном нагружении определяется законом пластического течения, то есть стадийностью соответствующей диаграммы нагружения. Структурное состояние исследуемой стали изменяет не только тип деформационной кривой при одноосном растяжении, но и меняет характер зависимости скорости ультразвука от деформации.

Ключевые слова: высокохромистая сталь, структура, пластическая деформация, механические свойства, скорость ультразвука, атомно-силовая микроскопия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-558-564

Поиск новых закономерностей в изменении физико-механических свойств металлов и сплавов после различных внешних энергетических воздействий является одной из важнейших проблем материаловедения. Изучение закономерностей изменения свойств необходимо для получения сбалансированного комплекса характеристик конструктивной прочности сплавов при энергосиловых воздействиях, таких как

обработка давлением и термическая обработка сплавов.

Общепринятые пути исследования пластических свойств материалов имеют пределы по масштабам объекта анализа: макроскопический, состоящий в исследовании формы кривой пластического течения с одновременным наблюдением за крупными деталями формоизменения образца и сопутствующими явлениями, и микроскопический, сосредоточенный на детальном анализе распределения дефектов в микрообъемах [1]. Изучение границ и тем более выяснение природы каж-

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2013 – 2020 гг. и гранта РФФИ № 14-08-31310 мол_а.

дой из стадий (в особенности для поликристаллов) оказывается сложной задачей, так как часто отсутствуют достаточно информативные и надежные внешние признаки смены механизмов деформации, наблюдаемые непосредственно во время механических испытаний. Перспективными с этой точки зрения представляются акустические исследования свойств металлов и сплавов [2 – 4]. В работах [5, 6] при растяжении алюминия показано, что анализ изменения скорости распространения ультразвука при деформации растяжения создает возможность выделения стадий пластического течения, обусловленных различием дислокационных дефектов, которые наблюдаются в материале на разных этапах течения. Скорость ультразвука в конструкционных сталях зависит как от уровня остаточных напряжений, так и от концентрационного фактора [6]. Однако детальный анализ влияния термической обработки и структуры на характер зависимости скорости ультразвука в коррозионностойких сталях не проводился.

Целью настоящей работы является исследование изменения скорости распространения ультразвука при пластической деформации коррозионностойкой высокохромистой стали 40X13.

Сталь 40X13 обладает удовлетворительным соотношением прочностных и пластических характеристик, хорошей коррозионной стойкостью в атмосфере воздуха, в воде и в ряде кислот и используется для изготовления ответственных деталей машин и агрегатов. Для аттестации материалов такого назначения важным представляется определение запаса пластичности и перехода к стадии разрушения до появления его видимых признаков. По этой причине в настоящей работе было предпринято исследование изменения скорости ультразвука в процессе активного растяжения стали 40X13, деформационное поведение которой исследовано в работе [7].

Для проведения исследований выбрана высокохромистая нержавеющая сталь марки 40X13, содержащая 0,4 % С, 0,6 % Si, 0,55 % Mn, 12,5 % Cr. Эта сталь после закалки имеет хорошую коррозионную стойкость при температуре, которая способна обеспечить полное растворение карбидов. Сталь 40X13 целесообразно использовать после температурного отпуска при 200 – 400 °С с целью получения высоких коррозионной стойкости и твердости или после высокого отпуска при температуре 600 – 650 °С для получения конструкционного материала [8]. Образцы в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 50×10×2 мм были вырезаны электроискровой резкой из горячекатаного листа в состоянии поставки (ГОСТ 5582 – 75). Материал исследовали в состоянии поставки (1), а также в закаленном (2) и в отпущенном (3) состояниях. Закалку проводили после гомогенизации при температуре (Т) 1050 °С в течение 3 ч путем быстрого охлаждения на воздухе. Высокий отпуск проводили от температуры 600 °С с выдержкой в течение 3 ч и охлаждением с печью.

Для структурного анализа использовали оптическую микроскопию (Neophot 21) [9] и атомно-силовую микроскопию (Solver PH47-PRO, изготовлен ЗАО «Нанотехнология-МДТ», Зеленоград, Россия) [9], которые позволяют исследовать особенности структуры различных материалов [10 – 13].

Подготовленные образцы подвергали одноосному растяжению со скоростью $6,67 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре на универсальной машине LFM-125. Одновременно с регистрацией кривых нагружения проводили измерение скорости ультразвуковых поверхностных волн (волн Рэлея) в исследуемой стали при растяжении. Реализация метода измерения скорости волн Рэлея заключалась в периодической генерации прямоугольных импульсов длительностью 100 нс на входе излучающего пьезопреобразователя и регистрации прошедшей по образцу волны посредством приемного пьезопреобразователя, подключенного к цифровому осциллографу OWON RDS6062S. Регистрируемый сигнал в цифровом виде использовали для измерения времени t , прошедшего от момента генерации импульса на входе излучающего преобразователя до момента возникновения сигнала на выходе приемного преобразователя. Расстояние (L) между преобразователями в процессе эксперимента остается постоянным. В этом случае скорость рэлеевской волны $V_s = L/t$. Высокая (500 МГц) частота дискретизации цифрового осциллографа позволила проводить измерения скорости с чувствительностью порядка $2 \cdot 10^{-4}$.

Металлографические исследования шлифов показали, что в состоянии поставки (1) образцы стали 40X13 имеют зернистую структуру, состоящую из ферритной и карбидной фаз (рис. 1, а).

Сталь 40X13 (после закалки) в состоянии 2 приобретает мартенситную структуру с небольшим количеством карбидов (рис. 1, б). После высокого отпуска (в состоянии 3) в материале формируется сорбитная структура (феррит и карбиды) [14].

Исследование структуры методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) с применением контактного метода в режиме «постоянной силы» [11] показало, что данные оптической микроскопии согласуются с результатами АСМ (рис. 2, а, б). Так, структура стали в состоянии поставки представляет собой смесь ферритной и карбидной фаз (рис. 2, а). В состоянии после закалки и охлаждения на воздухе микроструктура стали состоит из мартенсита и включений карбидов (рис. 2, б). В матрице мартенсит преимущественно имеет игольчатую форму, однако встречается также мартенсит в виде очень тонких пластин шириной менее 200 нм. Нерастворенные карбиды имеют в основном форму глобулей, максимальный размер которых составил до 500 нм. Наряду с крупными частицами карбидов наблюдаются также очень мелкие частицы, имеющие вытянутую форму. Следует отметить, что такие мелкие выделения не могут быть определены оптической микроскопией.

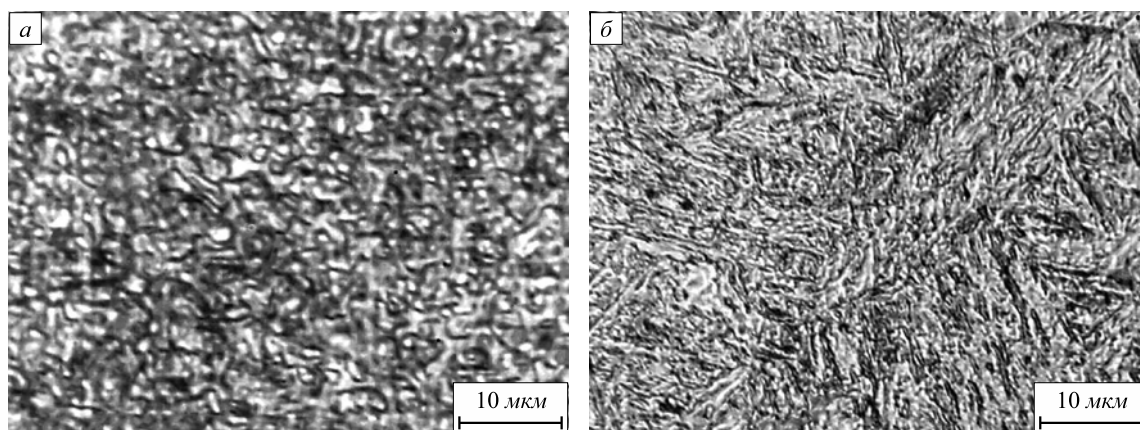


Рис. 1. Микроструктура стали 40X13 в состоянии поставки (а) и в закаленном состоянии (б)

Fig. 1. Microstructure of 40KH13 steel in the as-received condition (a) and in the hardened state (b)

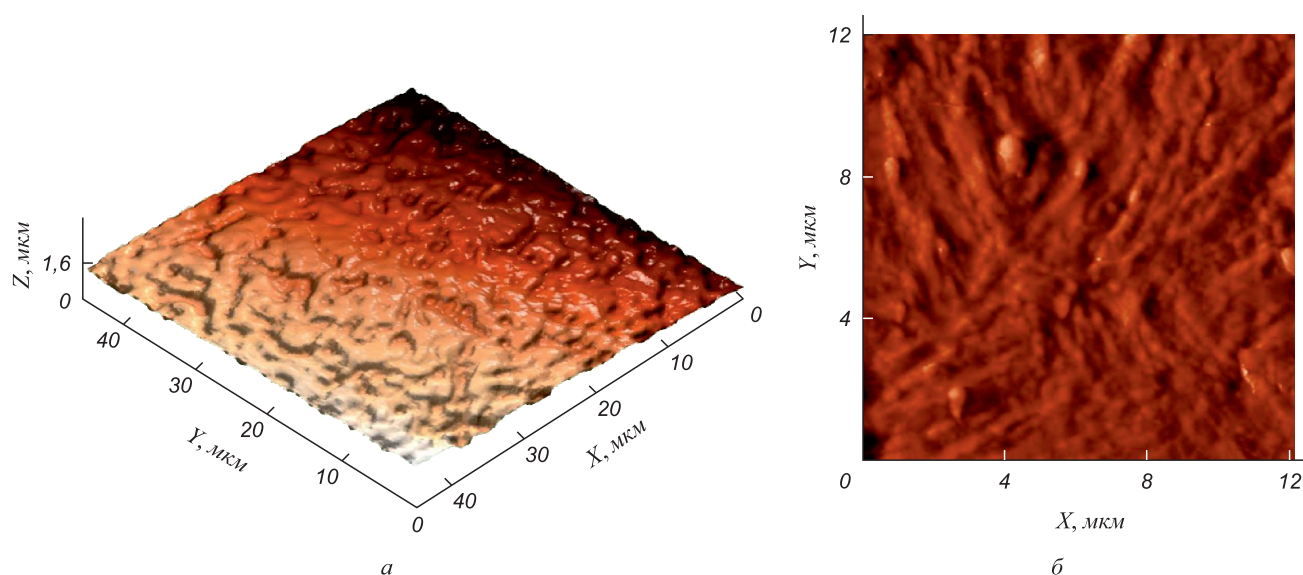


Рис. 2. Топография поверхности стали 40X13:

а – 3D изображение структуры в состоянии поставки; б – рельеф поверхности в закаленном состоянии

Fig. 2. Topography of 40KH13 steel surface:

а – 3D-image of the structure in the as-received condition; б – surface relief in the hardened state

Кривые нагружения стали 40X13 в трех исследуемых состояниях представлены на рис. 3. Механические характеристики и скорость ультразвука (V_{S_0}) в стали 40X13 в состоянии поставки, а также в закаленном и в отпущенном состояниях приведены ниже:

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	HV, МПа	V_{S_0} , м/с
1	420,0	676,6	22,7	2060	3067
2	348,5	1233,4	1,97	3880	2958
3	278,6	1098,3	9,6	3498	3034

Характер упрочнения стали в состоянии поставки, в закаленной стали и стали после закалки и высокого отпуска существенно различен, как и характеристики прочности и пластичности (рис. 4). Общее удлинение до разрыва образца в закаленном состоянии составило

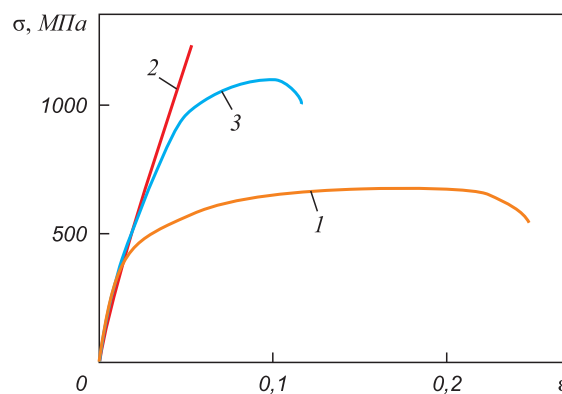


Рис. 3. Диаграммы нагружения стали 40X13 в состоянии поставки (1), в закаленном (2) и в отпущенном (3) состояниях

Fig. 3. Loading diagrams of 40KH13 steel in the as-received condition (1), in the hardened (2) and in the released (3) states

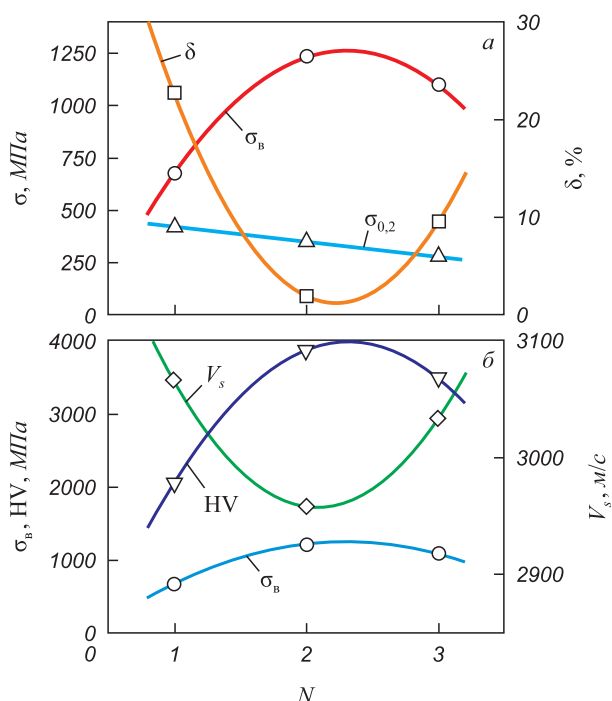


Рис. 4. Изменение предела текучести (Δ), временного сопротивления разрыву ($\circ$), относительного удлинения при разрыве ($\square$), твердости HV (∇) и скорости ультразвука ($\diamond$) в стали 40X13 в состоянии поставки (1), в закаленном (2) и в отпущенном (3) состояниях

Fig. 4. Change of yield strength (Δ), ultimate resistance to the fracture ($\circ$), specific elongation at the fracture ($\square$), solidity HV (∇) and ultrasonics rate ($\diamond$) in steel 40KH13 in the as-received condition (1), in the hardened (2) and in the released (3) states

примерно 2 %. Разрушение закаленной стали происходит псевдохрупко без образования шейки. В образцах стали в состоянии поставки и в отпущенном состоянии формируется хорошо видимая шейка.

В закаленном состоянии в объеме стали сформировалась мартенситная структура, характеризующаяся высокой прочностью, твердостью и низкой пластичностью (рис. 4, б), что видно на диаграмме нагружения (рис. 3). Для увеличения пластичности стали в закаленном состоянии был проведен высокий отпуск при температуре 600 °С.

Состоянию стали с мартенситной структурой (состояние 2) соответствуют максимальное значение предела прочности и твердости HV (рис. 4, а) и минимальные значения общей деформации δ и скорости ультразвука V_s (рис. 4, б), которая является чувствительной к напряженно-деформированному состоянию материала [6].

Для выявления стадий кривых упрочнения в исследуемом материале при разной термической обработке использование метода логарифмирования [15] позволило представить кривую нагружения в системе функциональных логарифмических координат $\ln(S - S_0) - f(\ln \epsilon)$ (для истинных напряжений S и деформаций ϵ) и определить наличие участков на деформационной кривой, где показатель деформационного

упрочнения n является постоянным и меняется дискретно от участка к участку.

Относительная деформация начальная ($\epsilon_{нач}$) и конечная ($\epsilon_{кон}$) (числитель и знаменатель соответственно) на различных стадиях пластического течения при деформировании стали 40X13 с различной термической обработкой приведены ниже:

Состояние	$\epsilon_{нач}/\epsilon_{кон}$, %, на стадии течения		
	линейная $\sigma \sim \epsilon$	параболическая $\sigma \sim \epsilon^{1/2}$	предразрушения $\sigma \sim \epsilon^{1/3}$
1	—/—	1,4/6,8	—/—
2	0,9/4,5	—/—	—/—
3	1,9/4,1	5,3/7,1	7,7/9,5

Анализ стадийности деформационных кривых сплава в состоянии поставки позволил четко выделить один продолжительный прямолинейный участок, для которого показатель деформационного упрочнения n остается постоянным. Таким образом, на диаграмме нагружения сплава в состоянии поставки удалось выделить стадию параболического упрочнения, где $n \approx 1/2$.

В закаленном состоянии диаграмма нагружения содержит стадию линейного деформационного упрочнения ($n = 1$) и последующий участок с непрерывно меняющимся показателем n .

На кривой нагружения отпущенной стали удалось выделить три стадии пластического течения: стадию линейного упрочнения ($n = 1$), стадию параболического упрочнения (Тейлора) ($n \approx 1/2$), стадию предразрушения ($n \approx 0,3$). Полученные данные согласуются с результатами выполненных ранее исследований [7].

В работе проведен анализ изменения скорости распространения ультразвука V в соответствии с кривыми нагружения стали 40X13 при различной термической обработке. Измерения, проведенные на протяжении всего процесса растяжения, привели к обнаружению интересных закономерностей, хорошо выявляемых при анализе зависимостей V от общей деформации. На рис. 5 представлены совмещенные диаграммы нагружения и изменения скорости ультразвука в процессе активного нагружения стали 40X13 для трех режимов термической обработки. Наличие стадий пластического течения для диаграмм нагружения и их интервалы приведены выше. Установлено, что зависимость скорости распространения ультразвука $V(\epsilon)$ существенно меняется при растяжении образцов стали в разных состояниях (рис. 5). В работах [5, 6] установлено, что кривая $V(\epsilon)$ для поликристаллического алюминия имеет N -образную трехстадийную форму, которая указывает на различие природы связи V и ϵ в соответствующих интервалах пластической деформации. В работах [5, 6] установлено, что зависимость $V(\sigma)$ для этого же образца содержит три прямолинейных участка.

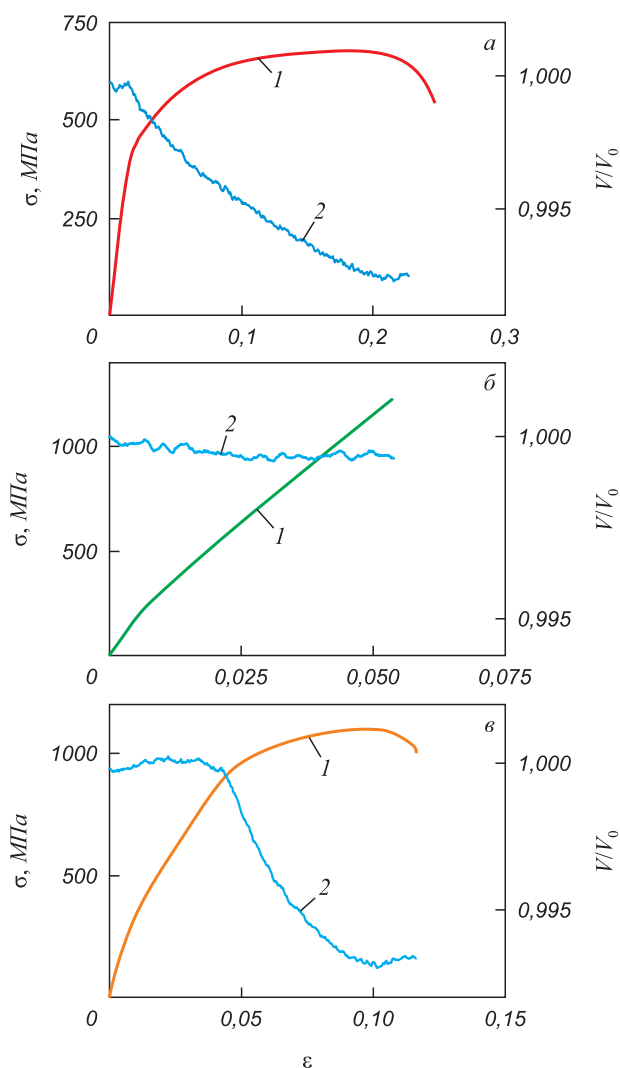


Рис. 5. Диаграммы нагружения (1) и изменения относительной скорости ультразвука (2) в процессе активного нагружения стали 40X13 в состоянии поставки (а), в закаленном (б) и в отпущенном (в) состояниях

Fig. 5. Loading diagrams (1) and changes of ultrasonics relative velocity (2) in the process of active loading of 40KH13 steel in the as-received condition (a), in the hardened (2) and in the released (3) states

Следует отметить, что для большинства материалов наблюдается тенденция снижения скорости распространения рэлеевских волн при увеличении общей деформации образца [16, 17], аналогичная зависимость наблюдается и для образцов стали 40X13 в состоянии поставки (рис. 5, а). Однако вид зависимости изменения скорости рэлеевских волн от деформации определяется стадийностью кривой пластического течения. Диаграмма нагружения стали 40X13 в закаленном состоянии с мартенситной структурой (рис. 5, б) содержит только одну стадию деформирования – линейную, при этом скорость ультразвука остается неизменной на протяжении всего процесса деформирования: $V(\epsilon) \approx \text{const}$. При этом ее значение для недеформированного образца закаленной стали (в состоянии 2) ниже, чем для образцов в состоянии поставки.

Зависимость относительной скорости ультразвука V/V_0 (где V_0 – скорость ультразвука в недеформированном материале) от деформации ϵ в ходе пластического течения стали в отпущенном состоянии также проявляет стадийность (рис. 5, в). На линейной стадии пластического течения скорость ультразвука остается неизменной, тогда как на параболической стадии скорость уменьшается пропорционально общей деформации.

В настоящей работе для образцов стали 40X13 получены также данные об изменении относительной скорости ультразвука V/V_0 от величины относительного действующего напряжения σ/σ_b . Как и в работах [6, 16] при переходе к безразмерным координатам V/V_0 и σ/σ_b удалось получить линейную зависимость (рис. 6, а):

$$\frac{V}{V_0} = \alpha \frac{\sigma}{\sigma_b} + \beta.$$

где α и β – константы, различны для разных участков, определяются экспериментально.

Значения α и β (через косую) различны для разных линейных участков стали 40X13 с различной термической обработкой:

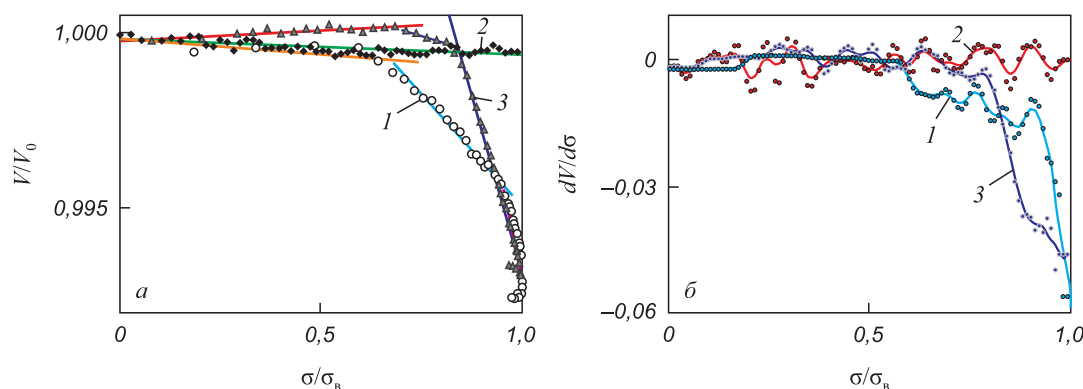


Рис. 6. Изменение относительной скорости ультразвука (а) и производной скорости ультразвука от относительного действующего напряжения (б) в процессе активного нагружения стали 40X13 в состоянии поставки (1), в закаленном (2) и в отпущенном (3) состояниях

Fig. 6. Change of ultrasonics relative velocity (a) and ultrasonics derivative rate on the relative active voltage (b) in the process of active loading of 40KH13 steel in the as-received condition (1), in the hardened (2) and in the released (3) states

Участок	α и β для стали в состоянии		
	поставки	закаленном	отпущенном
I	$-9,4 \cdot 10^{-4}/1$	$-4,37 \cdot 10^{-4}/1$	$5,97 \cdot 10^{-4}/1,000$
II	$-1,29 \cdot 10^{-2}/1,008$	–	$-3,42 \cdot 10^{-3}/1,002$
III	$-5,46 \cdot 10^{-2}/1,048$	–	$-4,07 \cdot 10^{-3}/1,034$

Как было показано в работах [6, 16], изменения скорости ультразвука при деформировании определяются поведением подвижных дислокаций, непосредственно участвующих в процессах скольжения, причем зависимость $V(\epsilon)$ отражает экстремальное поведение плотности подвижных дислокаций в процессе деформирования, а зависимость $V(\sigma)$ связана со скоростью изменения этой величины при деформации.

Соотношение, описывающее связь скорости ультразвука и приложенных напряжений, может быть использовано для оценки прочностных характеристик материала неразрушающим методом, в частности, временного сопротивления [6, 16]. Поскольку в ходе пластического течения картины локализации деформации [7] и скорость распространения ультразвука изменяются согласованно, оказывается возможной оценка механических свойств, основанная на этом соотношении [6, 16].

Выводы. Показаны возможности и преимущества метода атомно-силовой микроскопии для исследования структуры сталей по сравнению с традиционно используемыми оптическими методами. Установлено, что структурное состояние исследуемой стали изменяет не только тип деформационной кривой при одноосном растяжении, но и меняет характер зависимости скорости распространения ультразвука от деформации. Анализ полученных результатов дает возможность установить следующие закономерности. Для стали 40X13 в состоянии поставки диаграмма нагружения является практически параболической, поэтому наблюдается монотонное уменьшение скорости распространения рэлевских волн с ростом общей деформации. В закаленном состоянии диаграмма нагружения представлена только стадией линейного деформационного упрочнения (без учета упругости и микропластичности), которая завершается псевдохрупким разрушением, поэтому наблюдается только постоянная скорость ультразвука на протяжении всего процесса деформирования. На кривой нагружения отпущенной стали помимо линейной стадии и стадии параболического упрочнения (Тейлора) наблюдается стадия предразрушения; на линейной стадии пластического течения скорость ультразвука остается неизменной, на параболической стадии скорость уменьшается пропорционально общей деформации. Подтверждена универсальность линейной связи скорости ультразвука и приложенных напряжений для стали 40X13 в различных состояниях. Это означает, что ультразвуковые измерения могут рассматриваться как альтернатива традиционным методам определения

временного сопротивления металлов и сплавов, требующим изготовления специальных образцов. Измерения скорости распространения ультразвука в материалах при пластической деформации позволяют анализировать стадийность кривых пластического течения непосредственно в ходе эксперимента и прогнозировать, например, переход к стадии квазихрупкого или вязкого разрушения до появления его видимых признаков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Pelleg J. Mechanical properties of materials. – Dordrecht, Heidelberg, New York, London: Springer, 2013. – 644 p.
2. Murav'ev V.V., Volkova L.V. Estimation of residual stresses in locomotive wheel treads using the acoustoelasticity method // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2013. Vol. 49. No. 7. P. 382 – 386.
3. Murav'ev V.V., Murav'ev M.V., Bekher S.A. A novel technique of AE signal processing for upgrading the accuracy of flaw localization // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2002. Vol. 38. No. 8. P. 600 – 610.
4. Murav'ev V.V., Murav'eva O.V., Platunov A.V. et al. Investigations of acoustoelastic characteristics of rod waves in heat-treated steel wires using the electromagnetic-acoustic method // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2012. Vol. 48. No. 8. P. 447 – 456.
5. Zuev L.B., Semukhin B.S., Bushmeleva K.I. Variation of the ultrasonic velocity in Al under plastic deformation // Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics. 2000. Vol. 45. No. 1. P. 50 – 54.
6. Zuev L.B., Semukhin B.S. Acoustic properties of metals and alloys under deformation // Physics and Chemistry of Metal Treatment. 2002. No. 5. P. 65 – 68.
7. Danilov V.I., Orlova D.V., Zuev L.B., Shlyakhova G.V. Special features of the localized plastic deformation and fracture of high chromium steel of the martensitic class // Russian Physics Journal. 2009. Vol. 52. No. 5. P. 525 – 531.
8. Афонин В.К. Металлы и сплавы: Справочник / Под ред. Ю.П. Солнцева. – СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 1092 с.
9. Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И. Лаборатория металлографии. – М.: Металлургия, 1965. – 439 с.
10. Сканирующий зондовый микроскоп Solver PRO. Руководство пользователя. – М.: ЗАО «Нанотехнология-МДТ», 2006. – 341 с.
11. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шляхова Г.В., Орлова Д.В. Мезо- и макроструктурная локализация пластического течения объемного субмикроструктурного титана // Изв. вуз. Физика. 2009. № 9-1. С. 48 – 52.
12. Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. Nanostructure of superconducting Nb-Ti cable // Steel in Translation. 2013. Vol. 43. No. 10. P. 640 – 643.
13. Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B., Kosinov D.A. Localization of plastic deformation in alloyed γ -iron single crystals electrolytically saturated with hydrogen // Steel in Translation. 2013. Vol. 43. No. 8. P. 480 – 484.
14. Зуев Л.Б., Шляхова Г.В. О возможностях атомно-силовой микроскопии в металлографии углеродистых сталей // Материаловедение. 2014. № 7. С. 7 – 14.
15. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наукова думка, 1989. – 256 с.
16. Zuev L.B., Semukhin B.S., Lunev A.G. On the interrelation between plastic-deformation localization and the acoustic properties of aluminum and D16 alloy // Russian Metallurgy (Metallurgy). 2004. No. 3. P. 286 – 292.
17. Лунев А.Г., Бочкарева А.В. О влиянии структурных превращений в деформируемых материалах на скорость и затухание волн Рэлея // Изв. ТПУ. 2008. Т. 312. № 2. С. 188 – 191.

Поступила 22 сентября 2014 г.

ULTRASOUND VELOCITY VARIATION AT PLASTIC DEFORMATION OF HIGH-CHROMIUM STEEL

S.A. Barannikova^{1,2,3}, A.V. Bochkareva¹, A.G. Lunev^{1,4},
G.V. Shlyakhova^{1,5}, L.B. Zuev^{1,2}

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

²National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

³Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

⁴National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

⁵Seversk Technological Institute, National Research Nuclear University, Seversk, Russia

Abstract. The paper is devoted to the research of velocity variation of ultrasound propagation at plastic deformation of corrosion-resistant high-chromium steel 40KH13 with ferrite-carbide (as-received condition), martensitic (after hardening) and sorbite (after high-temperature tempering) structures. It has been revealed that each condition demonstrates its own load curve. In as-received condition the load diagram is practically a parabolic one on the whole extent, while in a martensitic condition there is only the stage of a linear deformation hardening, and in a sorbite condition the plastic flow curve is three-stage. Using the methods of optic and atomic-force microscopy, the authors have researched the structure of steel at different kinds of thermal treatment. Simultaneously with the registration of load curves the researches have conducted the velocity measurement of ultrasound surface waves (Rayleigh waves) in the researched steel at the extension. The realization of the method of velocity variation of Rayleigh waves is in a periodic generation of rectangular impulses with the duration of 100 ns at the input of a radiant piezoelectric transducer and the registration of the passed-by one according to the sample of the wave by means of the receiving piezoelectric transducer, connected up to the digital oscilloscope. The registered signal in a digital form has been used to measure time, passed from the moment of impulse generation at the input of the radiant transducer up to the moment of signal initiation at the output of the receiving transducer. The distance between the transducers during the experiment is constant. It has been shown that the dependence of ultrasound velocity at active loading is defined by the plastic flow rule, i.e. the staging of the appropriate loading diagram. The structural condition of the researched steel changes not only the type of the deformation curve at uniaxial tension, but it also changes the dependence character of ultrasound velocity on the deformation.

Keywords: high-chromium steel, structure, plastic deformation, mechanical properties, ultrasound velocity, atomic-force microscopy.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-558-564

REFERENCES

- Pelleg J. *Mechanical properties of materials*. Dordrecht, Heidelberg, New York, London: Springer, 2013, 644 p.
- Murav'ev V.V., Volkova L.V. Estimation of residual stresses in locomotive wheel treads using the acoustoelasticity method. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2013, vol. 49, no. 7, pp. 382–386.
- Murav'ev V.V., Murav'ev M.V., Bekher S.A. A novel technique of AE signal processing for upgrading the accuracy of flaw localization. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2002, vol. 38, no. 8, pp. 600–610.
- Murav'ev V.V., Murav'eva O.V., Platunov A.V. etc. Investigations of acoustoelastic characteristics of rod waves in heat-treated steel wires using the electromagnetic-acoustic method. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2012, vol. 48, no. 8, pp. 447–456.
- Zuev L.B., Semukhin B.S., Bushmeleva K.I. Variation of the ultrasonic velocity in Al under plastic deformation. *Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics*. 2000, vol. 45, no. 1, pp. 50–54.
- Zuev L.B., Semukhin B.S. Acoustic properties of metals and alloys under deformation. *Physics and Chemistry of Metal Treatment*. 2002, no. 5, pp. 65–68.
- Danilov V.I., Orlova D.V., Zuev L.B., Shlyakhova G.V. Special features of the localized plastic deformation and fracture of high chromium steel of the martensitic class. *Russian Physics Journal*. 2009, vol. 52, no. 5, pp. 525–531.
- Afonin V.K. *Metally i splavy: Spravochnik* [Metals and alloys: Reference book]. Solntsev Yu.P. ed. St. Petersburg: NPO "Professional", 2007, 1092 p. (In Russ.).
- Panchenko E.V., Skakov Yu.A., Krimer B.I. *Laboratoriya metallografii* [Laboratory of metallography]. Moscow: Metallurgiya, 1965, 439 p. (In Russ.).
- Skanirovushchii zondovyi mikroskop Solver PRO. Rukovodstvo pol'zovatelya* [Scanning probe microscope Solver PRO. User manual]. Moscow: ZAO "Nanotekhnologiya-MDT", 2006, 341 p. (In Russ.).
- Zuev L.B., Danilov V.I., Shlyakhova G.V., Orlova D.V. Meso- and macrostructural localization of plastic flow of volumetric submicrocrystalline titanium. *Izvestiya VUZov. Fizika*. 2009, no. 9-1, pp. 48–52. (In Russ.).
- Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. Nanostructure of superconducting Nb-Ti cable. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 10, pp. 640–643.
- Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B., Kosinov D.A., Localization of plastic deformation in alloyed γ -iron single crystals electrolytically saturated with hydrogen. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 8, pp. 480–484.
- Zuev L.B., Shlyakhova G.V. On possibilities of atomic-force microscopy in metallography of carbon steel. *Materialovedenie*. 2014, no. 7, pp. 7–14. (In Russ.).
- Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P. *Deformatsionnoe uprochnenie i razrushenie polikristallicheskih metallov* [Strain hardening and polycrystalline metal fracture]. Kiev: Naukova dumka, 1989, 256 p. (In Russ.).
- Zuev L.B., Semukhin B.S., Lunev A.G. On the interrelation between plastic-deformation localization and the acoustic properties of aluminum and D16 alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2004, no. 3, pp. 286–292.
- Lunev A.G., Bochkareva A.V. On the influence of structural transformations in deformable materials on the velocity and decay of Rayleigh waves. *Izvestiya TPU*. 2008, vol. 312, no. 2, pp. 188–191. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in the framework of the Program of fundamental researches of the State Academy of Sciences in 2013 – 2020 and the RFBR grant no. 14-08-31310 мол_a.

Information about the authors:

S.A. Barannikova, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Professor, Leading Researcher (bsa@ispms.tsc.ru)

A.V. Bochkareva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Junior Researcher (avb@ispms.tsc.ru)

A.G. Lunev, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Assist. Professor of the Chair "Theoretical and Applied Mechanics" (agl@ispms.tsc.ru)

G.V. Shlyakhova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Assist. Professor of the Chair "Machines and Devices of Chemical and Atomic Productions" (shgv@ispms.tsc.ru)

L.B. Zuev, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Head of the Laboratory of Physics of Strength and Plasticity, Professor of the Chair "Theory of Strength and Designing" (lbz@ispms.tsc.ru)

Received September 22, 2014

УДК 669-179

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ХРОМА НА ПРОЦЕСС СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЖИДКИХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Тягунов А.Г.¹, к.т.н., заведующий кафедрой полиграфии и веб-дизайна (adi8@yandex.ru)

Вьюхин В.В.¹, старший научный сотрудник исследовательского центра физики
металлических жидкостей Института материаловедения и металлургии (v.v.vyukhin@urfu.ru)

Тягунов Г.В.¹, д.т.н., профессор кафедры безопасности
жизнедеятельности (g.v.tyagunov@urfu.ru)

Барышев Е.Е.¹, д.т.н., заведующий кафедрой безопасности
жизнедеятельности (e.e.baryshev@urfu.ru)

Акиенцев Ю.Н.², к.т.н., старший научный сотрудник (ayn@imp.uran.ru)

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

²Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН
(620990, Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18)

Аннотация. Изучены температурные и концентрационные зависимости удельного электросопротивления сплавов системы никель–хром в жидком состоянии. Экспериментальные данные свидетельствуют о нелинейной концентрационной зависимости изотермы электросопротивления изученных сплавов. Результаты исследований температурных и концентрационных зависимостей удельного электросопротивления сплавов никеля и хрома позволяют определить оптимальные условия формирования микрооднородной и равновесной структуры расплава. Использование теории перколяции и квазихимического варианта модели микронеоднородного строения жидких металлических сплавов дает возможность качественно объяснить характер изотермы электросопротивления хромоникелевых расплавов. Процесс структурообразования хромоникелевых расплавов по мере роста концентрации хрома представлен в виде схемы, отражающей поэтапное формирование различных кластеров, которые отличаются структурой и размерами.

Ключевые слова: температура, концентрация, жидкий металл, система никель–хром, временная зависимость удельного электросопротивления, изотерма, структура, физическая модель.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-565-570

Сплавы на основе никеля обладают хорошей технологичностью, высокой стойкостью против радиационного набухания, жаропрочностью и коррозионной стойкостью в различных средах. Все это позволяет рассматривать их в качестве перспективных конструкционных материалов для машиностроения, авиации и космонавтики; для применения в активной зоне реакторов на быстрых нейтронах, первой стенки и blankets термоядерных реакторов, использующих в качестве теплоносителя расплавы щелочных металлов и их солей [1 – 3].

Главным и обязательным легирующим элементом в никелевых сплавах является хром, который обеспечивает высокое сопротивление окислению.

Диаграмма состояния системы Ni–Cr относится к эвтектическому типу с температурой эвтектического равновесия 1345 °С (рис. 1). Атомные радиусы этих элементов близки и составляют 0,127 и 0,124 нм соответственно, но из-за неизоморфности их решеток (Cr – ОЦК, Ni – ГЦК) они образуют ограниченные твердые растворы: γ-твердый раствор на основе никеля и α-твердый раствор на основе хрома. При охлаждении γ-твердого раствора до температуры 580 °С может

образовываться упорядоченная фаза Ni₂Cr, имеющая ромбическую структуру [1, 2, 4].

В качестве конструкционных материалов обычно используют сплавы, содержащие до 28 – 30 % Cr (по массе), в которых при всех температурах фиксируется γ-твердый раствор, т.е. в пределах растворимости хрома в никеле при комнатной температуре. Однако различия в электроотрицательностях никеля и хрома, образование химического соединения Ni₂Cr, наличие отрицательных отклонений термодинамических свойств сплавов от идеальности при концентрации никеля менее 30 %, максимальная жаропрочность никелевых сплавов при содержании 30 – 35 % Cr (по массе), возрастание энергии связи и сил связи при добавлении хрома к никелю, определяемые по характеристической температуре Дебая, теплоте смешения и изменению свободной энергии, свидетельствуют о более интенсивном взаимодействии между разноименными атомами в системе Ni–Cr по сравнению с одноименными.

Своеобразная роль никеля проявляется при образовании сплавов и интерметаллидов. Переменная валентность, непрерывное и плавно возрастающее искажение

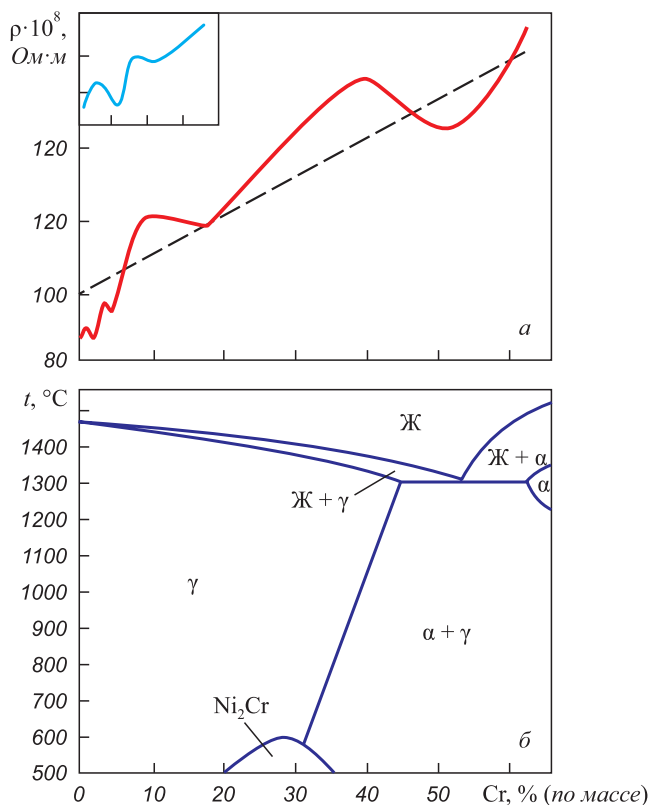


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Ni–Cr (а) и изотерма удельного электросопротивления сплавов при 1700 °С (б)

Fig. 1. State diagram of Ni–Cr system (a) and isotherm of specific electrical resistance of alloys at the temperature of 1700 °C (b)

кристаллической решетки твердого раствора на основе никеля по мере увеличения концентрации хрома дают основание для предположения дополнительных полярных связей. При этом определяющим фактором стабильности структуры является электронная концентрация, а не различия размеров атомов [1, 5, 6].

Изменения структуры никеля, нагретого выше температуры Дебая, а также структуры жидкого никеля и его сплавов с хромом обнаружены Д.Б. Шульгиным [7] при изучении политерм магнитной восприимчивости (χ). Наблюдаемые аномальные отклонения $\chi(t)$ от известной зависимости, соответствующей уравнению Кюри-Вейса, по мнению авторов, связаны с возможностью реализации необходимых условий перколяционного перехода по атомам, кинетическая энергия которых превышает энергию активации перехода (E_A) к статической упаковке.

Такой вывод не противоречит распределению Максвелла, согласно которому при температурах, значительно превышающих точку интервала плавления, существует конечное число атомов, энергия которых близка к E_A . Причем с ростом температуры количество таких атомов и, следовательно, доля занимаемого ими объема увеличивается.

Согласно квазихимическому варианту микронеоднородного строения жидкого металла [8] атом второ-

го элемента вызывает возмущение матрицы вещества, которое распространяется в пределах сферы радиусом до нескольких десятков ангстрем. В частности, радиус возмущенной области вокруг кислорода, внедренного в матрицу никеля, составляет около 10 Å, а внедренного в матрицу железа – около 20 Å. Известны и другие данные.

По образованным вокруг внедренных атомов микрогруппировкам, не имеющим четких границ, но характеризующихся более слабыми силами межатомного взаимодействия в пограничных слоях, чем вблизи примесных атомов, при определенных концентрациях последнего возможен перколяционный переход [8].

Для дальнейшего понимания структурообразования расплава необходимо учесть следующее: процессы взаимного растворения жидких металлов и установление равновесия являются многостадийными. На первом этапе преимущественно за счет конвективной диффузии формируется макроскопически однородное состояние расплава. Далее процессы лимитируются диффузией атомов в микрообласти кластеризованного расплава. Этой стадии свойственен кинетический режим, который может быть ускорен нагревом до критической температуры, зависящей от состава сплава, структуры шихтовых материалов, способа выплавки и других факторов.

Другим вариантом перевода расплава в состояние равновесия является достаточно длительная временная выдержка. После расплавления и нагрева образца до заданной температуры изменение его физических свойств при изотермической выдержке представляет собой типичный вид затухающих колебаний (рис. 2). Длительность выдержки (τ_p), при которой осуществляется переход к колебаниям с амплитудой, не превышающей уровень экспериментальной погрешности, соответствует окончанию периода релаксации структуры расплава в данных условиях [8 – 11]. Незавершенность структурной релаксации приводит к тому, что в жидких сплавах одинакового состава параметры ближнего порядка, характер межчастичных взаимодействий и распределение элементов по структурным составляющим существенно различаются. Такое состояние расплава оказывает влияние на процессы, протекающие при кристаллизации и, как следствие, на структуру и свойства твердого металла.

Наиболее выражено и информативно структурные изменения в расплаве проявляются на температурных зависимостях физических свойств: кинематической вязкости, удельного электросопротивления, магнитной восприимчивости, поверхностного натяжения и плотности.

Известно, что отличительной особенностью металлов является наличие в них почти свободных электронов. Это определяет их уникальные электрические характеристики, специфику межчастичного взаимодействия и, следовательно, все макроскопические

свойства. Поэтому изучение зависимости удельного электросопротивления от состава сплава, температуры и продолжительности экспозиции при неизменных температурах позволяет установить наиболее существенные особенности процесса формирования структуры расплава.

В настоящей работе проведены исследования 36 композиций хромоникелевых сплавов в интервале (0 – 65) % Cr (по массе) в никеле. Время релаксации структуры не превышало 12 мин, кроме составов с содержанием хрома, близком к 30 %, для которых $\tau_p = 20$ мин. Характерный вид температурной зависимости удельного электросопротивления (ρ) хромоникелевых сплавов приведен на рис. 2. В температурном интервале солидус–ликвидус величина ρ скачкообразно изменяется на 3 – 4 %. Дальнейший нагрев сопровождается повышением удельного электросопротивления, связанным не только с возрастающим фоновым рассеянием электронов проводимости, но и формированием более упорядоченной структуры расплава. Нагрев выше t_r (t_r – температура гистерезиса политерм) способствует уменьшению размеров образованных микрогруппировок за счет сокращения приграничной зоны, атомы которой оказались менее связанными энергетически с центрами кластеров и обладали повышенной амплитудой колебаний. Устойчивость образованной структуры сохраняется при охлаждении расплава после его нагрева до критической температуры (t_k) вплоть до аномальной температуры ($t_{ан}$). Резкое уменьшение значений ρ при температуре ниже $t_{ан}$, по-видимому, связано с объединением близких по своему строению кластеров в структурные образования или блоки, которые при дальнейшем охлаждении становятся центрами

кристаллизации. Сокращение межкластерных границ приводит к освобождению части электронов связи, это способствует уменьшению ρ .

Аналогичный характер политерм физических свойств расплавов обнаружен при исследованиях синтезированных в лабораториях различных металлических композиций, а так же промышленных сталей и сплавов. Резкая перестройка структуры расплава приводит к несовпадению значений свойств, полученных в ходе нагрева образца до критической температуры и последующем охлаждении. Вторичный цикл измерений (нагрев–охлаждение) характеризуется совпадением результатов с обратной ветвью первоначальной зависимости, т.е. можно уверенно констатировать, что политермы свойств служат критерием для оценки степени удаленности расплава от равновесного состояния.

Концентрационная зависимость удельного электросопротивления хромоникелевых сплавов, находящихся в равновесном состоянии, представлена на рис. 1. Волнообразный характер изотермы ρ наблюдается не только при малых добавках хрома, но и при больших его концентрациях.

Результаты корреляционного анализа, выполненного с применением пакета Advanced Grapher, представлены на рис. 1 (показаны пунктирной линией, отражающей зависимость удельного электросопротивления хромоникелевых расплавов от концентрации хрома).

Действительно, при близких значениях атомных радиусов хрома и никеля фактор фонового рассеяния электронов проводимости практически мало зависит от состава сплавов. Следовательно, в некотором приближении можно сделать вывод о преобладающем влиянии на величину ρ количества свободных электронов n , приходящихся на один атом. Поскольку хром характеризуется меньшим значением n , то вполне естественно, что сплавы с большим содержанием хрома обладают повышенным электросопротивлением. Однако экспериментальные данные свидетельствуют о нелинейности изотермы ρ изученных сплавов.

При введении атомов хрома в никель происходит значительное искажение структур электронной и атомной подсистем никеля в некоторой области вблизи примесного атома. В результате образуется микрогруппировка, характер упорядочения в которой отличается от такового в микрообластях никеля, не подверженных возмущающему действию атомов хрома.

Вследствие разной электроотрицательности атомов никеля система приобретает избыточный заряд. Возмущенный потенциал этого заряда имеет конечный радиус действия и охватывает несколько координационных сфер вокруг каждого атома хрома. В результате электронного взаимодействия между атомами хрома и никеля образуются локальные блоки упорядочения, которые являются дополнительным фактором рассеяния электронов проводимости [12 – 14]. Появление кластеров в системе Ni–Cr приводит к повышению ее элект-

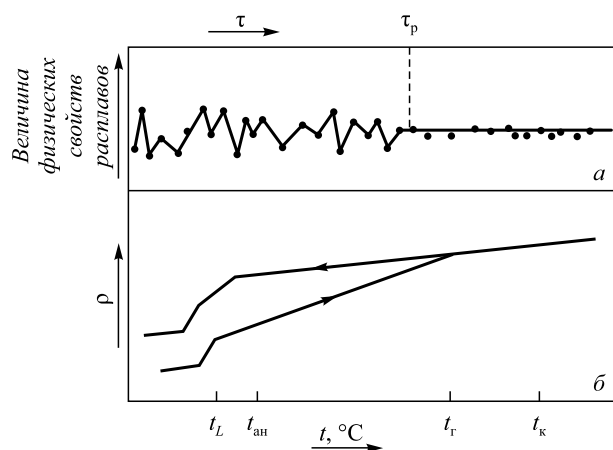


Рис. 2. Типичные зависимости физических свойств жидких хромоникелевых расплавов от продолжительности изотермической выдержки (а) и удельного электросопротивления (ρ) жидких хромоникелевых сплавов при нагреве и охлаждении (б)

Fig. 2. Typical dependences of physical properties of liquid chrome-nickel melts on the duration of isothermal exposure (a) and specific electrical resistance (ρ) of liquid chrome-nickel alloys at the heating and cooling (b)

росопротивления, причем тем сильнее, чем больше кластеров, т.е. чем выше концентрация хрома в сплаве. В результате электронного взаимодействия между атомами хрома и никеля образуются локальные блоки упорядочения, являющиеся дополнительным фактором рассеяния электронов проводимости. Повышение количества кластеров в системе приводит к повышению ее электросопротивления, причем тем сильнее, чем больше кластеров, т.е. чем выше концентрация хрома в сплаве.

Используя положение теории перколяции, удается представить процессы возникновения кластеров, образование их цепи, а затем появление зон перекрытий (рис. 3).

При выплавке сплавов энергия теплового движения атомов k_T не превышает энергетических барьеров. Это способствует сохранению в структуре расплавов нескольких видов микрогруппировок, различающихся по составу и размерам. При критических температурах происходит повышение потенциального барьера, удерживающего их. Прежде всего это касается поверхностных границ кластеров больших размеров.

Наблюдаемые на рис. 1 максимумы на изотерме соответствуют концентрациям, при которых структура сплавов системы Ni–Cr обладает наибольшим рассеянием электронов проводимости. После каждого максимума последующее повышение концентрации хрома приводит к появлению каналов проводимости, к снижению удельного электросопротивления и формированию концентрационных областей минимальных значений ρ , соотношение между центрами которых равно 3 – 4.

Процесс структурообразования хромоникелевых расплавов по мере роста концентрации хрома представлен в виде схемы (рис. 3), отражающей поэтапное форми-

рование различных кластеров, которые отличаются структурой и размерами [8]. На первом этапе формирования структуры хромоникелевых сплавов касающиеся кластеры образуют цепь, по которой в меньшей степени происходит рассеяние электронов проводимости, т.е. эффект протекания приводит к уменьшению электросопротивления системы. На втором максимуме структура соответствует системе, полностью состоящей из касающихся кластеров. На третьем максимуме наблюдается перекрытие кластеров.

После незначительного уменьшения электросопротивления в концентрационном интервале 12,5 – 20,0 % Cr наблюдается интенсивный рост ρ до четвертого максимума, что, по-видимому, связано с появлением в расплаве кластеров, близких по структуре Ni_2Cr . Возможность такого варианта обусловлена термодинамически неравновесными условиями нагрева и плавления исходных образцов.

Положение четвертого минимума на изотерме совпадает с эвтектической точкой на диаграмме состояния. Перед плавлением эвтектическая композиция, состоящая из двух обособленных γ - и α -фаз, близка к термодинамическому равновесию [15]. Прочные поверхностные связи таких мелкодисперсных частиц создают условия, оказывающие существенное влияние на формирование структуры расплава. При этом объемные соотношения фаз эвтектики перед плавлением регулировать не удастся.

Дальнейшее увеличение концентрации хрома сопровождается интенсивным ростом электросопротивления, а строение кластеров стремится к индивидуализации α -подобной структуры.

Выводы. Результаты исследований температурных и концентрационных зависимостей удельного

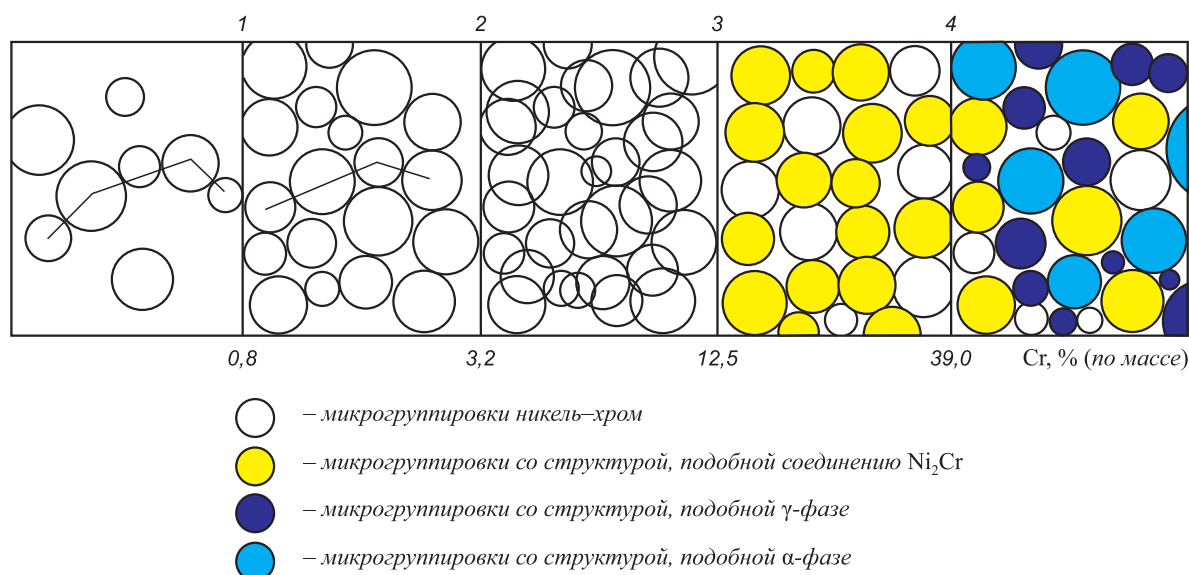


Рис. 3. Схематическое расположение микрогруппировок системы Ni–Cr

Fig. 3. Schematic arrangement of microgroups of Ni–Cr system

электросопротивления сплавов никеля и хрома позволяют определить оптимальные условия формирования микрооднородной и равновесной структуры расплава. Кроме этого, используя некоторые положения теории перколяции и квазихимического варианта модели микрон неоднородного строения жидких металлических сплавов, удастся качественно объяснить характер изменения волнообразной изотермы электросопротивления хромоникелевых расплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Конструкционные материалы ядерных реакторов / Н.М. Бескорвайный, Б.А. Калинин, П.А. Платонов, И.И. Чернов. – М.: Энергоатомиздат, 1995. – 704 с.
2. Гольдштейн М.И., Векслер Ю.Г., Грачев С.В. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
3. Барышев Е.Е., Тягунов А.Г., Степанова Н.Н. Влияние структуры расплава на свойства жаропрочных никелевых сплавов в твердом состоянии. – Екатеринбург: НИСО УрО РАН, 2010. – 197 с.
4. Danis M., Cansever N. Effect of Cr content on mechanical and electrical properties of Ni–Cr thin films // *Journal of Alloys and Compounds*. 2010. No. 493. P. 649 – 653.
5. Rie Endo, Masaya Shima, Masahiro Susa. Thermal-Conductivity Measurements and Predictions for Ni – Cr Solid Solution Alloys // *Int. J. Thermophys.* 2010. No. 31. P. 1991 – 2003.
6. Glagoleva Yu.V., Pushkareva N.B., Lapshova Yu.E., Sadyreva O.V., Polev V.F., Gorbato V.I., Taluts S.G., Korshunov I.G. Thermophysical and Transport Properties of Nickel – Chromium Alloys at High Temperatures // *The Physics of Metals and Metallography*. 2006. Vol. 102. No. 1. P. 48 – 54.
7. Свойства металлических расплавов: сборник. В 2 ч. Ч. 1. / В.С. Цепелев, В.В. Конашков, Б.А. Баум и др. – Екатеринбург: изд. УГТУ-УПИ, 2008. – 358 с.
8. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
9. Баум Б.А., Игошин И.Н., Шульгин Д.Б. и др. О колебательном характере процесса релаксации неравновесных металлических расплавов // *Изв. АН СССР. Расплавы*. 1988. Т. 2. № 5. С. 19 – 31.
10. Баум Б.А., Шульгин Д.Б., Буллер Т.П. Осциллирующий характер процесса релаксации металлической жидкости // *Металлофизика*. 1989. № 5. С. 90 – 93.
11. Замятин В.М., Баум Б.А., Мезенин А.А., Шмакова К.Ю. Временные зависимости свойств расплавов, их значение, особенности и варианты объяснения // *Расплавы*. 2010. № 5. С. 19 – 31.
12. Thakor P.B., Patel J.J., Sonvane Y.A., Gajjar P.N., Jani A.R. Electrical resistivity of Ni–Cr liquid binary alloy // *Solid State Phenomena*. 2014. Vol. 209. P. 233 – 236.
13. Thakore B.Y., Suthar P.H., Khambholja S.G., Gajjar P.N., Bhatt N.K., Jani A.R. Temperature Dependent Electrical Transport Properties of Ni–Cr and Co–Cr Binary Alloys // *AIP Conference Proceedings*. 2011. No. 1393. P. 157 – 158.
14. Kostov A., Živkovic D. Thermodynamic properties calculation in Ni–Cr–Co liquid alloys using FactSage // *International Journal of Computer Aided Engineering and Technology*. 2011. No. 3(1). P. 34 – 52.
15. Курц В., Зам П.П. Направленная кристаллизация эвтектических материалов. – М.: Металлургия, 1980. – 272 с.

Поступила 10 февраля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 565–570.

EFFECT OF CHROMIUM CONCENTRATION ON THE STRUCTURE FORMATION PROCESS OF LIQUID CHROME-NICKEL ALLOYS

A.G. Tyagunov¹, V.V. V'yukhin¹, G.V. Tyagunov¹, E.E. Baryshev¹, Yu.N. Akshentsev²

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

² M.N. Mikheev Institute of Metal Physics UB RAS, Ekaterinburg,
Russia

Abstract. The temperature and concentration dependences of the electrical resistivity of the nickel-chromium alloys in the liquid state have been studied. Experimental data suggest a nonlinear concentration dependence of the electrical resistivity isotherms of the studied alloys. The results of studies of the temperature and concentration dependencies of the electrical resistivity of nickel-chromium alloys allow determining the optimal conditions for the formation of microhomogeneous and the equilibrium structure of the melt. Using of percolation theory and quasicheical model of microheterogeneous structure of liquid metal alloys gives the possibility to explain the nature of the isotherms of the electrical resistivity of nickel-chromium melts. The process of structure formation of nickel-chromium melts with increasing chromium concentration has been presented in the form of schemes, reflecting the gradual formation of different clusters, featuring by their structure and size.

Keywords: temperature, concentration, liquid metal, nickel-chromium melts, time dependence, electrical resistivity, isotherm, structure, physical model.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-565-570

REFERENCES

1. Beskorovainyi N.M., Kalin B.A., Platonov P.A., Chernov I.I. *Konstruktsionnye materialy yadernykh reaktorov* [Constructional materials of nuclear reactor]. Moscow: Energoatomizdat, 1995, 704 p. (In Russ.).
2. Gol'dshtein M.I., Veksler Yu.G., Grachev S.V. *Spetsial'nye stali* [Special steels]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 408 p. (In Russ.).
3. Baryshev E.E., Tyagunov A.G., Stepanova N.N. *Vliyaniye struktury rasplava na svoystva zharoprochnykh nikelovykh splavov v tverdom sostoyanii* [Influence of melt structure on the properties of heat-resistant nickel alloys in a solid state]. Ekaterinburg: NISO UrO RAN, 2010, 197 p. (In Russ.).
4. Danis M., Cansever N. Effect of Cr content on mechanical and electrical properties of Ni–Cr thin films. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010, no. 493, pp. 649–653.
5. Rie Endo, Masaya Shima, Masahiro Susa. Thermal-conductivity Measurements and predictions for Ni – Cr solid solution alloys. *Int. J. Thermophys.* 2010, no. 31, pp. 1991–2003.
6. Glagoleva Yu.V., Pushkareva N.B., Lapshova Yu.E., Sadyreva O.V., Polev V.F., Gorbato V.I., Taluts S.G., Korshunov I.G. Thermophysical and transport properties of nickel-chromium alloys at high temperatures. *The Physics of Metals and Metallography*. 2006, vol. 102, no. 1, pp. 48–54.
7. Tsepelev V.S., Konashkov V.V., Baum B.A., Tyagunov G.V., Baryshev E.E. *Svoystva metallicheskiykh rasplavov: sbornik. V 2 ch. Ch. 1* [Properties of metal melt: Collected papers in 2 parts. Part 1]. Ekaterinburg: izd. UGTU-UPI, 2008, 358 p. (In Russ.).

8. Baum B.A., Khasin G.A., Tyagunov G.V., Klimenkov E.A., Bazin Yu.A., Kovalenko L.V., Mikhailov V.B., Raspopova G.A. *Zhidkaya stal'* [Liquid steel]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 208 p. (In Russ.).
9. Baum B.A., Igoshin I.N., Shul'gin D.B., Buler T.P., Bazin Yu.A., Gushchin V.S., Tret'yakova E.E., Matveev V.M., Rovbo M.V. On the vibrational nature of the relaxation process of nonequilibrium metal melts. *Izvestiya AN SSSR. Rasplavy*. 1988, vol. 2, no. 5, pp. 19–31. (In Russ.).
10. Baum B.A., Shul'gin D.B., Buller T.P. Oscillatory character of the relaxation process of metal liquids. *Mestallofizika*. 1989, no. 5, pp. 90–93. (In Russ.).
11. Zamyatin V.M., Baum B.A., Mezenin A.A., Shmakova K.Yu. Time dependences of melt properties, their meaning, peculiarities and the variants of explanation. *Rasplavy*. 2010, no. 5, pp. 19–31. (In Russ.).
12. Thakor P.B., Patel J.J., Sonvane Y.A., Gajjar P.N., Jani A.R. Electrical resistivity of Ni-Cr liquid binary alloy. *Solid State Phenomena*. 2014, vol. 209, pp. 233–236.
13. Thakore B.Y., Suthar P.H., Khambholja S.G., Gajjar P.N., Bhatt N.K., Jani A.R. Temperature Dependent Electrical Transport Properties of Ni-Cr and Co-Cr Binary Alloys. *AIP Conference Proceedings*. 2011, no. 1393, pp. 157–158.
14. Kostov A., Živkovic D. Thermodynamic properties calculation in Ni-Cr-Co liquid alloys using FactSage. *International Journal of Computer Aided Engineering and Technology*. 2011, no. 3(1), pp. 34–52.
15. Kurz W., Sahm P.R. *Gerichtet erstarrte eutektische Werkstoffe*. Springer-Verlag: Berlin-Heidelberg-New York, 1975. (Russ.ed.: Kurz W., Sahm P.R. *Napravlenaya kristallizatsiya evtekticheskikh materialov*. Moscow: Metallurgiya, 1980, 272 p.).

Information about the authors:

A.G. Tyagunov, *Cand. Sci. (Eng.), Head of the Chair of Polygraphy and Web-design* (adi8@yandex.ru)

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

G.V. Tyagunov, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Life Safety* (g.v.tyagunov@urfu.ru)

E.E. Baryshev, *Dr. Sci. (Eng.), Head of the Chair of Life Safety* (e.e.baryshev@urfu.ru)

Yu.N. Akshentsev, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher* (ayn@imp.uran.ru)

Received February 10, 2015

УДК 669.017

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ НИОБИЯ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ*

Сарычев В.Д.¹, к.т.н., доцент кафедры физики им. В.М. Финкеля (sarychev_vd@mail.ru)

Хаимзон Б.Б.², к.ф.-м.н., доцент кафедры физики и методики
преподавания физики (khaimzon@yandex.ru)

Невский С.А.¹, к.т.н., доцент кафедры физики им. В.М. Финкеля (nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru)

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

² Новокузнецкий институт (филиал) Кемеровского государственного университета
(654027, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., пр. Пионерский, 13)

Аннотация. Проведено моделирование процесса растворения ниобия в железе при электродуговой наплавке. В основе модели лежат представления о диффузионном характере растворения частиц ниобия в металлах. Модель включает в себя уравнения диффузии, начальные и граничные условия, а также уравнение движения границы раздела сред. Предполагалось, что значение коэффициента диффузии в жидком железе многократно превышает значение этого коэффициента в твердом растворе. Решение диффузионной задачи Стефана в области твердого тела находили в виде ряда Фурье по косинусам, а в области жидкости – в виде функции ошибок. В результате получено время растворения ниобия, которое для высоких температур и частиц размерами 10 мкм составляет от 10 до 100 с.

Ключевые слова: электродуговая наплавка, диффузия, уравнение диффузии, ниобий, железо, время растворения, ряд Фурье, функция ошибок.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-571-575

Проблема исследования образования и эволюции наноструктурных состояний в материалах при воздействии концентрированных потоков энергии давно привлекает внимание ученых [1]. Наноструктурные состояния, сформированные при воздействии таких потоков на поверхности материалов, способствуют увеличению их прочности и износостойкости [2, 3]. Одним из наиболее простых и эффективных способов создания таких состояний является электродуговая наплавка [4, 5], позволяющая создавать биметаллические изделия, у которых высокая прочность и низкая стоимость сочетаются с большой долговечностью в условиях эксплуатации. При этом основная часть деталей может быть выполнена из низколегированных сталей.

Применение электродуговой наплавки для ремонта изношенных деталей позволяет сократить количество запасных частей эксплуатируемого оборудования, сократить время простоя при ремонтах, снизить расходы на обслуживание оборудования. Использование специально разработанной технологии создания поверхностного слоя с помощью наплавки позволяет увеличить срок службы в 80 раз [4]. Поэтому изучение механизмов, приводящих к такому значительному эффекту, является важным научно-техническим направлением, имеющим огромное практическое значение. Класс явлений, происходящих при наплавке, можно отнести к аддитивным технологиям, которым в настоящее время в мире прида-

ется важное значение [6]. Однако наплавка имеет и недостатки, которые заключаются в формировании грубо дисперсных структур: их формирование обусловлено растворением легирующих элементов. Для исправления указанных недостатков необходима разработка способов управления временем растворения.

Легированная ниобием сталь приобретает высокие износостойкие свойства, и это достигается при добавлении всего лишь 200 г металлического ниобия на тонну стали [6, 7]. Для придания износостойкости нет необходимости легировать весь объем стали ниобием, а достаточно создать покрытие на поверхности. Сопротивление износу сильно зависит от микроструктурных параметров металлической матрицы и карбидов. Карбиды ниобия формируются при взаимодействии атомов ниобия с атомами углерода аустенита. Условием формирования карбида является наличие атомов ниобия в расплаве, которые возникают за счет растворения массивной частицы ниобия. Поэтому важным является предсказать время растворения этой частицы.

Целью настоящей работы является создание математической модели для определения времени растворения легирующих элементов.

Следует отметить, что подобная модель была разработана в работе [8] для анализа структурно-фазовых превращений в системе титан – углерод при электро-взрывном легировании. В настоящем исследовании подход, использованный в этой работе, будет применен на системе ниобий – железо.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-00065).

Для оценки времени растворения необходимо решить диффузионную задачу. Для простоты будем рассматривать растворение ниобиевой пластины толщиной r_0 . В случае, если толщина пластины много меньше ее поперечных размеров, то диффузионная задача становится одномерной.

Диаграмма состояний температура – состав системы Fe–Nb согласно работе [9] приведена на рис. 1 (где T_2 – температура плавления ниобия; T_1 – эвтектическая температура; γ – атомная доля ниобия). Область I на этой диаграмме занимает твердый раствор железа в ниобии, область III – жидкий расплав Fe–Nb, область II – их двухфазная смесь.

Будем считать, что растворение ниобия в железе происходит при достаточно высоких температурах, когда твердый раствор ниобия растворяется в эвтектическом расплаве Fe–Nb. Это означает, что расчеты должны производиться для температуры T выше температур образования всех промежуточных фаз системы Fe – Nb (1600 °C).

Границы областей I и II, II и III аппроксимируются прямыми

$$\begin{aligned}\gamma_1(T) &= \gamma_{10} + (1 - \gamma_{10}) \frac{T - T_1}{T_2 - T_1}; \\ \gamma_2(T) &= \gamma_{20} + (1 - \gamma_{20}) \frac{T - T_1}{T_2 - T_1}.\end{aligned}\quad (1)$$

Так как в уравнении диффузии используется объемная концентрация (не важно, концентрация массы, числа молей или числа атомов), а не атомная доля, то атомные доли преобразуются в соответствующие приведенные объемные концентрации (объемные доли $c = \frac{V_{Nb}}{V_{Fe} + V_{Nb}}$, где V_{Nb} и V_{Fe} – объемы компонентов). Все

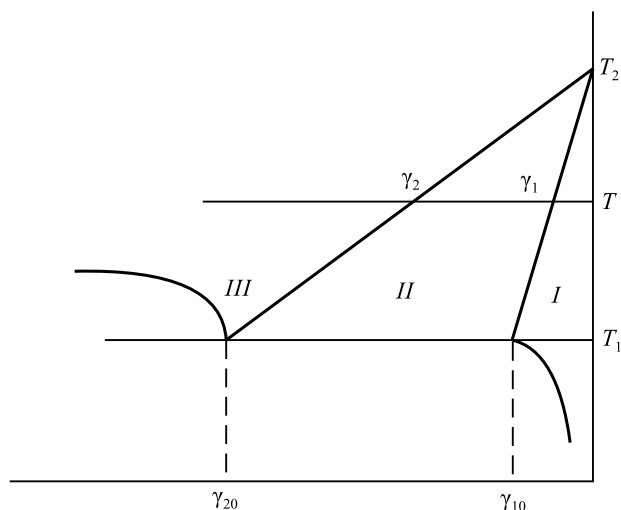


Рис. 1. Правая часть диаграммы состояний температура – состав системы Fe–Nb

Fig. 1. Right part of temperature state diagram – composition of Fe–Nb system

реальные концентрации пропорциональны объемной доле (постоянный множитель). Тогда

$$c = \frac{1}{\left(\frac{1}{\gamma} - 1\right)\varepsilon + 1}; \quad \gamma = \frac{1}{\left(\frac{1}{c} - 1\right)\frac{1}{\varepsilon} + 1}; \quad (2)$$

здесь γ – атомная доля ниобия; $\varepsilon = \frac{\rho_{Nb}}{\rho_{Fe}} \frac{\mu_{Fe}}{\mu_{Nb}}$; ρ_{Nb} и ρ_{Fe} – плотность ниобия и железа; μ_{Nb} и μ_{Fe} – молярная масса ниобия и железа.

Согласно диаграмме (рис. 1) $T_1 = 1673$ К, $T_2 = 2742$ К, $\gamma_{10} = 0,924$, $\gamma_{20} = 0,64$.

Решаем диффузионную задачу Стефана [11, 12]. Профиль концентраций изображен на рис. 2. В такой постановке задачи двухфазная область не имеет пространственной протяженности.

Уравнение модели имеет вид

$$\frac{\partial c(r, t)}{\partial t} = D_i \frac{\partial^2 c(r, t)}{\partial r^2}, \quad i = 1 \text{ при } r < r_1(t) \text{ и } i = 2 \text{ } r > r_1(t),$$

граничные условия

$$\begin{aligned}c(r, t)|_{r_1-0} &= c_1, \quad c(r, t)|_{r_1+0} = c_2, \\ c(\infty, t)| &= 0, \quad \frac{\partial c(r, t)}{\partial r} \Big|_0 = 0,\end{aligned}\quad (3)$$

начальные условия

$$r_1(0) = r_0, \quad c(r, 0) = \begin{cases} 1, & r < r_0, \\ 0, & r > r_0, \end{cases}$$

где D_1 и D_2 – коэффициент диффузии ниобия в твердом растворе железа в ниобии и в расплаве ниобий – железо; $r_1(t)$ – положение границы раздела фаз.

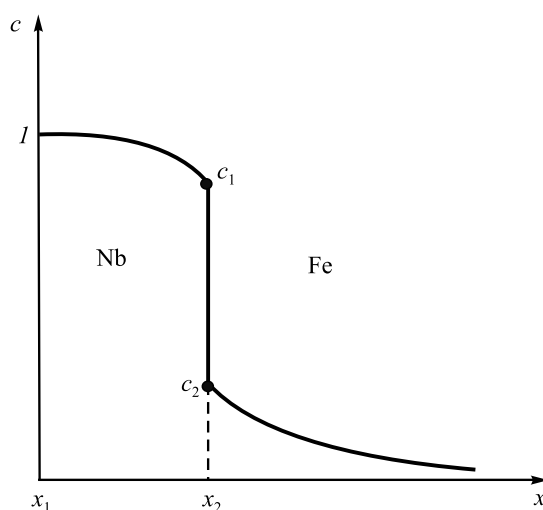


Рис. 2. Профиль концентраций

Fig. 2. Concentration profile

Уравнение движения границы раздела имеет вид

$$(c_1 - c_2) \frac{dr_1}{dt} = -D_1 \left. \frac{\partial c(r, t)}{\partial r} \right|_{r_1=0} + D_2 \left. \frac{\partial c(r, t)}{\partial r} \right|_{r_1=0}. \quad (4)$$

Значения коэффициента диффузии ниобия в твердом растворе железа взяты из работы [13]. Определим значение предэкспоненциального множителя (D_{10}) и энергию активации диффузии (E_1): $D_{10} = 0,376 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2/\text{с}$, $E_1 = 381221 \text{ Дж/моль}$. Значение коэффициента диффузии D_2 ниобия в жидком расплаве много больше, чем D_1 , а его энергия активации мала. Кроме того, в жидкой фазе теплоперенос усиливается за счет конвекции, поэтому будем считать его постоянным и примем за параметр модели.

Решение задачи (3) в области I будем искать в виде

$$c(r, t) = c_1 + \frac{4}{\pi} (1 - c_1) \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{2n+1} \times \cos\left(\frac{(2n+1)\pi r}{2r_1}\right) e^{-\frac{(2n+1)^2 \pi^2 D_1 t}{4r_1^2}}; \quad (5)$$

в области II в виде

$$c(r, t) = c_2 \operatorname{erfc}\left(\frac{r - r_1}{2\sqrt{D_2 t}}\right). \quad (6)$$

Подставляя выражения (5) и (6) в уравнение (4), получим

$$\frac{dr_1}{dt} = \frac{1}{c_1 - c_2} \left(D_1 \frac{2}{r_1} (1 - c_1) \sum_{n=0}^{\infty} e^{-\frac{(2n+1)^2 \pi^2 D_1 t}{4r_1^2}} - c_2 \sqrt{\frac{D_2}{\pi t}} \right). \quad (7)$$

При $t = 0$ эта формула дает неопределенность типа $\infty - \infty$, так как каждое слагаемое в правой части выражения (7) обращается в бесконечность. Ряд в первом слагаемом начинает сходиться очень быстро, начиная с $n = n_0 = \frac{1}{2} \left(\sqrt{\frac{4r_1^2}{\pi^2 D_1 t}} - 1 \right) \approx \frac{r_1}{\pi \sqrt{D_1 t}}$. До этого каждый член ряда практически равен единице. Поэтому сумма ряда приближенно равна n_0 , первое слагаемое оказывается приближенно равно $(1 - c_1) \frac{2}{\pi} \sqrt{\frac{D_1}{t}}$. Отсюда видно, что при $D_1 \ll D_2$ первое слагаемое в выражении (7) всегда много меньше второго, процесс растворения определяется практически полностью диффузией во второй фазе. Пренебрегая первым слагаемым, получим вместо выражения (7) следующее уравнение:

$$\frac{dr_1}{dt} = -\frac{c_2}{c_1 - c_2} \sqrt{\frac{D_2}{\pi t}}. \quad (8)$$

Время растворения находим путем интегрирования выражения (8) и последующих преобразований

$$t_0 = 4\pi \left(\frac{c_1 - c_2}{c_2} \right)^2 \frac{r_0^2}{D_2}. \quad (9)$$

Для плоского включения время растворения пропорционально квадрату толщины включения: этого следовало ожидать. Однако полученное решение является приближенным. Точное автомодельное решение для случая $D_1 \ll D_2$ может быть построено. Согласно данным работ [11 – 14] решение уравнения диффузии ищут в виде $c(r, t) = c(\beta(r, t))$, где $\beta(r, t) = \frac{r}{2\sqrt{D_2 t}}$. Тогда решение краевой задачи (3) имеет следующий вид:

$$c(r, t) = \frac{c_2 \operatorname{erfc}(\beta)}{\operatorname{erfc}(\beta_1)}; \quad \beta_1 = \frac{r_1(t)}{2\sqrt{D_2 t}}. \quad (10)$$

Из уравнения движения границы (4), пренебрегая диффузией в первой фазе, получаем уравнение

$$(c_1 - c_2) \frac{dr_1}{dt} = D_2 \left. \frac{\partial c}{\partial r} \right|_{r=r_1}. \quad (11)$$

Подстановка выражения (10) в уравнение (11) дает следующее:

$$(c_1 - c_2) \frac{dr_1}{dt} = -\frac{c_2 \exp[-(\beta_1)^2]}{\operatorname{erfc}(\beta_1)} \sqrt{\frac{D_2}{\pi t}}. \quad (12)$$

Производную по времени в выражении (12) представим в виде

$$\begin{aligned} \frac{dr_1}{dt} &= 2\sqrt{D_2} \frac{d}{dt} (\beta_1 \sqrt{t}) = 2\sqrt{D_2} \left(\dot{\beta}_1 \sqrt{t} + \frac{\beta_1}{2\sqrt{t}} \right) = \\ &= 2\sqrt{D_2 t} \dot{\beta}_1 + \beta_1 \sqrt{\frac{D_2}{t}}. \end{aligned} \quad (13)$$

Очевидно, что, поскольку значение концентрации на границе постоянно, необходимо, чтобы $\beta_1 = \text{const}$. Поэтому $\dot{\beta}_1 = 0$. Отсюда

$$\sqrt{\pi} (c_1 - c_2) \beta_1 = -\frac{c_2 \exp(-\beta_1^2)}{\operatorname{erfc}(\beta_1)}.$$

Это трансцендентное уравнение позволяет определить значение β_1 . Очевидно, что $\beta_1 < 0$. Так как левая граница системы никак не участвует в процессе, то можно записать

$$r_1(t) = r_0 + 2\beta_1 \sqrt{D_2 t}. \quad (14)$$

Значения β_1 и коэффициента $k = -\frac{c_2}{4(c_1 - c_2)\sqrt{\pi}}$ из выражения (9) для расчета времени растворения при различных температурах приведены ниже:

T, K	1800	2000	2200	2400	2600
β_1	-0,5623	-0,6835	-0,8257	-1,0091	-1,3059
k	-0,3034	-0,4542	-0,7172	-1,2894	-3,4767

Примем размер частиц ниобия равным 10 мкм. Значения времени растворения ниобия в железе в зависимости от температуры приведены ниже:

T, K	1800	2000	2200	2400	2600
t_0, c	80	55	37	25	15

Это время изменяется от 15 до 80 с в зависимости от температуры жидкого железа. Время нахождения поверхностного слоя в жидком состоянии можно оценить как отношение ширины сварочной дуги к скорости сварки. При ширине 2 см и скорости сварки порядка 5 – 10 м/час [15] получаем, что время нахождения в жидком состоянии составит 7 – 15 с, а расчет по формуле (14) дает значение размера включений нерастворенного ниобия приблизительно 5 мкм. Это значение соответствует экспериментально измеренному размеру включений ниобия в наплавке, формируемой порошковой проволокой SK A 70-G [4]. Необходимо отметить, что в структуре наплавки, полученной с помощью порошковой проволоки EnDOTec DO33, таких включений не обнаружено. Это позволяет заключить, что указанные проволоки должны сильно отличаться по гранулометрическому составу.

Выводы. Предложенная модель, основанная на диффузионной задаче Стефана, может стать основой для предсказания формирования структурно-фазовых состояний при получении износостойких наплавов на сталь.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Современные технологии модифицирования структуры и свойств материалов / Под общ. ред. Н.Н. Ковалёва и В.Е. Громова. – Томск: Изд-во НТЛ, 2015. – 380 с.

2. Райков С.В., Капралов Е.В., Иванов Ю.Ф. и др. Строение по глубине износостойкого покрытия, полученного электродуговым методом на стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 2. С. 121 – 126.
3. Петрикова Е.А., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д. и др. Структура и свойства системы покрытие (TiCuN-подложка (Al-Si), обработанной высокоинтенсивным электронным пучком // Изв. вуз. Физика. 2012. № 6 -2. С. 133 – 138.
4. Структура и свойства композиционных износостойких наплавов на сталь / Е.В. Капралов, Е.А. Будовских, В.Е. Громов и др. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2014. – 116 с.
5. Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. – Томск: Изд-во НТЛ, 2006. – 240 с.
6. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1. С. 3 – 33.
7. Ниобий и тантал / А.Н. Зеликман, Б.Г. Коршунов, А.В. Елютин, А.М. Захаров. – М.: Металлургия, 1990. – 296 с.
8. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская. – М.: Интермет инжиниринг, 1999. – 94 с.
9. Сарычев В.Д., Хаимзон Б.Б., Громов В.Е., Соскова Н.А. Математическая модель растворения частиц углерода в титане при воздействии концентрированных потоков энергии // Титан. 2012. № 1. С. 4 – 8.
10. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 2 / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
11. Любов Б.Я. Диффузионные процессы в неоднородных твердых средах. – М.: Наука, 1981. – 296 с.
12. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
13. Neumann T. Diffusion in Solids. – Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 2007. – 651 p.
14. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Структура и свойства металлов и сплавов. Справочник. Диффузия в металлах и сплавах. – Киев: Наукова Думка, 1987. – 512 с.
15. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. – М.: Машиностроение, 2008. – 406 с.

Поступила 9 сентября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 571–575.

MODELING OF NIOBIUM DISSOLUTION PROCESS IN IRON AT ELECTRIC ARC WELDING

V.D. Sarychev¹, B.B. Khaimzon², S.A. Nevskii¹

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²Kemerovo State University (Novokuznetsk Branch), Novokuznetsk, Russia

Abstract. The article is devoted to the conducting of simulation process of niobium dissolution in iron at electric arc welding. The model is based on the presentation of the nature and diffusion of dissolution of niobium particles in metals. The model includes the diffusion equation, initial and boundary conditions, as well as the motion equation of the media interface. It has been assumed that the value of the diffusion coefficient in the liquid iron is in many times higher than the value of this coefficient in the solid solution. The solution of the diffusion Stefan problem in the field of solid is in the form of Fourier series cosines, and in the field of liquid in the form of the error functions. The result is the

dissolution of niobium, which for high temperatures and particle sizes of 10 μm is from 10 s to 100 s.

Keywords: electric arc welding, diffusion, diffusion equation, niobium, iron, dissolution time, Fourier series, error function.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-571-575

REFERENCES

1. *Sovremennye tekhnologii modifitsirovaniya struktury i svoystv materialov* [Modern modification technologies of the structure and properties of materials]. Koval' N.N., Gromov V.E. eds. Tomsk: Izd-vo NTL, 2015, 380 p. (In Russ.).
2. Raikov S.V., Kapralov E.V., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Depth structure of wear resistance coating on steel obtained by electric arc method. *Izvestiya VUZov. Chernaya metal-*

- lurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 2, pp. 121–126. (In Russ.).
3. Petrikova E.A., Ivanov Yu.F., Teresov A.D., Moskvina P.V., Denisova Yu.A., Filimonov S.Yu., Bibik N.V., Cherenda N.N. Structure and properties of coating system (TiCuN/substrate (Al-Si)) processed by high-intensity electron beam. *Izvestiya VUZov. Fizika*. 2012, no. 6-2, pp. 133–138. (In Russ.).
 4. Kapralov E.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Raikov S.V., Ivanov Yu.F. *Struktura i svoystva kompozitsionnykh iznosostoikikh naplavok na stal'* [Structure and properties of composite wear-resistant surfacing on steel]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2014, 116 p. (In Russ.).
 5. Kul'kov S.N., Gnyusov S.F. *Karbidostali na osnove karbidov titana i vol'frama* [Carbide steels based on titanium and tungsten carbides]. Tomsk: Izd-vo NTL, 2006, 240 p. (In Russ.).
 6. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030. *Aviation Materials and Technologies*. 2015, no. 1, pp. 3–33.
 7. Zelikman A.N., Korshunov B.G., Elyutin A.V., Zakharov A.M. *Niobii i tantal* [Niobium and tantalum]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 296 p. (In Russ.).
 8. Heisterkamp F., Hulka K., Matrosov Yu.I., Morozov Yu.D., Efron L.I., Stolyarov V.I., Chevskaya O.N. *Niobiisoderzhashchie nizkolegirovannye stali* [Niobium-containing low-alloyed steel]. Moscow: Internet inzhiniring, 1999, 94 p. (In Russ.).
 9. Sarychev V.D., Khaimzon B.B., Gromov V.E., Soskova N.A. Mathematical model of dissolution of carbon particles in the titan at influence of the concentrated streams of energy. *Titan*. 2012, no. 1, pp. 4–8.
 10. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih system* [State diagrams of double metal systems]. Lyakishev N.P. ed., Vol. 2. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 1024 p. (In Russ.).
 11. Lyubov B.Ya. *Diffuzionnye protsessy v neodnorodnykh tverdykh sredakh* [Diffusion processes in inhomogeneous solid media]. Moscow: Nauka, 1981, 296 p. (In Russ.).
 12. Bokshtein B.S. *Diffuziya v metallakh* [Diffusion in metals]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 248 p. (In Russ.).
 13. Heumann T. *Diffusion in solids*. Springer-Verlag: Berlin-Heidelberg, 2007, 651 p.
 14. Larikov L.N., Isaichev V.I. *Struktura i svoystva metallov i spлавov. Spravochnik. Diffuziya v metallakh i spлавakh* [Structure and properties of metals and alloys. Reference-book. Diffusion in metals and alloys]. Kiev: Naukova Dumka, 1987, 512 p. (In Russ.).
 15. Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyanskii P.A. *Plazmennye tekhnologii. Svarka, nanesenie pokrytii, uprochnenie* [Plasma technologies. Welding, coating, hardening]. Moscow: Mashinostroenie, 2008, 406 p. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The research was fulfilled in the frameworks of the grant of the Russian Scientific Foundation (project no. 15-19-00065).
- Information about the authors:**
- V.D. Sarychev*, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (sarychev_vd@mail.ru)
- B.B. Khaimzon*, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Professor of the Chair of Teaching Methods of Physics (khaimzon@yandex.ru)
- S.A. Nevskii*, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru)

Received September 9, 2015

УДК 669.539.382:669.17

ЭКСПЛУАТАЦИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ: ДЕГРАДАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ*

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, профессор (yuf55@mail.ru)

Морозов К.В.³, инженер кафедры физики им. В.М. Финкеля (morozov_kv75@mail.ru)

Перегудов О.А.³, инженер кафедры физики им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Громов В.Е.³, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики
им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН

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

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет

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

³ Сибирский государственный индустриальный университет

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

Аннотация. Методами оптической, сканирующей, просвечивающей электронной дифракционной микроскопии и путем измерения микротвердости и трибологических параметров установлены закономерности изменения структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры поверхности рельсов после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто). Показано, что скорость износа увеличивается в 3,0 и 3,4 раза при пропущенном тоннаже 500 и 1000 млн. т соответственно, а коэффициент трения снижается в 1,4 и 1,1 раза. После пропущенного тоннажа 500 млн. т пластины цементита полностью разрушаются и формируются частицы цементита округлой формы размерами 10 – 50 нм. После пропущенного тоннажа 1000 млн. т отмечено протекание начальной стадии динамической рекристаллизации. Обсуждены возможные причины наблюдаемых закономерностей. Отмечено, что возможно протекание двух конкурирующих процессов при эксплуатации рельсов: процесса разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (атмосферы Коттрелла), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим формированием наноразмерных частиц цементита.

Ключевые слова: рельсы, эксплуатация, структура, дефектная субструктура, фазовый состав, поверхностный слой.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-576-580

Увеличение объема грузоперевозок, интенсивности движения с одновременным ростом нагрузок на ось приводят к значительному износу поверхности катания и выходу рельсов из строя [1 – 4]. Помимо чисто практического интереса проблема поверхностного износа и разрушения рельсов является предметом внимания специалистов и ученых в области физического материаловедения и физики металлов. Уже после сравнительно небольших сроков эксплуатации (пропущенный тоннаж 100 – 500 млн. т брутто) наблюдается формирование структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, характерных для интенсивных (мегапластических) пластических деформаций [5 – 12]: искривленные и разрушенные цементитные пластины, высокая плотность дислокаций на межфазных границах, где цементит растворяется и образуется аустенит. Деформационно-индуцированное разрушение цементита, очень стабильного при обычных условиях, свидетельствует о смещении фазового равновесия. В этой связи анализ деформационных превращений структуры и фазового состава

рельсов при длительной эксплуатации является, несомненно, актуальным [13 – 15].

Цель настоящей работы – анализ деформационного преобразования структуры и свойств поверхностного слоя рельсов, обусловленного длительной эксплуатацией на железной дороге.

В качестве материала исследования использовали образцы рельсовой стали Р65, свойства и элементный состав которой регламентируются ГОСТ Р 51685 – 2000. Образцы рельсовой стали были вырезаны из рельсов в исходном состоянии и после эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто). Анализу подвергали структурно-фазовое состояние поверхностного слоя зоны катания рельса. Структуру металла исследовали методами металлографии (метод поперечных травленных шлифов, травление осуществляли в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты), сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (метод тонких фольг) [16, 17]. Фольги готовили методом электролитического утонения пластинок, вырезанных

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 15-12-00010.

электроискровым методом непосредственно из поверхностного слоя зоны катания. Схема препарирования образцов приведена на рис. 1.

Анализ прочностных свойств поверхностного слоя стали осуществляли, определяя твердость материала (микротвердомер ПМТ-3 (метод Виккерса при нагрузке на индентор 2 Н)). Исследования износостойкости материала (определение коэффициента трения и скорости износа материала) проводили на трибометре «Tribotechnic» (Франция). В качестве контртела использовали шарик из стали ШХ15 диам. 3 мм. Измерения были проведены по схеме «вращение образца при неподвижном контртеле»; линейная скорость вращения 2,0 – 2,5 см/с. Нормальная нагрузка на контртело составляла 10 Н; конечное число оборотов образца – 5000. По окончании процесса трения с помощью трибометра были проведены измерения профиля канавки трения поверхности образцов с численным определением глубины канавки трения и площади ее поперечного сечения. Износостойкость оценивали по величине, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания. Скорость износа рассчитывали по следующей формуле:

$$V = \frac{2\pi RA}{FL},$$

где V – скорость износа, $\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$; R – радиус трека, мм; A – площадь поперечного сечения канавки износа, мм^2 ; F – приложенная нагрузка, Н; L – пройденная шариком контртела дистанция, м.

Визуальный осмотр нетравленных шлифов выявил в образцах рельсовой стали после наработки 500 и 1000 млн. т брутто на поверхности катания сглаженную блестящую полосу наката, свидетельствующую об эксплуатации рельсов.

Результаты трибологических испытаний поверхности катания рельсов (μ – коэффициент трения) приведены ниже:

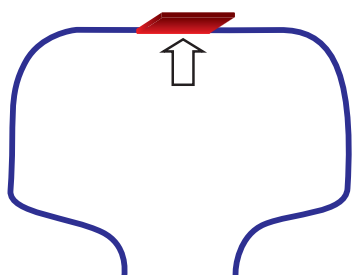


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании его структуры методами электронной дифракционной микроскопии (стрелкой условно указано место расположения слоя металла, использованного для приготовления фольг)

Fig. 1. Preparation scheme of the rail sample, when studying its structure, using the methods of electron diffraction microscopy (the arrow denotes conventionally the location of metal layer, used for the production of foils)

Пропущенный тоннаж, млн. т	μ	$V \cdot 10^{-5}$, $\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$
500	0,36	9,8
1000	0,43	10,9
Исходный	0,49	3,2

Эксплуатация рельсов приводит к снижению их износостойкости. При этом при пропущенном тоннаже 500 млн. т брутто износостойкость рельсов снижается примерно в три раза, а при 1000 млн. т брутто – примерно в 3,4 раза. Снижение износостойкости сопровождается уменьшением коэффициента трения. Отчетливо видно, что чем больше наработка рельсов, тем меньше изменение коэффициента трения относительно исходного материала.

Изменения коэффициента трения в процессе испытаний стали на износостойкость представлены на рис. 2. Можно выделить две стадии изменения коэффициента трения: начальную (стадия приработки), характеризующуюся изменяющимся коэффициентом трения, и основную с практически неизменным коэффициентом трения. Стадия приработки в стали в исходном состоянии весьма кратковременна и не превышает 100 с (рис. 2, а). Эксплуатация рельсов приводит к существенному увеличению стадии приработки: при наработке рельсов 500 млн. т брутто эта характеристика составляет 800 с (рис. 2, б); при наработке рельсов 1000 млн. т брутто – увеличивается до 1000 с (рис. 2, в).

Эволюция трибологических характеристик стали сопровождается изменением твердости ее поверхностного слоя. Выполненные исследования показали, что твердость поверхностного слоя исходной рельсовой стали составляет примерно 5,7 ГПа, после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто твердость увеличивается до

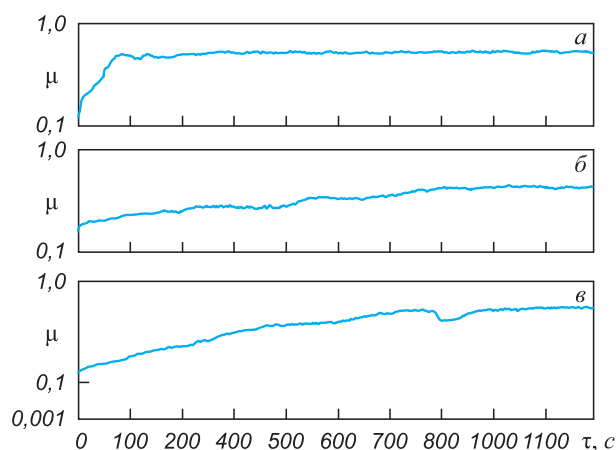


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения от времени испытаний (τ) на износостойкость рельсовой стали:

а – исходная сталь; б и в – сталь после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто

Fig. 2. Dependence of friction coefficient on the test period (τ) of the wear resistance of rail steel:

а – initial steel; б and в – steel after the passed gross tonnage of 500 and 1000 mln. tones

7,0 ГПа; а после 1000 млн. т брутто снижается практически до значения твердости исходной стали – до 5,4 ГПа.

Очевидно, что изменение твердости и трибологических характеристик стали при эксплуатации рельсов обусловлено соответствующим изменением дефектной субструктуры и, возможно, фазового состава поверхностного слоя материала. По месту интенсивной пластической деформации, с поверхности, обнаружены белые участки наклепанного металла толщиной до 30 мкм. По мере удаления от поверхности дисперсность перлита незначительно уменьшается, а доля ферритной составляющей снижается. Величина действительного зерна стали не зависит от расстояния до поверхности катания и оценивается, в соответствии с ГОСТ 5639 – 82, преимущественно номером 9-10.

Выполненные методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии исследования по-

казали, что структура рельсовой стали перед эксплуатацией представлена пластинчатым перлитом, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно свободного феррита. В зернах структурно свободного феррита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций (скалярная плотность дислокаций составляет примерно 10^{10} см^{-2}); в зернах перлита (а именно, в пластинах феррита) – сетчатая дислокационная субструктура (скалярная плотность дислокаций составляет $4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

Эксплуатация стали сопровождается существенным изменением структуры поверхностного слоя. После наработки 500 млн. т брутто наблюдается полное разрушение пластин цементита колоний перлита (рис. 3). В объеме колоний пластинчатого перлита выявляются частицы цементита округлой формы, размеры которых составляют 30 – 50 нм (рис. 3, а) и 10 – 15 нм (рис. 3, б). Можно предположить, что частицы большего размерного класса сформировались в результате разрушения пластин цементита, частицы меньшего размерного класса – в результате распада пересыщенного твердого раствора, сформировавшегося при пластической деформации стали.

Разрушение пластин цементита сопровождается фрагментацией ферритной составляющей перлита (рис. 3, а). Средний размер фрагментов 150 нм. В объеме фрагментов наблюдается дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций достигает 10^{11} см^{-2} .

Эксплуатация рельсов сопровождается существенным преобразованием дефектной субструктуры зерен структурно-свободного феррита, в объеме которых выявляется полосовая субструктура (рис. 4), расстояние между полосами составляет 20 – 30 нм. На границах полосовой структуры выявляются частицы карбидной фазы, размеры которых изменяются в пределах 5 – 7 нм (рис. 4, з). Выявленные факты могут указывать на протекание при эксплуатации стали двух конкурирующих процессов, а именно, процесса разрезания частиц це-

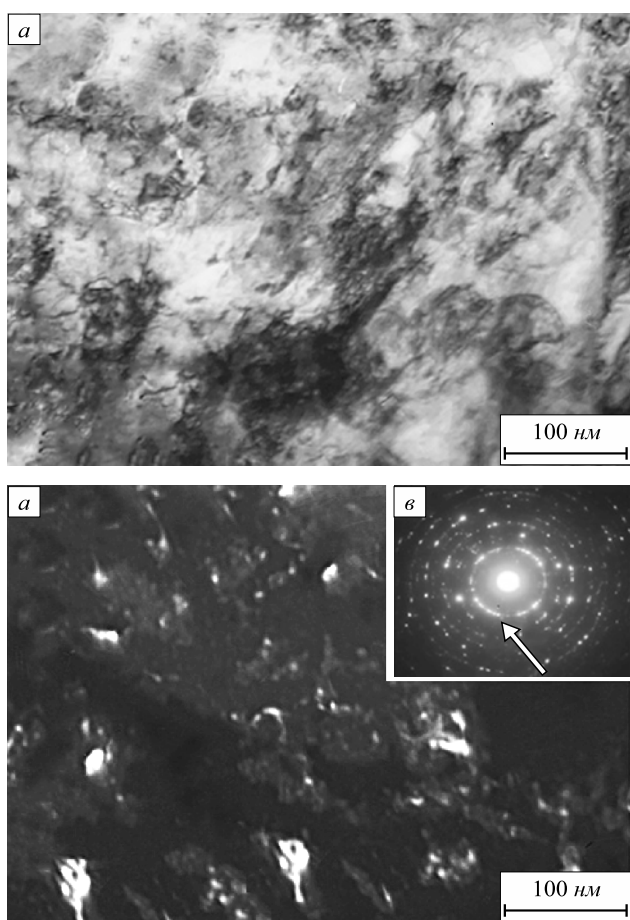


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали, формирующейся после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто:

а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[112]\text{Fe}_3\text{C}$; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 3. Electron microscope image of the surface layer structure of rail steel, formed after the passed gross tonnage of 500 mln. tones: а – light field; б – dark field, received in the reflex $[112]\text{Fe}_3\text{C}$; в – microelectron-diffraction pattern (the arrow denotes the reflex, in which the dark field is received)

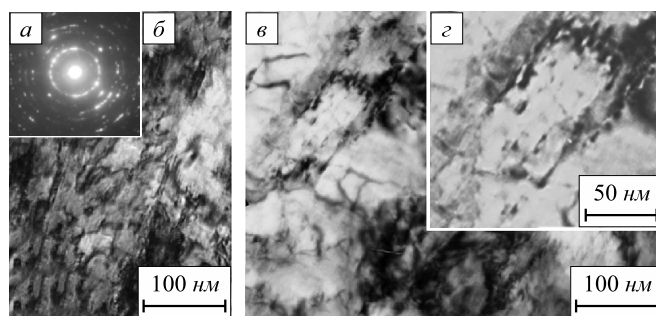


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали, формирующейся после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто:

а – микроэлектроннограмма к поз. б; б – з – светлое поле

Fig. 4. Electron microscope image of the surface layer structure of rail steel, formed after the passed gross tonnage of 500 mln. tones: а – microelectron-diffraction pattern to the position б; б – з – light field

ментита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита.

Таким образом, результаты анализа структуры и фазового состава поверхностного слоя рельсовой стали, формирующейся после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто, свидетельствуют о формировании нанокристаллической многофазной структуры, что, очевидно, и является основной причиной некоторого (примерно в 1,2 раза) повышения твердости стали.

После пропущенного тоннажа 1000 млн. т брутто преобразование структуры поверхностного слоя стали развивается подобно преобразованиям, имеющим место при пропущенном тоннаже 500 млн. т брутто, описанным выше. Однако выявлены и значимые отличия структурно-фазового состояния материала. Во-первых, существенным образом отличается дефектная субструктура зерен феррита. Если при пропущенном тоннаже 500 млн. т брутто в объеме зерен феррита формируется полосовая субструктура (рис. 4), то после пропущенного тоннажа 1000 млн. т брутто в зернах феррита выявляется преимущественно субзеренная структура, что, очевидно, указывает на протекание начальной стадии динамической рекристаллизации материала (рис. 5, б). В объеме субзерен обнаруживаются хаотически расположенные дислокации, скалярная плотность которых не превышает 10^8 см^{-2} .

Следующим отличием является формирование в поверхностном слое структуры (рис. 5, а), микроэлектроннограммы которой имеют неординарный вид (рис. 5, в), а именно, содержат отдельно расположенные точечные рефлексы, принадлежащие α -фазе (твердый раствор на основе ОЦК железа), и большое количество тонких дифракционных колец, принадлежащих, по всей видимости, наноразмерным частицам карбидных и оксикарбидных фаз. Можно предположить, что разрушение колоний пластинчатого перлита и динамическая рекристаллизация зерен феррита могут способствовать снижению твердости поверхностного слоя стали вплоть до значения твердости исходного состояния.

Выводы. Выявлен факт изменения износостойкости поверхности катания рельсов после эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто). Показано, что после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто в поверхностном слое рельсовой стали формируется высокодефектная нанокристаллическая многофазная структура, способствующая повышению (примерно в 1,2 раза) твердости стали. Увеличение наработки рельсов до 1000 млн. т брутто приводит к разрушению зерен перлита и протеканию начальной стадии динамической рекристаллизации

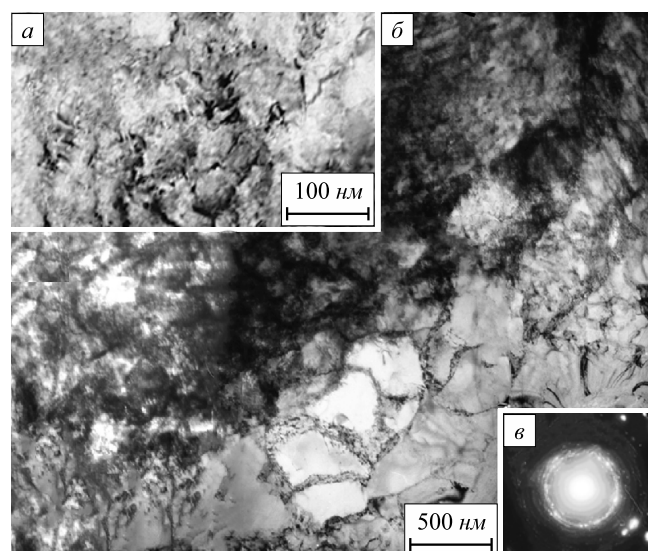


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали, формирующейся после пропущенного тоннажа 1000 млн. т брутто:

а, б – светлое поле; в – микроэлектроннограмма к поз. а

Fig. 5. Electron microscope image of the surface layer structure of rail steel, formed after the passed gross tonnage of 1000 mln. tones: а, б – light field; в – microelectron-diffraction pattern to the position а

стали, которые могут являться причинами разупрочнения поверхностного слоя рельсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. Microstructure of hardened rails. – Cambridge: CISP, 2015. – 193 p.
- Ворожищев В.И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности. – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2008. – 351 с.
- Шур Е.А. Повреждение рельсов. – М.: Интекст, 2012. – 192 с.
- Sheinman E. Wear of Rails // J. of Friction and wear. 2012. Vol. 33. No. 4. P. 308 – 314.
- Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels // Steel Tech. 2008. Vol. 3. No. 1. P. 19 – 23.
- Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.-J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite // Acta Mater. 2006. Vol. 54. P. 1659 – 1669.
- Ning Jiang-Li, Courtois-Manara E., Kurmanaeva I., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kübel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion // Mater. Sci. Eng. A. 2013. Vol. 581. P. 8 – 15.
- Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlite steel due to plastic deformation // Mater. Sci. Eng. A. 2003. Vol. 345. P. 81 – 89.
- Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite // Acta Mater. 2011. Vol. 59. P. 3965–3977.
- Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires // Scripta Mater. 2001. Vol. 45. P. 1469 – 1472.
- Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 242 с.
- Громов В.Е., Петрунин В.А. Локализация пластической деформации в условиях электростимулированного волочения // Physica Status Solidi (a). 1993. Vol. 139. P. 77 – 84.

13. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov O.A., Morozov K.V., Yur'ev A.B. Evolution of the structure and phase states of rails in prolonged operation // *Steel in translation*. 2015. Vol. 45. No. 3. P. 254–257.
14. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V., Semina O.A. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation // *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2016. Vol. 10. No. 1. P. 76–82.
15. Peregudov O.A., Gromov V. E., Ivanov Yu. F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V., Semina O.A. Structure-phase states evolution in

- rails during a long operation // *AIP Conference Proceedings*. 2015. Vol. 1683. P. 020179.
16. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. *Electron Microscopy of Thin Crystals*. – Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977. – 574 p.
17. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металлловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

Поступила 13 января 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 576–580.

RAIL STEEL OPERATION: DEGRADATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF SURFACE LAYER

Yu. F. Ivanov^{1,2}, K.V. Morozov³, O.A. Peregudov³, V.E. Gromov³

¹Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

²National Research Tomsk Polytechnical University, Tomsk, Russia

³Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. Using the methods of optical, scanning and transmission electron diffraction microscopy as well as microhardness and tribology parameters measurement the authors have established the changes regularities of structure-phase states, defect substructure of rails surface after the long term operation (passed tonnage of gross weight of 500 and 1000 mln. tons). It has been shown that the wear rate increases in 3 and 3.4 times after passed tonnage of gross weight of 500 and 1000 mln. tons, accordingly, and the friction coefficient decreases in 1.4 and 1.1 times. The cementite plates are destroyed absolutely and cementite particles of around form with the sizes of 10–50 nm are formed after passed tonnage of 500 mln. tons. The appearance of dynamical recrystallization initial stages is marked after the passed tonnage of 1000 mln. tons. The possible mechanisms of established regularities have been discussed in the work. It has been noted that two competitive processes can take place during rails long term operation: 1. process of cutting of cementite particles followed by their carrying out into the volume of ferrite grains or plates (in the structure of pearlite); 2. process of cutting, the subsequent dissolution of cementite particles, transition of carbon atoms to dislocations (into Cottrell atmospheres), transition of carbon atoms by dislocations into volume of ferrite grains or plates followed by repeat formation of nanosize cementite particles.

Keywords: rails, operation, structure, defect substructure, phase composition, surface layer.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-576-580

REFERENCES

1. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. *Microstructure of hardened rails*. Cambridge: CISP, 2015, 193 p.
2. Vorozhishchev V.I. *Sostav i tekhnologiya proizvodstva rel'sov povyshennoi rabotosposobnosti* [Composition and production technology of rails of increased efficiency]. Novokuznetsk: Novokuznetskii poligraficheskii kombinat, 2008, 351 p. (In Russ.).
3. Shur E.A. *Povrezhdenie rel'sov* [Rails damages]. Moscow: Intekst, 2012, 192 p. (In Russ.).
4. Sheinman E. Wear of Rails. *J. of Friction and wear*. 2012, vol. 33, no. 4, pp. 308–314.
5. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels. *Steel Tech*. 2008, vol. 3, no. 1, pp. 19–23.
6. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.-J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite. *Acta Mater*. 2006, vol. 54, pp. 1659–1669.
7. Ning Jiang-Li, Courtois-Manara E., Kurmanaeva I., Ganeev A.V.,

- Valiev R.Z., Kübel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion. *Mater. Sci. Eng. A*. 2013, vol. 581, pp. 8–15.
8. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlite steel due to plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A*. 2003, vol. 345, pp. 81–89.
9. Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Mater*. 2011, vol. 59, pp. 3965–3977.
10. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Mater*. 2001, vol. 45, pp. 1469–1472.
11. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Great plastic deformations and metal fracture]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 242 p. (In Russ.).
12. Gromov V.E., Petrunin V.A. Localisation of plastic deformation in the conditions of electrostimulated drawing. *Physica Status Solidi (a)*. 1993, vol. 139, pp. 77–84. (In Russ.).
13. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov O.A., Morozov K.V., Yur'ev A.B. Evolution of the structure and phase states of rails in prolonged operation. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 3, pp. 254–257.
14. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V., Semina O.A. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation. *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2016, vol. 10, no. 1, pp. 76–82.
15. Peregudov O.A., Gromov V. E., Ivanov Yu. F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V., Semina O.A. Structure-phase states evolution in rails during a long operation. *AIP Conference Proceedings*. 2015, vol. 1683, pp. 020179.
16. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. *Electron Microscopy of Thin Crystals*. Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977, 574 p.
17. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in physical metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).

Aknowlegements. The work was supported by the grant of the Russian Scientific Fund no. 15-12-00010.

Information about the authors:

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Leading Researcher (yuf55@mail.ru)

K.V. Morozov, Engineer of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (morozov_kv75@mail.ru)

O.A. Peregudov, Engineer of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsui.ru)

V.E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsui.ru)

Received January 13, 2016

УДК 622.788.36

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗОНАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ АГЛОМЕРИРУЕМОГО СЛОЯ

Кривенко С.В., к.т.н., доцент кафедры математических методов
и системного анализа (ksv-pgtu@rambler.ru)

Мариупольский государственный университет
(87500, Украина, Донецкая обл., Мариуполь, пр. Строителей, 129а)

Аннотация. Исследованы процессы формирования зон в слое. Разработана новая методика исследования зоны переувлажнения в слое путем его выгрузки из спекательной чаши с сохранением структуры. Агломерационную шихту окомковывали с использованием расплава парафина вместо воды. Разрушение гранул в зонах с сухой шихтой над зоной переувлажнения образует зону мелких фракций высотой примерно 6 мм с низкой газопроницаемостью. Зона мелких фракций увеличивает потери давления в 1,4 раза и усадку слоя на 20 – 25 мм. Мелкие фракции формируют каналный ход газов в зоне переувлажнения, закупоривая каналы диаметром менее 0,6 мм. Для повышения эффективности агломерационного процесса необходимо снижать негативное влияние на газопроницаемость слоя разрушения гранул в зоне сушки, интенсивного нагрева, а также в зоне переувлажнения.

Ключевые слова: агломерация, окомкование, газопроницаемость, зона переувлажнения, усадка слоя, структура слоя, парафин, разрушение гранул.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-581-586

Увеличение высоты агломерируемого слоя способствует более рациональному использованию теплоты горения топлива шихты и совершенствованию температурно-теплого режима в нем. Однако без улучшения газопроницаемости слоя невозможно достичь оптимальных соотношений скоростей движения газов в слое и горения топлива шихты [1]. При агломерации железорудных материалов по высоте слоя образуются несколько зон с характерными процессами. Определяющим является горизонт с максимальной температурой – зона плавления, в которой происходит горение топлива шихты. Высокие технико-экономические показатели агломерационного процесса могут быть достигнуты только при интенсивном поступлении кислорода в спекаемый слой.

Для улучшения газопроницаемости слоя и уравнивания тепловых процессов при агломерации шихту предварительно окомковывают с использованием воды, которая служит связующим веществом для образования гранул. За счет этого в спекаемом слое возникают зоны, ухудшающие его газодинамические характеристики [1 – 4].

В работах [2 – 5] указано, что одной из основных причин ухудшения газопроницаемости слоя во время спекания является конденсация влаги в зоне переувлажнения, которая заполняет пустоты для прохождения газов. Происходит снижение порозности с 0,35 до 0,31, и потери напора увеличиваются примерно в 1,25 раза. Кроме того, избыток влаги уменьшает прочность гранул, в результате давления вышележащих слоев происходит их деформация.

Однако влага в большей мере должна скапливаться в местах, где скорость движения газов низкая, и эффективная порозность слоя снизится в меньшей степени. Для деформации гранул в зоне переувлажнения необходимы силы, давящие на ее поверхность сверху. Вместе с тем зона готового агломерата образует прочный скелет, удерживающий верхние слои.

Изучение явлений, происходящих в слое при образовании зоны переувлажнения, исследователи осуществляли по различным методикам. Однако они в большей мере основаны на косвенных показателях (рассеве, температуре, влажности и т.д.), не позволяющих непосредственно рассмотреть зону переувлажнения изнутри [2, 3, 5 – 9].

Поэтому актуальными являются исследования, направленные на изучение процессов формирования зон в слое и улучшение условий движения газов в каждой из них.

Цель настоящей работы – развитие научных представлений о зональной структуре агломерируемого слоя и движении газов в нем. Для реализации поставленной задачи разработана новая методика исследования зоны переувлажнения в слое путем его выгрузки из спекательной чаши с сохранением структуры.

Агломерационную шихту окомковывали с использованием расплава парафина вместо воды. Температура плавления парафина составляет примерно 55 – 60 °С, испарение его начинается при температуре более 120 °С [10]. Шихту и парафин предварительно нагревали в жаровом шкафу примерно до 100 °С. Сравнение вязкостей с помощью стеклянного капиллярного виско-

зиметра показали, что при такой температуре вязкость расплава парафина выше вязкости воды в 1,31 раза. В связи с тем, что управление окомкованием осуществляли изменением расхода расплава парафина, то отличия в связующих свойствах не имеют существенного значения для результатов исследований структуры слоя.

Окомкование производили в тарельчатом грануляторе, также предварительно нагретом до 100 – 110 °С. За время окомкования (около 100 с) температура шихты и гранулятора изменялась незначительно.

Для проверки идентичности условий при использовании воды и расплава парафина были проведены окомкования одинаковых по составу шихт: 59,27 % концентрата; 16,39 % аглоруды; 18,54 % известняка; 5,80 % топлива (коксыка); 25,00 % возврата от массы шихты. Содержание добавляемого связующего вещества (воды или парафина) составило $W = 8,2$ %. Содержание концентрата в железорудной части шихты составило 78,3 %. Основность шихты $CaO/SiO_2 = 1,13$.

После окомкования шихту рассеивали вручную при помощи набора стандартных круглых сит на семь классов по крупности: более 10; 10 – 7; 7 – 5; 5 – 3; 3 – 2; 2 – 1; 1 – 0 мм. Для придания гранулам прочности и устранения залипания сит окомкованную шихту высушивали двое суток до естественной влажности.

Шихта, окомкованная с использованием расплава парафина, полностью застывала за 4 – 5 ч с образованием прочных гранул.

В проведенных исследованиях использовали объемное распределение гранулометрического состава [11]. Объемную долю частиц каждого класса крупности определяли по выражению

$$[V_i] = \frac{V_i}{\sum V_i} 100 \%,$$

где V_i – насыпной объем гранул каждого класса крупности, м³.

Для каждого класса крупности различия в диаметрах незначительные, поэтому порозности слоев примерно одинаковые. Значения V_i определяли по объему слоя в мерном стакане. Объемные доли каждого класса крупности для шихты, окомкованной с добавлением воды и расплава парафина, приведены в таблице. Из результатов расстанов при температуре $t_{\text{п}} \approx 100$ °С можно заключить, что комкующие свойства расплава пара-

фина практически такие же, как и воды. Отклонения в содержании мелких фракций обусловлены тем, что после сушки шихта, окомкованная водой, при рассеве разрушается в большей мере. Сравнение массовых гранулометрических составов даст более существенные различия в связи с тем, что при рассеве высушенной шихты в мелкую часть (< 1 мм) частично перейдет концентрат, отпавший с поверхности гранул и обладающий высокой плотностью.

Полное спекание слоя шихты, окомкованной расплавом парафина, невозможно с использованием типового агломерационного оборудования. Из-за того, что пары парафина накапливаются в газоотводящих трактах, возможно их воспламенение, особенно, когда зона горения приблизится к колосниковой решетке. Поэтому во время проведения исследований с целью устранения загорания шихты из ее состава исключено твердое топливо. Вредное влияние парафина также проявляется в том, что его пары охлаждаются и осаждаются внутри газоотсосного оборудования, в частности, на лопастях эксгаустера, ухудшая его эксплуатационные характеристики.

При проведении исследований зоны переувлажнения шихта состояла из 26,7 % аглоруды; 53,3 % концентрата; 20 % известняка; 29,9 % возврата. Количество расплава парафина на окомкование составляло до 6,7 %. Высота формируемого слоя составила 180 мм. Разрежение под слоем 950 мм. вод. ст. На колосниковой решетке был уложен постельный слой из возврата крупностью 5 – 7 мм и высотой примерно 7 мм. Зажигание шихты осуществляли газовой горелкой в течение 60 с. Температура отходящих газов за время зажигания возросла с 52 до 78 °С. Усадка слоя при зажигании составила 25 – 30 мм, что соответствует усадке при использовании воды для окомкования шихты.

Для большей адекватности реальным условиям формирования зоны переувлажнения слой агломерируемой шихты формировали из горячей шихты с температурой более 70 °С, при которой парафин находился в расплавленном состоянии. Вероятно, что начальная температура шихты не имела существенного значения, потому что при создании разрежения под слоем холодный воздух, движущийся в слое, охлаждал шихту. При зажигании газовой горелкой тепла отходящих газов достаточно, чтобы быстро разогреть парафин внутри слоя до жидкого состояния.

Объемный гранулометрический состав окомкованной аглошихты

Volumetric particle size distribution of pelletized sinter charge

Связующее	Объемные доли, %, фракции крупности, мм						
	<1	1 – 2	2 – 3	3 – 5	5 – 7	7 – 10	>10
Вода	2,12	6,49	18,63	39,34	20,28	8,52	4,62
Расплав парафина	1,91	5,45	19,07	39,72	21,52	8,75	3,58

Интенсивного горения парафина в слое не происходило, так как он большей частью испарялся в зоне сушки. Температура воспламенения паров парафина составляет примерно 550–700 °С и при недостатке кислорода намного повышается. Скорость движения температурного фронта вниз позволяет парафину практически полностью испариться и перенестись газами в нижележащий слой шихты, т.е. процессы, происходящие в слое при использовании воды и парафина, идентичны.

По окончании процесса зажигания эксгаустер выключали и в течение суток ожидали, пока температура внутри слоя понизится до застывания парафина. Затем слой выгружали из спекательной чаши и исследовали сформировавшиеся зоны.

Общая масса шихты, загруженной в аглочашу, составила 4,81 кг. Масса выгруженного из чаши слоя также составила 4,81 кг. Для принятых условий масса слоя должна была уменьшиться на количество унесенных паров парафина, пыли, газа CO_2 от разложения известняка и газов от горения парафина. На возврате постельного слоя следов парафина не наблюдали. Следовательно, его пары не уносились отходящими газами, а полностью конденсировались в слое. Пыль шихты также не уносилась из слоя, так как его масса не изменилась.

Для лучшего изучения структуры слой разрезали вертикально. Схема образовавшихся зон в слое при зажигании шихты показана на рис. 1.

Вверху слоя высотой $H_{\text{г.т}} \approx 10$ мм сформировалась зона спеченной шихты. Из-за того, что в шихту не добавляли мелкий кокс, первичный агломерат образовался в большей мере за счет тепла от сгорания природного газа зажигательной горелки и частично парафина шихты.

Зона горения топлива из-за его отсутствия не образовалась.

Высота зоны высушенной шихты равна $H_{\text{с.ш}} \approx 20 - 25$ мм и включает в себя зоны сушки и интенсивного нагрева.

Высота зоны интенсивного нагрева составила $H_{\text{и.н}} \approx 10 - 15$ мм. Для нее характерно наличие белых частиц диссоциировавшего известняка.

В зоне высушенной шихты наблюдали изменение цвета шихты на красноватый оттенок, вероятно, магнетит (Fe_3O_4) концентрата окислился до гематита (Fe_2O_3). Гранулы крупностью до 3 мм меняли свой оттенок по всему диаметру. Более крупные гранулы внутри свой оттенок не изменили, а окислились примерно на глубину до 1,5 мм. Такое явление происходило из-за недостатка восстановительных газов CO и H_2 вследствие отсутствия топлива в шихте при высокой температуре и избытке кислорода движущихся газов. Это возможно и для типового агломерационного процесса в начальный период зажигания, когда топливо еще не зажглось или горит недостаточно интенсивно, а температура газов,

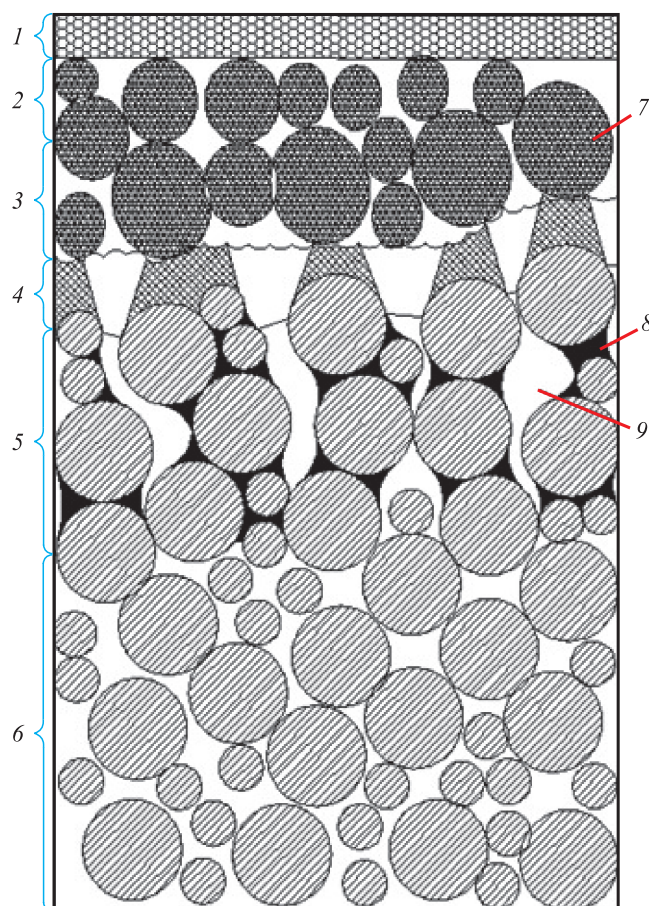


Рис. 1. Сформированные зоны в исследуемом слое шихты без топлива:

- 1 – спеченной шихты; 2 – интенсивного нагрева; 3 – сушки; 4 – мелких фракций; 5 – переувлажнения; 6 – исходной шихты; 7 – сухие гранулы; 8 – мениски; 9 – каналы

Fig. 1. Formed zones in the investigated layer of the charge without fuel: 1 – sintered layer of charge; 2 – intensive heating zone; 3 – drying; 4 – fines; 5 – waterlogged zones; 6 – initial charge; 7 – dry granules; 8 – meniscus; 9 – channels

входящих в слой, достаточно высокая. Поэтому снижение массы слоя за счет удаления газов от разложения известняка и горения парафина, вероятно, частично компенсировалось добавлением кислорода в оксиды железа.

Гранулометрический состав зоны высушенной шихты содержал 25–30 % фракций крупностью менее 0,5 мм. Особенно интенсивно разрушились высушенные гранулы крупностью менее 3 мм. Это объясняется низкой прочностью сцепления пылеватых фракций на поверхности гранул из-за отсутствия связующего вещества. Сцепление происходит только под воздействием механических сил. Скелет этой зоны в основном состоял из крупных гранул, внутри которых располагались частицы руды или возврата.

При образовании более плотных гранул с оптимальными динамическими нагрузками во время окомкования доля пылеватых фракций в указанных зонах будет снижаться.

Высота зоны конденсации паров парафина («переувлажнения» по аналогии с типовым агломерационным процессом) составила примерно 50 – 60 мм (рис. 2). Вследствие перераспределения парафина в зону переувлажнения максимальное его содержание составило 11 – 12 %. Эта зона представляет гранулы, соединенные между собой образовавшимися вертикальными менисками. При этом наблюдается образование волнообразных вертикальных каналов для движения газов со средним диаметром $d_k \approx 0,6 - 1,2$ мм и отдельных пустот. Пары парафина из верхних слоев шихты, смешанные с пылью, конденсируются в объемах, где скорость движения газов наименьшая. Такие застойные объемы в слое окомкованной шихты в большей части располагаются под гранулами. Это объясняет образование волнообразных каналов в зоне переувлажнения.

Количество N_k каналов зависит от крупности гранул окомкованной шихты и степени их разрушения в сухих зонах. Для проведенных исследований $N_k = 7 \div 12 \text{ см}^{-2}$, что соответствовало порозности слоя $\varepsilon = 0,25 \div 0,32$.

Стекания капель парафина в зоне переувлажнения не наблюдали.

В результате исследования выгруженного слоя обнаружено, что на поверхности зоны переувлажнения образовалась зона из мелких фракций крупностью менее 0,3 мм, в большей части перенесенных из зоны высушенной шихты. Эти фракции образуют достаточно плотную зону высотой $H_{м.ф} \approx 6$ мм и забивают каналы с диаметром менее 0,6 мм с низким расходом газа. Данная зона обладает очень низкой газопроницаемостью и

прижимает нижележащую шихту, способствуя усадке слоя и формируя каналы.

Зона переувлажнения и зона мелких фракций во взаимодействии ограничивают скорость перемещения теплового фронта. По капиллярам, образованным мелкими фракциями, вода из зоны переувлажнения стремится вверх и сцепляет частицы между собой. Поэтому мелкие фракции образуют достаточно прочную и плотную корку и препятствуют распространению тепла в зону переувлажнения, изолируя горячую шихту от поверхности влажных гранул шихты.

Высота зоны мелких фракций существенно влияет на качество производимого агломерата и показатели процесса. Наряду с зоной переувлажнения в зоне мелких фракций свойства последних позволяют обеспечивать соблюдение принципа Войса [2]. При чрезмерном количестве мелких фракций высота слоя большая, и газы движутся с низким расходом для обеспечения интенсивного горения топлива шихты. При малом количестве мелких фракций движущиеся газы через слой и тепловой фронт перемещаются со слишком большой скоростью. В результате низкая температура в этой зоне не позволяет получить прочную структуру агломерата, полностью пропитанную легкоплавкими соединениями.

Зона мелких фракций перемещается в процессе спекания сверху вниз вместе с зоной переувлажнения. В конце процесса спекания, когда зоны переувлажнения уже не существует или влаги шихты недостаточно для сцепления мелких частиц, они выходят с газами, не фильтруясь. Это объясняет увеличение запыленности отходящих газов к концу процесса спекания.

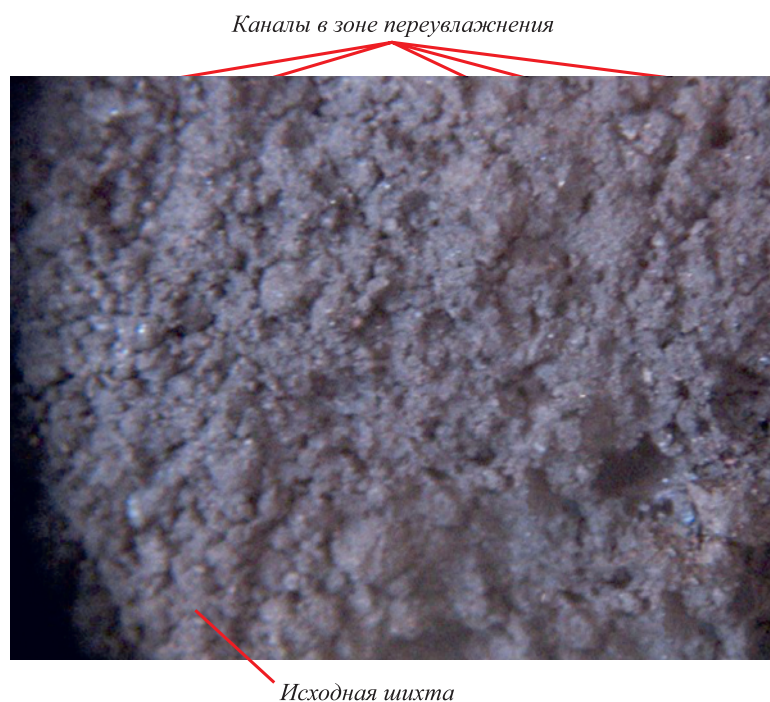


Рис. 2. Структура зоны переувлажнения

Fig. 2. Structure of the waterlogged zone

Для подтверждения влияния зоны мелких фракций на газодинамику агломерационного процесса были проведены дополнительные исследования.

В агломерационной чаше сформировали слой окомкованной шихты следующего состава: 15,3 % аглоруды; 61,3 % железорудного концентрата; 15,3 % известняка; 1,8 % извести; 6,1 % мелкого кокса (0–3 мм); 35 % возврата (0–5 мм) от массы шихты. Общая масса шихты 4,7 кг. Количество добавленной влаги при окомковании 9,4 %. Создавали разрежение под слоем $\Delta P_n = 500$ мм. вод. ст. Расход воздуха через слой составил $Q = 1,8 \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$. Высота слоя $H_{\text{сл}} = 170$ мм.

Затем имитировали образование зоны переувлажнения равномерным распылением воды на поверхность шихты. На рис. 3 представлено изменение потерь давления в слое при увеличении влажности шихты. Расход воздуха через слой существенно снизился с увеличением разрежения под слоем до 525 мм вод. ст. и составил $Q = 1,3 \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$. Затем изменение расхода было несущественным, т.е. сохранялась структура слоя, которая мало влияла на сопротивление движению газов. Усадка слоя также была несущественная (примерно 5 мм). Формирования каналов в зоне увлажнения сверху не наблюдали. Гранулы сохраняли свою форму, так как лишняя влага переходила вниз.

Существенное увеличение потерь ΔP (более 1500 мм вод. ст.) произошло при добавлении в слой воды более 21 % (абс.). Усадка при этом составила более 40 мм, и гранулы полностью разрушились. Согласно исследованиям, влажность в зоне переувлажнения может увеличиваться примерно на 1,5–4,0 % (абс.) [1]. Поэтому такое существенное переувлажнение для агломерационного процесса не типично и его можно исключить. При изменении влажности шихты W на 1,5–4,0 % удельное ухудшение газопроницаемости составляет 25 мм. вод. ст./% (рис. 3).

Следующими исследованиями имитировали образование зоны мелких фракций над зоной переувлажнения.

В агломерационной чаше формировали слой окомкованной шихты. Состав шихты, разрежение под слоем и другие условия проведения этого опыта аналогичны предыдущему. Распылили влагу через поверхность слоя до значений $W \approx 12$ %, имитируя образование зоны переувлажнения. Затем на слой переувлажненной шихты сверху равномерно нанесли мелкие частицы (менее 0,5 мм). При этом резкое ухудшение газопроницаемости слоя произошло даже при высоте слоя мелких частиц около 3 мм.

При высоте сформированной зоны примерно 6 мм разрежение под слоем резко возросло в 1,4 раза и составило 750 мм. вод. ст. Началось образование каналов диаметром более 0,6 мм. Из-за возрастания разрежения силы, давящие сверху на слой, намного выше, чем без зоны мелких фракций. Поэтому усадка слоя намного существеннее при меньшей влажности шихты и составляет 20–25 мм.

Таким образом, выводы о существенном влиянии зоны мелких фракций на формирование каналов в зоне переувлажнения и увеличении потерь давления в слое подтвердились. Для повышения эффективности агломерационного процесса необходимо снижать негативное влияние на газопроницаемость слоя разрушения гранул в зоне сушки, интенсивного нагрева, а также в зоне переувлажнения. Для этого должен быть применен комплекс мероприятий, включающий оптимизацию режима окомкования шихты [12, 13] и ее предварительный подогрев [14, 15].

Выводы. Разрушение гранул в зонах с сухой шихтой над зоной переувлажнения приводит к образованию зоны мелких фракций высотой около 6 мм с низкой газопроницаемостью, которая увеличивает потери давления в 1,4 раза и усадку слоя на 20–25 мм. Мелкие фракции формируют канальный ход газов в зоне переувлажнения, закупоривая каналы диам. менее 0,6 мм.

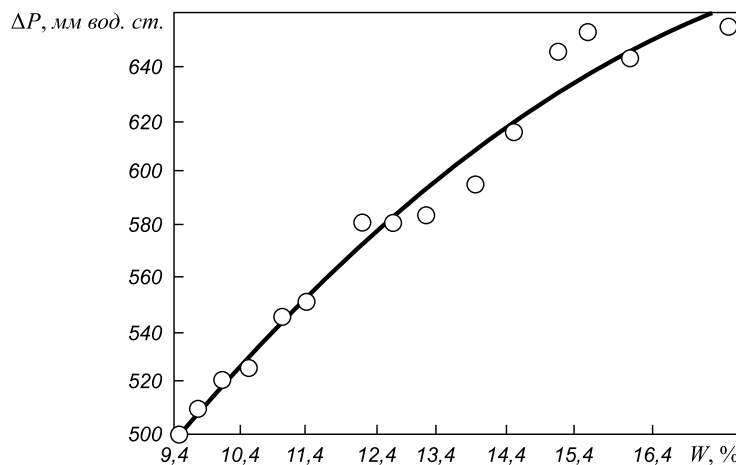


Рис. 3. Изменение потерь давления в слое при увеличении средней влажности шихты

Fig. 3. Changes in pressure losses in the layer at increase in average humidity of the charge

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Берштейн Р. С., Станишевский Б. А., Быткин В. Н. Совершенствование технологии спекания агломерата. – Днепропетровск: Промінь, 1975. – 120 с.
2. Коротич В. И., Фролов Ю. А., Бездежский Г. Н. Агломерация рудных материалов. – Екатеринбург: изд. УГТУ-УПИ, 2003. – 400 с.
3. Петрушов С. Н. Современный агломерационный процесс. – Алчевск: изд. ДонГТУ, 2006. – 360 с.
4. Базилевич С. В., Вегман Е. Ф. Агломерация. – М.: Металлургия, 1967. – 368 с.
5. Wolfgang Pietsch Agglomeration Processes. Phenomena, Technologies, Equipment / Wolfgang Pietsch. - Wiley-VCH Verlag GmbH, Weinheim, 2002. – 647 p.
6. Hao Zhou. Model Predictions of Important Bed and Gas Properties during Iron Ore Sintering / Hao Zhou, Jia Pei Zhao, Chin Eng Loo, Benjamin George Ellis and Ke Fa Cen // ISIJ International. 2012. No. 12. P. 2168 – 2176.
7. Берсенева И. С., Ершов М. П., Клейн В. И. и др. Определение порозности шихты и аглоспека на агломашинах // Сталь. 2008. № 12. С. 34 – 36.
8. Коршиков Г. В., Хайков М. А., Кузнецов А. С. и др. Формирование структуры слоя шихты и спека на агломашинах АКМ-312

- при различных способах загрузки (в порядке обсуждения) // Сталь. 1996. № 11. С. 3 – 8.
9. Shinichi Yuu. Simulation of Sintering Process - Effects of Air Flow, Liquid Film Cohesion Force and Fixation Process on Large Scale Crack / Shinichi Yuu, Toshihiko Umekage and Osamu Ishiyama // ISIJ International. 2012. No. 10. P. 1785 – 1793.
10. Химическая энциклопедия / Под ред. И. Л. Кнунянц и др. – М.: Советская энциклопедия, 1992. Т. 3. – 639 с.
11. Тарасов В. П., Тарасов П. В. Теория и технология доменной плавки. – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 384 с.
12. Коротич В. И. Теоретические основы окомкования железорудных материалов. – М.: Металлургия, 1966. – 152 с.
13. Кривенко С. В. Принцип синхронного управления частотой вращения окомкователя и влажностью шихты // Металл и литье Украины. 2011. № 8. С. 25 – 28.
14. Вегман Е. Ф. Теория и технология агломерации. – М.: Металлургия, 1974. – 288 с.
15. Кривенко С. В., Томаш А. А., Русских В. П. Эффективность спекания подогретой шихты с применением обогащенного кислородом воздуха // Сталь. 2011. № 1. С. 2 – 7.

Поступила 14 июля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 581–586.

RESEARCH OF THE ZONAL STRUCTURE OF SINTERING LAYER

S. V. Krivenko

Mariupol State University, Mariupol, Ukraine

Abstract. The process of zones formation in the layer was investigated. A new research method was developed for the saturation zone in the layer by discharge of sintering bowls with the structure conservation. Sintering mixture was pelletized using of melt paraffin instead of water. The destruction of the granules in areas with a dry charge material above the zone of saturation forms a zone of fine fractions with a height of about 6 mm with low gas permeability. Zone of fines increases the pressure loss in 1.4 times and the shrinkage of the layer – by 20–25 mm. Fines form a channel course of the gases in the zone of saturation clogging the channels with a diameter less than 0.6 mm. Negative impact on the permeability of the destruction layer of the pellets in the drying zone – intensive heating zone – and the saturation zone should be reduced to improve the efficiency of the sintering process.

Keywords: sintering, pelletizing, permeability, saturation zone, shrinkage of the layer, layer structure, paraffin, granules destruction.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-581-586

REFERENCES

1. Bershtein R. S., Stanishevskii B. A., Bytkin V. N. *Sovershenstvovanie tekhnologii spekaniya aglomerata* [Improvement of sintering technology]. Dnepropetrovsk: Promin', 1975, 120 p. (In Russ.).
2. Korotich V. I., Frolov Yu. A., Bezdezhskii G. N. *Agglomeratsiya rudnykh materialov* [Sintering of ore materials]. Ekaterinburg: UGTU-UPI, 2003, 400 p. (In Russ.).
3. Petrushov S. N. *Sovremennyy aglomeratsionnyy protsess* [Modern sintering process]. Alchevsk: DonGTU, 2006, 360 p. (In Russ.).
4. Bazilevich S. V., Vegman E. F. *Agglomeratsiya* [Sintering]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 368 p. (In Russ.).
5. Wolfgang Pietsch Agglomeration Processes. *Phenomena, Technologies, Equipment*. Wiley-VCH Verlag GmbH, Weinheim, 2002, 647 p.
6. Hao Zhou, Jia Pei Zhao, Chin Eng Loo, Benjamin George Ellis, Ke Fa Cen. Model predictions of important bed and gas proper-

- ties during iron ore sintering. *ISIJ International*. 2012, no 12, pp. 2168–2176.
7. Bersenev I. S., Ershov M. P., Klein V. I., Kutuzov A. A., Shipitsyn D. N., Yaroshenko Yu. G. Determining batch and cake porosity in sintering machines. *Steel in Translation*, 2008, vol. 38, no 12, pp. 1017–1019.
8. Korshikov G. V., Khaikov M. A., Kuznetsov A. S., Zevin S. L., Grekov V. V. Formation of the structure of the charge layer and cake in AKM-312 sintering machines with different loading methods (for discussion). *Steel in Translation*, 1996, vol. 26, no 11, pp. 1–9.
9. Shinichi Yuu, Toshihiko Umekage, Osamu Ishiyama. Simulation of sintering process – effects of air flow, liquid film cohesion force and fixation process on large scale crack. *ISIJ International*. 2012, no. 10, pp. 1785–1793.
10. *Khimicheskaya entsiklopediya* [Chemical encyclopedia]. Knunyants I. L. ed. Moscow: Sovetskaya entsiklopediya, 1992, vol. 3, 639 p. (In Russ.).
11. Tarasov V. P., Tarasov P. V. *Teoriya i tekhnologiya domennoy plavki* [Theory and technology of blast furnace smelting]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2007, 384 p. (In Russ.).
12. Korotich V. I. *Teoreticheskie osnovy okomkovaniya zhelezorudnykh materialov* [Theoretical basis of pelletizing of iron ore materials]. Moscow: Metallurgiya, 1966, 152 p. (In Russ.).
13. Krivenko S. V. The principle of synchronous control of the pelletizer speed and of the charge humidity. *Metall i lit'e Ukrainy*. 2011, no. 8, pp. 25–28. (In Russ.).
14. Vegman E. F. *Teoriya i tekhnologiya aglomeratsii* [Theory and technology of sintering]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 288 p. (In Russ.).
15. Krivenko S. V., Tomash A. A., Russkikh V. P. Sintering of preheated batch with oxygen-enriched air. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 1, pp. 31–35.

Information about the author:

S. V. Krivenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Mathematical Methods and System Analysis (ksv_pgtu@rambler.ru)

Received July 14, 2016

УДК 621.771

УСИЛИЯ И НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ ШАРА

Филиппова М.В.¹, к.т.н., доцент кафедры обработки металлов давлением
и металловедения. ЕВРАЗ ЗСМК (flippova_mv@mail.ru)

Перетяtko В.Н.¹, д.т.н., профессор кафедры обработки металлов давлением
и металловедения. ЕВРАЗ ЗСМК (kafkshp@sibsiu.ru)

Сметанин С.В.², к.т.н., начальник центральной лаборатории автоматизации
и механизации (smetanin_sv@nkmk.ru)

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

² АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
(654043, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

Аннотация. Рассмотрены вопросы, связанные с изучением напряженно-деформированного состояния металла и усилий на стане для прокатки шаров больших размеров. Внедрение предложенных мероприятий позволило прокатывать качественные шары диаметром до 125 мм.

Ключевые слова: прокатка шаров, компьютерное моделирование, напряжения, усилие прокатки, калибровка валков.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-587-588

Средняя годовая потребность рынка сбыта шаров условным диаметром от 90 до 120 мм составляет 40 % от объема производства всех шаров. Выпуск этой продукции на существующем оборудовании позволит увеличить объем производства на 15 % и снизить себестоимость тонны продукции на 10 %. Для изучения возможности прокатки шаров большого диаметра на шаропрокатном стане 40-80, предназначенном для прокатки шаров номинальным диаметром от 40 до 80 мм [1], были проведены исследования процессов формоизменения металла в калибрах и разработка новой технологии прокатки шаров особенно крупного диаметра.

Для проведения компьютерного моделирования процессов формоизменения металла в калибрах создана виртуальная модель шаропрокатного стана.

Результаты компьютерного моделирования показали, что шары номинальным диаметром 90 мм можно прокатывать на стане 40-80. Так, при температуре прокатки 1050 °С усилия прокатки при скорости 30 и 80 об/мин составляют 430 и 610 кПа соответственно. При снижении температуры прокатки до 900 °С усилия прокатки повышаются до 470 и 660 кПа соответственно. Таким образом, усилия прокатки шаров номинальным диаметром 90 мм (фактический диаметр 93 мм) из стали 45 при различных температурно-скоростных условиях меньше допустимого усилия, которое составляет 690 кПа.

Результаты компьютерного моделирования прокатки шаров номинальным диаметром 120 мм (фактический диаметр 125 мм) показали, что без проведения

реконструкции шаропрокатного стана 40-80 прокатка шаров номинальным диаметром 120 мм невозможна. Проведенная реконструкция прокатного стана заключалась в увеличении длины бочки прокатных валков, замене подшипников прокатных валков, замене электродвигателя на более мощный и повышении температуры прокатки. Опытная прокатка шара диаметром 120 мм при температуре 1200 °С после реконструкции прокатного стана показала, что усилия прокатки составляют 650 кПа, что ниже допустимого усилия.

Разработана калибровка и режимы деформации, при которых отсутствуют разрыхление металла и вскрытие полости в осевой зоне прокатанного шара [2, 3]. Для определения компонент тензора напряжений выбраны характерные точки вдоль осевой линии прокатки: 1 – передний торец валков; 2 – внедрение первой реборды в заготовку; 3 – центр первого шара; 4 – внедрение второй реборды в заготовку; 5 – центр второго шара. Результаты, полученные методом компьютерного моделирования (σ_x – напряжение вдоль оси прокатки; σ_y – напряжение вдоль направления уширения; σ_z – напряжение вдоль направления обжатия; σ_i – интенсивность напряжений), приведены ниже.

Напряжение	Величина напряжений, Па·10 ⁸ , в точках				
	1	2	3	4	5
σ_x	–8,06	–9,48	–7,01	–8,78	–7,99
σ_y	–8,07	–9,96	–6,88	–5,43	–7,10
σ_z	–7,22	–10,04	–8,30	–7,26	–8,77
σ_i	1,23	1,27	1,47	1,81	1,35

Можно отметить, что все компоненты тензора напряжений имеют знак минус: все компоненты тензора напряжений сжимающие. Наличие всестороннего сжатия металла в процессе прокатки способствует его проработке и отсутствию пористости.

Таким образом, в результате проведенных исследований разработана научнообоснованная технология прокатки шаров большого диаметра. Результаты проведенных исследований внедрены в производство.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Специальные прокатные станы / А.И. Целиков, М.В. Барбарин, М.В. Васильчиков и др. – М.: Metallurgiya, 1971. – 336 с.
2. Перетяtko В.Н., Климов А.С., Филиппова М.В. Калибровка валков шаропрокатного стана. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 4. С. 27 – 30.
3. Перетяtko В.Н., Климов А.С., Филиппова М.В. Калибровка валков шаропрокатного стана. Сообщение 2 / В.Н. Перетяtko, А.С. Климов, М.В. Филиппова // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 6. С. 16 – 20.

Поступила 13 мая 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 587–588.

STRESSES AND STRAINS DURING ROLLING OF THE BALL

M.V. Filippova¹, V.N. Peretyat'ko¹, S.V. Smetanin²

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²JSC "EVRAZ - Joint West Siberian Metallurgical Plant", Novokuznetsk, Russia

Abstract. The problems associated with the study of stress-strain state of the metal and efforts on the mill for rolling the balls of large sizes are considered. Implementation of the proposed measures allowed the balls of high-quality with a diameter up to 125 mm to be rolled.

Keywords: rolling of balls, computer simulation, stresses, force of rolling, calibration of rolls.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-587-588

REFERENCES

1. Tselikov A.I., Barbarin M.V., Vasil'chikov M.V. etc. *Spetsial'nye prokatnye stany* [Special rolling mills]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 336 p. (In Russ.).

2. Peretyat'ko V.N., Klimov A.S., Filippova M.V. Calibration of rolls of a ball-rolling mill. Part 1. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 4, pp. 27–30. (In Russ.).
3. Peretyat'ko V.N., Klimov A.S., Filippova M.V. Calibration of rolls of a ball-rolling mill. Part 2. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 6, pp. 16–20. (In Russ.).

Information about the authors:

M.V. Filippova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming and Metal Science". OJSC "EVRAZ ZSMK" (filippova_mv@mail.ru)

V.N. Peretyat'ko, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metal Forming and Metal Science". OJSC "EVRAZ ZSMK" (kafkshp@sibsiu.ru)

S.V. Smetanin, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Central Laboratory of Automation and Mechanization (smetanin_sv@nkmk.ru)

Received May 13, 2016

ПАМЯТИ ЭДУАРДА ВИКТОРОВИЧА КОЗЛОВА



9 июля 2016 года ушел из жизни Эдуард Викторович Козлов – известный ученый в области физического материаловедения и физики твердого тела, заведующий кафедрой физики Томского государственного архитектурно-строительного университета, доктор физико-математических наук, профессор, действительный член МАН ВШ, Санкт-Петербургской академии наук по физике прочности, член Межгосударственного координационного совета по физике прочности и пластичности материалов.

Эдуард Викторович обладал обширными энциклопедическими знаниями в области физики конденсиро-

ванного состояния и физического материаловедения. Им опубликованы 44 монографии, в том числе 2 в США, и свыше 950 научных статей. Он подготовил 36 кандидатов и 10 докторов наук. Фактически этот список больше, так как здесь учтены лишь те ученики, в автореферате которых его фамилия официально названа в качестве руководителя. Козлов Э.В. создал Научную Школу, работы которой имеют международное научное признание.

Большой цикл структурных исследований статей различного класса выполнен в коллективе Э.В. Козлова и под его руководством в содружестве с кафедрой физики СибГИУ. Многолетнее научное сотрудничество с этим коллективом было весьма плодотворным.

Получен ряд фундаментальных результатов, имеющих как научное, так и практическое значение. Среди них – установление закономерностей формирования градиентных структурно-фазовых состояний в сталях различного класса, подвергнутых деформации прокаткой, ударным нагружениям, усталостным испытаниям, воздействию электрическим током. Важным итогом выполненных исследований явились подготовка и защита ряда кандидатских и докторских диссертаций, а также написание и публикация нескольких монографий, в которых проведено обобщение выполненных исследований.

Научная и педагогическая деятельность профессора Э.В. Козлова была отмечена тремя правительственными наградами, в том числе «Орденом дружбы».

Светлая память об Эдуарде Викторовиче сохранится в сердцах тех, кто знал его и работал с ним.

Уважаемые читатели,
информируем вас о проведении

XIV Международного Конгресса сталеплавильщиков и производителей металлов

*под девизом «Сталь: в ногу со временем», приуроченного
к 100-летию металлургического завода «Электросталь», который пройдет 17 – 21 октября 2016 г.*

Основные цели Конгресса – обмен опытом между учёными и специалистами металлургических предприятий, исследовательских и проектных институтов, высших учебных заведений, пропаганда научно-технических достижений в области сталеплавленного производства, развитие системы повышения квалификации специалистов-сталеплавильщиков, а также международного сотрудничества сталеплавильщиков.

Работа Конгресса будет освещать приоритетные направления инновационного развития металлургической отрасли в современных условиях и будет проходить по пяти секциям:

Секция 1. Металлургия стали

Темы для докладов и обсуждений: Конвертерное производство стали. Мартеновское производство стали. Производство стали в высокомошных электродуговых печах. Теория и технология процессов. Огнеупоры. Оборудование. Экономика процессов. Охрана здоровья и окружающей среды

Секция 2. Спецэлектрометаллургия стали и сплавов

Темы для докладов и обсуждений: Электрометаллургия стали и сплавов, в том числе выплавка высоколегированных сталей и сплавов в печах малой вместимости, процессы рафинирования при интенсивной продувке расплава кислородом, вакуумной индукционной плавке, вакуумном дуговом, электрошлаковом, плазменном и электронно-лучевом переплавах. Теория процессов. Поведение элементов в металлических расплавах при высоких температурах и различных давлениях. Материаловедческие аспекты строения и свойства стали и сплавов. Процессы передела высоколегированных сталей и сплавов.

Секция 3. Ковшевая металлургия стали и чугуна

Темы для докладов и обсуждений: Теория и технология металлургических процессов при продувке стали в ковше газами, обработке порошками и шлаками, легировании, раскислении, модифицировании, в том числе порошковой проволокой, вакуумировании, нагреве металла дугами и химическими источниками тепла, шлакообразованием, использование ферросплавов, новые типы ферросплавов. Достижение точно заданных составов стали и температуры. Изменение строения и свойств металлического расплава при ковшевой обработке. Огнеупоры. Оборудование ковшевой металлургии. Экономика процессов.

Секция 4. Разливка и кристаллизация стали

Темы для докладов и обсуждений: Теоретические основы процесса кристаллизации стали при непрерывной разливке и разливке в слитки. Состояние и развитие непрерывной разливки стали. Технология и оборудование непрерывной разливки стали. Новые процессы непрерывной разливки. Литейно-прокатные агрегаты. Шлакообразующие смеси. Электромагнитное перемешивание. Мягкое обжатие заготовки. Автоматизация и роботизация процессов непрерывной разливки. Разливка стальных слитков, в том числе большой массы. Оборудование для разливки слитков. Качество непрерывнолитых заготовок и стальных слитков. Экономика процессов.

Секция 5. Энергоэффективность, ресурсосбережение и экология сталеплавленного производства

Темы докладов и обсуждений: Охрана здоровья. Охрана окружающей среды и экология. Снижение выбросов парниковых газов. Новые процессы руда – сталь. Переработка отходов и техногенных месторождений. Новые виды металлургического сырья. Использование вторичных энергетических ресурсов. Возобновляемые источники энергии. Энергоэффективность процессов. Экономика технологий и процессов.

Учитывая практическую важность и возможность обобщения опыта ведущих специалистов в области металлургии, по результатам работы Конгресса будут опубликованы наиболее интересные доклады, дискуссионные материалы по секционным направлениям.

www.steelcongress.ru

Уважаемые читатели,
информируем вас о проведении

XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии,
который пройдет в Екатеринбурге с 26 по 30 сентября 2016 г.

Менделеевские съезды проводятся с интервалом в 4 – 5 лет в крупнейших научных и культурных центрах нашей страны и определяют основные направления развития химической науки и промышленности России.

В работе XX Менделеевского съезда планируется участие до 2500 человек, в том числе 300 иностранных ученых, включая лауреатов Нобелевской премии, а также российских и зарубежных компаний.

В программу будут включены пленарные и секционные доклады, стендовые сообщения, симпозиумы и круглые столы по основным направлениям химической науки и технологии.

Программа работы секции № 3 «Физико-химические основы металлургических процессов» (*руководители* – академик РАН Л.И. Леонтьев, академик РАН О.А. Банных, академик РАН К.А. Солнцев, академик РАН Л.А. Смирнов) включает интереснейшие доклады ведущих российских и зарубежных ученых в рамках следующих сессий:

- **СВАРКА, ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ, ЖАРОПРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ** (*руководители сессии*: Лысак Владимир Ильич, Россия, член-корр. РАН, Волгоградский государственный технический университет; Карпов Михаил Иванович, Россия, член-корр. РАН, ИФТТ РАН);
- **ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ, МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С ОСОБЫМИ СВОЙСТВАМИ** (*руководители сессии*: Орыщенко Алексей Сергеевич, Россия, д.т.н., ФГУП ЦНИИ КМ “Прометей” им. акад. И.В. Горынина; Костина Мария Владимировна, Россия, д.т.н., ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова);
- **МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ** (*руководители сессии*: Смирнов Леонид Андреевич, Россия, акад. РАН, ОАО “Уральский институт металлов”; Жучков Владимир Иванович, Россия, д.т.н., ИМЕТ УрО РАН);
- **НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ** (*руководители сессии*: Глезер Александр Маркович, Россия, д.ф.-м.н., ЦНИИчермет им. И.П. Бардина; Сагарадзе Виктор Владимирович, Россия, член-корр. РАН, ИФМ им. М.Н. Михеева);
- **КОМПЛЕКСНОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩЕГО СЫРЬЯ** (*руководители сессии*: Леонтьев Леопольд Игоревич, Россия, акад. РАН, Президиум РАН; Дмитриев Андрей Николаевич, Россия, д.т.н., ИМЕТ УрО РАН);
- **ВОПРОСЫ ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ** (*руководители сессии*: Набойченко Станислав Степанович, Россия, член-корр. РАН, УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; Пастухов Эдуард Андреевич, Россия, член-корр. РАН, ИМЕТ УрО РАН);
- **ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ** (*руководители сессии*: Zinigrad Michael, Israel, профессор, Ariel University Centr of Samaria; Григорович Константин Всеволодович, Россия, член-корр. РАН, ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова).

По результатам работы секции № 3 в рамках XX Менделеевского съезда ключевые доклады, а также доклады, вызвавшие наибольший отклик и дискуссию, будут опубликованы в ближайших номерах журнала.

www.mendeleev2016.uran.ru

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Олендаренко Н.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Бащенко Л.П., ведущий редактор

Неунывахина Д.Т., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 5.08.2016. Формат 60×90 1/8. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,0. Заказ 5174. Цена свободная.

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