

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 60 Номер 10 2017

• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

УПРОЩЕННЫЙ МЕТОД РАСЧЕТА ИЗГИБАЮЩИХ МОМЕНТОВ СТАЛЬНОГО ЛИСТА И РЕАКЦИЙ РАБОЧИХ РОЛИКОВ В МНОГОРОЛИКОВОЙ ПРАВИЛЬНОЙ МАШИНЕ

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

О ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА ЗАДАННОГО КАЧЕСТВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ РАЗЛИВКИ СЛЯБОВ БОЛЬШОГО ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ФАКЕЛОВ ГОРЕНИЯ ДЛЯ ОКИСЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ РАСПЛАВА В АГРЕГАТАХ КОНВЕРТЕРНОГО ТИПА. СООБЩЕНИЕ 2

ИЗУЧЕНИЕ ВЯЗКОСТИ ШЛАКОВ СИСТЕМЫ $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-25\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТИ 100-МЕТРОВЫХ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ЛЮДЕРСА В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 10, 2017

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 60

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

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

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

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

Заместитель ответственного секретаря: БАЩЕНКО Л.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 Цветмет-обработка», г. Москва)

БАЙСАНОВ С.О. (Химико-металлургический институт им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан)

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)

ДМИТРИЕВ А.Н. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)

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

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

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

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

КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

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)

КУРГАНОВА Ю.А. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, 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)

ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия)

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

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

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

РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)

СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва)

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

СМИРНОВ Л.А. (ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург)

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)

ШЕШУКОВ О.Ю. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)

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

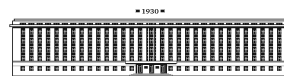
ЮРЬЕВ А.Б. (АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

ЮСУПОВ В.С. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

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@isis.ru
www.fermet.misis.ru

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

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

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

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

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

Deputy Executive secretary: BASHCHENKO L.P.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial Board:

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

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

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

S.O. BAISANOV (Abishev Chemical-Metallurgical
Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan)

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)

A.N. DMITRIEV (Institute of Metallurgy, Ural
Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal
University, Ekaterinburg)

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

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

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 "**Metallur-
gical Technologies**" (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

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

A.G. KOLMAKOV (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

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)

Y.U.A. KURGANOVA (Bauman Moscow State
Technical University, 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)

O.I. OSTROVSKI (University of New South Wales,
Sydney, Australia)

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

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

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

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

O.YU. SHESHUKOV (Ural Federal University,
Ekaterinburg)

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

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

B.A. SIVAK (VNIIMETMASH Holding Company,
Moscow)

L.A. SMIRNOV (OJSC "Ural Institute of Metals",
Ekaterinburg)

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)

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

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

V.S. YUSUPOV (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

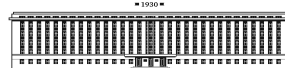
M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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

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@misiss.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

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Шинкин В.Н. Упрощенный метод расчета изгибающих моментов стального листа и реакций рабочих роликов в многороликовой правильной машине 777
- Козырев Н.А., Усольцев А.А., Шевченко Р.А., Крюков Р.Е., Шишкин П.Е. Современные методы сварки рельсов нового поколения 785

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

- Водолеев А.С., Андроханов В.А., Бердова О.В., Юмашева Н.А., Черданцева Е.С. Экологически безопасная консервация отходов железорудного обогащения 792

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

- Стулов В.В., Алдунин А.В. О технологии получения горячекатаного листа заданного качества с использованием новой технологии разлива слябов большого поперечного сечения 798
- Уманский А.А., Головатенко А.В., Кадыков В.Н. Разработка теоретических основ определения энергосиловых параметров прокатки при освоении новых марок рельсовых сталей 804

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Солоненко В.В., Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Темлянец М.В., Якушевич Н.Ф. Термодинамическое обоснование возможности использования высокотемпературных факелов горения для окисления примесей расплава в агрегатах конвертерного типа. Сообщение 2. Взаимодействие факела горения с металлом и шлаком в конвертерной ванне 811
- Бабенко А.А., Жучков В.И., Уполовникова А.Г., Кель И.Н. Изучение вязкости шлаков системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-25\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$ 820

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Юрьев А.А., Громов В.Е., Морозов К.В., Перегудов О.А. Изменение структуры и фазового состава поверхности 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации 826
- Данилов В.И., Горбатенко В.В., Зувев Л.Б., Орлова Д.В., Данилова Л.В. Исследование деформации Людерса в малоуглеродистой стали 831
- Иванов Ю.Ф., Клопотов А.А., Петрикова Е.А., Абзаев Ю.А., Иванова О.В. Структура и свойства поверхности высокохромистых сталей, модифицированных интенсивным импульсным электронным пучком 839

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Медведева К.С., Герике П.Б. Влияние коэффициента трения между дробимым материалом и щекой в одновалковой дробилке на энергоемкость процесса дробления 846
- К 60-летию Евгения Валентиновича Протопопова 849
- Громову Виктору Евгеньевичу – 70 лет 851

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- V.N. Shinkin Simplified method for calculation of bending moments of steel sheet and reactions of working rollers in multiroll straightening machine 777
- N.A. Kozыrev, A.A. Usol'tsev, R.A. Shevchenko, R.E. Kryukov, P.E. Shishkin Modern welding methods of the rails of new generation 785

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

- A.S. Vodoleev, V.A. Androkhonov, O.V. Berdova, N.A. Yumasheva, E.S. Cherdantseva Environmentally safe storage of wastes from iron-ore enrichment 792

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

- V.V. Stulov, A.V. Aldunin Production technology of hot rolled plate of specified quality using new technics of large section slabs casting ... 798
- A.A. Umanskii, A.V. Golovatenko, V.N. Kadykov Development of theoretical basis of determining energy-power parameters of rolling with development of new grades of rail steel 804

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

- V.V. Solonenko, E.V. Protopopov, S.V. Feiler, M.V. Temlyantsev, N.F. Yakushevich Thermodynamic justification of opportunity of using high-temperature combustion flanks for oxidation of melt impurities in aggregates of converter type. Report 2. Interaction of the flank with metal and slag in the converter bath 811
- Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Upolovnikova A.G., Kel' I.N. Study of the viscosity of slags of $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-25\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$ system 820

MATERIAL SCIENCE

- A.A. Yur'ev, V.E. Gromov, K.V. Morozov, O.A. Peregudov Changes in structure and phase composition of the surface of differentially hardened 100-meter rails in operation 826
- V.I. Danilov, V.V. Gorbatenko, L.B. Zuev, D.V. Orlova, L.V. Danilova Investigation of Lüders deformation in the mild steel 831
- Yu.F. Ivanov, A.A. Klopotov, E.A. Petrikova, Yu.A. Abzaev, O.V. Ivanova Structure and properties of the surface of high-chromium steels modified with an intense pulsed electron beam 839

SHORT REPORTS

- A.G. Nikitin, Yu.A. Epifantsev, K.S. Medvedeva, P.B. Gerike Influence of friction coefficient between the crushed material and the cheek in one-roll crusher on crushing process energy capacity 846
- To the 60th Anniversary of Eugeniі Valentinovitch Protopopov 849
- To the 70th Anniversary of Viktor Evgen'evitch Gromov 851

УДК 621.771.23:621.982

УПРОЩЕННЫЙ МЕТОД РАСЧЕТА ИЗГИБАЮЩИХ МОМЕНТОВ СТАЛЬНОГО ЛИСТА И РЕАКЦИЙ РАБОЧИХ РОЛИКОВ В МНОГОРОЛИКОВОЙ ПРАВИЛЬНОЙ МАШИНЕ

Шинкин В.Н., д.ф.-м.н., профессор кафедры физики (shinkin-korolev@yandex.ru)

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

Аннотация. Главной задачей технологии правки стального листа является вычисление оптимальных обжатий стальной заготовки рабочими роликами листопрямильных машин таким образом, чтобы лист на выходе из машины имел минимальные остаточные напряжения и кривизну. При математическом и численном моделировании процесса правки стального листа в многороликовых правильных машинах вначале вычисляют кривизну и изгибающие моменты стального листа в точках касания с рабочими роликами машины, а затем рассчитывают энергосиловые параметры правки листа. Вычисление энергосиловых параметров многороликовых листопрямильных машин является важным технологическим расчетом при правке стального листа. В основу энергосилового расчета входит вычисление реакций опор рабочих роликов и усилий верхней и нижней кассет рабочих роликов правильной машины при правке. При недостаточном изгибающем моменте стального листа невозможно устранить вредные остаточные напряжения в стенке листа и поверхностные дефекты листа. При недостаточном усилии верхней кассеты роликов невозможно достигнуть требуемого обжатия листа для качественной правки. Чрезмерные значения крутящих моментов роликов и усилий кассет роликов часто приводят к дефектам листа, поломке рабочих и опорных роликов и поломке всей листопрямильной машины. В настоящей работе предложен приближенный метод расчета оптимальных технологических параметров холодной правки стального листа на многороликовой листопрямильной машине. Расчеты позволяют определить вид и кривизну нейтральной плоскости стального листа при правке, остаточную кривизну листа после правки, изгибающие моменты листа и реакции опор рабочих роликов, остаточные напряжения в стенке стального листа, долю пластической деформации по толщине листа и относительную деформацию продольных поверхностных волокон листа при правке в зависимости от радиуса рабочих роликов, шага между роликами листопрямильной машины, величины обжатия листа верхними роликами, толщины листа, а также модуля Юнга, предела текучести и модуля упрочнения металла листа. Результаты исследований могут быть широко использованы на машиностроительных и металлургических заводах.

Ключевые слова: стальной лист, многороликовые листопрямильные машины, рабочие и опорные ролики, кривизна листа, знакопеременный изгиб, изгибающие моменты листа, упругопластическая среда с линейным упрочнением.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-777-784

Прокатные станы и многороликовые правильные машины широко используются при производстве стального листа в российской и зарубежной металлургической промышленности [1 – 40]. Например, на металлургическом комплексе стан-5000 используются пяти- и девятироликовые листопрямильные машины фирмы SMS Siemag, а на металлургической линии поперечной резки листовой стали фирмы Fagor Arrasate – пяти-, шести-, одиннадцати- и пятнадцатирولیковые машины.

После горячей прокатки стальные листы деформируются при охлаждении из-за остаточных напряжений и часто имеют поверхностные дефекты в холодном состоянии (например, коробоватость, волнистость, конусность и так далее). Поэтому стальные листы правят в многороликовых листопрямильных машинах. Процесс правки листа в таких машинах является обязательной операцией технологических процессов в металлургическом производстве. Правка листа широко используется российскими металлургическими заводами в Выксе, Челябинске, Магнитогорске, Ижоре и зарубежными металлургическими заводами в США, Германии, Испании, Китае, Индии и так далее. На рис. 1 показана пят-

надцатирولیковая листопрямильная машина испанской фирмы Fagor Arrasate.

Ранее [21 – 24] была разработана точная математическая модель расчета технологических параметров многороликовой листопрямильной машины, основанная на кубическом приближении продольной линии листа между соседними правильными роликами. Однако при этом необходимо численно решать трансцендентную систему нелинейных уравнений (которую нельзя решить аналитически) с большим числом неизвестных (число неизвестных равно числу правильных роликов машины). Технологи металлургических заводов было высказано пожелание максимально упростить вышеуказанную модель таким образом, чтобы при расчете технологических параметров правильной машины не приходилось численно решать сложную нелинейную систему уравнений, а было достаточно выполнить простейшие арифметические операции – сложение, вычитание, умножение, деление, возведение в степень и извлечение корня. При этом точность такой упрощенной арифметической модели должна быть достаточной для практических расчетов на металлургическом заво-

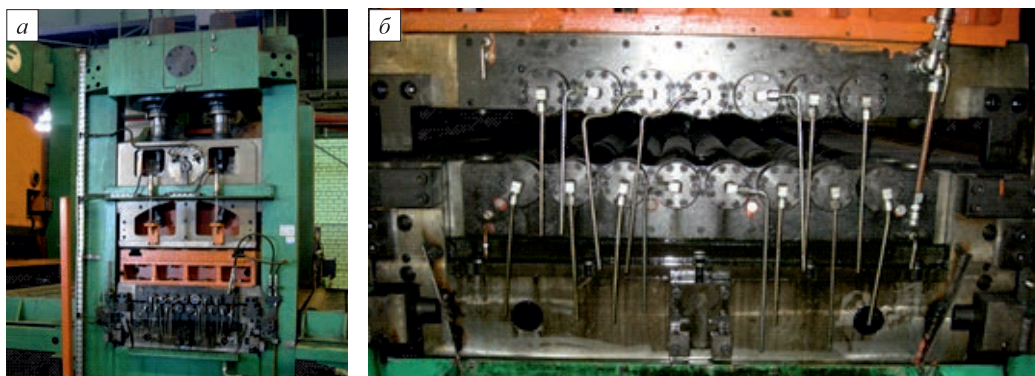


Рис. 1. Пятнадцатироликовая листопрямляющая машина Fagor Arrasate:
а – общий вид; б – пятнадцать рабочих роликов

Fig. 1. The fifteen-roller sheet-straightening machine by Fagor Arrasate:
а – general form; б – fifteen working rollers

де и несильно уступать точной математической модели. Решению этой задачи посвящена настоящая работа.

Изгибающий момент и коэффициент пружинения листа

Пусть h и b – толщина и ширина стального листа, σ_t , E , Π_p и Π_c – предел текучести стали, модуль Юнга, модули упрочнения стали при растяжении и сжатии.

При пластическом изгибе $\left(\rho < \rho_t = \frac{hE}{2\sigma_t}\right)$ изгибающий момент стального листа равен [21 – 27]

$$M(\rho) = \frac{bh^2\sigma_t}{12} \left[3 - 4 \left(\frac{\sigma_t\rho}{Eh} \right)^2 \right] + \frac{bh^3(\Pi_p + \Pi_c)}{24\rho} \times \left(1 - 2 \frac{\sigma_t\rho}{Eh} \right)^2 \left(1 + \frac{\sigma_t\rho}{Eh} \right),$$

где ρ – радиус кривизны продольной нейтральной линии листа.

При упругом изгибе $\left(\rho \geq \rho_t = \frac{hE}{2\sigma_t}\right)$ изгибающий момент стального листа равен [1, 21 – 27]

$$M(\rho) = \frac{bh^3E}{12\rho}.$$

Для высокопрочных сталей модули упрочнения при растяжении и сжатии практически равны друг другу: $\Pi_c \approx \Pi_p = \Pi$.

При пластическом изгибе $\left(\rho < \rho_t = \frac{hE}{2\sigma_t}\right)$ коэффициент пружинения стального листа равен [21 – 27]

$$\beta(\rho) = \frac{1}{\left(1 - \frac{\Pi_p + \Pi_c}{2E} \right) \left(1 - 2 \frac{\rho\sigma_t}{hE} \right)^2 \left(1 + \frac{\rho\sigma_t}{hE} \right)}.$$

При упругом изгибе стального листа $\left(\rho \geq \rho_t = \frac{hE}{2\sigma_t}\right)$

коэффициент пружинения $\beta(\rho) = \infty$.

Доля пластической деформации по толщине стального листа (степень проникновения пластической деформации в глубь листа) составит

$$\eta = \begin{cases} 1 - \frac{2\sigma_t\rho}{Eh}, & \text{если } \rho \leq \frac{Eh}{2\sigma_t}; \\ 0, & \text{если } \rho > \frac{Eh}{2\sigma_t}. \end{cases}$$

Относительная деформация продольных поверхностных волокон листа равна

$$\eta_{\text{прв}} = \frac{h}{2|\rho|}.$$

Правка листа на $(2N + 1)$ -роликовой правильной машине

Правка стального листа осуществляется $(2N + 1)$ приводными рабочими правильными роликами – N верхними правильными роликами и $(N + 1)$ нижними правильными роликами. Правильные ролики снабжены отдельными системами настройки их вертикального положения с помощью клиновых пар и гидроцилиндров [1, 21 – 24].

Пусть t – шаг между нижними правильными роликами; H_i – величина обжатия нейтральной поверхности стального листа на i -ом правильном ролике; N_i – реакции рабочих роликов в точках касания с листом; R – радиус рабочих роликов; $R_0 = R + h/2$; ρ_i и $\varepsilon_i = 1/\rho_i$ – радиусы кривизны и кривизна продольной нейтральной линии листа в точках его касания с рабочими роликами, φ_i – углы точек касания листа и роликов ($i = 1, \dots, 2N + 1$) (рис. 2).

Замечание 1. Связь между реальным обжатием $H_{\text{реал}}$ и обжатием нейтральной поверхности стального листа H имеет вид

$$H = H_{\text{реал}} + h.$$

Максимальная величина обжатия H составит

$$H_{\text{max}} = 2R_0 \left(1 - \sqrt{1 - \left(\frac{t}{4R_0} \right)^2} \right).$$

Не ограничивая общности, далее будем считать, что нижние (нечетные) правильные ролики лежат на одном горизонтальном уровне

$$H_{2j+1} = 0, j = 0, \dots, N,$$

а верхние рабочие ролики имеют независимые вертикальные перемещения (обжатия).

При правке стального листа на металлургических заводах реальные углы касания листа с рабочими роликами листопрямильной машины, начиная со второго ролика до последнего, имеют малые значения (до $1 - 3^\circ$). Поэтому далее будем считать, что все углы касания рабочих роликов со стальным листом равны нулю:

$$\varphi_i = 0, i = 0, \dots, 2N + 1.$$

Приближенные радиусы кривизны продольной нейтральной линии стального листа в точках его касания с четными и с нечетными рабочими роликами листопрямильной машины положим равными

$$\rho_{2k} = \frac{t^2}{24H_{2k}}, k = 1, \dots, N;$$

$$\rho_{2k+1} = \frac{t^2}{12(H_{2k} + H_{2k+2})}, k = 1, \dots, N-1.$$

Приближенное значение радиуса кривизны на последнем рабочем ролике составит

$$\rho_{2N+1} = \beta(\rho_{2N})\rho_{2N}.$$

Замечание 2. Если обжатие

$$H_{2k} \geq \frac{t^2}{24R_0},$$

то поверхность листа обтекает поверхность рабочего ролика. Следовательно, $\rho_{2k} = R_0$. Аналогично, если

$$H_{2k} + H_{2k+2} \geq \frac{t^2}{12R_0},$$

то $\rho_{2k+1} = -R_0$.

Замечание 3. Можно также положить приближенные нечетные радиусы кривизны равными

$$\rho_{2k+1} = -\frac{t^2}{48} \left(\frac{1}{H_{2k}} + \frac{1}{H_{2k+2}} \right), k = 1, \dots, N-1.$$

Однако точность вычисления нечетных радиусов кривизны в этом случае аппроксимации падает (особенно на последних нечетных роликах, где радиусы кривизны листа принимают большие значения).

Замечание 4. Отметим, что $\frac{2H_{2k}}{t} \ll 1$. Поэтому

$$\begin{aligned} \rho_{2k} &= \frac{t^2}{24H_{2k}} \approx \frac{t^2}{24H_{2k}} \left[1 + \left(\frac{2H_{2k}}{t} \right)^2 \right] = \\ &= \frac{\sqrt{\left(\frac{t}{2} \right)^2 + H_{2k}^2}}{6 \cos \left[\arctg \left(\frac{t}{2H_{2k}} \right) \right]}. \end{aligned}$$

В точках касания стального листа с рабочими роликами правильной машины изгибающие моменты листа определяются по формулам

$$M_1 = 0; M_{2k} = M(\rho_{2k}), k = 1, \dots, N;$$

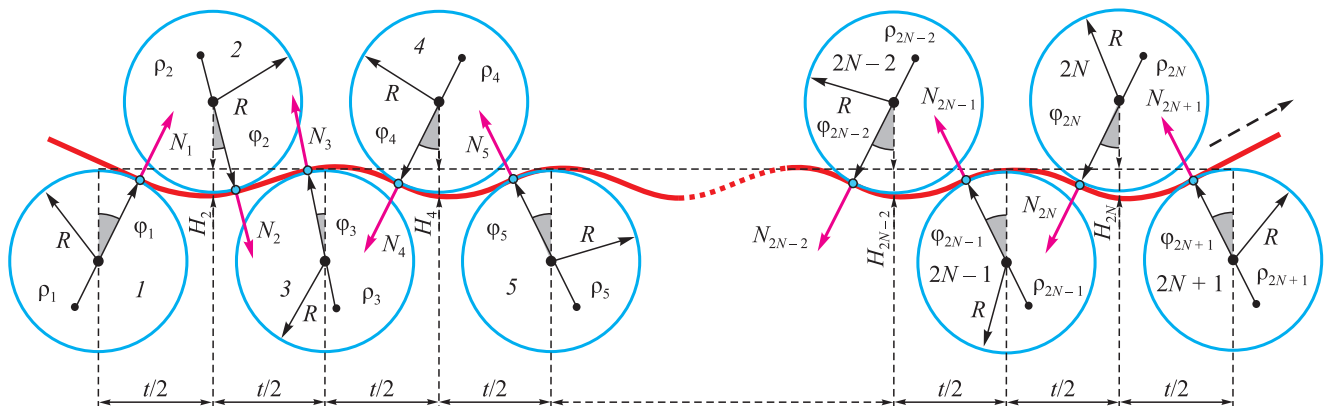


Рис. 2. Правка стального листа $2N + 1$ рабочими роликами

Fig. 2. Flattening of steel sheet by $2N + 1$ working rollers

$$M_{2k+1} = -M(|p_{2k+1}|), k = 1, \dots, N-1; M_{2N+1} = 0.$$

Реакции рабочих роликов в точках их касания с листом составят

$$\begin{aligned} N_1 &= \frac{2}{t} M_2; N_2 = \frac{2}{t} (-M_3 + 2M_2), \\ N_{2k-1} &= \frac{2}{t} (M_{2k} - 2M_{2k-1} + M_{2k-2}), k = 2, \dots, N; \\ N_{2k-2} &= \frac{2}{t} (-M_{2k-1} + 2M_{2k-2} - M_{2k-3}), k = 3, \dots, N; \\ N_{2N} &= \frac{2}{t} (2M_{2N} - M_{2N-1}), N_{2N+1} = \frac{2}{t} M_{2N}. \end{aligned}$$

Вертикальная сила давления верхних и нижних роликов на лист соответственно составит

$$\begin{aligned} F_{\text{верх}} &= \sum_{k=1}^N N_{2k} = \frac{4}{t} \sum_{k=2}^{2N} (-1)^k M_k; \\ F_{\text{нижн}} &= \sum_{k=1}^N N_{2k+1} = \frac{4}{t} \sum_{k=2}^{2N} (-1)^k M_k = F_{\text{верх}}. \end{aligned}$$

Суммарное давление всех верхних и нижних роликов на лист равно

$$F_{\text{сум}} = F_{\text{верх}} + F_{\text{нижн}} = \sum_{k=1}^{2N+1} N_i = \frac{8}{t} \sum_{k=2}^{2N} (-1)^k M_k.$$

Численный расчет для пятнадцатироликовой листопрямильной машины Fagor Arrasate

Для пятнадцатироликовой листопрямильной машины фирмы Fagor Arrasate $N = 7$ ($2_{N+1} = 15$), $t = 0,245/3 = 0,08167$ м, $R = 0,0375$ м. Результаты расчетов правки стального листа при $h = 0,004$ м, $b = 1,8$ м, $E = 2 \cdot 10^{11}$ Па, $\sigma_T = 500 \cdot 10^6$ Па, $P_p = P_c = 8,8 \cdot 10^9$ Па, $H_2 = 0,006$ м,

$H_4 = 0,00502$ м, $H_6 = 0,00403$ м, $H_8 = 0,00305$ м, $H_{10} = 0,00207$ м, $H_{12} = 0,00108$ м, $H_{14} = 0,0001$ м (расположение верхних роликов на верхней плоской кассете) и $\rho_1 = -1$ м показаны на рис. 3 – 6.

Силы давления верхних и нижних рабочих роликов на стальной лист при точном решении равны: $F_{\text{верх}} = F_{\text{нижн}} = 2634$ кН. Предложенный выше упрощенный метод дает значение $F_{\text{верх}} = F_{\text{нижн}} = 2612$ кН (отличие от точного решения 0,8 % или 22 кН), а метод Королева [1] дает значение $F_{\text{верх}} = F_{\text{нижн}} = 1952$ кН (отличие от точного решения 25,9 % или 682 кН).

На рис. 3 левый столбец соответствует точному решению задачи, а правый – приближенному решению настоящей работы. Видно, что в случае расположения верхних роликов на плоской верхней кассете модуль кривизны листа в точках касания с рабочими роликами меняется почти по прямолинейному закону от третьего ролика к предпоследнему. Если верхние рабочие ролики имеют индивидуальные настройки их обжатия, то модуль кривизны листа в точках касания с рабочими роликами может меняться по нелинейному закону.

Сравнительный анализ различных методов расчета

Одним из методов расчета изгибающих моментов листа и усилий листопрямильных машин является метод Королева [1]. В этом методе изгибающие моменты листа рассчитываются с помощью коэффициента проникновения пластической деформации в глубь стального листа и предположения о том, что «степень пластической деформации поверхностных слоев листа от второго ролика к предпоследнему (первый и последний ролики не изгибают лист) изменяется по прямолинейному закону», что явно не соответствует действительности (см. рис. 4). На рис. 4 левый столбец соответству-

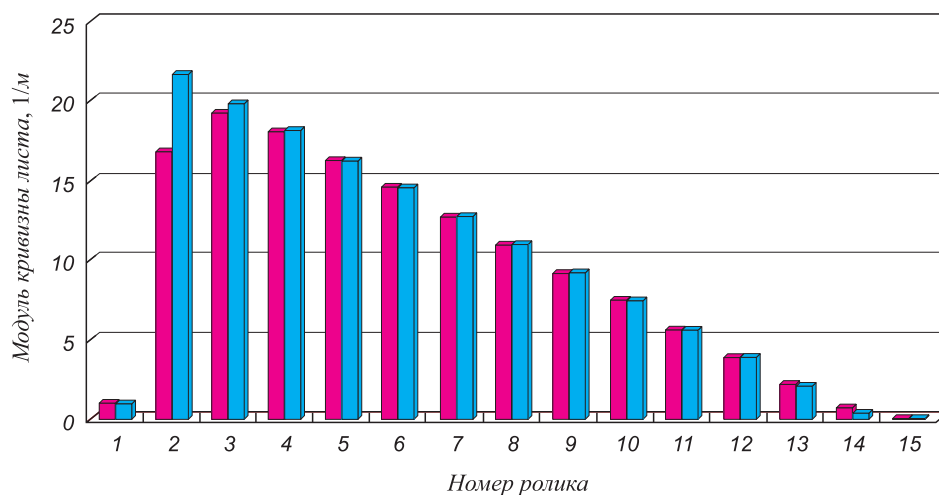


Рис. 3. Модуль кривизны листа при правке

Fig. 3. Module of sheet's curvature at leveling

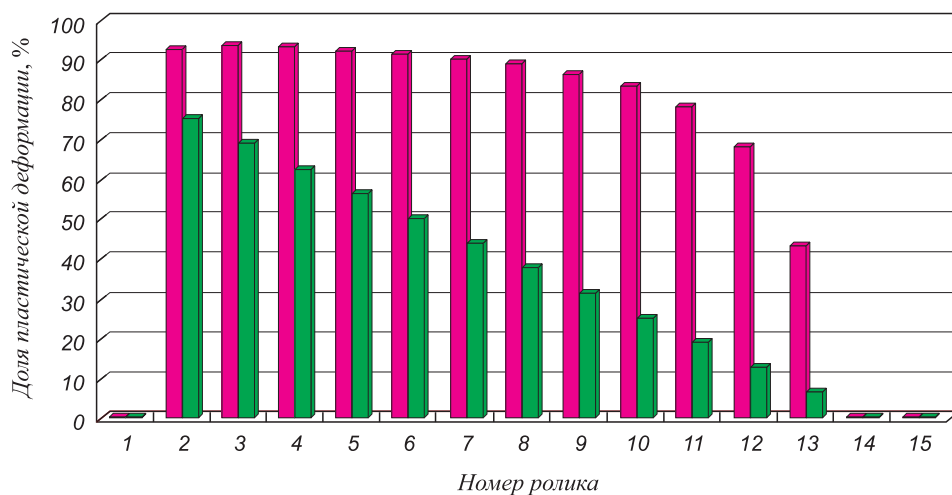


Рис. 4. Доля пластической деформации по толщине листа

Fig. 4. Proportion of plastic deformation on the sheet's thickness

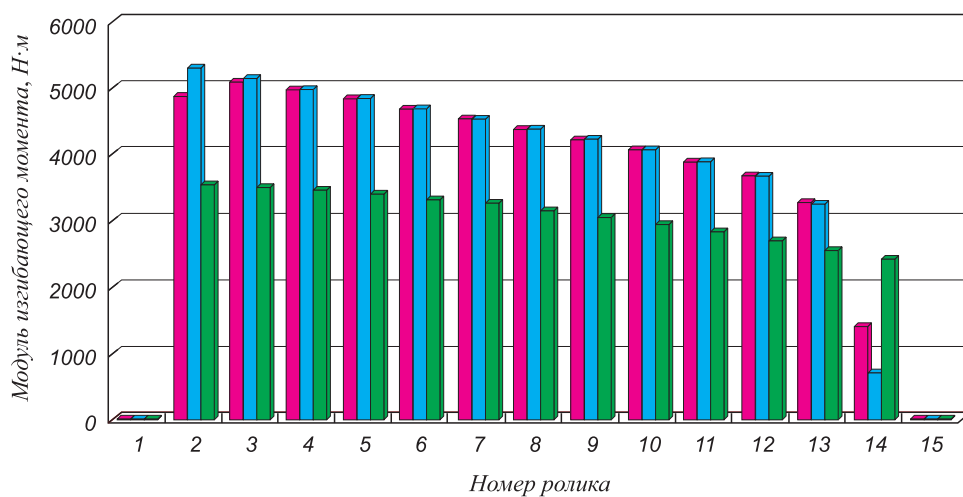


Рис. 5. Модуль изгибающего момента листа при правке

Fig. 5. Module of bending moments of sheet at leveling

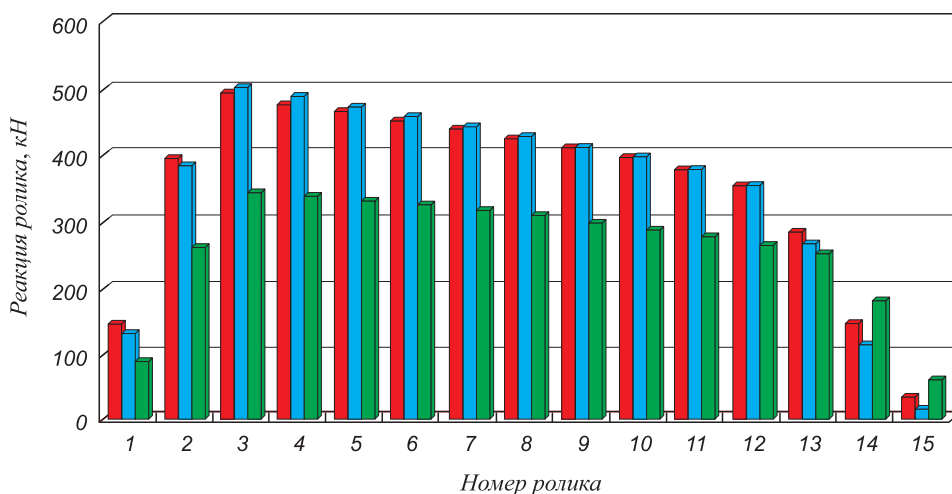


Рис. 6. Нормальные реакции рабочих роликов

Fig. 6. Normal reactions of working rollers

ет точному решению задачи, правый – решению метода Королева.

Реально (в случае расположения верхних роликов на плоской верхней кассете) доля пластической деформации по толщине стального листа от третьего к предпоследнему рабочему ролику напоминает перевернутую параболу с вершиной (максимумом) на третьем ролике (рис. 4).

Кривизна и радиусы кривизны стального листа в методе Королева не вычисляются, что не позволяет более или менее точно оценить изгибающие моменты листа, которые зависят от кривизны листа.

Для современных многороликовых листопрямильных машин с независимыми обжатиями рабочих роликов метод Королева не применим, так как в нем изначально предполагается, что верхние и нижние ролики принадлежат соответственно верхней и нижней плоским кассетам роликов.

Главным недостатком метода Королева является то, что модуль упрочнения металла листа при изгибе полагается равным нулю (диаграмма Прандтля), что приводит к очень существенным погрешностям (до 26 %) при расчетах силовых параметров правильной машины (см. рис. 5 и 6), а это может привести к поломке правильной машины.

На рис. 5, 6 левый столбец соответствует точному решению задачи, средний – приближенному решению данной работы, а правый – решению метода Королева.

Выводы. Предложен приближенный метод расчета кривизны продольной нейтральной линии листа, изгибающих моментов листа и реакций рабочих роликов при холодной правке стального листа на многороликовой листопрямильной машине. Показано, что предложенный упрощенный метод расчета значительно более точный, чем метод Королева. Результаты исследований могут быть использованы при производстве стального листа на металлургических заводах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Королев А.А. Механическое оборудование прокатных и трубных цехов. – М.: Металлургия, 1987. – 480 с.
2. Calladine C.R. Plasticity for engineers. Theory and applications. – Woodhead Publishing, 2000. – 328 p.
3. Chakrabarty J. Theory of plasticity. – Butterworth-Heinemann, 2006. – 896 p.
4. Bhattacharyya D. Composite sheet forming. Vol. 11. – Elsevier Science, 1997. – 530 p.
5. Predeleanu M., Gilormini P. Advanced methods in materials processing defects. Vol. 45. – Elsevier Science, 1997. – 422 p.
6. Abe T., Tsuruta T. Advances in engineering plasticity and its applications (AEPA '96). – Pergamon, 1996. – 938 p.
7. Klocke F. Manufacturing processes 4. Forming. – Springer, 2013. – 516 p.
8. Kang S.-J. Sintering. Densification, grain growth and microstructure. – Butterworth-Heinemann, 2004. – 280 p.
9. Banabic D. Multiscale modeling in sheet metal forming. – Springer, 2016. – 405 p.
10. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. Mechanics of Sheet Metal Forming. – Butterworth-Heinemann, 2002. – 211 p.
11. Belskiy S.M., Yankova S., Mazur I.P., Stoyakin A.O. Influence of the transversal displacements of metal on the camber formation of hot-rolled strip // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. Vol. 52. No. 4. P. 672 – 678.
12. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table // Frattura ed Integrita Strutturale. 2016. Vol. 37. P. 305 – 311.
13. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production hot-rolled strips // Frattura ed Integrita Strutturale. 2016. Vol. 37. P. 312 – 317.
14. Muhin U., Belskij S. Study of the influence between the strength of antibending of working rolls on the widening during hot rolling of thin sheet metal // Frattura ed Integrita Strutturale. 2016. Vol. 37. P. 318 – 324.
15. Mukhin Yu.A., Mazur I.P., Belskii S.M. Determining the boundaries of the St Venant zone for the self-balancing stress // Steel in Translation. 2007. Vol. 37. No. 9. P. 733 – 736.
16. Mazur I.P., Belskii S.M. The St Venant zone extent of the self-balancing longitudinal elastic stress // Materials Science Forum. 2012. Vol. 704-705. P. 33 – 39.
17. Shabalov I.P., Solov'ev D.M., Filippov G.A., Livanova O.V. Influence of UO shaping on the mechanical properties of large-diameter electrowelded pipe // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 4. P. 287 – 292.
18. Komkov N.A., Livanova O.V., Nikulin A.N., Filippov G.A. Manufacture of plane axisymmetric blanks by end rolling from round bar or thick-walled pipe // Steel in Translation. 2012. Vol. 42. No. 1. P. 73 – 77.
19. Manzhurin I.P., Sidorina E.A. Determination of the reduction in the thickness of strip during its shaping in the rolls of a roll-forming machine // Metallurgist. 2013. Vol. 56. No. 11-12. P. 941 – 945.
20. Punin V.I., Kokhan L.S., Morozov Yu.A. Reduction of the length of strip rolled on roll-forming machines // Metallurgist. 2013. Vol. 56. No. 11-12. P. 938 – 940.
21. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 1. Curvature of sheet // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. P. 37 – 40.
22. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 2. Forces and moments // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. P. 40 – 44.
23. Shinkin V.N. Geometry of steel sheet in a seven-roller straightening machine // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 11. P. 776 – 780.
24. Shinkin V.N. Preliminary straightening of thick steel sheet in a seven-roller machine // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 12. P. 836 – 840.
25. Shinkin V.N. Calculation of technological parameters of O-forming press for manufacture of large-diameter steel pipes // CIS Iron and Steel Review. 2017. Vol. 13. P. 33 – 37.
26. Shinkin V.N. Mathematical model of technological parameters' calculation of flanging press and the formation criterion of corrugation defect of steel sheet's edge // CIS Iron and Steel Review. 2017. Vol. 13. P. 44 – 47.
27. Shinkin V.N. Asymmetric three-roller sheet-bending systems in steel-pipe production // Steel in Translation. 2017. Vol. 47. No. 4. P. 235 – 240.
28. Shinkin V.N. Failure of large-diameter steel pipe with rolling scabs // Steel in Translation. 2017. Vol. 47. No. 6. P. 363 – 368.
29. Lenard J.G. Metal Forming Science and Practice. – Elsevier Science, 2002. – 378 p.
30. Hingole R.S. Advances in metal forming. Expert system for metal forming. – Springer, 2015. – 116 p.
31. Qin Y. Micromanufacturing engineering and technology. – William Andrew, 2015. – 858 p.
32. Predeleanu M., Ghosh S.K. Materials processing defects. Vol. 43. – Elsevier Science, 1995. – 434 p.
33. Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travyanov A.Ya., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Phosphorus distribution between phases in

- smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace // *Steel in Translation*. 2007. Vol. 37. No. 11. P. 904 – 907.
34. Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu., Gorbunov V.B., Polulyakh L.A. Production of generator gas from solid fuels // *Steel in Translation*. 2015. Vol. 45. No. 6. P. 395 – 402.
 35. Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants // *Steel in Translation*. 2015. Vol. 45. No. 11. P. 811 – 814.
 36. Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore // *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44. No. 9. P. 617 – 624.
 37. Davim J.P. *Materials Forming and Machining*. Research and Development. – Woodhead Publishing, 2015. – 202 p.
 38. Lin J., Balint D., Pietrzyk M. Microstructure evolution in metal forming processes. – Woodhead Publishing, 2012. – 416 p.
 39. Rees D. Basic engineering plasticity. An introduction with engineering and manufacturing applications. – Butterworth-Heinemann, 2006. – 528 p.
 40. Banabic D. Sheet metal forming processes. Constitutive modelling and numerical simulation. – Springer, 2010. – 301 p.

Поступила 31 августа 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 10, pp. 777–784.

SIMPLIFIED METHOD FOR CALCULATION OF BENDING MOMENTS OF STEEL SHEET AND REACTIONS OF WORKING ROLLERS IN MULTIROLL STRAIGHTENING MACHINE

V.N. Shinkin

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

Abstract. The main task of the technology of the steel sheet flattening is to calculate the optimal reduction of a sheet billet by the working rollers of straightening machines so that the sheet at the outlet from the machine has the minimum residual stress and curvature. In the mathematical and numerical modeling of the steel sheet flattening process in the multiroll straightening machines, in the beginning we calculate the curvature and bending moments of the steel sheet at the points of the tangency with the machine's working rollers, and then we calculate the energy-power parameters of the sheet's flattening. The calculation of energy-power parameters of the multiroll sheet-straightening machines is an important technological estimation at the steel sheet's flattening. The basis of energy-power calculation includes the estimation of the support reactions of working rollers and the efforts of upper and lower rollers' cassettes of straightening machine at the sheet flattening. When there is an insufficient bending moment of steel sheet, it is impossible to eliminate the harmful residual stresses in the sheet wall and the surface defects of the sheet. If the force of the upper cassette rollers is insufficient, then to achieve the required reduction of the sheet for the quality flattening is impossible. The excessive values of the rollers' torque moments and the efforts of rollers' cassettes often lead to the sheet defects, breakage of the working and supporting rollers and breakage of whole sheet-straightening machine. The approximate method for determining the optimal technological parameters of steel sheet cold flattening on multiroll sheet-straightening machine is proposed in this paper. The calculations allow us to determine the type and curvature of neutral plane of the steel sheet under flattening, residual curvature of the sheet after flattening, sheet's bending moments, support reactions of working rollers, residual stresses in the wall of the steel sheet, proportion of plastic deformation on the sheet thickness and the relative deformation of the longitudinal surface fibers of the sheet under the flattening depending on the rollers' radius, the pitch between the straightening machines' working rolls, magnitude of the sheet reduction by the upper rollers, the sheet thickness, as well as the elastic modulus, yield stress and hardening modulus of the sheet metal. The research results can be widely used at the engineering and metallurgical plants.

Keywords: steel sheet, multiroll sheet-straightening machines, working and support rollers, sheet's curvature, alternating bending, sheet's bending moments, elastoplastic continuous medium with linear hardening.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-777-784

REFERENCES

1. Korolev A.A. *Mekhanicheskoe oborudovanie prokatnykh i trubnykh tsekhov* [Mechanical equipment of rolling and pipe shops]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 480 p. (In Russ.)
2. Calladine C.R. *Plasticity for engineers. Theory and applications*. Woodhead Publishing, 2000, 328 p.
3. Chakrabarty J. *Theory of plasticity*. Butterworth-Heinemann, 2006, 896 p.
4. Bhattacharyya D. *Composite sheet forming*. Vol. 11. Elsevier Science, 1997, 530 p.
5. Predeleanu M., Gilormini P. *Advanced methods in materials processing defects*. Vol. 45. Elsevier Science, 1997, 422 p.
6. Abe T., Tsuruta T. *Advances in engineering plasticity and its applications (AEPA '96)*. Pergamon, 1996, 938 p.
7. Klocke F. *Manufacturing processes 4. Forming*. Springer, 2013, 516 p.
8. Kang S.-J. *Sintering. Densification, grain growth and microstructure*. Butterworth-Heinemann, 2004, 280 p.
9. Banabic D. *Multiscale modeling in sheet metal forming*. Springer, 2016, 405 p.
10. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. *Mechanics of sheet metal forming*. Butterworth-Heinemann, 2002, 211 p.
11. Belskii S.M., Yankova S., Mazur I.P., Stoyakin A.O. Influence of the transversal displacements of metal on the camber formation of hot-rolled strip. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017, vol. 52, no. 4, pp. 672–678.
12. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 305–311.
13. Muhin U., Belskij S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production hot-rolled strips. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 312–317.
14. Muhin U., Belskij S. Study of the influence between the strength of antibending of working rolls on the widening during hot rolling of thin sheet metal. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 318–324.
15. Mukhin Yu.A., Mazur I.P., Belskii S.M. Determining the boundaries of the St Venant zone for the self-balancing stress. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 9, pp. 733–736.
16. Mazur I.P., Belskii S.M. The St Venant zone extent of the self-balancing longitudinal elastic stress. *Materials Science Forum*. 2012, vol. 704-705, pp. 33–39.
17. Shabalov I.P., Solov'ev D.M., Filippov G.A., Livanova O.V. Influence of UO shaping on the mechanical properties of large-diameter electrowelded pipe. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 4, pp. 287–292.
18. Komkov N.A., Livanova O.V., Nikulin A.N., Filippov G.A. Manufacture of plane axisymmetric blanks by end rolling from round bar or thick-walled pipe. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 1, pp. 73–77.
19. Manzhurin I.P., Sidorina E.A. Determination of the reduction in the thickness of strip during its shaping in the rolls of a roll-forming machine. *Metallurgist*. 2013, vol. 56, no. 11-12, pp. 941–945.

20. Punin V.I., Kokhan L.S., Morozov Yu.A. Reduction of the length of strip rolled on roll-forming machines. *Metallurgist*. 2013, vol. 56, no. 11-12, pp. 938–940.
21. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Message 1. Curvature of sheet. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 37–40.
22. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Message 2. Forces and moments. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 40–44.
23. Shinkin V.N. Geometry of steel sheet in a seven-roller straightening machine. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 11, pp. 776–780.
24. Shinkin V.N. Preliminary straightening of thick steel sheet in a seven-roller machine. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 12, pp. 836–840.
25. Shinkin V.N. Calculation of technological parameters of O-forming press for manufacture of large-diameter steel pipes. *CIS Iron and Steel Review*. 2017, vol. 13, pp. 33–37.
26. Shinkin V.N. Mathematical model of technological parameters' calculation of flanging press and the formation criterion of corrugation defect of steel sheet's edge. *CIS Iron and Steel Review*. 2017, vol. 13, pp. 44–47.
27. Shinkin V.N. Asymmetric three-roller sheet-bending systems in steel-pipe production. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 4, pp. 235–240.
28. Shinkin V.N. Failure of large-diameter steel pipe with rolling scabs. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 6, pp. 363–368.
29. Lenard J.G. *Metal forming science and practice*. Elsevier Science, 2002, 378 p.
30. Hingole R.S. *Advances in metal forming. Expert system for metal forming*. Springer, 2015, 116 p.
31. Qin Y. *Micromanufacturing engineering and technology*. William Andrew, 2015, 858 p.
32. Predeleanu M., Ghosh S.K. *Materials processing defects*. Vol. 43. Elsevier Science, 1995, 434 p.
33. Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travyanov A.Ya., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Phosphorus distribution between phases in smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 11, pp. 904–907.
34. Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu., Gorbunov V.B., Polulyakh L.A. Production of generator gas from solid fuels. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 6, pp. 395–402.
35. Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 11, pp. 811–814.
36. Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 9, pp. 617–624.
37. Davim J.P. *Materials forming and machining. Research and development*. Woodhead Publishing, 2015, 202 p.
38. Lin J., Balint D., Pietrzyk M. *Microstructure evolution in metal forming processes*. Woodhead Publishing, 2012, 416 p.
39. Rees D. Basic engineering plasticity. *An introduction with engineering and manufacturing applications*. Butterworth-Heinemann, 2006, 528 p.
40. Banabic D. *Sheet metal forming processes. Constitutive modeling and numerical simulation*. Springer, 2010, 301 p.

Information about the author:

V.N. Shinkin, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Physics (shinkin-korolev@yandex.ru)

Received August 31, 2017

УДК 625.143.48

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ СВАРКИ РЕЛЬСОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Козырев Н.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой материаловедения, литейного
и сварочного производства (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

Усольцев А.А., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (a.us@ Rambler.ru)

Шевченко Р.А., аспирант кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (shefn1200@mail.ru)

Крюков Р.Е., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (rek_nzrmk@mail.ru)

Шишкин П.Е., магистрант кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (mac866@mail.ru)

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

Аннотация. В настоящее время на железных дорогах РФ осуществляется переход на бесстыковую конструкцию пути. Развитие технологий, позволяющих обеспечить возможность получения бесстыкового железнодорожного пути с требуемыми качественными характеристиками, является актуальным направлением. При строительстве, ремонте и текущем содержании бесстыкового пути одной из ключевых технологий является сварка рельсов, для которой разработаны и используются различные способы, такие как: электроконтактный, газопрессовый, индукционный, сварка лазером, сварка трением, алюминотермитный, электродуговой штучными электродами, под слоем флюса, в среде защитных газов, электрошлаковый, порошковыми проволоками и др. Рассмотрены достоинства и недостатки основных способов сварки рельсов, получивших наибольшее распространение на сегодняшний день: электроконтактного и алюминотермитного. Показано, что в качестве основного способа сварки рельсов в РФ используется электроконтактный (ЭС). Однако, в связи с невозможностью сварки рельсов в зонах стрелочных переводов контактными машинами, на железных дорогах России началось применение алюминотермитной сварки рельсов (АТСР). Показано, что одними из наиболее важных факторов, которые определяют качество и надежность бесстыкового пути, являются металлургические и сварочные параметры технологии сварки рельсов, а также дальнейшие технологические приемы, снижающие последствия воздействий высоких температур. Рассмотрены технологические особенности этих методов, преимущества и недостатки, современные способы решения проблем при сварке, а также экономические затраты с учетом эксплуатационных свойств стыков. Опыт показывает, что при эксплуатации сварных стыков АТСР на сети железных дорог и при испытаниях на экспериментальном кольце АО ВНИИЖТ их качество несколько уступает качеству стыка ЭС, что обусловлено самим способом сварки. Особое внимание уделено особенностям технологии сварки дифференцированно термоупрочненных рельсов. Анализ существующих методик сварки рельсов позволяет выработать основные направления исследований для решения этой проблемы.

Ключевые слова: дуговой разряд, дифференцированно термоупрочненные рельсы, контактная сварка, термическая обработка, технология, качество, структура, механические свойства, эксплуатационная стойкость, надежность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-785-791

Железные дороги в Российской Федерации и их состояние во многом определяют развитие экономики страны. Протяженность Российских железных дорог и интенсивность грузопотоков выдвигают новые требования к верхнему строению пути, в частности к основному элементу – рельсам. В настоящее время как на железных дорогах России, так и за рубежом происходит отказ от звеньевой конструкции пути. Одним из основных недостатков звеньевой конструкции пути является наличие стыка. Развитие технологий, позволяющих обеспечить возможность получения бесстыкового железнодорожного пути, является актуальным направлением в настоящее время [1 – 6]. Следует принимать во внимание, что эксплуатация железнодорожного пути в стране происходит в сложных климатических и эксплуатационных

условиях (в РФ используются пути совмещенного типа, а не как в Европейских странах – раздельно для промышленного и пассажирского потока).

К достоинствам бесстыкового пути можно отнести [7, 8]:

- уменьшение на 30 – 40 % затрат на текущее содержание пути и повышение безопасности движения поездов, надежность конструкции;
- снижение на 8 – 10 % основного удельного сопротивления движению поездов и, в связи с этим, экономия топлива и электроэнергии на тягу, что весьма существенно в условиях непрерывного роста цен на энергоносители;
- увеличение сроков службы верхнего строения пути за счет меньшей, чем в звеньевом пути повреждаемос-

ти рельсов (трещины в кромках болтовых отверстий, выколы головки, смятие и седловины); так, отказы бесстыковых плетей по дефектам (контактно-усталостным и в стыках) возникают в 1,8 – 2,0 раза реже, чем рельсов звеньевое пути, а без учета уравнильных пролетов – в 3 – 4 раза;

- снижение объемов работ (до 25 – 30 %) по выправке пути, связанных с просадками в стыках, особенно работ по ликвидации выплесков, которые с увеличением осевых нагрузок становятся большой проблемой;
- снижение интенсивности бокового износа наружной рельсовой нити в кривых и, соответственно, повреждений рельсов по этой причине в 1,5 – 1,6 раз;
- сокращение потребности в очистке щебеночного балласта на угольно-рудных маршрутах в 1,5 – 2,0 раза;
- сокращение расходов металла на стыковые скрепления (до 4,5 т-км);
- уменьшение расходов на ремонт ходовых частей вагонов и локомотивов;
- повышение комфортабельности проезда пассажиров;
- повышение надежности работы электрических рельсовых цепей автоблокировки.

Немаловажным преимуществом бесстыковой конструкции верхнего строения пути является и то, что она позволяет использовать железобетонное подрельсовое основание, которое повышает запас устойчивости, сопротивляемость продольным и поперечным перемещениям рельсов и обеспечивает равную жесткость пути по длине. К тому же использование железобетонных шпал уменьшает расход деловой древесины.

Зоны сварных стыков являются слабыми участками рельсового пути для всех случаев движения (скоростного, высокоскоростного и тяжеловесного). Изъяты по дефектам сварного стыка от общего числа изъятых рельсов достигают 30 %, при этом суммарная протяженность зоны стыка составляет не более 2 % от длины рельсовой плети. Причины этого заключаются в изменении однородности микроструктуры в зонах сварного шва и термического влияния; создании неблагоприятной эпюры внутренних остаточных напряжений; создании при сварке условий для образования внутренних дефектов, являющихся концентраторами напряжений и ослабляющих участок рельса со сварным швом; короблению рельса в зоне сварного шва с последующим образованием «седловин» при эксплуатации.

Создание рельсов с ресурсом 1500 – 2000 млн. т возможно только при комплексной оптимизации металлургического качества, структуры металлической матрицы, эпюры остаточных напряжений и прямолинейности [9, 10]. Высокое металлургическое качество рельсов связано прежде всего с отсутствием в них скоплений и отдельных крупных хрупкоразрушенных оксидных неметаллических включений, что обеспечивается низким (менее 0,004 %) содержанием в стали алюминия и кислорода (менее 20 ppm общего и менее

10 ppm связанного в высокоглиноземистые оксидные включения).

Основными недостатками, снижающими ресурс всех этих рельсов в эксплуатации, остаются:

- наличие остаточных напряжений в головке рельсов, которые наводятся там последней технологической операцией в потоке производства – холодной правкой на роликоправильных машинах;
- создание мягких участков с пониженным сопротивлением износу и смятию в зонах термического влияния после сварки и последующей локальной индукционной термической обработки сварных швов, что приводит к возникновению в этих местах неровностей и повышенного динамического воздействия колес подвижного состава;
- заметное снижение ударной вязкости, трещиностойкости и критического размера усталостных трещин при закалке с прокатного нагрева по сравнению с закалкой с отдельного перекристаллизационного нагрева.

Все эти недостатки можно преодолеть путем разработки и освоения производства сварных рельсовых плетей длиной 800 м, сваренных из цельнокатаных рельсов длиной 100 м с последующей термической обработкой путем непрерывно-последовательного индукционного нагрева всего сечения рельса и последующего дифференцированного охлаждения, направленного на получение в головке рельса структуры сорбита и троостосорбита, максимально возможно однородной как для цельнокатаного рельса, так и для сварного стыка при отсутствии зон термического влияния. Полученные рельсовые плети с термической обработкой должны обеспечивать при условии проведения периодической профилактической шлифовки или фрезеровки межремонтный эксплуатационный ресурс не менее 1500 – 2000 млн. т брутто.

Такой подход обеспечит максимально возможную равнопрочность сварных стыков и цельнокатаных рельсов с получением длинных рельсовых плетей для бесстыкового пути с равным сопротивлением износу и смятию в эксплуатации, что позволит ликвидировать местные неровности в сварных плетях бесстыкового пути в течение всего срока службы рельсов. Кроме того, это обеспечивает получение благоприятной эпюры внутренних остаточных напряжений, способствующих получению наибольшего сопротивления зарождению и распространению контактно-усталостных трещин в головке, коррозионно-усталостных трещин в подошве и продольных трещин в шейке рельса как в прокатной, так и в сварной части рельсовых плетей.

Правильно подобранный режим дифференцированно термически упрочненной рельсовой плети позволит минимизировать процесс правки после термической обработки и сохранить внутренние остаточные сжимающие напряжения. Известно, что рельсы, термически упрочненные по технологии непрерывно-последовательного сквозного индукционного нагрева

и последующего дифференцированного охлаждения сжатым воздухом со стороны головки и подошвы на предприятиях «СИСКО» (Канада) (в настоящее время завод закрыт) и «Сожерай» («Тата Стил», Франция), имели остаточные сжимающие напряжения в головке 100 – 200 МПа, а в подошве 100 – 150 МПа. Рельсы, термически упрочняемые с прокатного нагрева дифференцированной закалкой или с отдельного нагрева объемной закалкой в масле, в результате проведения холодной правки на роликоправильных машинах имеют растягивающие напряжения в головке и подошве до 250 – 300 МПа [11].

При строительстве, ремонте и текущем содержании бесстыкового пути одной из ключевых технологий является сварка рельсов, для которой разработаны и запатентованы следующие способы:

- давлением – электроконтактный, газопрессовый, индукционный, лазером, трением и др.;
- алюминотермитный;
- электродуговой – штучными электродами, под слоем флюса, в среде защитных газов, электрошлаковый, порошковыми проволоками и др.

Способ сварки давлением основан на разогреве концов рельсов до температуры пластического состояния (выше 1000 °С) и сдавливании их с определенным усилием (в зависимости от площади поперечного сечения и физико-механических свойств металла рельсов) [12]. Концы рельсов можно нагревать электрическим током (электроконтактный способ), газовыми горелками (газопрессовый), токами высокой частоты (индукторами), лазером, плазмой, теплом, выделяемым при трении, и т.п. При сварке давлением отсутствует присадочный металл, т.е. концы рельсов сваривают непосредственно друг с другом.

Алюминотермитный способ основан на получении металлов и сплавов восстановлением их оксидов в экзотермической реакции с алюминием. Реакция проходит с выделением большого количества тепла. Расплавленный металл заливается в зазор между соединяемыми рельсами [13].

Электродуговой способ основан на расплавлении электрической дугой электродного металла (стержня или проволоки) и заполнении им зазора между соединяемыми рельсами.

Алюминотермитный и электродуговой способы существенно отличаются от способов сварки давлением тем, что сварной шов шириной 15 – 25 мм и более состоит из присадочного металла, имеющего литую структуру.

Всем способам сварки присуще наличие зоны термического влияния (ЗТВ) – измененной структуры основного металла рельсов, непосредственно прилегающего к сварному шву. Это приводит к возникновению остаточных напряжений и, как следствие, к снижению прочностных характеристик сварного соединения. Ширина ЗТВ зависит от времени воздействия высоких темпера-

тур на основной металл, массы присадочного металла, способа и параметров сварки.

На сварных стыках, выполненных способами сварки давлением, для повышения их механических свойств можно применять термическую обработку (в том числе дифференцированную, с закалкой головки рельса в ЗТВ) [14].

Поскольку при алюминотермитной и электродуговой сварке в сварном шве присутствует присадочный металл, сильно отличающийся от металла рельсов по химическому составу и структуре, термическая обработка этих стыков не дает ощутимого повышения их механических свойств.

Из перечисленных способов сварки рельсов давлением наибольшее распространение получил электроконтактный способ (ЭС), который применяют более чем в 95 % случаев. В России на железнодорожном транспорте применяют только ЭС, которым ежегодно выполняют порядка 600 тыс. стыков рельсов в рельсосварочных предприятиях (РСП) и до 50 тыс. стыков машинами ПРСМ [15]. Рассмотрим достоинства и недостатки существующих технологий ЭС.

Достоинства ЭС:

- высокое качество сварного соединения;
 - наличие в сварочной машине системы контроля, позволяющей контролировать отклонение параметров режима сварки;
 - высокая механизация и автоматизация работ (в стационарных условиях);
 - высокая производительность процесса.
- Недостатки ЭС:
- невозможность сварки стыков в районе стрелочных переводов;
 - дорогостоящее оборудование;
 - необходимость продолжительных остановок в движении поездов при проведении сварочных работ.

В настоящее время наибольшее распространение при контактной сварке рельсов получил метод пульсирующего оплавления. Этот способ контактной сварки наиболее экономичен и технологичен в сравнении с непрерывным оплавлением. При контактной сварке рельсов так же, как и при других видах сварки происходит нагрев и непрерывное охлаждение металла в ЗТВ. В зависимости от химического состава стали выбирается технологический процесс сварки с использованием существующих методов оплавления (непрерывного или пульсирующего), определяющих линейную величину и температурные поля в ЗТВ сварного стыка [16, 17]. Выбор теплового режима основан на исключении образования структур закалки (мартенсита и бейнита), вызывающих дополнительные напряжения и трещины, которые приводят к разрушению рельсов [8]. В связи с этим [18] особое значение приобретает разработка таких режимов для железнодорожных рельсов высокоскоростных магистралей, изготовленных из хромистой стали.

Однако при применении бесстыковой конструкции верхнего строения пути остается не решенным ряд вопросов, в частности, требуют дальнейшей проработки вопросы повышения прочности сварных швов и зоны термического влияния, так как количество опасных дефектов на этом участке составляет 13 – 15 % от общего числа дефектов на рельсовой плети.

Указанная проблема в процессе изготовления бесстыкового пути при сварке рельсов решается обязательной термической обработкой сварного стыка. Термообработку проводят с помощью индукционных установок, что в свою очередь увеличивает затраты. Этот недостаток на практике предлагается исправлять совмещением непрерывного и пульсирующего методов оплавления, изменением интенсивности нагрева при сварке и регулированием скорости охлаждения [18]. При частичном использовании метода непрерывного оплавления возможно появление дефектов сварочного характера.

В работе [19] предлагается после сварки рельсов во время охлаждения проводить квазиизотермическую выдержку в интервале температур образования мелкодисперсной структуры путем пропускания импульсов переменного электрического тока через сварной стык с поддержанием данной температуры до конца превращения. Использование квазиизотермической выдержки при температуре 600 – 650 °С позволяет получить мелкодисперсную структуру сварного шва железнодорожных рельсов без дополнительной термической обработки.

До недавнего времени основным способом сварки рельсов был электроконтактный. Однако в связи с невозможностью сварки рельсов в зонах стрелочных переводов контактными машинами, начиная с 1995 г., на железных дорогах России стали применять алюминиотермитную сварку рельсов (АТСР), и в настоящее время решаются вопросы, связанные с применением АТСР не только в зоне стрелочных переводов, но и на перегонах.

Достоинства АТСР:

- мобильность;
- небольшая продолжительность окон в движении поездов;
- проведение процесса сварки без потребления электроэнергии.

Недостатки АТСР:

- нет возможности слежения и непосредственного управления за процессом сварки;
- широкая и неконтролируемая зона термического влияния;
- влияние качества термитной смеси на качество сварного соединения;
- сильная зависимость качества сварки от опыта сварщика.

Для понимания процессов, происходящих при АТСР, необходимо уяснить основные принципы этого способа сварки. В целом технология описана в работах [20 – 24]. Термит, употребляемый для сварки рельсов, изготавли-

вается из железной окалины – отходов сталепрокатного производства и металлического алюминия. Их размельчают до получения зерен диам. от 0,1 до 2,5 мм. Первичный алюминий должен содержать не менее 98 – 99 % чистого алюминия. Перед размолотом окалина должна быть хорошо обожжена с целью удаления из нее влаги и масла. Пыль из размельченной окалины и алюминия удаляется воздушным сепаратором. Окалина по своему химическому составу различна. Чем меньше в окалине кремния, тем она лучше для получения сварочного термита. Содержание в окалине кислорода не должно быть ниже 25 %. Железо с кислородом может образовать три оксида: FeO – вюстит; Fe₂O₃ – магнетит и Fe₃O₄ – гематит. При нормальных условиях составляющие термитной смеси не вступают во взаимодействие, но если термитную смесь подогреть до 1100 – 1200 °С, то между ее компонентами начинается химическая реакция. В результате этой реакции металлический алюминий окисляется и превращается в оксид алюминия, а окалина восстанавливается с образованием железа. Эта реакция идет с большим выделением тепла самопроизвольно и неуправляемо. Термитная смесь содержит 23,7 % алюминия и 76,3 % окалины. При сгорании 1,0 кг термитной смеси выделяется 3188,22 кДж тепла, что позволяет получить температуру расплавленного металла порядка 2700 – 3000 °С.

Окалина и алюминий могут содержать различные примеси. Поэтому процент содержания алюминия и окалины в термитной смеси рассчитывается с учетом чистоты алюминия и содержания кислорода в окалине. Практика термитной сварки показала, что количество окалины в термитной смеси должно быть на 7 – 8 % больше расчетного содержания. Тогда термитный металл получается плотнее и лучше сваривается с металлом рельса.

Для эффективного использования образующегося при реакции тепла и увеличения выхода металла в термитную смесь для сварки рельсов при изготовлении добавляют мелко измельченные кусочки стали – отходы производства гвоздей. При расплавлении сталь увеличивает выход термитного металла и понижает начальную температуру продуктов реакции термита. В зависимости от массы порции термита в термитную смесь добавляют таких отходов (называемых обесечкой) от 12 до 20 % к массе предполагаемого выхода термитного металла. Для улучшения механических свойств металла сварного шва в термитную смесь вводят ферросплавы, в большинстве случаев ферромарганец, ферросилиций, ферромolibден, ферротитан, феррованадий. Ферросплавы обуславливают получение термитного металла с механическими свойствами, близкими к металлу свариваемых рельсов. Таким образом, химический состав металла, образующегося из термитной смеси, далек от свариваемой рельсовой стали со всеми вытекающими последствиями. Кроме того, сама термитная составляющая – источник оксидов как вводимых экзогенных (не-

прореагировавшего оксида железа), так и эндогенных (образующихся в ходе окислительно-восстановительных реакций). Следует также отметить, что не всегда образующиеся в ходе реакций шлаковые включения и газы успевают всплыть из зоны реакции. В итоге происходит загрязнение сварочной зоны неметаллическими оксидными включениями и различными микропорами, являющимися центрами зарождения трещин.

В настоящее время для сварки рельсов может применяться способ промежуточного литья, при котором из продуктов термитной реакции используется только расплавленный металл без шлака, что повышает качество. Однако сварка АТСР – это соединение, получаемое с помощью литейных процессов, при которых возможно образование неметаллических оксидных включений, пор, раковин, заливин, шлаковых включений, внутренних трещин и микропор.

Большие проблемы возникают при сварке АТСР в зимние периоды. При низких температурах увеличивается скорость охлаждения, в связи с чем ускоряется кристаллизация расплавленного металла сварочной ванны, в результате выделившиеся газы и частички шлака не успевают всплыть, насыщая металл порами и шлаковыми включениями. Повышенный отвод тепла от нагретого металла и увеличение содержания в нем газов способствуют образованию трещин в шве и околошовной зоне. При несоблюдении правил хранения в материалах возможно содержание некоторого количества влаги, что способствует насыщению водородом металла шва.

В работе [25] показаны результаты эксплуатационных испытаний сварных стыков, сваренных по различным технологиям. Показано, что основной технологической операцией, влияющей на получение необходимой структуры и обеспечивающей необходимое качество сварного соединения, является предварительный подогрев. Экспериментами установлено, что при недостаточном подогреве или низкой температуре окружающей среды температура торцов рельсов резко снижается, что приводит к повышению скоростей охлаждения металла шва и околошовной зоны. Это способствует образованию закалочных структур, повышению хрупкости и образованию микротрещин, снижающих прочность стыка рельсов. Так например, при сварке рельсов при температуре окружающей среды 15 °С скорости охлаждения на периферийных участках подошвы рельса почти в два раза выше, чем в головке.

В работе [26] приведены эксперименты по сварке АТСР при отрицательных температурах. Температура окружающей среды оказывает негативное влияние на качество сварных швов. Результаты экспериментов, полученные при разных температурах сварки, не удовлетворяют нормативным требованиям.

Следует отметить, что как показывает опыт эксплуатации сварных стыков АТСР на сети железных дорог и испытания на Экспериментальном кольце АО ВНИИЖТ,

их качество несколько уступает качеству стыка ЭС, что обусловлено самим способом сварки. Поэтому основные компании, осуществляющие АТСР рельсов на сети железных дорог («Снага», «Сварочная Наплавочная Компания», «ГТ-Алюминотермитная сварка», «Railtech», «Сварочные технологии»), позиционируют данный способ исключительно для сварки рельсов в пределах стрелочных переводов, на мостах, эстакадах, в тоннелях, когда сложно организовать необходимые окна в графике движения для использования машин ПРСМ.

В исследовании [27] приведен расчет, согласно которому стоимость электроконтактной сварки рельсов дороже алюминотермитной на 41,8 %. Однако при рассмотрении сроков гарантии стыков, сваренных способами ЭС и АТСР по количеству пропущенного по ним груза (для ЭС согласно СТО РЖД 1.08.002 – 2009 для рельсов типа Р75 и Р65 – 150 млн. т брутто; для рельсов типа Р50 – 120 млн. т брутто; для АТСР согласно ТУ 0921 – 127 – 01124323 – 2005 для рельсов типа Р75 и Р65 – 120 млн. т брутто; для рельсов типа Р50 – 100 млн. т брутто) стоимость стыка для каждого млн. т брутто изменяется. При ЭС: для рельсов типа Р75 и Р65 – 81,33 руб, для рельсов типа Р50 – 101,67 руб. При АТСР: для рельсов типа Р75 и Р65 – 59,17 руб, для рельсов типа Р50 – 71 руб. Таким образом, приведенная стоимость ЭС дороже АТСР на 27,25 % при сварке рельсов типа Р75, Р65 и на 30,17 % при сварке рельсов типа Р50. Причем следует указать, что проведенный в работе [28] анализ данных об изъятии из пути 897 дефектных сварных стыков АТСР на сети железных дорог за 2009 г. и 9 мес. 2010 г. выявил, что 89 % стыков АТСР (710 шт.) не проработали в течение гарантийного срока. Это также сокращает разницу между стоимостью ЭС и АТСР. Стоимость АТСР увеличивается с дальнейшей эксплуатацией стыков. Действующая периодичность контроля стыков АТСР (не позже 6 мес. с момента сварки, затем не реже одного раза в год), большинство из которых эксплуатируется с предохранительными накладками, выше периодичности контроля стыков, сваренных электроконтактным способом, эксплуатируемых без накладок (не реже одного раза в год в первые два года после укладки, затем не реже одного раза в два года) [28].

Выводы. Сварка АТСР сегодня не зарекомендовала себя в качестве надежного и качественного способа соединения рельсов, экономическая же составляющая связана с качественными характеристиками и безопасностью перевозок железнодорожным транспортом. Следует отметить, что оба способа сварки непрерывно развиваются, в частности, немецкая компания «Elektro-Thermit GmbH & Co. KG» заявляет о достигнутых успехах по повышению качества стыка, выполненного АТСР. Несмотря на хорошую рекламную составляющую, массовому использованию и внедрению данной технологии для сварки рельсовых плетей должно в обязательном порядке предшествовать проведение широкомасштабных исследований, лабораторных и

полигонных испытаний, эксплуатационных испытаний на участках пути с разной геометрией, грузонапряженностью и климатическими условиями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Meade B. Railroad welding demands specialized processes // *Welding journal*. 1997. Vol. 76. Iss. 9. P. 47 – 52.
- Kargin V.A., Tikhomirova L.B., Abramov A.D., Galai M.S. Effect of vibroimpact treatment on the physical and mechanical properties of the surface layer of welded joints in rails // *Welding International*. 2014. Vol. 28. Iss. 3. P. 245 – 247.
- Yamamoto R., Komizu Y., Fukada Y. Experimental examination for understanding of transition behaviour of oxide inclusions on gas pressure weld interface: joining phenomena of gas pressure welding // *Welding International*. 2014. Vol. 28. Iss. 7. P. 510 – 520.
- Karimine K., Uchino K., Okamura M., Susceptibility to and occurrence of HAZ liquation cracking in rail steels: Study of rail welding with high-C welding materials (4th Report) // *Welding International*. 1997. Vol. 11. Iss. 6. P. 452 – 461.
- Kuchuk-Yatsenko S.I., Shvets Yu.V., Didkovskii A.V., Chvertko P.N., Shvets V.I., Mikitin Ya. I. Technology and equipment for resistance flash welding of railway crossings with rail ends through an austenitic insert // *Welding International*. 2008. Vol. 22. Iss. 5. P. 338 – 341.
- Irving B. Long Island Rail Road orders an all-welded fleet // *Welding journal*. 1997. Vol. 22. Iss. 9. P. 33 – 37.
- Клименко Л.В. Бесстыковой путь – прогрессивная конструкция железнодорожного пути // Приложение к журналу «Мир транспорта» МКЖТ МПС РФ. 2004. № 1. С. 88 – 93.
- Железнодорожные рельсы из электростали / Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годик, В.П. Дементьев. – Новокузнецк: ЕвразХолдинг, Новокузнецкий металлургический комбинат, 2006. – 388 с.
- Шур Е.А. Перспективные требования Российских железных дорог к рельсам // *Железнодорожный транспорт*. 2008. № 2. С. 41 – 45.
- Шур Е.А. Влияние структуры на эксплуатационную стойкость рельсов // Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов: Сб. статей. – Екатеринбург: УИМ, 2006. С. 37 – 63.
- Термически упрочненные рельсы / Под ред. А.Ф. Золотарского. – М.: Транспорт, 1976. – 264 с.
- Kuchuk-Yatsenko S.I., Shvets V.I., Didkovskii A.V., Taranova T.G. Investigation of the weldability by resistance welding of rails strengthened by heat treatment // *Welding International*. 2010. Vol. 24. Iss. 6. P. 455 – 461.
- Wegrzyn J., Maxur M. A thermit mixture for rail track welding // *Welding International*. 1992. Vol. 6. Iss. 1. P. 5 – 8.
- Genkin Z., Welding and heat treatment of joints in railway rails in induction equipment // *Welding International*. 2005. Vol. 19. Iss. 2. P. 160 – 164.
- Калашников Е.А., Королев Ю.А. Технологии сварки рельсов: тенденции в России и за рубежом // *Путь и путевое хозяйство*. 2015. № 8. С. 2 – 6.
- Mitsuru F., Hiroaki N., Kiyoshi N. Rail flash-butt welding technology // *JFE Technical Report*. 2015. No. 20. P. 159 – 163.
- Saita K., Karimine K., Ueda M., Iwano K., Yamamoto T., Hiroguchi K. Trends in rail welding technologies and our future approach // *Nippon steel & sumitomo metal technical report*. 2013. No. 105. P. 84 – 92.
- Шур Е.А., Резанов В.А. Комплексный метод контактной сварки рельсов // *Вестник ВНИИЖТ*. 2012. № 3. С. 20 – 22.
- Шевченко Р.А. Совершенствование технологии сварки рельсовой стали с повышенным содержанием хрома // *Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: Сб. трудов Всероссийской науч. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых. Вып. 20. Ч. III – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2016. С. 259 – 261.*
- Технология алюминотермитной сварки рельсов: Учеб. пособие / Н.Н. Воронин, В.В. Засыпкин, В.И. Коненков, Э.В. Воробьев, О.Н. Трынкова. – М.: МИИТ, 2008. – 117 с.
- Алюминотермитная сварка рельсов: Учеб. пособие / Н.Н. Воронин, В.В. Засыпкин, В.И. Коненков, Э.В. Воробьев, О.Н. Трынкова. – М.: изд. «Учебно-методический центр по образованию на железнодорожном транспорте», 2013. – 195 с.
- Sergejevs D., Mikhaylovs S. Analysis of factors affecting fractures of rails welded by aluminothermic welding // *Transport problems*. 2008. Vol. 3. P. 33 – 37.
- Kargin V.A., Tikhomirova L.B., Galai M.S., Kuznetsova Ye.S. Improving service properties of welded joints produced by aluminothermic welding // *Welding International*. 2015. Vol. 29. Iss. 2. P. 155 – 157.
- Lee F.T. Managing thermit weld quality for railroads // *Welding journal*. 2006. Vol. 85. Iss. 1. P. 24.
- Воронина О.Н. Развитие конструкций железнодорожных рельсов, их стыковых соединений и технологий обработки. Дис. канд. техн. наук. – Москва, 2014. – 228 с.
- Воронин Н.Н., Трынкова О.Н., Фомичева О.В. Алюминотермитная сварка рельсов зимой // *Мир транспорта*. 2012. № 4. С. 56 – 59.
- Величко Д.В. Экономическая оценка контактной и алюминотермитной сварки рельсов // *Актуальные проблемы современной науки: Сб. статей Международной научно-практ. конф. В 4-х частях; отв. ред. А.А. Сукиасян. 2013. С. 93 – 96.*
- Рукавчук Ю.П., Рождественский С.А., Этинген И.З. Дефектность стыков алюминотермитной сварки рельсов // *Путь и путевое хозяйство*. 2011. № 4. С. 26, 27.

Поступила 5 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 10, pp. 785–791.

MODERN WELDING METHODS OF THE RAILS OF NEW GENERATION

N.A. Kozыrev, A.A. Usol'tsev, R.A. Shevchenko, R.E. Kryukov, P.E. Shishkin

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. Nowadays, the railways in the Russian Federation are moving to the path of seamless construction. The development of technologies to ensure the possibility of continuous welded rail track with the desired quality characteristics is the actual direction now. One of the key technologies for the construction, repair and maintenance of a seamless path is welding of rails, for which various methods have been deve-

loped and are used, such as: electric-contact, gas-press, induction, laser welding, friction welding, aluminothermic, electric arc electrodes, in the environment of protective gases, electroslog, powder wires, etc. The article describes the advantages and disadvantages of the main types of welding rails that are most widespread today: resistance flash welding and aluminothermic welding. It is shown that as the primary method of rails welding in Russia, electric-contact welding is used. However, in connection with the inability to weld rails in the zones of turnouts by contact machines, the use of aluminothermic welding of rails started on the railways of Russia. It has been shown that the most important factors that determine the quality and reliability of welded

rails are metallurgical and welding technologies, as well as subsequent processing methods that reduce the impact of high temperature effects. The technological features of these methods, advantages and disadvantages of modern methods of solving problems in welding, as well as economic costs were considered taking into account operational properties of joints. Experience has shown that during the exploitation of welded joints made by aluminothermic method on the railway and at testing on the experimental ring of JSC All-Russian Scientific Research Institute of Railway Transport, their quality is slightly inferior of electric-contact welding. Special attention is paid to the peculiarities of welding technology for differentially thermally strengthened rails. The analysis of existing methods of rails welding allows working out the main directions of research to solve this problem.

Keywords: arc charge, differentiated thermally strengthened rails, contact welding, heat treatment, technology, quality, structure, mechanical properties, operational stability, reliability.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-785-791

REFERENCES

- Meade B. Railroad welding demands specialized processes. *Welding Journal*. 1997, vol. 76, no. 9, pp. 47–52.
- Kargin V.A., Tikhomirova L.B., Abramov A.D., Galai M.S. Effect of vibroimpact treatment on the physical and mechanical properties of the surface layer of welded joints in rails. *Welding International*. 2014, vol. 28, no. 3, pp. 245–247.
- Yamamoto R., Komizu Y., Fukada Y. Experimental examination for understanding of transition behaviour of oxide inclusions on gas pressure weld interface: joining phenomena of gas pressure welding. *Welding International*. 2014, vol. 28, no. 7, pp. 510–520.
- Karimine K., Uchino K., Okamura M., Susceptibility to and occurrence of HAZ liquation cracking in rail steels: Study of rail welding with high-C welding materials (4th Report). *Welding International*. 1997, vol. 11, no. 6, pp. 452–461.
- Kuchuk-Yatsenko S.I., Shvets Yu.V., Didkovskii A.V., Chvertko P.N., Shvets V.I., Mikitin Ya. I. Technology and equipment for resistance flash welding of railway crossings with rail ends through an austenitic insert. *Welding International*. 2008, vol. 22, no. 5, pp. 338–341.
- Irving B., Long Island Rail Road orders an all-welded fleet. *Welding Journal*. 1997, vol. 22, no. 9, pp. 33–37.
- Klimenko L.B. Seamless path - advanced design of railway track. *Prilozhenie k zhurnalu "Mir transporta" MKZhT MPS RF*. 2004, no. 1, pp. 88–93. (In Russ.).
- Kozyrev N.A., Pavlov V.V., Godik L.A., Dement'ev V.P. *Zheleznodorozhnye rel'sy iz elektrostali* [Railway rails of EAF steel]. Novokuznetsk: EvrazKholding, Novokuznetskii metallurgicheskii kombinat, 2006, 388 p. (In Russ.).
- Shur E.A. Advanced requirements of the Russian Railways to the rails. *Zheleznodorozhnyi transport*. 2008, no. 2, pp. 41–45. (In Russ.).
- Shur E.A. Effect of the structure on operational stability of rails. In: *Vliyaniye svoystv metallicheskoi matritsy na ekspluatatsionnyuyu stoikost' rel'sov: Sb. statei* [Effect of the properties of metal matrix on the operational stability of rails: Coll. of articles]. Ekaterinburg: UIM, 2006, pp. 37–63. (In Russ.).
- Termicheski uprochnemye rel'sy* [Thermally strengthened rails]. Zolotarskii A.F. ed. Moscow: Transport, 1976, 264 p. (In Russ.).
- Kuchuk-Yatsenko S.I., Shvets V.I., Didkovskii A.V., Taranova T.G. Investigation of the weldability by resistance welding of rails strengthened by heat treatment. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 6, pp. 455–461.
- Wegrzyn J., Maxur M. A thermit mixture for rail track welding. *Welding International*. 1992, vol. 6, no. 1, pp. 5–8.
- Genkin Z., Welding and heat treatment of joints in railway rails in induction equipment. *Welding International*. 2005, vol. 19, no. 2, pp. 160–164.
- Kalashnikov E.A., Korolev Yu.A. Technologies of rails welding: Russian and international trends. *Put' i putevye khozyaistvo*. 2015, no. 8, pp. 2–6. (In Russ.).
- Mitsuru F., Hiroaki N., Kiyoshi N. Rail flash-butt welding technology. *JFE Technical Report*. 2015, no. 20, pp. 159–163.
- Saita K., Karimine K., Ueda M., Iwano K., Yamamoto T., Hiroguchi K. Trends in rail welding technologies and our future approach. *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*. 2013, no. 105, pp. 84–92.
- Shur E.A., Rezanov V.A. Complex method of rails contact welding. *Vestnik VNIIZhT*. 2012, no. 3, pp. 20–22. (In Russ.).
- Shevchenko R.A. Improvement of welding technology for rail steel with increased chromium content. In: *Nauka i molodezh': problemy, poiski, resheniya: Sb. trudov Vserossiiskoi nauchn. konf. studentov, aspirantov i molodykh uchenykh. Vyp. 20. Ch. III* [Science and youth: problems, searches, solutions: Coll. of papers of the All-Russian Sci. Conf. of students, graduate students and young scientists. Issue. 20. Part III]. Novokuznetsk: SibGIU, 2016, pp. 259–261. (In Russ.).
- Voronin N.N., Zasyepkin V.V., Kononkov V.I., Vorob'ev E.V., Trynkova O.N. *Tekhnologiya alyuminotermitnoi svarki rel'sov: ucheb. posobie* [Technology of aluminothermic welding of rails: Manual]. Moscow: MIIT, 2008, 117 p. (In Russ.).
- Voronin N.N., Zasyepkin V.V., Kononkov V.I., Vorob'ev E.V., Trynkova O.N. *Alyuminotermitnaya svarka rel'sov: ucheb. posobie* [Aluminothermic welding of rails: Manual]. Moscow: Uchebno-metodicheskii tsentr po obrazovaniyu na zheleznodorozhnom transporte, 2013, 195 p. (In Russ.).
- Sergejevs D., Mikhaylovs S. Analysis of factors affecting fractures of rails welded by aluminothermic welding. *Transport problems*. 2008, vol. 3, pp. 33–37.
- Karguin V.A., Tikhomirova L.B., Galai M.S., Kuznetsova Ye.S. Improving service properties of welded joints produced by aluminothermic welding. *Welding International*. 2015, vol. 29, no. 2, pp. 155–157.
- Lee F.T. Managing thermite weld quality for railroads. *Welding Journal*. 2006, vol. 85, no. 1, pp. 24.
- Voronina O.N. *Razvitie konstruktivnykh zheleznodorozhnykh rel'sov, ikh stykovykh soedinenii i tekhnologii obrabotki. Dis. kand. tekhn. nauk* [Development of railway rails, their connection joints design and processing technologies. Cand. Tech. Sci. Diss.]. Moscow, 2014, 228 p. (In Russ.).
- Voronin N.N., Trynkova O.N., Fomicheva O.V. Aluminothermic welding of rails in winter. *Mir transporta*. 2012, no. 4, pp. 56–59. (In Russ.).
- Velichko D.V. Feasibility study of contact and aluminothermic welding of rails. In: *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki: Sb. statei Mezhdunarodnoi nauchno-prakt. konf.: V 4-kh chastyakh* [Actual problems of modern science: Coll. of papers of the Int. Sci. and Practical Conf. In 4 parts]. Sukiasyan A.A. ed. 2013, pp. 93–96. (In Russ.).
- Rukavchuk Yu.P., Rozhdestvenskii S.A., Etingen I.Z. Defect structure of aluminothermically welded rails joints. *Put' i putevye khozyaistvo*. 2011, no. 4, pp. 26–27. (In Russ.).

Information about the authors:

N.A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)
A.A. Usoltsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (a.us@rambler.ru)
R.A. Shevchenko, Postgraduate of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (shefn1200@mail.ru)
R.E. Kryukov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (rek_nzrmk@mail.ru)
P.E. Shishkin, MA Student of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (mac866@mail.ru)

Received December 5, 2016

ЭКОЛОГИЧЕСКИ БЕЗОПАСНАЯ КОНСЕРВАЦИЯ ОТХОДОВ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО ОБОГАЩЕНИЯ

Водолеев А.С.¹, д.с/х.н., профессор кафедры теплоэнергетики
и экологии (botanik-egf@yandex.ru)

Андроханов В.А.², д.биол.н., зам. директора по научной работе,
заведующий лабораторией (androhan@rambler.ru)

Бердова О.В.¹, ст. преподаватель кафедры открытых горных работ
и электромеханики (olgaberдова1810@mail.ru)

Юмашева Н.А.¹, ст. методист Учебного центра охраны труда
и пром. безопасности (vegunata@mail.ru)

Черданцева Е.С.³, преподаватель (cherdantseva86@mail.ru)

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

² Институт почвоведения и агрохимии СО РАН
(630090, Россия, г. Новосибирск, пр. Академика Лаврентьева, 8/2)

³ Новокузнецкий торгово-экономический техникум
(654041, Россия, г. Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кутузова, 84)

Аннотация. Рекультивация включает в себя комплекс мероприятий, направленных на формирование на поверхности промышленных отвалов благоприятного корнеобитаемого слоя различными способами с последующим использованием этой площади. Консервация – это закрепление поверхности отвалов механическим путем или путем озеленения поверхности отвалов при предварительном нанесении минимального слоя почвы, торфа, минеральных удобрений, ростовых веществ, нетрадиционных почвоулучшителей – осадков сточных вод (ОСВ). В результате проведенных работ на поверхности отходов железорудного обогащения обогатительной Абагурской агломерационной фабрики были сформированы техноземы – искусственные почвы с корнеобитаемым слоем, состоящим из смеси ОСВ и материала хвостохранилищ. Созданы рекультивированные участки на отходах железорудного обогащения, которые обеспечивают эрозионную устойчивость поверхности хвостохранилищ и консервацию отходов обогащения. Химические и агрохимические параметры техноземов на протяжении двух лет их развития изменились. Наблюдается некоторое подщелачивание среды и резкое снижение содержания в субстрате корнеобитаемого слоя, количества органического вещества и всех форм азота. Биомониторинг рекультивированных опытных площадок позволяет оптимизировать и ускорить процесс формирования культурфитоценозов на отходах промышленного производства, следить за состоянием и развитием травостоя, отслеживать процесс восстановления плодородия нарушенных земель, рассчитывать экологический и экономический эффект проводимых рекультивационных работ. По результатам мониторинга опытных участков на территории хвостохранилищ обогатительной Абагурской агломерационной фабрики установлено, что через 2 – 3 года создаются благоприятные условия для формирования на субстрате хвостохранилища корнеобитаемого слоя и устойчивого культурфитоценоза. В результате внесения ОСВ происходит улучшение физического и питательного режимов на поверхности хвостохранилища. Во всех вариантах способов размещения ОСВ достигнут положительный эффект – рост наземной биомассы с увеличением нормы внесения ОСВ. Показана почвенно-экологическая перспективность использования ОСВ в качестве мелиоранта, существенно улучшающего химико-физические свойства промышленных отвалов, что позволяет создавать долговременные, устойчивые фитоценозы защитного и санитарно-гигиенического назначения.

Ключевые слова: рекультивация, консервация, отходы железорудного обогащения, биомониторинг, корнеобитаемый слой, культурфитоценоз, техноземы, фитотоксичность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-792-797

Любая нарушенная территория техногенного происхождения проходит в своем развитии две фазы – техногенного формирования и посттехногенного развития [1 – 5]. Ведущими механизмами трансформации техногенных ландшафтов в естественные являются биологические процессы, приводящие к восстановлению и развитию биогеоценоза. Формирование ценозов любого уровня определяется почвенно-экологической эффективностью рекультивации, которая зависит от уровня использования ресурсов рекультивации. В свя-

зи с различными целями рекультивации применяются те или иные технологии, направленные на создание условий развития почвенно-биологических процессов на нарушенных территориях.

Биомониторинг рекультивированных опытных площадок позволяет оптимизировать и ускорить процесс формирования культурфитоценозов на отходах промышленного производства, следить за состоянием и развитием травостоя, отслеживать процесс восстановления плодородия нарушенных земель, прогнозиро-

вать и направлять развитие сукцессионных процессов на рекультивируемых территориях в наиболее целесообразном направлении, рассчитать экологический и экономический эффект проводимых рекультивационных работ.

В настоящее время в Кузбассе и других промышленно развитых регионах под отвалы отходов производства заняты огромные площади плодородных земель, многие из которых могут находиться вблизи населенных пунктов. При этом складированные отходы наносят огромный экологический ущерб окружающей природной среде и негативно влияют на условия проживания населения. Нейтрализовать их вредное воздействие можно несколькими путями: утилизацией, рекультивацией или консервацией.

Утилизация – это вторичное использование промышленных отходов в хозяйственной деятельности человека. Рекультивация включает в себя комплекс мероприятий, направленных на формирование на поверхности промышленных отвалов благоприятного корнеобитаемого слоя различными способами, например, путем нанесения потенциально плодородных и плодородных слоев почвы мощностью до 1 м с последующей эксплуатации этой площади под земледелие или другие виды использования [6]. Консервация – это закрепление поверхности отвалов механическим путем (нанесение пленок, асфальтирование, покрытие щебенкой и др.) или путем озеленения поверхности отвалов [7–9] при предварительном нанесении минимального слоя почвы, торфа, минеральных удобрений, ростовых веществ, нетрадиционных почвоулучшителей – осадков сточных вод (ОСВ) и пр. [10–15].

Исследования проводились на хвостохранилище Абагурской обогатительной агломерационной фабрики, которая находится в г. Новокузнецке и является крупным промышленным объектом, деятельность которого в значительной степени осложняет и ухудшает экологические условия окружающей среды и негативно влияет на экологию города и прилегающие ландшафты. Ее обширные хвостохранилища заполнены песчано-суглинистыми субстратами и постоянно подвергаются водной и ветровой эрозии, загрязняя атмосферу, почву и воду.

В то же время складированные отходы являются субстратом, содержащим достаточно много ценных элементов, которые в дальнейшем при отработке технологий будут переработаны. Поэтому такие хвостохранилища можно рассматривать как техногенные месторождения [16]. По этой причине коренные рекультивационные работы на этих техногенных объектах нецелесообразны, необходимо и достаточно закрепить их поверхность биологическими методами путем формирования санитарно-защитных насаждений.

Согласно технологической схеме на Абагурской аглофабрике отходы производства – хвосты магнитной сепарации – в количестве до 2,2 млн. т в год железной

руды по пульпопроводу направляются в хвостохранилища. В настоящее время три хвостохранилища занимают площадь более 350 га. Хвостохранилище № 3 действующее, а № 1 и № 2 представляют собой два обособленных плато высотой до 20 м общей площадью около 190 га. Запас складированных в них хвостов оценивается примерно в 100 млн. т. По своему химическому составу и свойствам хвосты могут быть отнесены к промышленному сырью с широким спектром возможного применения. В настоящее время исследуется технология извлечения полезных элементов из складированных и текущих хвостов методами гравитационного обогащения, плазменной обработки и др. Крупнотоннажная переработка на протяжении 30 лет существования хвостохранилища № 1 не организована.

Для организации рекультивационных работ возможно использовать классификацию нарушенных территорий, которая учитывает специфику техногенных объектов и определяет направление практических мероприятий по восстановлению такого типа нарушений. Согласно классификации промышленных отвалов по В.В. Тарчевскому [17], этот промышленный объект по происхождению относится к отвалам перерабатывающей промышленности наливного типа; по возрасту – средневозрастной (свыше 25-ти лет); по форме – чашевидный; по высоте – средний (до 25 м); по механическому составу поверхностного субстрата состоит из крупной пыли и песка (частицы до 0,1 мм); по кислотности (рН) – кислый; по утилизации – неиспользуемый.

Хвостохранилище заполнено при помощи гидротранспорта, что привело к дифференциации материала по гранулометрическому составу. В почвенно-экологическом отношении материал отработанных хвостохранилищ характеризуется очень высокой неоднородностью практически всех химических, физико-химических, агрофизических и агрохимических параметров. Эта неоднородность определяется спецификой технологии формирования гидроотвалов, которая дифференцирует материал как по площади гидроотвала, так и в его толще. Высокая плотность 1,7 г/см³ и выше делает этот субстрат практически корненепроницаемым, резко снижает объем порового пространства и водопроницаемость. По этой причине при рекультивации хвостохранилищ необходимо введение специального технологического элемента, снижающего эту плотность, например, смешивание с другими менее плотными субстратами.

Вследствие мелкофракционного состава и значительных масштабов занимаемой ими территории (350 га) субстрат хвостохранилищ практически полностью лишен растительности и подвержен ветровой эрозии, что оказывает негативное воздействие на биогеоценоз близлежащих территорий. В районе пос. Елань годовое выпадение пыли составляет 409 г/м², что более чем в 200 раз превышает фоновый показатель для ле-

состепной зоны (2 мг/м²). В радиусе 8 км вокруг Абагурской аглофабрики отмечено загрязнение почв, в том числе железом в 3 – 3,5 раза выше фона [18].

Субстрат хвостохранилищ относится к категории сильно засоленных, фитотоксичных. При этом степень фитотоксичности достигает очень высоких значений. Факторами фитотоксичности выступают хлориды и сульфаты. Долевое участие этих солей примерно одинаково. Хвосты отнесены к 4 классу токсичности.

Основными причинами, препятствующими естественному зарастанию поверхности хвостохранилища, являются:

- фитотоксичность, обусловленная засолением поверхности;
- высокая плотность сложения субстрата;
- низкое содержание элементов питания растений;
- неблагоприятные микроклиматические условия, такие как высокая температура в летний период, незначительное накопление снегового покрова зимой, ветровая эрозия, которая не только выносит материал хвостохранилища, но повреждает молодые побеги и листья растений песчаными частицами.

Фитотоксичность пород в сочетании с их высокой плотностью являются основными причинами длительного существования техногенной пустыни хвостохранилища.

Для формирования почвенно-растительного слоя необходима технология рекультивации, позволяющая улучшить условия на поверхности хвостохранилища и обеспечить долгосрочное функционирование фитоценоза в данных микроклиматических условиях. Успешная рекультивация возможна при создании благоприятного корнеобитаемого слоя путем внесения органо-минеральных смесей в процессе технического этапа и последующей биологической рекультивации, т.е. создания устойчивых культурфитоценозов для предотвращения эрозии и загрязнения окружающих территорий [19, 20]. Создание травяного покрова на поверхности хвостохранилищ коренным образом улучшит ситуацию с обеспечением снегонакопления зимой, что в совокупности с фактором присутствия органического субстрата повысит эффективность восстановления почвенно-растительного слоя на поверхности хвостохранилища.

Известно, что наиболее рациональным способом восстановления органической составляющей отвалов является размещение на их поверхности плодородного слоя почвы (ПСП), снятого при строительстве новых отвалов. Этот способ был применен для рекультивации склонов хвостохранилища № 2. При этом был использован ПСП, снятый с территории хвостохранилища № 3. Но этого материала недостаточно для всех площадей, требующих рекультивации.

Поэтому для создания корнеобитаемого слоя на поверхности хвостохранилища был использован осадок сточных вод (ОСВ) городских очистных сооружений. В результате проведенных работ на поверхности были

сформированы техноземы – искусственные почвы с корнеобитаемым слоем, состоящим из смеси ОСВ и материала хвостохранилища. Ниже представлены результаты исследования свойств и режимов техноземов опытных площадок, заложенных на Абагурском хвостохранилище № 1.

Целью создания техноземов было исследование двух почвенно-экологических эффектов. Во-первых, необходимо было выяснить, как влияет резкая дифференциация профиля технозема на два слоя с различным их гранулометрическим составом на восстановление почвенных функций и, соответственно, на биологическую продуктивность, во-вторых, выяснить влияние на эти же параметры различной мощности нанесения слоя ОСВ.

Варианты техноземов включали три серии (А-1, А-2, А-3), которые различались друг от друга количеством внесенного ОСВ (мощностью 30, 20 и 10 см соответственно).

Ранее было показано [16], что первым, лимитирующим развитие формируемого культурфитоценоза во всех вариантах опытов, фактором является фитотоксичность пород хвостохранилищ и ОСВ по хлоридам и сульфатам. В случае с вариантами техноземов, относящимся к серии А и имеющих дифференцированный по породам профиль, фитотоксичность пород корнеобитаемого слоя обусловлена солями, содержащимися в ОСВ, а в нижележащем – пород хвостохранилищ. Прогнозировалось, что предварительное перепахивание поверхности хвостохранилища и рыхлое сложение свежееотсыпанного ОСВ создадут условия для самомелиорации субстрата в корнеобитаемом слое. Исследования, проведенные в течение двух лет вегетации бобовых трав и, следовательно, развития почвенных режимов и почвенно-экологических функций, подтвердили этот прогноз.

Результаты анализа солевого состава водной вытяжки, полученной из субстрата корнеобитаемого слоя техноземов рассматриваемого опыта, показывают, что степень фитотоксичности резко сократилась (см. табл. 1). Этому способствовало снижение доли плотного остатка и понижение концентрации в растворах хлоридов и сульфатов, в первую очередь магния и натрия. Необходимо обратить внимание на то, что в различных техноземах этого варианта степень снижения концентрации фитотоксичных солей различная. Наибольшей она оказалась в серии А-1, наименьшей – в А-3. Иными словами, чем меньше мощность слоя ОСВ, тем выше скорость выщелачивания солей.

Однако из этого не следует, что 30-см мощность слоя ОСВ оказывается излишней. Во-первых, и при такой мощности фитотоксичность субстрата снизилась существенно – до уровня, не препятствующего удовлетворительному развитию культурфитоценоза. Во-вторых, есть основания полагать, что процесс выщелачивания солей будет продолжаться и далее, и при

Сравнительный анализ водной вытяжки техноземов в корнеобитаемом слое

Table 1. Comparative analysis of water extracts of techno-soils in the root layer

Вариант	Плотный остаток, %	Содержание, мг·экв/100 г						Токсичность	
		HCO ₃ ⁻	Cl ⁻	SO ₄ ²⁻	Ca ²⁺	Mg ²⁺	Na ⁺ + K ⁺	Cl ⁻	SO ₄ ²⁻
Первый год опыта									
A-1	1,731	0,72	1,00	16,12	14,65	1,57	1,62	3,3	0,2
A-2	1,646	0,81	1,20	15,62	14,21	1,86	1,56	4,0	0,2
A-3	1,753	0,76	0,98	16,52	14,75	1,52	1,99	3,2	0,3
Второй год опыта									
A-1	1,006	0,96	0,52	7,59	7,23	1,23	0,61	1,7	0
A-2	1,070	1,00	0,65	8,16	9,50	1,36	1,05	2,2	0
A-3	1,125	1,28	0,70	9,45	10,73	1,45	0,75	2,3	0,1

сохранении этого режима выщелачивания процессы оптимизации солевого режима технозема охватят всю толщу корнеобитаемого слоя. В-третьих, одной из важнейших целей проводимого эксперимента является решение проблемы размещения ОСВ. Поэтому в перспективе в почвенно-экологическом плане значительно важнее не допустить развития процессов вторичного засоления, которое может проявиться вполне реально при условии почвенной засухи, и вторичного уплотнения субстрата в корнеобитаемом слое, при любой мощности ОСВ.

После двух лет саморазвития почвенно-экологических функций в техноземах изменились и параметры, характеризующие физическое состояние субстрата в корнеобитаемом слое, заметно возросла плотность сложения, снизилась порозность (табл. 2).

Т а б л и ц а 2

Сравнительный анализ основных физических свойств техноземов

Table 2. Comparative analysis of the main physical properties of techno-soils

Вариант	Плотность твердой фазы, г/см ³	Плотность сложения, г/см ³	Порозность, %
Первый год опыта			
A-1	2,28	0,68	70,2
A-2	2,20	0,73	66,8
A-3	2,25	0,80	64,4
Второй год опыта			
A-1	2,33	1,03	55,8
A-2	2,58	1,18	54,3
A-3	2,70	1,05	61,1

Несмотря на это, названные физические параметры остаются в границах, близких к оптимальным, а само по себе уплотнение следует считать следствием естественной просадки. В плане дальнейших мониторинговых исследований важно проследить, на каком уровне плотности сложения останутся просадочные процессы и не выйдут ли они за границы зоны оптимума. Прогнозируя, можно предположить, что просадочные явления будут продолжаться до тех пор, пока в корнеобитаемом слое техноземов не начнут развиваться активные гумусоаккумулятивные процессы. На современной стадии развития техноземов мощность отсыпанного слоя ОСВ практически не влияет на интенсивность просадочных явлений.

Химические и агрохимические параметры техноземов по истечении двух лет их развития изменились (табл. 3). Отмечается некоторое подщелачивание среды (значения pH возрастают) и резкое снижение содержания в субстрате корнеобитаемого слоя количества органического вещества и всех форм азота.

Т а б л и ц а 3

Основные химические и агрохимические параметры техноземов Абагурского хвостохранилища после 2-х лет вегетации многолетних трав

Table 3. Main chemical and agrochemical parameters of techno-soils from Abagur tailings dump after 2 years of vegetation of perennial grasses

Вариант	pH	C, %	Содержание подвижных форм, мг/100г субстрата			
			NH ₄ ⁺	NO ₃ ⁻	K ₂ O	P ₂ O ₅
A-1	7,61	3,5	3,5	7,1	32,8	40,9
A-2	7,66	4,1	3,2	6,4	33,0	38,5
A-3	7,28	5,8	5,3	3,0	32,7	41,2

Необходимо отметить необычно высокую интенсивность процессов минерализации органических веществ, содержащихся в ОСВ, и потерь различных форм азота. Однако впоследствии при развитии устойчивого фитоценоза на рекультивированных участках установится определенный баланс процессов гумификации и минерализации органических веществ, что также будет способствовать стабилизации содержания азотных веществ в корнеобитаемом слое техноземов.

Выводы. Исследования показали, что без проведения рекультивационных мероприятий создание устойчивого фитоценоза и формирование в субстрате хвостохранилища корнеобитаемого слоя, препятствующего развитию водной и ветровой эрозией, невозможно. Установлена перспективность использования осадков сточных вод в качестве субстрата, существенно улучшающего химико-физические свойства пород. Практически на всех опытных площадках отмечается заметное снижение напряженности режимов функционирования сформированных культурфитоценозов. В результате внесения ОСВ происходит улучшение физического и питательного режимов на поверхности хвостохранилища. Во всех вариантах способов размещения ОСВ достигнут положительный эффект – рост наземной биомассы бобовых растений с увеличением нормы внесения ОСВ. Таким образом, при нанесении ОСВ достигается поставленная цель рекультивации – создание устойчивого фитоценоза на поверхности хвостохранилища и прекращение переноса загрязняющих веществ на прилегающие территории.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Евилевич А.З., Евилевич М.А. Утилизация осадков сточных вод. – Л.: Стройиздат, 1988. – 248 с.
2. Андроханов В.А., Двуреченский В.Г., Клековкин С.Ю., Водолеев А.С., Кудашкина С.А., Степнов А.А. Технология рекультивации отходов железорудного обогащения с использованием осадков сточных вод // Проблемы региональной экологии. 2006. № 5. С. 33 – 38.
3. Галанина Т.В. Рекультивация в Кузбассе: проблемы и пути решения // Использование и охрана природных ресурсов в России. 2007. № 1. С. 22 – 24.
4. Курачев В.М., Андроханов В.А., Двуреченский В.Г. Теоретические основы рекультивации нарушенных земель // Биологическая рекультивация нарушенных земель: Материалы

- Международного совещания, Екатеринбург, 3 – 7 июня 2002 г. – Екатеринбург, 2003. С. 239 – 247.
5. Трофимов С.С. Экология и почвенные ресурсы Кемеровской области. – Новосибирск: Наука, 1975. – 300 с.
6. Bush P.W. Spoiled lands to the south-east of Leeds // Proceedings of the Derelict Land Symposium, 1969. P. 21 – 28.
7. Alter J.H. Chicagos program for using sludge to reclaim land // Com-post sci., 1976. Vol. 17. P. 22 – 24.
8. Aoki M., Ichii H. Sewage sludge use in agriculture and evaluation of composting facilities // Trans. 14 th Int. Congr. Soil Sci., Kyoto, Aug. 1990. Vol. 4. Commis. 4.- Kyoto, 1990. P. 210 – 215.
9. Clapp C.E., Dowdy R.H., Larson W.E., Linden D.R., Normann C.M., Halbach T.R., Polta R.C. Utilization of municipal sewage sludge on agricultural land in Minnesota // Amer. Soc. Agron. Annu. Meet. Cincinnati, 1993. P. 312.
10. Водолеев А.С., Степнов А.А., Кудашкина С.А. Перспективы технологии использования осадков сточных вод для рекультивации // Проблемы экологии и здоровья промышленных городов и пути их решения. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2004. С. 28 – 31.
11. Мерзлая Г.Е., Зябкина Г.А., Нестерович И.А., Фомкина Т.П. Агроэкологическая оценка использования осадка сточных вод // Агрохимия. 1995. № 5. С. 102 – 108.
12. Beaver S.H. The Black Country // In Myers J. Staffordshire, part 61 of The Land of Britain. 1946. P. 146 – 152.
13. Boyle Michael. Biodegradation of land-applied sludge // J. Environ. Qual. 1990. Vol. 19. No. 4. P. 640 – 644.
14. Diaz L.T. Golneke C.G. Co-composting refuse and sludge // Bio Cycle. 1984. Vol. 25. No. 4. P. 21 – 25.
15. Hooda P.S., Alloway B.J. Sorption of Cd and Pb by selected temperate and semi-arid soils: effects of sludge application and ageing of sludged soils // Water, Air, and Soil Pollut. 1994. Vol. 74. No. 3 – 4. P. 235 – 250.
16. Водолеев А.С., Степнов А.А., Кудашкина С.А. Результаты комплексной оценки биологической рекультивации техногенных ландшафтов с использованием осадков сточных вод // Биологическая рекультивация нарушенных земель: Материалы Международного совещания, Екатеринбург, 3 – 7 июня 2002 г. – Екатеринбург, 2003. С. 41 – 51.
17. Тарчевский В.В. Классификация промышленных отвалов // Растительность и промышленные загрязнения: Охрана природы на Урале. 1970. Вып. 7. С. 84 – 89.
18. Романенко М.Ф. Экология Кузбасса. Проблемы и перспективы. – Новокузнецк: изд. КемГУ, 1992. – 78 с.
19. Beaver S.H. The Potteries: a study in the evolution of cultural landscape // Transactions and Papers, Institute of British Geographers. 1964. No. 34. P. 1 – 31.
20. Charter R.A., Tabatabai M.A., Hemming S.J. Phytoavailability of metals from sewage sludges and their humate base counterparts added to soils // Amer. Soc. Agron. Annu. Meet. Cincinnati, 1993. P. 269.

Поступила 26 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 10, pp. 792–797.

ENVIRONMENTALLY SAFE STORAGE OF WASTES FROM IRON-ORE ENRICHMENT

A.S. Vodoleev¹, V.A. Androkhonov², O.V. Berdova¹,
N.A. Yumasheva¹, E.S. Cherdantseva³

¹Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

²Institute of Soil Science and Agrochemistry of SB RAS, Russia, Novosibirsk

³Novokuznetsk Trade and Economic College, Russia, Novokuznetsk

Abstract. Recultivation includes a set of measures aimed at forming of a favorable root layer on the surface of industrial dumps in various ways with subsequent use of this area. Conservation is the fixation of dumps surface by mechanical means or by gardening the surface of the dumps with a preliminary application of a minimum layer of soil, peat, mineral fertilizers, growth substances and unconventional soil improvers – sewage sludge (WWS). As a result of the work carried out on the surface of the iron ore enrichment waste of the Abagur

agglomeration factory, techno-soils were formed – artificial soils with a root layer consisting of a mixture of WWS and tailing material. Recultivated areas have been created on iron ore enrichment waste, which ensure erosion stability of the tailing dump surface and conservation of enrichment wastes. The chemical and agrochemical parameters of techno-soils over the two years of their development have changed. Some alkalization of the medium and a sharp decrease in the amount of organic matter and all forms of nitrogen in substrate of the root layer are observed. Biomonitoring of recultivated experimental sites makes it possible to optimize and to accelerate the process of crop plants formation on industrial waste, to monitor the condition and development of the grass stand, to monitor the restoration of fertility of disturbed lands and to calculate the ecological and economic effect of reclamation works. Based on the results of monitoring of experimental sites in the tailing dumps of the Abagur agglomeration plant, it was established that in 2 to 3 years favorable conditions are created for the formation of a root layer on the substratum of the root layer and a stable crop-forming phytocenosis. As a result of introducing WWS, the physical and nutritional regimes on the surface of the tailing pond are improved. In all variants of WWS placement a positive effect has been achieved – the growth of terrestrial biomass with an increase in the rate of introduction of WWS. The soil-ecological perspective of the use of sewage sludge as an ameliorant that significantly improves the chemical-physical properties of industrial dumps is shown, which makes it possible to create long-term, stable phytocenoses of protective and sanitary-hygienic purposes.

Keywords: recultivation, conservation, waste of iron ore enrichment, biomonitoring, root layer, culture phytocenosis, techno-soils, phytotoxicity.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-792-797

REFERENCES

1. Evilevich A.Z., Evilevich M.A. *Utilizatsiya osadkov stochnykh vod* [Utilization of sewage sludge]. Leningrad: Stroiizdat, 1988, 248 p. (In Russ.).
2. Androkhonov V.A., Dvurechenskii V.G., Klekovkin S.Yu., Vodoleev A.S., Kudashkina S.A., Stepnov A.A. Technology of recultivation of wastes of iron-ore enrichment with the use of sewage sludge. *Problemy regional'noi ekologii*. 2006, no. 5, pp. 33–38. (In Russ.).
3. Galanina T.V. Recultivation in Kuzbass: problems and solutions. *Ispol'zovanie i okhrana prirodnnykh resursov v Rossii*. 2007, no. 1, pp. 22–24. (In Russ.).
4. Kurachev V.M., Androkhonov V.A., Dvurechenskii V.G. Theoretical basis for recultivation of disturbed lands. In: *Biologicheskaya rekul'tivatsiya narushennykh zemel': Materialy Mezhdunarodnogo soveshchaniya, Ekaterinburg, 3 – 7 iyunya 2002* [Biological recultivation of disturbed lands: Materials of the International Meeting, Ekaterinburg, June 3-7, 2002]. Ekaterinburg, 2003, pp. 239–247. (In Russ.).
5. Trofimov S.S. *Ekologiya i pochvennye resursy Kemerovskoi oblasti* [Ecology and soil resources of Kemerovo region]. Novosibirsk: Nauka, 1975, 300 p. (In Russ.).
6. Bush P.W. Spoiled lands to the south-east of Leeds. *Proceedings of the Derelict Land Symposium*. 1969, pp. 21–28.
7. Alter J.H. Chicago's program for using sludge to reclaim land. *Com-post sci*. 1976, vol. 17, pp. 22–24.
8. Aoki M., Ichii H. Sewage sludge use in agriculture and evaluation of composting facilities. *Trans. 14 th Int. Congr. Soil Sci., Kyoto, Aug. 1990*, vol. 4. Commis. 4.- Kyoto, 1990, pp. 210–215.
9. Clapp C.E., Dowdy R.H., Larson W.E., Linden D.R., Normann C.M., Halbach T.R., Polta R.C. Utilization of municipal sewage sludge on agricultural land in Minnesota. *Amer. Soc. Agron. Annu. Meet. Cincinnati*, 1993, pp. 312.
10. Vodoleev A.S., Stepnov A.A., Kudashkina S.A. Prospects of the technology of using sewage sludge for recultivation. In: *Problemy ekologii i zdorov'ya promyshlennykh gorodov i puti ikh resheniya* [Problems of ecology and health of industrial cities and ways of their solution]. Novokuznetsk: SibGIU, 2004, pp. 28–31. (In Russ.).
11. Merzlaya G.E., Ziyabkina G.A., Nesterovich I.A., Fomkina T.P. Agroecological assessment of the use of sewage sludge. *Agrokhi-miya*. 1995, vol. 5, pp. 102–108. (In Russ.).
12. Beaver S.H. The Black Country. In Myers J. *Staffordshire*, part 61 of *The Land of Britain*. 1946, pp. 146–152.
13. Boyle Michael. Biodegradation of land-applied sludge. *J. Environ. Qual.* 1990, vol. 19, no. 4, pp. 640–644.
14. Diaz L.T. Golneke C. G. Co-composting refuse and sludge. *Bio Cycle*. 1984, vol. 25, no. 4, pp. 21–25.
15. Hooda P.S., Alloway B.J. Sorption of Cd and Pb by selected temperate and semi-arid soils: effects of sludge application and ageing of sludged soils. *Water, Air and Soil Pollut.* 1994, vol. 74, no. 3–4, pp. 235–250.
16. Vodoleev A.S., Stepnov A.A., Kudashkina S.A. Results of a comprehensive assessment of biological recultivation of man-made landscapes using wastewater sludge. In: *Biologicheskaya rekul'tivatsiya narushennykh zemel': Materialy Mezhdunarodnogo soveshchaniya, Ekaterinburg, 3 – 7 iyunya 2002 g.* [Biological recultivation of disturbed lands: Materials of the International Meeting, Ekaterinburg, June 3-7, 2002]. Ekaterinburg, 2003, pp. 41–51. (In Russ.).
17. Tarchevskii V.V. Classification of industrial dumps. *Rastitel'nost' i promyshlennye zagryazneniya: Okhrana prirody na Urale*. 1970, vol. 7, pp. 84–89. (In Russ.).
18. Romanenko M.F. *Ekologiya Kuzbassa. Problemy i perspektivy* [Ecology of Kuzbass. Problems and prospects]. Novokuznetsk: KemGU, 1992, 78 p. (In Russ.).
19. Beaver S.H. The Potteries: a study in the evolution of cultural landscape. *Transactions and Papers, Institute of British Geographers*. 1964, no. 34, pp. 1–31.
20. Charter R.A., Tabatabai M.A., Hemming S.J. Phytoavailability of metals from sewage sludges and their humate base counterparts added to soils. *Amer. Soc. Agron. Annu. Meet. Cincinnati*, 1993, 269 p.

Information about the authors:

A.S. Vodoleev, Dr. Sci. (Agr.), Professor of the Chair “Thermal Power and Ecology” (botanik-egf@yandex.ru)

V.A. Androkhonov, Dr. Sci. (Biological), Deputy Director for Research, Head of the Laboratory (androhan@rambler.ru)

O.V. Berdova, Senior Lecturer of the Chair of Open-cast Mining and Electromechanics (olgaberdova1810@mail.ru)

N.A. Yumasheva, Senior Methodist of the Labor Safety Training Center and Industrial Security (vegunata@mail.ru)

E.S. Cherdantseva, Lecturer (cherdantseva86@mail.ru)

Received April 26, 2017

О ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА ЗАДАННОГО КАЧЕСТВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ РАЗЛИВКИ СЛЯБОВ БОЛЬШОГО ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ

Стулов В.В., д.т.н., профессор кафедры «Технологии и оборудование прокатки» (stuvv@inbox.ru)

Алдунин А.В., д.т.н., профессор кафедры «Технологии и оборудование прокатки»

Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (МГТУ им. Баумана)
(105005, Россия, Москва, 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1)

Аннотация. Разработка новых методов получения непрерывнолитых слябовых заготовок не может базироваться на равновесных процессах кристаллизации стали, идущих с малой скоростью. Использование подачи расплава в пристеночные слои стенок кристаллизатора через напорную конструкцию погружного стакана с эксцентричными выходными отверстиями позволяет при разливке слябов добиться существенного увеличения скорости кристаллизации стали. Приведены основные результаты разливки слябов большого поперечного сечения по новой технологии, обеспечивающей улучшение их качества. При разливке стали через опытный стакан наблюдается значительное уменьшение ширины зоны столбчатых кристаллов и увеличение зоны разориентированных кристаллов, а также уменьшение балла осевой ликвации. При разливке по новой технологии теплообмен в кристаллизаторе увеличивается на 10 – 12 %. При испытании на ударную вязкость выявлен ряд качественных характеристик металла, которые не улавливаются при других видах испытаний. Основные закономерности формирования структуры металла в условиях непрерывной чистовой группы непрерывного широкополосного стана (НШС) и последующего охлаждения изучали с использованием метода физического моделирования. Клиновидные образцы из низкоуглеродистой стали промышленной плавки, отобранные от охлажденного на промежуточном рольганге НШС подката, прокатывали в один и два прохода на двухвалковом скоростном лабораторном стане с обводным устройством. При этом соблюдали геометрическое и кинематическое подобие процесса прокатки. Прокатанные образцы после фиксированных выдержек на воздухе сбрасывались специальным устройством на боковое ребро для частичной закалки в охлаждающем растворе. По длине образца получали набор относительных обжатий, а по его ширине – набор скоростей охлаждения. По результатам физического моделирования установлены основные закономерности формирования структуры низкоуглеродистой стали при прокатке и ускоренном охлаждении полос на непрерывном широкополосном стане. С использованием данных закономерностей и уравнения Холла-Петча можно обеспечивать заданные структуру и предел текучести материала готового горячекатаного листа. За счет исключения дополнительного нагрева слябов под прокатку и повышения качества проката может быть получен значительный экономический эффект.

Ключевые слова: непрерывная разливка, кристаллизация, сляб, непрерывный широкополосный стан, физическое моделирование, низкоуглеродистая сталь, структура, теплообмен.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-798-803

В настоящее время в нашей стране и за рубежом большое внимание уделяется строительству мини-заводов, включающих литейно-прокатные агрегаты (ЛПА), для разливки тонких слябов и сортовых заготовок с последующей их непрерывной прокаткой, а также совершенствованию технологий и используемого оборудования [1 – 4].

На отечественных металлургических комбинатах (АО «Северсталь», «ММК», «НЛМК» и др.), построенных в 60 – 70-х годах прошлого века и выпускающих стальные слябовые заготовки больших поперечных сечений (200 – 350)×(1600–2500) мм, используется технология, включающая отдельные операции получения слябов, их остывание и нагрев для последующей прокатки.

Вопросу качества получаемых слябов, в частности причинам образования продольных и поперечных трещин, уделяется значительное внимание [5, 6].

Непосредственно с качеством слябов связаны вопросы теплообмена в кристаллизаторе и охлаждения металла [7, 8], а также состав шлакообразующих смесей [9, 10].

Погружной разливочный стакан, используемый при непрерывной разливке, с позиции качества литой заготовки является одним из важнейших функциональных огнеупорных изделий [11]. В последние годы в области непрерывной разливки, помимо традиционных требований высокого качества продукта и высокой производительности, большое значение приобретает также задача оптимизации потока жидкой стали в кристаллизаторе, решаемая с использованием результатов моделирования [12 – 15].

Известно [1], что разработка новых методов получения непрерывнолитых слябовых заготовок не может базироваться на равновесных процессах кристаллизации стали, идущих с малой скоростью. Использование

новых технологических приемов, заключающихся в подаче расплава в пристеночные слои стенок кристаллизатора через напорную конструкцию погружного стакана с эксцентричными выходными отверстиями, позволяет при разливке слывов добиться существенно-го увеличения (до 50 %) скорости кристаллизации стали на расстоянии до 40 – 50 мм от поверхности заготовки по сравнению с существующей разливкой стали по центру кристаллизатора через безнапорные погружные стаканы [16].

Подача расплава в пристеночные слои кристаллизатора приводит к большему его переохлаждению по сравнению с переохлаждением при подаче расплава в центр кристаллизатора (рис. 1).

На рис. 2 приведены серные отпечатки макроструктуры слывовых заготовок, отлитых через опытный стакан с эксцентричными выходными отверстиями и подачей расплава в пристеночные слои кристаллизатора, а также через существующий стакан с подачей расплава по центру кристаллизатора. Из сравнения серных отпечатков по рис. 2, а, б следует, что при разливке стали через опытный стакан наблюдается значительное уменьшение (более чем в 1,5 раза) ширины зоны столбчатых кристаллов и увеличение зоны разориентированных кристаллов, а также уменьшение на 1,0 – 1,5 балла осевой ликвации. Выявлены зоны конвективного влияния протяженностью 450 – 600 мм по обеим широким граням заготовки, состоящие из разориентированных мелких кристаллов с длиной осей 2 – 10 мм [17]. Описанная картина относится ко всем разливаемым сталям.

При разливке стали по новой технологии теплообмен в кристаллизаторе увеличивается на 10 – 12 % [18]. Средние значения ударной вязкости (KCU , Па/с) в стальном прокате на 11 – 31 % превышают значения для стального проката, полученного из слывов, разлитых по традиционной технологии [16, 19].

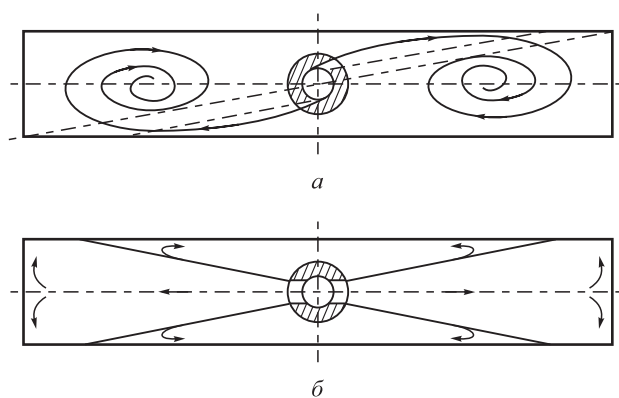


Рис. 1. Схема течения жидкой стали в горизонтальной плоскости кристаллизатора:

а – разливка через новый напорный стакан с эксцентричными выходными отверстиями; б – разливка через существующий стакан

Fig. 1. Liquid steel flow diagram in horizontal plane of the crystallizer:
а – casting through a new head nozzle with eccentric outlets;
б – casting through an existing glass

Испытанием на ударную вязкость выявляется ряд качественных характеристик металла (степень разнотерности, отпускная хрупкость и др.), которые не удастся определить при других видах испытаний. Ударная вязкость является наиболее распространенной характеристикой сопротивления металла при жестких условиях динамического нагружения. Однако улучшения структуры непрерывнолитого слыва еще недостаточно для обеспечения высокого качества готового горячекатаного листа. В процессе прокатки на современном непрерывном широкополосном стане (НШС) и ЛПА существенное влияние на структуру и физико-механические свойства металла оказывают условия прокатки в непрерывной чистовой группе и последующего охлаждения полосы [20 – 25].

В последние годы все большее значение придается методам физического моделирования условий структурообразования стали при дробной горячей деформации применительно к условиям НШС. В работах [26 – 28] и других с помощью скоростных пластометров сделаны попытки изучения процессов разупрочнения и структурообразования при неоднократном растяжении, осадке или скручивании стальных образцов при высоких температурах. Такие эксперименты моделируют силовые условия прокатки полос, но не позволяют изучать структуру из-за медленного охлаждения образцов большого сечения, отсутствия подобий схемы напряженно-деформированного состояния, условий внешнего трения и теплообмена с рабочим инструментом. Многие же лабораторные прокатные станы не обеспечивают достаточно высокую для моделирования скорость деформации (около 100 с^{-1}) образцов и не позволяют производить прокатку в несколько проходов с паузами между ними менее 3 с [29].

Основные закономерности формирования структуры металла в условиях непрерывной чистовой группы НШС и последующего охлаждения изучали с использованием метода физического моделирования [30].

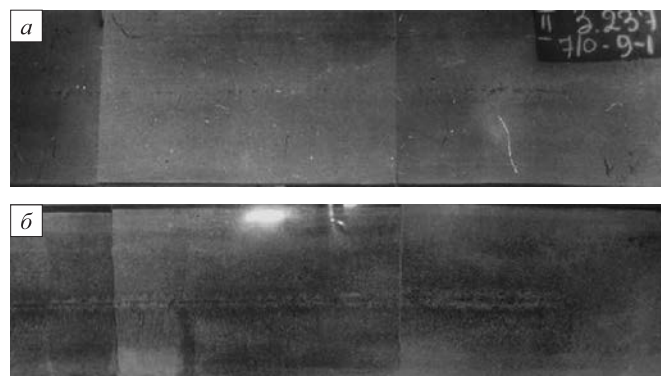


Рис. 2. Поперечные темплеты слывовых заготовок сечением 0,3×1,85 м:

а – по опытной технологии; б – по действующей технологии

Fig. 2. Transverse templates of slab blanks with a section of 0.3×1.85 m:
а – using experimental technology; б – using current technology

Клиновидные образцы низкоуглеродистой стали СтЗсп промышленной плавки, отобранные от охлажденного на промежуточном рольганге стана 2000 НЛМК подката, прокатывали в один и два прохода на двухвалковом скоростном лабораторном стане с обводным устройством при температурах 880 – 1070 °С. При этом соблюдали геометрическое и кинематическое подобие процесса прокатки. Для исключения влияния температуры нагрева на размер зерна аустенита перед прокаткой все образцы подвергали аустенитизации в печи при температуре 1100 °С. Прокатанные образцы после фиксированных выдержек на воздухе сбрасывались специальным устройством на боковое ребро для частичной закалки в охлаждающем растворе. По длине образца получали набор относительных обжатий от 0 до 50 %, а по его ширине – набор скоростей охлаждения от 10 до 1000 °С/с.

В поперечных сечениях прокатанных образцов через каждые 10 % обжатия травлением у закаленного ребра выявлено бывшее зерно аустенита, а на остальной части – зерна феррита и перлита. Размер зерен измеряли методом отрезков (по 200 – 250 хорд на сечение). Из полученных гистограмм определяли среднюю величину хорды $\bar{d}$, вариацию распределения хорд v_d , их среднеквадратические отклонения $S_{\bar{d}}$ и S_{v_d} , доверительные интервалы $\pm \Delta \bar{d}$ для вероятности $P = 0,99$.

По результатам исследований для стали СтЗсп в координатах относительное обжатие ε – температура t – время τ были установлены области состояния структуры аустенита: А – инкубационного периода первичной рекристаллизации; В – первичной рекристаллизации; С – инкубационного периода собирательной рекристаллизации; D – собирательной рекристаллизации. Для области В, где протекает первичная рекристаллизация, характерна повышенная разноразмерность. В момент

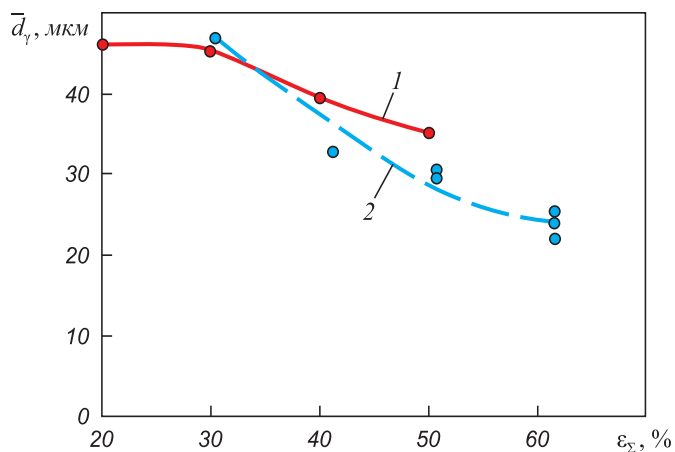


Рис. 3. Зависимость размера зерна аустенита стали СтЗсп от суммарного относительного обжатия ε_Σ :
1 – после одного прохода; 2 – после двух проходов

Fig. 3. Dependence of austenite grain size of St3sp steel on the total percent reduction ε_Σ :
1 – after one pass; 2 – after two passes

завершения первичной рекристаллизации получается мелкое зерно с минимальной разноразмерностью. При этом с увеличением относительного обжатия после одного и двух проходов наблюдается плавное уменьшение размера зерна аустенита (рис. 3). При прокатке в два прохода рекристаллизация между обжатиями протекала полностью.

Установленные закономерности структурообразования следует учитывать при разработке режимов горячей прокатки низкоуглеродистой стали [31]. Оптимизировать режим прокатки можно, используя критерий оптимизации процесса по структуре металла [32].

По результатам металлографических исследований для скоростей охлаждения в области фазовых превращений $W_{\gamma \rightarrow \alpha} = 2 \div 37$ °С/с при $\bar{d}_\gamma = 19,5 \div 34,5$ мкм была также установлена взаимосвязь зерна аустенита $\bar{d}_\gamma$ с зерном феррита $\bar{d}_\alpha$ (рис. 4). При больших скоростях охлаждения (19 °С/с и более) размер получаемого зерна феррита не зависит от размера зерна аустенита, а определяется только скоростью охлаждения.

Зная средний размер зерна феррита низкоуглеродистой стали, можно с помощью уравнения Холла-Петча [33, 34] определить ее предел текучести:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k\bar{d}_\alpha^{-1/2},$$

где значение σ_0 регулируется твердорастворным упрочнением, дисперсионным твердением и количеством

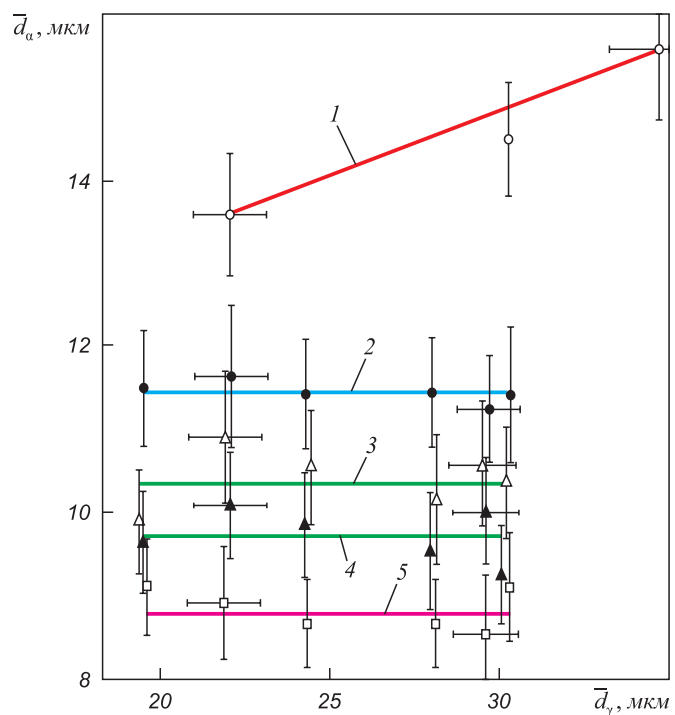


Рис. 4. Взаимосвязь зерна аустенита и феррита горячекатаной стали СтЗсп для скоростей охлаждения $W_{\gamma \rightarrow \alpha}$, °С/с:
1 – 2; 2 – 19; 3 – 26; 4 – 33; 5 – 37

Fig. 4. Interrelation of austenite grain and ferrite in St3sp hot-rolled steel for cooling rates $W_{\gamma \rightarrow \alpha}$ at °С/с:
1 – 2; 2 – 19; 3 – 26; 4 – 33; 5 – 37

перлита; $\bar{d}_\alpha$ – средний размер зерна феррита; k – константа.

Непосредственное использование горячих слябов для горячей прокатки полос при среднем годовом производстве 1 млн. т стали позволяет сэкономить более $350 \cdot 10^{12}$ Дж тепла.

При средней теплоте сгорания природного газа 35 МДж/м^3 [35] необходимый расход газа в год с учетом коэффициента полезного действия нагревательных устройств 92 % равняется $V = 10,9 \cdot 10^6 \text{ м}^3$. С учетом средней цены 1 м^3 природного газа 4 руб/м^3 [Приказ № 217 – Э/2 Федеральной службы по тарифам РФ от 08.06.2015 г.] экономия за счет исключения дополнительного нагрева слябов под прокатку составит более 44 млн. руб/год.

Принимая во внимание цену производимого по ГОСТ 14637–89 горячекатаного листа из стали СтЗсп 4-ой категории качества 36 000 руб/т, перевод 100 тыс. т проката в год в более высокую 5-ю категорию качества (с увеличением цены на 5 %) даст экономический эффект более 180 млн. руб/год. Общий экономический эффект превысит 220 млн. руб/год.

Выводы. Новая технология разлива стали в кристаллизатор и конструкция погружного стакана позволяют при разливе слябов низкоуглеродистой стали увеличить до 50 % скорость кристаллизации стали в приповерхностном слое заготовки. Это способствует измельчению кристаллической структуры металла за счет уменьшения более чем в 1,5 раза ширины зоны столбчатых кристаллов и увеличения зоны разориентированных кристаллов. Заданные структура и механические свойства горячекатаного листа могут быть получены с использованием установленных закономерностей структурообразования при последующей горячей прокатке полос на непрерывном широкополосном стане. Экономический эффект при производстве горячекатаных листов низкоуглеродистой стали 1 млн. т/год составит более 220 млн. рублей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Протасов А.В., Пасечник Н.В., Сивак Б.А. Электрометаллургические мини-заводы. – М.: Metallurgizdat, 2013. – 420 с.
2. Тонкослябовые литейно-прокатные агрегаты для производства стальных полос: Учеб. пособие / В.М. Салганик, И.Г. Гун, А.С. Карандаев, А.А. Радионов. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 506 с.
3. Ламухин А.М., Дубинин И.В. Пуск литейно-прокатного комплекса и освоение производства высококачественного проката для электросварных труб // *Металлург.* 2010. № 1. С. 38 – 44.
4. Vedani M., Ripamonti D., Mannucci A., Dellasega D. Hot ductility of microalloyed steels // *La Metallurgia Italiana.* 2008. Is. 5. P. 19 – 24.
5. Sun H., Su Y., Wu C. et al. The improvement of transverse crack on slab for plate products // *AISTech 2014 Proceedings.* 2014. P. 2923 – 2930.
6. Tian L., Chen S. The surface quality of casting defect detection system // *AISTech 2014 Proceedings.* 2014. P. 1747 – 1757.
7. Kim S.Y., Choi Y.S., Hwang J.Y., Lee S.H. Mold Heat Transfer Behavior at Hing Casting Speed Over 7 m/minute in the CEM, POSCO // *Iron Steel Technology.* 2016. Vol. 13. No. 7. P. 47 – 56.
8. Raudensky M., Tseng A.A., Horsky J., Kominek J. Recent developments of water and mist spray cooling in continuous casting of steels // *Metallurgical Research Technology.* 2016. Vol. 113. No. 5. P. 509.
9. Hanao M., Kawamoto M., Yamanaka A. Influence of mold flux on initial solidification of hypo-peritectic steel in a continuous casting mold // *Tetsu-to-Hagane = Journal of the Iron and Steel Institute of Japan.* 2014. Vol. 100. No. 4. P. 581 – 590.
10. Kania H., Nowacki K., Lis T. Impact of the density of the mould powder on thickness of the layer of liquid slag in the continuous caster mould // *Metallurgija.* 2013. Vol. 52. No. 2. P. 204 – 206.
11. Jouji Kurisu, Arito Mizobe, Hiroki Furukawa, Takahiro Kuroda. The flow optimization design of the SEN for medium-thin slab CC Taikabutsu = *Refractories.* 2014. Vol. 66. No. 8. P. 385 – 391.
12. Furumai K., Miki Y. Molten Steel Flow Control Technology for Decreasing Slab Defects // *JFE Giho.* 2016. No. 38. P. 36 – 41.
13. Kratzsch Ch., Timmel K., Eckert S., Schwarze R. URANS Simulation of Continuous Casting Mold Flow: Assessment of Revised Turbulence Models // *Steel Research International.* 2015. Vol. 87. No. 4. P. 400 – 410.
14. Sengupta J., Yavuz M. Metin. Nozzle design for ArcelorMittal Dofasco's no. 1 continuous caster for minimizing sliver defects // *Iron and Steel Technology.* 2011. No. 7. P. 39 – 47.
15. Lee P.B., Ramirez-Lopez P.E., Mills K.C. et al. Review: the “butterfly effect” in continuous casting // *Ironmaking and Steelmaking.* 2012. Vol. 39. No. 4. P. 244 – 253.
16. Стулов В.В., Одинокоев В.И., Новикова Т.В., Чистяков И.В. О процессе кристаллизации слябовых заготовок // *Изв. вуз. Черная металлургия.* 2010. № 8. С. 15 – 17.
17. Разработка нового способа разлива слябовых заготовок на МНЛЗ / В.В. Стулов, В.А. Матысик, Т.В. Новикова и др. – Комсомольск-на-Амуре: ИМиМ ДВОРАН, 2008. – 158 с.
18. Стулов В.В. Совершенствование процесса непрерывной разлива стали на основе исследования гидродинамики и теплообмена в кристаллизаторе. Автореф. дис. канд. техн. наук. – М.: МИСиС, 1992. – 17 с.
19. Стулов В.В., Одинокоев В.И., Новикова Т.В., Староверов А.Д. Влияние деформации слябов и технологии их разлива на механические свойства получаемого проката // *Металлург.* 2010. № 1. С. 53 – 55.
20. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. – М.: МИСиС, 2005. – 430 с.
21. Дубровский Б.А., Никифоров Б.А., Радионов Л.В. Исследование влияния технологических параметров горячей прокатки на структуру низкоуглеродистых и низколегированных марок стали // *Производство проката.* 2006. № 10. С. 13 – 16.
22. Olasolo M., Uranga P., Rodriguez-Ibabe J.M., Lopez B. Effect of austenite deformation microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb-V microalloyed steel // *Materials Science and Engineering A.* 2011. No. 528. P. 2559 – 2569.
23. Янковский А.В., Левченко Г.В., Воробей С.А., Карнаух А.И., Клименко А.П. Влияние температурно-деформационных параметров прокатки тонколистовой низкоуглеродистой стали на кинетику распада аустенита // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии.* 2004. № 8. С. 269 – 274.
24. Li Y., Growther D.N., Mitchell P.S., Baker T.N. The evolution of microstructure during thin slab direct rolling processing in vanadium microalloyed steels // *ISIJ International.* 2002. Vol. 42. P. 636 – 644.
25. Hulka K., Gray J.M., Heisterkamp F. High temperature thermo-mechanical processing of pipe-line steels: Proc. Of the Intern. Symp. Niobium 2001 (Orlando, Florida, USA. December 2 – 5, 2001).
26. Bo Xu Yun, Mei Yu Yong, Liang Xiao Bao, Yu Liu Zhen, Dong Wang Guo. Modelling of microstructure evolution during hot rolling of a high-Nb HSLA steel // *Journal of Materials Science.* 2010. Vol. 45. No. 10. P. 2580 – 2590.

27. Рудской А.И., Колбасников Н.Г., Зотов О.Г. и др. Исследование структуры и свойств TRIP-сталей на комплексе Gleeble-3800 // Черные металлы. 2010. № 2. С. 8 – 14.
28. Futch D.B., Speer J.G., Findley K.O., Thomas G.A. Thermomechanical simulation of hot rolled Q&P sheet steels // Iron and Steel Technology. 2012. No. 12. P. 101 – 106.
29. Моделирование термомеханической прокатки – путь к снижению затрат при создании новой продукции // Металлург. 2010. № 1. С. 3.
30. Алдунин А.В., Русаков А.Д., Трайно А.И. Исследование и разработка технологий производства стальных полос. – Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014. – 170 с.
31. Алдунин А.В. Разработка режимов горячей прокатки низкоуглеродистой стали с использованием закономерностей структурообразования // Производство проката. 2007. № 11. С. 7, 8.
32. Алдунин А.В. Основные принципы оптимизации процессов горячей прокатки полос по структуре и пластичности металла // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 5. С. 23 – 26.
33. Hall E.O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results // The Proceedings of the Physical Society. 1951. Vol. 64. Part 9. No. 381 B. P. 747 – 753.
34. Petch N.J. The Cleavage Strength of Polycrystals // Journal of the Iron and Steel Institute. 1953. Vol. 174. Part 1. P. 25 – 28.
35. Тепло- и массообмен. Теплотехнический эксперимент: Справочник / Е.В. Аметистов, В.А. Григорьев, Б.Т. Емцев и др. – М.: Энергоатомиздат, 1982. – 512 с.

Поступила 20 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 10, pp. 798–803.

PRODUCTION TECHNOLOGY OF HOT ROLLED PLATE OF SPECIFIED QUALITY USING NEW TECHNICS OF LARGE SECTION SLABS CASTING

V.V. Stulov, A.V. Aldunin

Bauman Moscow State Technical University (Bauman MSTU), Russia, Moscow

Abstract. Development of new methods for production of continuous cast slab blanks shall not be based on low speed equilibrium crystallization processes in steel. Feeding melt into crystallizer side-wall layers through feed rising construction of submerged nozzle with eccentric outlet holes allows a significant increase in steel crystallization rate during slab casting. The main results of large section slabs casting using new technology providing improvement of their quality are given. When casting steel through an experimental nozzle, considerable decrease in width of columnar crystals zone and increase of disoriented crystals zone are observed, as well as decrease in index of centerline segregation. When casting with a new technology, heat transfer in crystallizer increases by 10 – 12 %. In impact test, a number of qualitative characteristics of metal have been identified that are not captured in other types of tests. The main regularities in metal structure formation in continuous finishing mill group of continuous wide strip mill (CWSM) and subsequent cooling were studied using physical modeling method. Wedge-shaped samples of industrial melted low-carbon steel, withdrawn from semi-finished rolled stock cooled on CWSM intermediate rolling table, were rolled in one and two passes on two-high speed laboratory rolling mill with a bypass device. Geometric and kinematic resemblance of rolling process was observed. Rolled samples, after fixed exposures on air, were dropped by a special device onto the lateral edge for partial hardening in cooling solution. A set of relative reductions were received longwise the sample, a set of cooling rates – edgewise. Based on results of physical modeling, the main formation regularities of low-carbon steel structure during rolling and accelerated cooling of strips on continuous wide strip mill were established. Using these regularities and the Hall-Petch equation, it is possible to provide specified structure and flow limit of the finished hot-rolled plate. By eliminating of additional heating of slabs for rolling and improving quality of rolled products, a significant economic effect can be obtained.

Keywords: continuous casting, crystallization, slab, continuous wide strip mill, physical modeling, low-carbon steel, structure, heat transfer.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-798-803

REFERENCES

1. Protasov A.V., Pasechnik N.V., Sivak B.A. *Elektrometallurgicheskie mini-zavody* [Electrometallurgical mini plants]. Moscow: Metallurgizdat, 2013, 420 p. (In Russ.).
2. Salganik V.M., Gun I.G., Karandaev A.S., Radionov A.A. *Tonkoslyabovye liteino-prokatnye agregaty dlya proizvodstva stal'nykh polos: Ucheb. posobie* [Thin slab foundry and rolling aggregates for steel strips production: Manual]. Moscow: MGTU im. N.E. Bauman, 2003, 506 p. (In Russ.).
3. Lamukhin A.M., Dubinin I.V. Startup of a casting-rolling complex and mastery of the production of high-quality rolled products for electric-welded pipe. *Metallurgist*. 2010, vol. 54, no. 1-2, pp. 19–27.
4. Vedani M., Ripamonti D., Mannucci A., Dellasega D. Hot ductility of microalloyed steels. *La Metallurgia Italiana*. 2008, Issue 5, pp. 19–24.
5. Sun H., Su Y., Wu C. etc. The improvement of transverse crack on slab for plate products. *AISTech 2014 Proceedings*. 2014, pp. 2923–2930.
6. Tian L., Chen S. The surface quality of casting defect detection system. *AISTech 2014 Proceedings*. 2014, pp. 1747–1757.
7. Kim S.Y., Choi Y.S., Hwang J.Y., Lee S.H. Mold heat transfer behavior at high casting speed over 7 m/minute in the CEM, POSCO. *Iron Steel Technology*. 2016, vol. 13, no. 7, pp. 47–56.
8. Raudensky M., Tseng A.A., Horsky J., Kominek J. Recent developments of water and mist spray cooling in continuous casting of steels. *Metallurgical Research Technology*. 2016, vol. 113, no. 5, pp. 509.
9. Hanao M., Kawamoto M., Yamanaka A. Influence of mold flux on initial solidification of hypo-peritectic steel in a continuous casting mold. *Tetsu-to-Hagane = Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2014, vol. 100, no. 4, pp. 581–590.
10. Kania H., Nowacki K., Lis T. Impact of the density of the mould powder on thickness of the layer of liquid slag in the continuous caster mould. *Metallurgija*. 2013, vol. 52, no. 2, pp. 204–206.
11. Jouji Kurisu, Arito Mizobe, Hiroki Furukawa, Takahiro Kuroda. The flow optimization design of the SEN for medium-thin slab CC. *Taikabutsu = Refractories*. 2014, vol. 66, no. 8, pp. 385–391.
12. Furumai K., Miki Y. Molten steel flow control technology for decreasing slab defects. *JFE Giho*. 2016, no. 38, pp. 36–41.
13. Kratzsch Ch., Timmel K., Eckert S., Schwarze R. URANS simulation of continuous casting mold flow: assessment of revised turbulence models. *Steel Research International*. 2015, vol. 87, no. 4, pp. 400–410.
14. Sengupta J., Yavuz M. Metin. Nozzle design for ArcelorMittal Dofasco's no. 1 continuous caster for minimizing sliver defects. *Iron and Steel Technology*. 2011, no. 7, pp. 39–47.
15. Lee P.B., Ramirez-Lopez P.E., Mills K.C. et al. Review: the “butterfly effect” in continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking*. 2012, vol. 39, no. 4, pp. 244–253.

16. Stulov V.V., Odinkov V.I., Novikova T.V., Chistyakov I.V. On slab solidification process. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 8, pp. 15–17. (In Russ.).
17. Stulov V.V., Matysik V.A., Novikova T.V. etc. *Razrabotka novogo sposoba razlivki slyabovykh zagotovok na MNLZ* [Development of a new way of casting of slab blanks in continuous casting machine]. Komsomolsk-on-Amur: IMiM DVORAN, 2008, 158 p. (In Russ.).
18. Stulov V.V. *Sovershenstvovanie protsessa nepreryvnoi razlivki stali na osnove issledovaniya gidrodinamiki i teploobmena v kristallizatore. Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk* [Improving the process of continuous casting of steel on the basis of the study of hydrodynamics and heat transfer in the crystallizer. Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Moscow: MISiS, 1992, 17 p. (In Russ.).
19. Stulov V.V., Odinkov V.I., Novikova T.V., Staroverov A.D. Effect of the deformation of slabs and the technology used to cast them on the mechanical properties of the resulting rolled products. *Metallurgist*. 2010, vol. 54, no. 1-2, pp. 40–44.
20. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya metallov i spлавov* [Recrystallization of metals and alloys]. 3rd ed. Moscow: MISiS, 2005, 430 p. (In Russ.).
21. Dubrovskii B.A., Nikiforov B.A., Radionova L.V. Investigation of the influence of hot rolling process parameters on the structure of low-carbon and low-alloyed steel. *Proizvodstvo prokata*. 2006, no. 10, pp. 13–16. (In Russ.).
22. Olasolo M., Uranga P., Rodriguez-Ibabe J.M., Lopez B. Effect of austenite deformation microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb-V microalloyed steel. *Materials Science and Engineering A*. 2011, no. 528, pp. 2559–2569.
23. Yankovskii A.V., Levchenko G.V., Vorobei S.A., Karnaukh A.I., Klimenko A.P. Influence of temperature-deformation parameters of rolling of thin-sheet low-carbon steel on kinetics of austenite decomposition. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoi metallurgii*. 2004, no. 8, pp. 269–274. (In Russ.).
24. Li Y., Growth D.N., Mitchell P.S., Baker T.N. The evolution of microstructure during thin slab direct rolling processing in vanadium microalloyed steels. *ISIJ International*. 2002, vol. 42, pp. 636–644.
25. Hulka K., Gray J.M., Heisterkamp F. High temperature thermomechanical processing of pipe-line steels. In: *Proc. Of the Intern. Symp. Niobium 2001 (Orlando, Florida, USA. December 2-5, 2001)*.
26. Bo Xu Yun, Mei Yu Yong, Liang Xiao Bao, Yu Liu Zhen, Dong Wang Guo. Modelling of microstructure evolution during hot rolling of high-Nb HSLA steel. *Journal of Materials Science*. 2010, vol. 45, no. 10, pp. 2580–2590.
27. Rudskoi A.I., Kolbasnikov N.G., Zotov O.G. etc. Investigation of the structure and properties of TRIP-steels on the Gleeble-3800 complex. *Chernye metally*. 2010, no. 2, pp. 8–14. (In Russ.).
28. Futch D.B., Speer J.G., Findley K.O., Thomas G.A. Thermomechanical simulation of hot rolled Q&P sheet steels. *Iron and Steel Technology*. 2012, no. 12, pp. 101–106.
29. Modeling of thermomechanical rolling – a way to reduce cost of new production. *Metallurg*. 2010, no. 1, pp. 3. (In Russ.).
30. Aldunin A.V., Rusakov A.D., Traino A.I. *Issledovanie i razrabotka tekhnologii proizvodstva stal'nykh polos* [Research and development of steel strip production technologies]. Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014, 170 p.
31. Aldunin A.V. Development of hot rolling modes for low-carbon steel using the patterns of structure formation. *Proizvodstvo prokata*. 2007, no. 11, pp. 7, 8. (In Russ.).
32. Aldunin A.V. Basic optimizing principles of processes of strips hot rolling by structure and plasticity of metal. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, no. 5, pp. 23–26. (In Russ.).
33. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of Results. *The Proceedings of the Physical Society*. 1951, vol. 64, part 9, no. 381 B, pp. 747–753.
34. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1953, vol. 174, part 1, pp. 25–28.
35. Ametistov E.V., Grigor'ev V.A., Emtsev B.T. etc. *Teplo- i massoobmen. Teplotekhnicheskii eksperiment: Spravochnik* [Heat and mass transfer. Thermotechnical experiment: Handbook]. Moscow: Energoatomizdat, 1982, 512 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.V. Stulov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Technologies and Equipment of Rolling” (stuvv@inbox.ru)

A.V. Aldunin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Technologies and Equipment of Rolling”

Received April 20, 2017

УДК 621.771.014

РАЗРАБОТКА ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ОСНОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЭНЕРГОСИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ ПРИ ОСВОЕНИИ НОВЫХ МАРОК РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ*

Уманский А.А.¹, к.т.н., доцент кафедры металлургии
черных металлов (umanskii@bk.ru)

Головатенко А.В.², к.т.н., начальник рельсового производства (Aleksey.Golovatenko@evraz.com)

Кадыков В.Н.¹, к.т.н., доцент кафедры обработки металлов давлением
и металловедения. ЕВРАЗ ЗСМК (kadikov_vn@mail.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, ш. Космическое, 16)

Аннотация. Анализ существующих методик теоретического определения сопротивления сталей пластическому деформированию позволил выявить ряд их существенных недостатков, в частности отсутствие учета влияния химического и фазового составов стали, истории нагружения. Обусловленное перечисленными недостатками ограничение по области применения не позволяет считать эти методики пригодными для получения достоверных прогнозных значений энергосиловых параметров прокатки применительно к вновь осваиваемым маркам стали, в частности к сложнлегированным рельсовым сталям. На основании вышесказанного сделан вывод о необходимости проведения экспериментальных исследований сопротивления пластической деформации таких сталей при различном сочетании температурно-скоростных параметров прокатки, степени деформации и варьировании химического состава стали. Указанные исследования применительно к стали марки Э78ХСФ проведены с использованием комплекса для физического моделирования термомеханических процессов «Gleeble System 3800». На основании математической обработки полученных экспериментальных данных разработана методика численного определения сопротивления рельсовых сталей пластическому деформированию при изменяющихся термомеханических параметрах прокатки (температура, скорость и степень деформации) и нестабильном химическом составе стали. Характер полученных экспериментальных зависимостей свидетельствует о снижении сопротивления пластическому деформированию стали Э78ХСФ при повышении температуры ее деформации в интервале температур прокатки и повышении сопротивления пластическому деформированию при увеличении скорости деформации в интервале изменения данного параметра на рельсобалочных станах, что согласуется с общепринятыми представлениями. Экспериментальные данные позволяют говорить о ярко выраженном нелинейном характере зависимости сопротивления стали Э78ХСФ пластическому деформированию от степени деформации, что свидетельствует о протекании динамической рекристаллизации в дополнении к динамическому возврату и полигонизации. Анализ влияния химического состава стали Э78ХСФ на ее сопротивление пластическому деформированию свидетельствует о повышении этой характеристики при увеличении концентрации в стали углерода, марганца, серы и фосфора и снижении сопротивления пластической деформации при увеличении содержания ванадия в стали. Полученные данные об отсутствии влияния на сопротивление пластической деформации стали Э78ХСФ изменения концентрации кремния и хрома (в рамках интервала изменения, соответствующего требованиям стандартов) позволяет сделать вывод о возможности использования разработанной методики расчета для определения сопротивления пластической деформации рельсовых сталей, не легированных указанными элементами. Адекватность предложенной методики подтверждена исследованиями энергосиловых параметров прокатки в условиях действующего универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» для сталей различного химического состава.

Ключевые слова: энергосиловые параметры прокатки, сопротивление деформации, рельсовая сталь, экспериментальные исследования, термомеханические параметры прокатки, химический состав стали.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-804-810

Энергосиловые параметры прокатки, к числу которых относят усилие, момент и мощность прокатки, оказывают определяющее влияние на эффективность процесса производства готового проката. Повышенные нагрузки на основное и вспомогательное оборудование прокатных станов приводят к увеличению его износа, повышают частоту и продолжительность простоев на ремонты. В свою очередь недозагруженность оборудования обуславливает снижение производительности прокатного стана.

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках базовой части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.6365.2017/8.9.

При определении энергосиловых параметров прокатки расчетными методами наибольшую сложность представляет выбор величины сопротивления пластической деформации (СПД). Указанный показатель входит в качестве множителя в формулу для расчета усилия прокатки и, следовательно, от него напрямую зависят все энергосиловые параметры прокатки. На сегодняшний день в специальной и справочной литературе имеются данные о СПД ограниченного числа марок сталей и сплавов, а теоретические методы определения СПД достаточно сложны в силу необходимости уче-

та совместного воздействия на этот показатель целого ряда параметров: химического состава и структуры прокатываемого материала, термомеханических параметров деформации (температуры, степени и скорости деформации), истории нагружения.

Касательно физического смысла понятия СПД подавляющее большинство исследователей сходится во мнении [1 – 4], что данный показатель выражается как напряжение одноосного растяжения или сжатия в условиях развитой пластической деформации, или как интенсивность напряжений, достаточная для осуществления пластической деформации материала при заданных условиях деформации. Следует особо подчеркнуть, что СПД является именно характеристикой материала, а не процесса его обработки давлением, и этот показатель неправомерно отождествлять с такими параметрами, как среднее удельное давление металла на валки при прокатке, предел текучести, предел прочности [3].

Сложность теоретического определения СПД обуславливает широкое применение экспериментальных методов исследований с использованием механических испытаний образцов в горячем состоянии. С целью максимального приближения условий испытаний при одноосной деформации к реальным условиям прокатки, а именно для реализации закона деформации, аналогичного прокатке, используют испытательные машины специальных конструкций – кулачковые пластометры.

Следует отметить, что для кулачковых пластометров характерен ряд существенных недостатков, которые обусловили применение в качестве их альтернативы универсальных испытательных установок, позволяющих поддерживать заданные законы деформации. В качестве примера таких установок можно привести электромеханические и сервогидравлические установки компании «Instron», установки «Gleeble» производства компании «Dynamic Systems Inc.» (США).

К настоящему моменту накоплен значительный объем данных о результатах экспериментального определения СПД различных марок сталей и сплавов. Целым рядом авторов сделаны попытки аппроксимации экспериментальных данных о зависимости СПД от термомеханических параметров деформации (температуры, скорости и степени деформации). В работе [5] А.Л. Остапенко с соавторами приводят более 40 вариантов формул для расчета СПД различных марок сталей.

В качестве общей характерной особенности таких методик численного определения СПД, являющейся одновременно и их недостатком, можно отметить ограничение области применения. Наличие в формулах «базовых» значений СПД (СПД при определенных термомеханических параметрах деформации) и эмпирических коэффициентов (констант) обуславливает возможность их использования только для определенных марок сталей и сплавов, в которых указанные параметры были заранее определены.

В частности, С.В. Карповым с соавторами показано [6], что применение имеющихся формул для расчета СПД позволяет получать достоверные данные только для возрастающих кривых в координатах СПД – степень деформации ($\sigma - \epsilon$). При ином характере зависимостей СПД от степени деформации (например, кривые с выраженным максимумом) расчетные значения СПД имеют значительную погрешность, что проиллюстрировано на примере стали марки 09Г2ФБ. Согласно полученным А.Л. Остапенко с соавторами данных [7], применение имеющихся методик расчета СПД не позволяет получать стабильно низкую погрешность расчетных данных относительно фактических значений СПД: при определенном сочетании термомеханических параметров прокатки погрешность может достигать 25 % и более.

Существенным недостатком имеющихся методик расчета СПД является также отсутствие учета влияния таких параметров, как химический и фазовый составы деформируемых сталей, истории нагружения. Авторами многочисленных работ [8 – 11] показано, что обязательным условием хорошей сходимости расчетных и экспериментальных данных СПД различных марок сталей является использование моделей, учитывающих структурные изменения в процессе деформации.

Для описания СПД материала с учетом истории нагружения необходимо использовать динамические модели, в основу которых положены интегральные уравнения или системы дифференциальных уравнений. При этом с точки зрения практического использования более предпочтительными представляются динамические модели, основанные на дифференциальных уравнениях [12, 13], поскольку в этом случае реализуется возможность учета вклада отдельных процессов разупрочнения (статический возврат, статическая рекристаллизация, метадинамическая рекристаллизация); кроме того, указанные модели менее сложны с математической точки зрения. Примером такого типа моделей является структурно-феноменологическая модель А.В. Коновалова [8], в основе которой лежит положение, что основным процессом разупрочнения является динамическая рекристаллизация.

При рассмотрении влияния химического состава стали на СПД следует отметить, что по данным многочисленных работ [3, 6 и др.] повышение содержания постоянных примесей (углерода, марганца, кремния) способствует повышению СПД сталей различных марок. Касательно легирующих элементов можно отметить, что в большинстве случаев они повышают СПД сталей и их влияние возрастает с увеличением концентрации их в стали.

В целом можно констатировать, что несмотря на наличие значительного количества экспериментальных данных о СПД различных сталей и сплавов, имеющихся статических и динамических моделях описания СПД, проблема определения действительных значений

СПД конкретных марок сталей для заданных условий прокатки остается по-прежнему актуальной.

Поскольку, как показано выше, перенос имеющихся данных о значениях СПД на стали иного химического состава невозможен, то для ряда марок сталей и сплавов существует значимая необходимость проведения экспериментальных исследований СПД. К таким маркам стали, прежде всего, следует отнести вновь осваиваемые марки стали (IF-стали, сверхнизкоуглеродистые стали) и стали ответственного назначения (мартенситно-старяющие стали). В качестве подтверждения актуальности рассматриваемой тематики можно привести ряд проведенных в последние годы исследований [14 – 17].

Также к перечню вновь осваиваемых марок стали, безусловно, относятся сложнолегированные рельсовые стали, использование которых для производства железнодорожных рельсов в последние годы обусловлено необходимостью обеспечения требований отечественных и зарубежных стандартов по механическим свойствам дифференцированно закаленных рельсов. В частности, на новом универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК» после запуска в эксплуатацию в качестве основной марки стали для производства длинномерных (длиной 100 м) дифференцированно закаленных рельсов используется хромистая рельсовая сталь Э78ХСФ. Проектирование и совершенствование режимов прокатки рельсов на новом прокатном стане выявило значимую необходимость в получении достоверных данных о прогнозных значениях энергосиловых параметров прокатки, что обусловило актуальность проведения исследований сопротивления деформации рельсовых сталей новых марок.

Исследования сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ проведены на установке «Gleeble System 3800» [18, 19]. Комплекс «Gleeble System 3800» пред-

назначен для исследования свойств металлов и сплавов путем имитации процессов горячей деформации.

Для реализации различных схем деформирования в комплексе «Gleeble System 3800» предусмотрены четыре сменных блока (модуля):

- «Pocket Jaw» (растяжение/сжатие);
- «Hydrawedge» (гидроломот);
- «MAXStrain» (модуль для многоосевой деформации);
- «Torsion» (кручение).

Все перечисленные модули имеют одинаковые принципы работы и отличаются лишь схемой деформации. В частности, при использовании любого модуля нагрев образцов осуществляется прямым пропусканием тока, при этом контроль температуры производится контактными термодарами или лазерным пирометром; обработка образцов осуществляется в вакууме (до 10^{-5} мм рт. ст.), в защитном газе или на воздухе.

При проведении исследований использовали модуль «Hydrawedge» (рис. 1), разработанный для моделирования ударного нагружения образцов с высокой точностью по степени и скорости деформации. Специальная конструкция модуля позволяет выполнять многостадийные последовательные нагружения, полностью воспроизводящие режимы деформации на прокатном стане.

Конструкция модуля предусматривает выполнение экспериментов в двух вариантах: «Flow Stress» (классическая деформация путем одноосного сжатия между двумя плоскими бойками) и «Plane Strain» (плоская деформация между клиновидными бойками – форма бойков позволяет соблюдать условие неизменной площади контакта под бойками в процессе деформации). При проведении экспериментальных исследований использован первый вариант деформации (рис. 2).

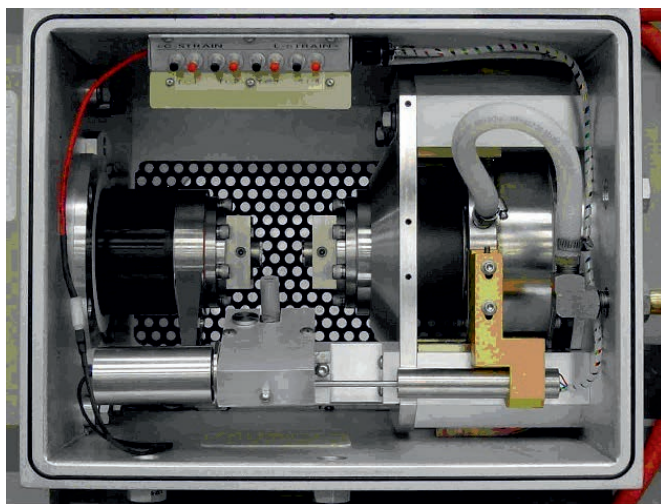


Рис. 1. Общий вид модуля «Hydrawedge» установки «Gleeble System 3800»

Fig. 1. General view of “Hydrawedge” module of “Gleeble System 3800” installation

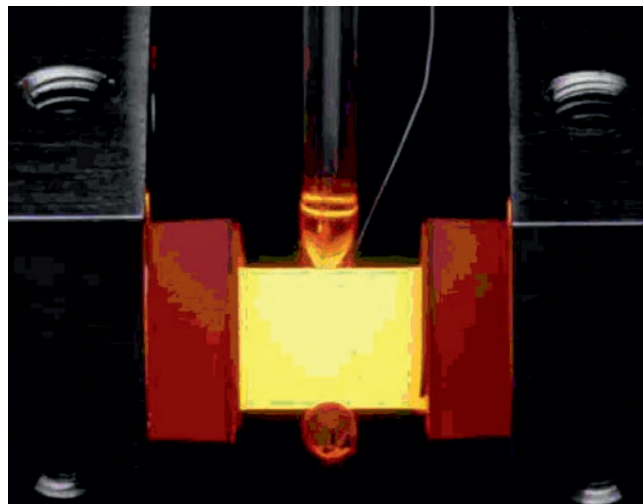


Рис. 2. Схема деформации «Flow Stress» (одноосное сжатие между двумя плоскими бойками)

Fig. 2. “Flow Stress” deformation scheme (uniaxial compression between two flat dies)

Перед испытанием при помощи системы вакуумных насосов в рабочей камере установки «Hydrawedge II» создается вакуум для уменьшения окисления при повышенных температурах. Испытания проводили на цилиндрических образцах, полученных из непрерывнолитых заготовок стали Э78ХСФ текущего производства электросталеплавильного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Режим испытаний включал (рис. 3): нагрев со скоростью 5 °C/c до температуры 1200 °C, изотермическую выдержку при указанной температуре, подстуживание стали со скоростью 10 °C/c до температуры деформации в интервале 900 – 1150 °C с шагом 50 °C, деформацию методом сжатия со скоростями 0,1, 1,0 и 10 с⁻¹.

Математическая обработка полученных экспериментальных данных с использованием стандартной методики множественного регрессионного анализа позволила получить нижеприведенные уравнения регрессии, устанавливающие совместное влияние термомеханических параметров прокатки и химического состава стали марки Э78ХСФ на ее СПД [20]:

$$\sigma = A e^{m_1 t} \varepsilon^{m_2} e^{\frac{m_3}{\varepsilon}} (1 + \varepsilon)^{m_4} e^{m_5 \varepsilon} u^{m_6}, \quad (1)$$

где A , $m_1 - m_6$ – коэффициенты уравнения, зависящие от химического состава стали; e – число Эйлера; t – температура прокатки, °C; ε – логарифмическая степень деформации; u – скорость деформации, с⁻¹.

Коэффициенты $m_1 - m_6$ в зависимости от содержания в стали серы, ванадия, фосфора, углерода и марганца [S], [V], [P], [C], [Mn] рассчитывали так:

$$A = 4365,4 + 69\,118[S], \quad (2)$$

$$m_1 = -0,0033 - 0,0043[V], \quad (3)$$

$$m_2 = 0,2607 - 5,7663[P], \quad (4)$$

$$m_3 = -0,0025 - 0,00308[C] + 0,00025[Mn], \quad (5)$$

$$m_4 = -0,0015 + 0,0475[P], \quad (6)$$

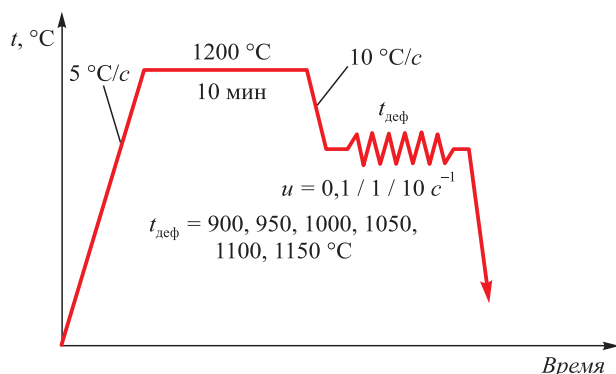


Рис. 3 Режим испытаний образцов рельсовой стали марки Э78ХСФ

Fig. 3. Testing mode of E78KhSF rail steel samples

$$m_5 = -0,407 + 0,655[Mn], \quad (7)$$

$$m_6 = 0,0002 - 0,0012[V]. \quad (8)$$

Выбор вида уравнений регрессии проводился исходя из максимального значения коэффициента детерминации.

Полученные данные (уравнение (1)) свидетельствуют о снижении СПД стали Э78ХСФ при повышении температуры деформации и обратного характера зависимости СПД от скорости деформации, что согласуется с общепринятыми представлениями. Основываясь на экспериментальных данных, большинство исследователей [1 – 4, 6 и др.] сходятся во мнении, что повышение температуры деформации в интервале температур прокатки приводит к снижению сопротивления деформации по экспоненциальному закону. Механизм влияния скорости деформации на СПД заключается в том, что с повышением скорости деформации процессы упрочнения ускоряются, а скорость конкурирующих процессов разупрочнения при этом остается неизменной. Упрочнение реализуется за счет повышения плотности дислокаций и точечных дефектов, увеличения сил внутреннего трения. Касательно влияния степени деформации на СПД рассматриваемой стали можно отметить ярко выраженный нелинейный характер зависимости (рис. 4). На кривой текучести (рис. 4) наблюдается увеличение СПД на начальном участке, связанное с деформационным упрочнением, затем видна остановка роста и дальнейшее снижение СПД. На основании имеющихся данных [2] можно предположить, что наличие достаточно ярко выраженного максимума СПД свидетельствует о протекании динамической рекристаллизации в дополнении к динамическому возврату и полигонизации. Хотя справедливости ради следует отметить, что существует мнение [21, 22] о возможности

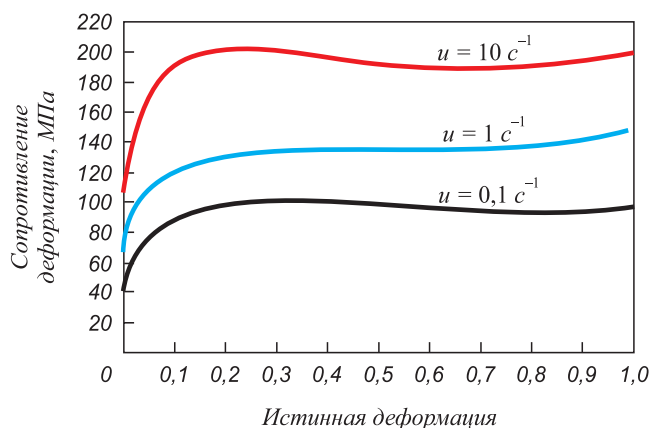


Рис. 4. Пример экспериментальных зависимостей сопротивления стали Э78ХСФ пластической деформации от термомеханических параметров прокатки

Fig. 4. Example of experimental dependences of E78KhSF steel resistance to plastic deformation on thermomechanical rolling parameters

протекания рекристаллизации без наличия максимума на кривой текучести. Динамическая рекристаллизация возникает при достижении критического значения деформации, равного 80 – 90 % от значения деформации, соответствующего максимуму на кривой текучести. По мнению авторов работы [23], выпуклые кривые текучести характерны для большинства металлов и сплавов.

Анализ влияния химического состава стали Э78ХСФ на ее СПД (уравнения (2) – (8)) свидетельствует о повышении данной характеристики при увеличении концентрации в стали углерода, марганца, серы и фосфора и снижении СПД при увеличении содержания ванадия в стали. В численном выражении наибольшее влияние на СПД оказывает содержание ванадия и серы в стали в фактическом интервале их изменения на промышленных плавках. Так, повышение содержания ванадия с 0,04 до 0,07 % приводит к снижению сопротивления деформации в 1,24 – 1,27 раза, а увеличение концентрации серы с 0,005 до 0,015 % обуславливает повышение сопротивления деформации в 1,14 раза. Повышение содержания фосфора с 0,012 до 0,017 % и марганца с 0,78 до 1,09 % приводит к увеличению сопротивления деформации до 10 и 5 % соответственно, а при увеличении концентрации углерода в стали с 0,75 до 0,79 % рост сопротивления деформации не превышает 1 %.

Следует отметить, что полученные данные о характере влияния содержания углерода и марганца в стали Э78ХСФ на ее СПД (уравнения (5), (7)) согласуются с результатами ранее проведенных исследований для других марок стали и имеют обоснованное теоретическое объяснение [2, 3, 7]. При этом анализ механизма влияния на СПД содержания таких элементов, как сера, фосфор и ванадий (уравнения (2) – (4), (6), (8)) требует проведения дальнейших исследований. Отсутствие влияния на СПД стали Э78ХСФ изменения концентрации кремния и хрома (в рамках интервала изменения, соответствующего требованиям стандартов) позволяет сделать вывод о возможности использования разработанной методики расчета для определения СПД рельсовых сталей, не легированных указанными элементами.

Адекватность предложенной методики расчета СПД подтверждена исследованиями энергосиловых параметров прокатки в условиях действующего универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» [24]. Погрешность прогнозных данных по усилию прокатки в обжимных клетях стана при использовании исходных заготовок различного химического состава не превысила 10 % относительно фактических значений.

Выводы. Проведенный анализ имеющихся методик теоретического определения сопротивления сталей пластическому деформированию показал невозможность их применения для сложнолегированных рельсовых сталей. На основании экспериментальных данных, полученных при горячих испытаниях образцов рельсовой стали Э78ХСФ на установке «Hydrawedge» комплекса для физического моделирования «Gleeble

System 3800», разработана методика численного определения сопротивления рельсовых сталей пластическому деформированию при изменяющихся термомеханических параметрах прокатки (температуре, скорости и степени деформации) и нестабильном химическом составе. Проверка адекватности предложенной методики в условиях промышленного рельсобалочного стана показала достаточно высокую сходимость расчетных и фактических значений энергосиловых параметров прокатки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сопротивление деформации и пластичность металлов при обработке давлением / Ю.Г. Калпин, В.И. Перфилов, П.А. Петров, В.А. Рябов и др. – М.: Машиностроение, 2011. – 244 с.
2. Перетяtko В.Н., Темлянцев М.В., Филиппова М.В. Пластичность и разрушение сплавов в процессах нагрева и обработки давлением. – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.
3. Зюзин В.И., Бровман М.Я., Мельников А.Ф. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке. – М.: Металлургия, 1964. – 270 с.
4. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1986. – 688 с.
5. Остапенко А.Л., Руденко Е.А., Курдюкова Л.А. Оценка влияния методики определения сопротивления деформации на погрешность расчета силы горячей прокатки полос и листов // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2013. № 6. С. 38 – 44.
6. Карпов С.В., Банщиков А.А., Карпова А.С. Сопротивление деформации марганцовистых сталей // Ползуновский альманах. 2008. № 3. С. 123 – 126.
7. Остапенко А.Л., Переходченко В.А., Кушнин О.Н., Платун Д.А. О применимости методик расчета сопротивления деформации для оценки энергосиловых условий горячей прокатки полос // Сталь. 2014. № 5. С. 41 – 52.
8. Konovalov A.V. Viscoplastic model for the resistance of metals to high-temperature deformation // Russian metallurgy (Metally). 2005. 2005. No. 5. P. 456 – 459.
9. Hildenbrand A., Molinari A., Baczynski J. Self-consistent polycrystal modelling of dynamic recrystallization during the shear deformation of A Ti IF steel // Acta mater. 1999. Vol. 47. No. 2. P. 447 – 460.
10. Marx E. Simulation of primary recrystallization // Acta mater. 1999. Vol. 47. No. 4. P. 1219 – 1230.
11. Manonukul A., Dunne N. Dynamic recrystallization // Acta mater. 1999. Vol. 47. No. 7. P. 4339 – 4354.
12. Ding R., Guo Z. X. Microstructural modeling of dynamic recrystallization using an extended cellular automaton approach // Computational Materials Science. 2002. No. 23. P. 209 – 218.
13. Goetz R.L., Seetharaman V. Modeling dynamic recrystallization using cellular automata // Scripta Materialia. 1998. Vol. 38. No. 3. P. 405 – 413.
14. Гладковский С.В., Потапов А.И., Лепихин С.В. Исследование сопротивления деформации мартенситно-старееющей стали ЭП679 // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2015. Iss. 4. P. 18 – 28.
15. Konovalov A.V., Smirnov A.S., Parshin V.S., Dronov A.I., Karamyshev A.P., Nekrasov I.I., Fedulov A.A., Serebryakov A.V. Study of the Resistance of Steels 18KhMFB And 18Kh3MFB to Hot Deformation // Metallurgist. 2016. Vol. 59. Iss. 11. P. 1118 – 1121.
16. Konovalov A.V., Smirnov A.S. Viscoplastic model for the strain resistance of 08Kh18N10T steel at a hot-deformation temperature // Russian metallurgy (Metally). 2008. Vol. 2008. No. 2. P. 138 – 141.
17. Потапов А.И., Батуева Е.А. Сопротивление деформации кремнемарганцовистых сталей для арматуры // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 10. С. 38 – 40.

18. Golovatenko A.V., Dorofeev V.V., Trusov V.A., Volkov K.V., Dobryanskii A.V. Analysis of Experimental Dependence of Rail Steel E78KhSF Deformation Resistance on Deformation Temperature, Rate, and Degree // *Metallurgist*. 2015. Vol. 58. Iss. 5. P. 528 – 534.
19. Уманский А.А., Головатенко А.В., Кадыков В.Н. Исследование влияния химического состава рельсовой стали на сопротивление деформации при прокатке // *Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии*. 2015. Вып. 35. С. 52 – 59.
20. Umansky A.A., Golovatenko A.V., Kadykov V.N., Dumova L.V. Development of mathematical models and methods for calculation of rail steel deformation resistance of various chemical composition // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016. Vol. 150. P. 12 – 29.
21. Queen H.J., Jonas J.J. *Plastic Deformation of Materials*. New York: Academic Press, 1975. – 493 p.
22. *The Hot Deformation of Austenite*: edited by J.B. Ballance. New York: AIME, 1977. – 631 p.
23. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
24. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Kadykov V.N. Improvement of rolling modes of long length rails on the universal rail and structural steel mill “EVRAZ ZSMK” // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016. Vol. 150. P. 12 – 28.

Поступила 14 марта 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 10, pp. 804–810.

DEVELOPMENT OF THEORETICAL BASIS OF DETERMINING ENERGY-POWER PARAMETERS OF ROLLING WITH DEVELOPMENT OF NEW GRADES OF RAIL STEEL

A.A. Umanskii¹, A.V. Golovatenko², V.N. Kadykov¹

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

² JSC “EVRAZ - Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The analysis of existing methods of theoretical determination of the resistance of steels plastic deformation revealed a number of significant shortcomings of the loading history, particularly, the lack of consideration the influence of chemical and phase composition of the steel. Due to limitations on the application of these drawbacks do not allow to consider these techniques as suitable for the preparation of reliable predictive values of energy-power rolling parameters according to the newly developed steel grades, in particular for complex-alloyed rail steel. Therefore, the conclusion about the necessity of experimental studies on plastic deformation resistance of steels at various combinations of temperature and speed of rolling, the degree of deformation and varying the chemical composition of steel was made. These studies applied to E78KhSF steel were performed using the complex for physical modeling for thermomechanical processes “Gleeble System 3800”. On the basis of mathematical processing of the experimental data the technique of numerical determination of the resistance of rail steel to plastic deformation under varying thermomechanical rolling parameters (temperature, speed and degree of deformation) and volatile chemical composition of steel was carried out. The nature of the experimental dependences indicates a decline in resistance to plastic deformation of E78KhSF steel with increasing temperature deformation in the rolling temperature range and improving the resistance to plastic deformation with increasing strain rate in the range of variation of this parameter in the rolling mill, which is consistent with the generally accepted views. Experimental evidence suggests the pronounced nonlinear character of dependence of the resistance of E78KhSF steel to plastic deformation on the degree of deformation that indicates the occurrence of dynamic recrystallization in addition to the dynamic recovery and polygonize. Analysis of the chemical composition of E78KhSF steel influence on the resistance to plastic deformation indicates an increase of this characteristic by increasing the concentration in the steel of carbon, manganese, sulfur and phosphorus, and decrease in resistance to plastic deformation by increasing the vanadium content in the steel. The obtained data on the absence of influence of the change in the concentration of silicon and chromium (within the interval of variation meeting the requirements of standards) on the resistance to plastic deformation of E78KhSF steel make it possible to draw a conclusion about the possibility of using the developed calculation technique for determining plastic deformation resistance of rail steels not alloyed by these elements. The adequacy of the proposed method was confirmed by studies of power parameters of

rolling at the existing universal rolling mill of JSC “EVRAZ ZSMK” for steels with different chemical composition.

Keywords: energy-power parameters of rolling, resistance to deformation, rail steel, experimental studies, thermomechanical rolling parameters, chemical composition of steel.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-804-810

REFERENCES

1. Kalpin Yu.G., Perfilov V.I., Petrov P.A., Ryabov V.A. etc. *Soprotivlenie deformatsii i plastichnost' metallov pri obrabotke davleniem* [Resistance to deformation and plasticity of metals at forming]. Moscow: Mashinostroenie, 2011, 244 p. (In Russ.).
2. Peretyat'ko V.N., Temlyantsev M.V., Filippova M.V. *Plastichnost' i razrushenie spлавov v protsessakh nagreva i obrabotki davleniem* [Plasticity and fracture of alloys in heating and forming processes]. Moscow: Teplotekhnika, 2010, 352 p. (In Russ.).
3. Zyuzin V.I., Brovman M.Ya., Mel'nikov A.F. *Soprotivlenie deformatsii stalei pri goryachei prokatke* [Steel resistance to deformation during hot rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1964, 270 p. (In Russ.).
4. Kolmogorov V.L. *Mekhanika obrabotki metallov davleniem* [Mechanics of metal forming]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 688 p. (In Russ.).
5. Ostapenko A.L., Rudenko E.A., Kurdyukova L.A. Evaluation of influence of determination technique of deformation resistance on calculation inaccuracy of strips and sheets hot rolling force. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta “Chermetinformatsiya”*. 2013, no. 6, pp. 38–44. (In Russ.).
6. Karpov S.V., Banshchikov A.A., Karpova A.S. Manganese steels resistance to deformation. *Polzunovskii al'manakh*. 2008, no. 3, pp. 123–126. (In Russ.).
7. Ostapenko A.L., Perekhodchenko V.A., Kushnir O.N., Plastun D.A. On applicability of methods of deformation resistance calculation for estimation of energy-force conditions for strips hot rolling. *Stal'*. 2014, no. 5, pp. 41–52. (In Russ.).
8. Kononov A.V. Viscoplastic model for the resistance of metals to high-temperature deformation. *Russian metallurgy (Metally)*. 2005, vol. 2005, no. 5, pp. 456–459.
9. Hildenbrand A., Molinari A., Baczyński J. Self-consistent poly crystal modelling of dynamic recrystallization during the shear deformation of A Ti IF steel. *Acta mater.* 1999, vol. 47, no. 2, pp. 447–460.
10. Marx E. Simulation of primary recrystallization. *Acta mater.* 1999, vol. 47, no. 4, pp. 1219–1230.
11. Manonukul A., Dunne N. Dynamic recrystallization. *Acta mater.* 1999, vol. 47, no. 7, pp. 4339–4354.

12. Ding R., Guo Z. X. Microstructural modeling of dynamic recrystallization using an extended cellular automaton approach. *Computational Materials Science*. 2002, no. 23, pp. 209–218.
13. Goetz R.L., Seetharaman V. Modeling dynamic recrystallization using cellular automata. *Scripta Materialia*. 1998, vol. 38, no. 3, pp. 405–413.
14. Gladkovskii S.V., Potapov A.I., Lepikhin S.V. Investigation of deformation resistance of EP 679 maraging steel. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015, Issue 4, pp. 18–28.
15. Konovalov A.V., Smirnov A.S., Parshin V.S., Dronov A.I., Karamyshev A.P., Nekrasov I.I., Fedulov A.A., Serebryakov A.V. Study of the Resistance of Steels 18KhMFB And 18Kh3MFB to Hot Deformation. *Metallurgist*. 2016, vol. 59, no. 11, pp. 1118–1121.
16. Konovalov A.V., Smirnov A.S. Viscoplastic model for the strain resistance of 08KH18N10T steel at a hot-deformation temperature. *Russian metallurgy (Metally)*. 2008, vol. 2008, no. 2, pp. 138–141.
17. Potapov A.I., Batueva E.A. Resistance to deformation of silicomanganese steels for reinforcement. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2013, no. 10, pp. 38–40. (In Russ.).
18. Golovatenko A.V., Dorofeev V.V., Trusov V.A., Volkov K.V., Dobryanskii A.V. Analysis of experimental dependence of rail steel E78KhSF Deformation resistance on deformation temperature, rate, and degree. *Metallurgist*. 2015, vol. 58, no. 5, pp. 528–534.
19. Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Kadykov V.N. Investigation of rail steel chemical composition influence on resistance to deformation during rolling. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sektsii Rossiiskoi akademii estestvennykh nauk. Otdelenie metallurgii*. 2015, vol. 35, pp. 52–59. (In Russ.).
20. Umansky A.A., Golovatenko A.V., Kadykov V.N., Dumova L.V. Development of mathematical models and methods for calculation of rail steel deformation resistance of various chemical composition. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 12–29.
21. Queen H.J., Jonas J.J. *Plastic deformation of materials*. New York: Academic Press, 1975, 493 p.
22. *The hot deformation of Austenite*. Balance J.B. ed. New York: AIME, 1977, 631 p.
23. Polukhin P.I., Gun G.Ya., Galkin A.M. *Soprotivlenie plasticheskoi deformatsii metallov i splavov* [Metals and alloys resistance to plastic deformation]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 352 p. (In Russ.).
24. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Kadykov V.N. Improvement of rolling modes of long length rails on the universal rail and structural steel mill “EVRAZ ZSMK”. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 12–28. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed at the Siberian State Industrial University in the framework of basic part of the State task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation no. 11.6365.2017/8.9.

Information about the authors:

A.A. Umanskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy (umanskii@bk.ru)

A.V. Golovatenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of Rail Production (Aleksey.Golovatenko@evraz.com)

V.N. Kadykov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming and Metal Science”. EVRAZ ZSMK (kadykov_vn@mail.ru)

Received March 14, 2017

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ФАКЕЛОВ ГОРЕНИЯ ДЛЯ ОКИСЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ РАСПЛАВА В АГРЕГАТАХ КОНВЕРТЕРНОГО ТИПА. СООБЩЕНИЕ 2. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ФАКЕЛА ГОРЕНИЯ С МЕТАЛЛОМ И ШЛАКОМ В КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЕ

Солоненко В.В., соискатель степени к.т.н. кафедры металлургии
черных металлов (mchmsis@mail.ru)

Протопопов Е.В., д.т.н., профессор кафедры металлургии
черных металлов (protopopov@sibsiu.ru)

Фейлер С.В., к.т.н., доцент, заведующий кафедрой металлургии черных
металлов (feylersv@gmail.com)

Темлянец М.В., д.т.н., профессор кафедры теплоэнергетики
и экологии (uchebn_otdel@sibsiu.ru)

Якушевич Н.Ф., д.т.н., профессор-консультант кафедры цветных металлов
и химической технологии (kafcmetsibsiu.ru)

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

Аннотация. Выполнен термодинамический анализ физико-химических процессов, протекающих в ванне конвертера при использовании газокислородных горелок для интенсивного нагрева ванны. В рабочем пространстве агрегата при взаимодействии факелов горения с конвертерной ванной подаваемые через горелки кислород и природный газ, а также подаваемый через фурму кислород взаимодействуют в барботируемой шлакометаллической эмульсии, в результате чего окисляются железо и примеси. Установлено, что использование факельных горелок изменяет состав газовой фазы, в которой кроме O_2 , CO , CO_2 присутствуют H_2 и H_2O , наличие которых изменяет окислительную способность газовой фазы. Присутствие твердого углерода (например, пылеугольного топлива) в факеле горелки может контролировать и интенсифицировать процесс горения, причем наиболее эффективен процесс горения при окислении углерода до CO при коэффициенте избытка кислорода менее 1,0. При окислении углерода расплава при изменении активности углерода в зависимости от его концентрации в расплаве и температуры изменяются и условия окисления углерода. В качестве универсальной характеристики описания равновесия в системе $Me-O-C$ предложено использовать парциальное давление кислорода P_{O_2} , а также сопутствующие характеристики P_{CO}/P_{CO_2} и P_{H_2}/P_{H_2O} . Определено, что окисление железа может осуществляться кислородом и в незначительной степени диоксидом углерода, в то время как водяной пар при температурах 1600 – 2000 К железо практически не окисляет. Окисление растворенного в металле углерода осуществляется достаточно эффективно кислородом и диоксидом углерода до концентрации менее 0,1 %. Пар воды является очень плохим окислителем углерода, слабым окислителем марганца и кремния. С повышением температуры интенсивность окисления растворенного в металле углерода кислородом возрастает, марганца и кремния – понижается. Переокисленный шлак с высоким содержанием оксида FeO при температурах выше 1800 К может служить окислителем кремния (до $Si < 2\%$), марганца ($Mn < 1\%$), углерода ($C < 1,5\%$).

Ключевые слова: конвертер, газокислородный факел, метан, углеводороды, сталь, продувка, термодинамический анализ.

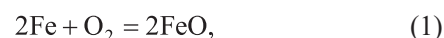
DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-811-819

В работе [1] показано, что при использовании для нагрева металла дополнительных дутьевых устройств в виде газокислородных горелок [2 – 6] в конвертер вместе с кислородом в качестве окислителей из пламени горелок поступают пары воды и углекислый газ.

В рабочем пространстве агрегата при взаимодействии факелов горения с конвертерной ванной подаваемые через горелки кислород и природный газ и подаваемый через фурму кислород взаимодействуют

в барботируемой шлакометаллической эмульсии [7 – 13], в результате чего окисляются железо и примеси (углерод (в основном до CO), марганец, кремний, фосфор).

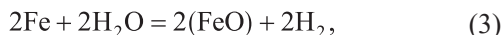
Окисление железа осуществляется по следующим реакциям:



$$K_1 = \frac{a_{FeO}^2}{a_{Fe}^2 P_{O_2}};$$



$$K_2 = \frac{a_{\text{FeO}} P_{\text{CO}}}{a_{\text{Fe}} P_{\text{CO}_2}};$$



$$K_3 = \frac{a_{\text{FeO}}^2 P_{\text{H}_2}^2}{a_{\text{Fe}}^2 P_{\text{H}_2\text{O}}^2}.$$

Все стехиометрические соотношения реакций приведены к 1 моль кислорода O_2 .

При известных значениях активностей a_{Fe} и a_{FeO} равновесие реакций может однозначно характеризоваться составом газовой фазы, выраженным отношениями $P_{\text{CO}}/P_{\text{CO}_2}$, $P_{\text{H}_2}/P_{\text{H}_2\text{O}}$ или более универсальной характеристикой – парциальным давлением кислорода P_{O_2} . Это позволяет сопоставлять вероятность преимущественного протекания реакций окислительно-восстановительных процессов, в том числе при изменении составов газовой и конденсированных фаз. На рис. 1 представлена диаграмма зависимости значений $\Delta G^\circ = f(T)$ для оксидов (газообразных и некоторых конденсированных (FeO , MnO , SiO_2)), равновесие которых характеризуется значениями $P_{\text{CO}}/P_{\text{CO}_2}$, $P_{\text{H}_2}/P_{\text{H}_2\text{O}}$ и P_{O_2} , каждое из которых представлено на отдельной шкале, рассчитанной по константам равновесия достаточно хорошо изученных «газовых реакций».

Пересечение линеаризованных зависимостей $\Delta G^\circ = f(T)$ для оксидов с таковыми для реакций взаимодейст-

вия восстановителей (C , H , CO , Me) с кислородом позволяет оценить при заданных условиях равновесный состав газовой фазы ($P_{\text{CO}}/P_{\text{CO}_2}$, $P_{\text{H}_2}/P_{\text{H}_2\text{O}}$ и P_{O_2}) и возможность протекания той или иной реакции.

Исходные координаты точек C , O , H , CO на шкале ΔG° при 0 К получены путем экстраполяции значений $\Delta G^\circ = f(T)$ для газовых реакций на нулевые значения температур.

При окислении чистого железа (например, металлолома) с образованием оксидных фаз, насыщенных оксидом железа FeO , можно принять, что $a_{\text{Fe}} = 1$ и $a_{\text{FeO}} = 1$.

В этом случае равновесие реакции (1) при температуре плавления железа (точка «К» на линии $\Delta G_{(1)}^\circ$) характеризуется параметрами $T = 1535^\circ\text{C}$, $P_{\text{O}_2} \approx 9 \cdot 10^{-9}$ (точка «К'» на шкале P_{O_2}).

Для расплава, содержащего примеси, при оценке возможности протекания реакций окисления – восстановления необходимо учитывать активности компонентов в металлическом и шлаковом расплавах [14].

При небольшом (до 5 %) содержании примесей в металлическом расплаве активность железа при изменении температуры и концентрации примесей меняется незначительно. Так, при $T = 1600\text{ К}$ и изменении концентрации углерода в металле от 3 до 4 % (область гомогенных расплавов) $a_{\text{Fe}} = 0,80 \div 0,73$; при 1800 К и концентрации углерода менее 3 % $a_{\text{Fe}} = 0,99 \div 0,85\%$, а при 1973 К $a_{\text{Fe}} = 1 \div 0,86$ (рис. 2).

Активности оксида железа FeO в оксидных расплавах системы $\text{FeO}-\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}$, соответствующих

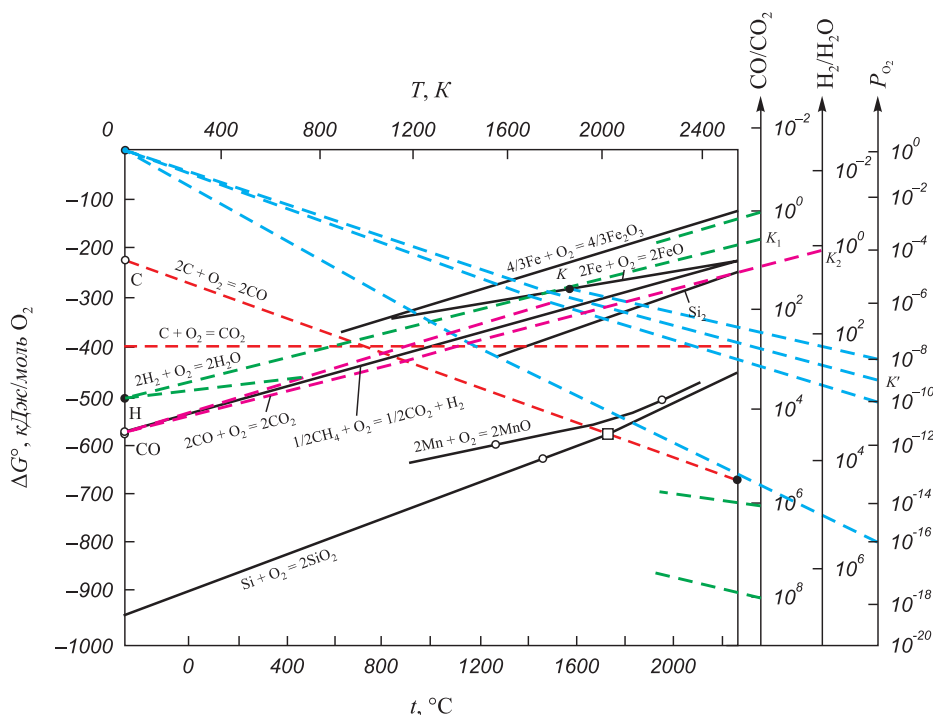


Рис. 1. Диаграмма $\Delta G^\circ = f(T)$ реакций образования оксидов:
 ○ – температура плавления металла; □ – температура плавления оксида

Fig. 1. Diagram $\Delta G^\circ = f(T)$ of reactions of oxides formation:
 ○ – melting point of the metal; □ – melting point of the oxide

по составу конвертерным шлакам, которые содержат 15 – 30 % FeO, 20 – 30 % SiO₂, в зависимости от состава и температуры при 1800 – 1900 К находятся в пределах 0,25 – 0,40 [15 – 17].

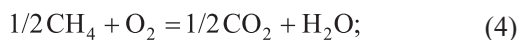
Параметры окисления железа в расплаве, рассчитанные с учетом изменения активностей a_{Fe} и a_{FeO} изменяются незначительно, в основном в области низких (менее 1550 °С) температур.

При окислении железа продуктами окисления метана (H₂O и CO₂) по реакциям (2) и (3) точка К равновесных параметров смещается в K_1 для реакции (2) ($P_{\text{O}_2} = 9 \cdot 10^{-10}$, CO/CO₂ $\cong$ 4) и в K_2 для реакции (3) (H₂/H₂O $\cong$ 1) (рис. 3).

Таким образом, окисление железа возможно кислородом ($P_{\text{O}_2} = 10^{-11} \div 10^{-6}$), менее интенсивное окисление – углекислым газом ($P_{\text{O}_2} = 10^{-4} \div 10^{-2}$). Окисление железа парами воды при температурах конвертерной плавки практически невозможно.

Окисление углерода

Сжигание газокислородного топлива в факеле горелок описывается реакцией



$$\Delta G_{(4)-1600\text{ К}}^\circ = -377,9 \text{ кДж/моль O}_2;$$

$$\Delta G_{(4)-2000\text{ К}}^\circ = -356,0 \text{ кДж/моль O}_2.$$

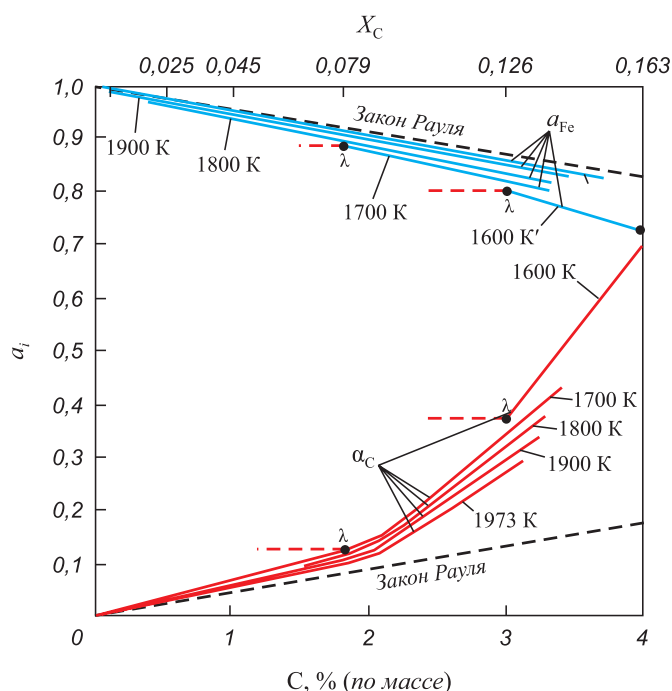


Рис. 2. Зависимость активностей железа и углерода в расплавах Fe – C от температуры и концентрации углерода:

○ – граница двухфазных равновесий $\gamma\text{-Fe} + X_C$ (ликвидус)

Fig. 2. Dependence of iron and carbon activities in Fe – C alloys on temperature and concentration of the carbon:

○ – boundary of two-phase equilibria $\gamma\text{-Fe} + X_C$ (liquidus)

Значение энергии Гиббса для этой реакции меньше, чем для реакции окисления твердого углерода до CO и до CO₂ [18]:



$$\Delta G_{(5)}^\circ = -235\,977 - 168,7T \text{ Дж/моль O}_2;$$



$$\Delta G_{(6)}^\circ = -397\,480 + 0,75T \text{ Дж/моль O}_2;$$

$$\Delta G_{(5)-1800\text{ К}}^\circ = -569,6 \text{ кДж/моль O}_2;$$

$$\Delta G_{(5)-2000\text{ К}}^\circ = -573,4 \text{ кДж/моль O}_2;$$

$$\Delta G_{(6)-1800\text{ К}}^\circ = -396,1 \text{ кДж/моль O}_2;$$

$$\Delta G_{(6)-2000\text{ К}}^\circ = -396,0 \text{ кДж/моль O}_2.$$

Это говорит о том, что присутствие твердого углерода (например, пылеугольного топлива) в факеле горелки может контролировать и интенсифицировать процесс горения, причем наиболее эффективен процесс горения при окислении углерода до CO, то есть при коэффициенте избытка кислорода менее 1,0. При этом равновесные значения P_{O_2} находятся в пределах $10^{-15} \div 10^{-18}$, $P_{\text{CO}}/P_{\text{CO}_2} > 10^4$.

При окислении углерода расплава, когда активность углерода в зависимости от его концентрации в расплаве и температуры изменяется от 0,65 до 0,3 ($C = 4\%$ (по массе), $t = 1200 \div 2000\text{ °C}$) и до 0,01 – 0,001 при $C = 0,1\%$, $t = 1600 \div 1800\text{ °C}$, условия окисления углерода значительно изменяются.

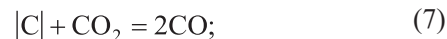
В качестве окислителей углерода расплава могут выступать кислород (фурменная продувка), продукты окисления метана (CO₂ и H₂O) и оксиды железа перекисленного шлака.

При взаимодействии углерода металла с кислородом по реакции (5)

$$K_{(5)} = P_{\text{CO}}^2 a_{\text{C}}^{-2} P_{\text{O}_2}^{-1}.$$

При температурах 1500 – 2000 °С $P_{\text{O}_2} = 10^{-17} \div 10^{-13}$ (рис. 3).

При окислении углерода металла диоксидом углерода по реакции



$$\Delta G_{(7)}^\circ = -170\,780 - 174,56T \text{ Дж/моль O}_2;$$

$$K_{(7)} = \frac{P_{\text{CO}}^2}{P_{\text{CO}_2} a_{|\text{C}|}};$$

$$\Delta G_{(7)1800\text{ К}}^\circ = -485\,024 \text{ Дж/моль O}_2;$$

$$\Delta G_{(7)2000\text{ К}}^\circ = -519\,940 \text{ Дж/моль O}_2.$$

Для начальной стадии плавки (после заливки чугуна) при $T \approx 1600\text{ К}$, $|\text{C}| = 3,2$ (по массе), $a_{\text{C}} = 0,35$, $P_{\text{CO}}/P_{\text{CO}_2} = 3,4 \cdot 10^3$; в конце плавки при $T = 1900\text{ К}$

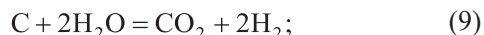
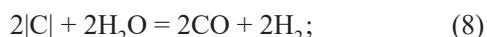


Fig. 3. Parameters of oxidation reactions of elements dissolved in steel:

- - - - lines of equal equilibrium values of CO/CO_2 ; - - - - lines of equal equilibrium values of $\text{H}_2/\text{H}_2\text{O}$; - - - - lines of equal equilibrium values of P_{O_2} ; - - - - and - - - - equilibrium parameters of ΔG_T° of oxidation reactions of x_i (C, Fe, Mn, Si) elements with oxygen, carbon dioxide, water vapor and iron oxide dissolved in the slag (the subscript) is the concentration of the element dissolved in steel, % (by mass) ($\text{Mn}_{(0.01)}$, Mn_s , Mn_1 , Si_1 , $\text{Si}_{(0.05)}$; - - - - P_{Mn} - vapor pressure of manganese; O - melting point of metal; $\square$ - melting point of oxide

$|C| = 0,5$, $a_C = 0,3$, $P_{CO}/P_{CO_2} = 2,5 \cdot 10^4$. Равновесное значение P_{O_2} в начале плавки составляет примерно 10^{-16} , в конце плавки 10^{-11} .

При окислении углерода парами воды по реакциям



$$\Delta G_{(8)1800\text{ К}}^\circ = -245\,768 \text{ Дж/моль } O_2;$$

$$\Delta G_{(8)2000\text{ К}}^\circ = -302\,820 \text{ Дж/моль } O_2;$$

$$\Delta G_{(9)1800\text{ К}}^\circ = -249\,408 \text{ Дж/моль } O_2;$$

$$\Delta G_{(9)2000\text{ К}}^\circ = -277\,150 \text{ Дж/моль } O_2;$$

$$K_{(8)} = \frac{P_{H_2}^2 P_{CO}^2}{P_{H_2O}^2 a_C^2};$$

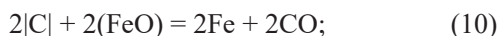
$$K_{(9)} = \frac{P_{H_2}^2 P_{CO_2}^2}{P_{H_2O}^2 a_{|C|}}.$$

Для реакции (8) при $|C| = 3 \%$ и $T = 1800 \text{ К}$ $\Delta G^\circ = -30\,206 \text{ Дж}$, при 2000 К $\Delta G^\circ = -20\,470 \text{ Дж}$; при $C = 1,0 \%$ $\Delta G_{(7)1800}^\circ = -1228 \text{ Дж}$ и $\Delta G_{(7)2000}^\circ = -916,3 \text{ Дж}$ соответственно, а при $|C| = 0,1 \%$ (моль) $\Delta G_{(7)1800}^\circ = -30 \text{ Дж/моль}$ и $\Delta G_{(7)2000}^\circ = -6,1 \text{ Дж/моль}$.

Для реакции (9) (при $|C| = 3 \%$ и $T = 1800 \text{ К}$) $\Delta G_{1800\text{ К}}^\circ = -249\,408 \text{ Дж}$, при 2000 К $\Delta G_{2000\text{ К}}^\circ = -277\,150 \text{ Дж}$; при $|C| = 1 \%$ (по массе) $\Delta G_{2000\text{ К}}^\circ = -14\,966 \text{ Дж}$, а при $|C| = 0,1 \%$ (по массе) ($a_C = 0,005$) $\Delta G_{1800\text{ К}}^\circ = -1247 \text{ Дж}$ и $\Delta G_{2000\text{ К}}^\circ = -2771 \text{ Дж}$.

Таким образом, в условиях плавки окисление углерода металла газообразными окислителями осуществляется преимущественно кислородом, в меньшей степени диоксидом углерода ($P_{O_2(5)} = 10^{-17} \div 10^{-13}$; $P_{O_2(6)} = 10^{-16} \div 10^{-11}$; $CO/CO_2 = 2,5 \cdot 10^4$) и в очень незначительной степени (в основном при низких температурах и высоких концентрациях углерода) парами воды при значениях P_{H_2}/P_{H_2O} менее 10^{-3} .

Окисление углерода оксидами железа шлакового расплава осуществляется по реакциям



$$\Delta G_{(10)1800}^\circ = -193\,184 \text{ Дж};$$

$$\Delta G_{(11)1800}^\circ = -319\,708 \text{ Дж};$$

$$\lg K_{(10)1800} = 5,6;$$

$$\lg K_{(11)1800} = 9,28;$$

$$K_{(10)} = \frac{a_{(Fe)}^2 P_{CO}^2}{a_{(FeO)}^2 a_{|C|}^2};$$

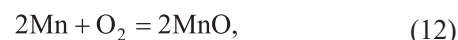
$$K_{(11)} = \frac{a_{(Fe)}^2 P_{CO}}{a_{(FeO)}^2 a_{|C|}}.$$

При $T = 1800 \text{ К}$ и содержании углерода в металле 3% (по массе) ($a_C = 0,8$; $a_{Fe} = 0,32$) равновесные значения P_{CO} и P_{CO_2} должны составлять: $P_{CO(10)1800\text{ К}} = K_{(10)1800\text{ К}} a_C a_{FeO}^\times \times a_{Fe}^{-1} = 7,635$, $P_{CO_2 1800\text{ К}} = K_{(11)1800\text{ К}} a_{FeO}^2 a_C a_{Fe}^{-2} = 4,78 \cdot 10^8$; при $T = 2000 \text{ К}$ ($a_C = 0,25$; $a_{Fe} = 0,81$; $a_{FeO} = 0,4$) $P_{CO(10)2000\text{ К}} = 5,4 \cdot 10^3$; $P_{CO_2 2000\text{ К}} = 2,3 \cdot 10^7$.

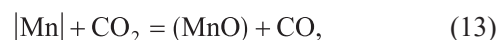
Таким образом окисление углерода оксидами железа переокисленного шлакового расплава протекает преимущественно с образованием CO_2 (по реакции 11), при увеличении температуры концентрация CO в газовой фазе увеличивается.

Окисление марганца

Окисление марганца, растворенного в металле, кислородом может осуществляться по следующим реакциям:



$$K_{(12)} = \frac{a_{MnO}^2}{a_{Mn}^2 P_{O_2}};$$



$$K_{(13)} = \frac{a_{(MnO)} P_{CO}}{a_{(Mn)} P_{CO_2}};$$



$$K_{(14)} = \frac{a_{(MnO)}^2 P_{H_2}^2}{a_{(Mn)}^2 P_{H_2O}^2};$$



$$K_{(15)} = \frac{a_{(MnO)}^2 a_{[Fe]}^2}{a_{(Mn)}^2 a_{(FeO)}^2}.$$

Так как марганец и железо образуют расплавы, близкие по своим термодинамическим характеристикам к идеальным, принимается, что $a_{Mn} = X_{Mn}$.

Активность (a_{MnO}) MnO в шлаковых расплавах системы $CaO-MnO-Al_2O_3-SiO_2$, содержащих $7-12 \%$ MnO [16, 19] при температурах $1550-1650 \text{ }^\circ\text{C}$ составляет $0,02-0,20$.

Принятые для расчета параметров равновесия исходные термодинамические данные и результаты расчетов приведены в табл. 1 и представлены графически на рис. 3.

Из представленных результатов можно заключить, что марганец при отсутствии углерода будет окисляться кислородом преимущественно по отношению к железу при содержании его в стали более 5% (по массе). При низких ($< 2 \%$) содержаниях марганца он окисляется параллельно с железом, при преимущественном окислении последнего.

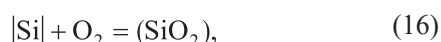
Равновесное содержание кислорода при $T = 1800 \text{ К}$ с $5 \cdot 10^{-15}$ для чистого марганца повышается до $6 \cdot 10^{-6}$ при содержании марганца в стали примерно 1% (по массе) и до $7 \cdot 10^{-5}$ при содержании марганца примерно $0,05 \%$.

При окислении марганца диоксидом углерода CO_2 по реакции (13) значение CO/CO_2 снижается с $2 \cdot 10^3$ (при содержании марганца 100 %) до 0,1 (при содержании марганца 0,05 %). Аналогично, для реакции (14) значение $\text{H}_2/\text{H}_2\text{O}$ снижается с $3 \cdot 10^3$ до 0,02, из чего следует, что окисление марганца диоксидом углерода и парами воды при температурах конвертерной плавки малоэффективно.

Окисление марганца шлаком с высоким (до 30 %) содержанием FeO по реакции (15) маловероятно. При содержании марганца в металле 2 % (по массе) значения $\Delta G_{(14)1873\text{ K}}^\circ = -100$ кДж/моль O_2 , $\Delta G_{2000\text{ K}}^\circ = -112$ кДж/моль O_2 , то есть энергия Гиббса для этой реакции значительно меньше, чем для реакций окисления марганца кислородом, оксидом углерода CO_2 или парами воды. Однако при повышении температуры наблюдается тенденция к повышению значений $\Delta G_{(14)}^\circ$ и при очень высоких (выше 2000 °С) температурах возможность рафинирования металла шлаком может оказаться реальной.

Окисление кремния

Окисление кремния кислородом протекает по реакции [18, 20]



$$\Delta G_{(15)}^\circ = -981\,862 + 188,46T \text{ Дж.}$$

Содержание оксида кремния SiO_2 в кислородноконвертерных шлаках составляет 10 – 25 % (по массе).

Значения a_{SiO_2} при температуре 1873 К находятся в пределах 0,83 – 0,33 [15, 16] (меньшие значения для шлаков с более высокой основностью (до $R > 2$)).

Активность кремния при концентрациях кремния в металле от 2 % (по массе) (в исходных чугунах) до 0,05 % в конце продувки при температурах 1693 – 2643 К находится в пределах от $3,5 \cdot 10^{-4}$ до $1,5 \cdot 10^{-7}$.

Расчет значений P_{O_2} , равновесных с кремнием, растворенным в металле, в соответствии с константой равновесия реакции (16) приведен в табл. 2 и на рис. 3.

Равновесные параметры реакций окисления растворенного в металле кремния диоксидом углерода, парами воды и оксидом железа FeO представлена в табл. 3 и на рис. 3, из которых видно, что кремний окисляется всеми газообразными окислителями (O_2 , CO_2 , H_2O).

Окисление кремния оксидами железа шлакового расплава также может протекать достаточно полно, вплоть до достижения концентрации кремния в металле менее 0,05 % (по массе) $P_{\text{O}_2(14)} = 10^{-4} \div 10^{-10}$.

Т а б л и ц а 1

Исходные термодинамические данные и параметры равновесия реакций окисления марганца

Table 1. Initial thermodynamic data and equilibrium parameters of manganese oxidation reactions

Реакция	Реакции, параметры	Значение параметра при температуре, К, и содержании марганца, %						
		1600			1873		2120	
		100 % Mn	1 % Mn	0,5 % Mn	100 % Mn	1 % Mn	100 % Mn	1 % Mn
	$a_{\text{Mn}} \approx X_{[\text{Mn}]}$	1,0	0,0102	0,051	1,0	0,108	1,0	0,11
	a_{MnO}	1,0	0,035	0,03	1,0	0,09	1,0	0,12
	$a_{(\text{FeO})}$	0	0,33	0,30	0	0,36	0	0,40
12	$2\text{Mn} + \text{O}_2 = 2\text{MnO}$							
	$\Delta G_{(11)}^\circ$, кДж/моль O_2	–565,1			–465,9		–436,3	
	$P_{\text{O}_2(11)}$	$1 \cdot 10^{-15}$	$3,1 \cdot 10^{-7}$	$4,1 \cdot 10^{-6}$			$1 \cdot 10^{-17}$	$1 \cdot 10^{-5}$
13	$\text{Mn} + \text{CO}_2 = \text{MnO} + \text{CO}$							
	$\Delta G_{(12)}^\circ$, кДж/моль O_2	–556,0					–545,0	
	$P_{\text{O}_2(12)}$	$3 \cdot 10^{-9}$	$1 \cdot 10^{-6}$		$4 \cdot 10^{-5}$	$6 \cdot 10^{-5}$	$1 \cdot 10^{-5}$	$1 \cdot 10^{-4}$
	$P_{\text{CO}}/P_{\text{CO}_2}$	$3 \cdot 10^{13}$	$1,75 \cdot 10^{13}$				$3,2 \cdot 10^9$	
14	$2\text{Mn} + 2\text{H}_2\text{O} = 2(\text{MnO}) + 2\text{H}_2$							
	$\Delta G_{(13)}^\circ$, кДж/моль O_2	–224,5					–246,9	
	$P_{\text{O}_2(13)}$		$1 \cdot 10^{-3}$				0,10	~0
	$P_{\text{H}_2}/P_{\text{H}_2\text{O}}$	$2,6 \cdot 10^{-2}$	$6 \cdot 10^{-3}$				0,05	0,15
15	$2\text{Mn} + 2(\text{FeO}) = 2(\text{MnO}) + 2\text{Fe}$							
	$\Delta G_{(14)}^\circ$, кДж/моль O_2	–123,0					–254,0	
	$P_{\text{O}_2(14)}$	$-1 \cdot 10^{-4}$	$-1 \cdot 10^{-3}$				$-1 \cdot 10^{-8}$	$7 \cdot 10^{-6}$

Таблица 2

 Расчет значений P_{O_2} , равновесных с кремнием

 Table 2. Calculation of values of P_{O_2} that are in equilibrium with silicon

Параметр	t, °C, K	$K_{(16)}$	Содержание кремния, % (по массе)				
			2,00	1,00	0,20	0,10	0,05
a_{Si}	1420 °C	$2,82 \cdot 10^{20}$	$4 \cdot 10^{-5}$	$2 \cdot 10^{-5}$	$4 \cdot 10^{-6}$	$2 \cdot 10^{-6}$	$1 \cdot 10^{-6}$
a_{SiO_2}	1600 °C	(1693 K)	0,25	0,30	0,35	0,30	0,25
P_{O_2}	1693 K	$-3,55 \cdot 10^{-21}$	$2,22 \cdot 10^{-17}$	$5,32 \cdot 10^{-17}$	$3,10 \cdot 10^{-16}$	$4,85 \cdot 10^{-16}$	$8,87 \cdot 10^{-16}$
a_{Si}	1600 °C	$3,48 \cdot 10^{17}$	$3,5 \cdot 10^{-4}$	$1,8 \cdot 10^{-4}$	$4,5 \cdot 10^{-6}$	$1,8 \cdot 10^{-6}$	$1,5 \cdot 10^{-7}$
a_{SiO_2}	1600 °C	(1873 K)	0,40	0,35	0,30	0,25	0,20
P_{O_2}	1873 K	$2,88 \cdot 10^{-18}$	$4,00 \cdot 10^{-16}$	$5,61 \cdot 10^{-15}$	$1,15 \cdot 10^{-13}$	$4,01 \cdot 10^{-13}$	$3,85 \cdot 10^{-10}$
a_{Si}	1700 °C	$1,426 \cdot 10^{16}$	$2,5 \cdot 10^{-4}$	$2,0 \cdot 10^{-4}$	$5,5 \cdot 10^{-6}$	$2,0 \cdot 10^{-6}$	$2,0 \cdot 10^{-7}$
a_{SiO_2}	1760 °C	(1973 K)	0,45	0,35	0,20	0,15	0,10
P_{O_2}	1973 K	$7,01 \cdot 10^{-17}$	$1,26 \cdot 10^{-12}$	$1,23 \cdot 10^{-13}$	$2,55 \cdot 10^{-12}$	$5,26 \cdot 10^{-12}$	$3,50 \cdot 10^{-11}$

Таблица 3

 Равновесные параметры реакций окисления кремния диоксидом углерода CO_2 , парами воды и оксидом железа FeO

 Table 3. Equilibrium parameters of the reactions of silicon oxidation with carbon dioxide CO_2 , water vapor and iron oxide FeO

Параметр	Значение параметра при температуре, K, и содержании кремния, %			
	1873		1973	
	100 % Si	1 % Si	100 % Si	1 % Si
(17) $Si + CO_2 = SiO_2 + C$ $\Delta G_{(16)}^\circ$, Дж/моль O_2 $P_{O_2}(16)$	-232 801 $3,12 \cdot 10^6$		-214 030 $4,65 \cdot 10^5$	
(18) $1/2 [Si] + CO_2 = 1/2(SiO_2) + CO$ $\Delta G_{(17)}^\circ$, Дж/моль O_2 $P_{O_2}(17)$	-193 881 $\sim 9 \cdot 10^{-4}$	$3 \cdot 10^{-16}$	-192 731 $\sim 5 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-14}$
(19) $2H_2O + [Si] = (SiO_2) + 2H_2$ $\Delta G_{(18)}^\circ$, Дж/моль O_2 $P_{O_2}(18)$	-696 982 $-2 \cdot 10^{-8}$		-675 344 $9 \cdot 10^{-7}$	
(20) $Si + 2(FeO) = (SiO_2) + 2Fe$ $\Delta G_{(19)}^\circ$, Дж/моль O_2 $P_{O_2}(19)$	-343 954 $1 \cdot 10^{-10}$	-152 359 $3 \cdot 10^{-5}$	-337 618 $6 \cdot 10^{-9}$	-145 388 $9 \cdot 10^{-5}$

Выводы. Выполненный термодинамический анализ физико-химических процессов, протекающих в ванне конвертера при использовании для более интенсивного нагрева газокислородных горелок, показал, что использование факельных горелок изменяет состав газовой фазы, в которой кроме традиционно присутствующих O_2 , CO , CO_2 появляются H_2 , H_2O . Их присутствие изменяет окислительную способность газовой фазы. В качестве универсальной характеристики описания равновесия в системе $Me-O-C$ предложено использовать парциальное давление кислорода P_{O_2} , а также сопутствующие характеристики P_{CO}/P_{CO_2} и P_{H_2}/P_{H_2O} . Окис-

ление железа может осуществляться кислородом и в незначительной степени диоксидом углерода. Водяной пар при температурах 1600 – 2000 K железо практически не окисляет. Окисление растворенного в металле углерода осуществляется достаточно эффективно кислородом и диоксидом углерода до концентрации менее 0,1 % C (по массе). Пар воды является очень плохим окислителем углерода, слабым окислителем марганца и кремния. Интенсивность окисления растворенного в металле углерода кислородом возрастает с повышением температуры, марганца и кремния – понижается. Переокисленный шлак с высоким содержанием FeO

при температурах выше 1800 К может служить окислителем для кремния (до $\text{Si} < 2\%$), марганца ($\text{Mn} < 1\%$), углерода ($\text{C} < 1,5\%$).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Солоненко В.В., Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Якушевич Н.Ф. Термодинамическое обоснование возможности использования высокотемпературных факелов горения для окисления примесей расплава в агрегатах конвертерного типа. Сообщение 1. Термодинамический анализ процессов, протекающих в факеле горения при использовании природного газа // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 7. С. 556 – 564.
2. А.с. 1560566 СССР. Боковая фурма для подогрева лома и дожигания отходящих газов в полости конвертера / А.Г. Чернятевич, Р.С. Айзатулов, Г.С. Гальперин, А.В. Гресс, Е.В. Протопопов, Л.А. Ганзер, Н.Р. Золотухин; заявл. 03.03.1988; опубл. 30.04.1990. Бюл. № 16.
3. Тулин Н.А., Морозов А.Н., Кравцов Н.Ф., Марков Б.Л., Кирсанов А.А. Работа 130-тонных конвертеров с нагревом лома газокислородными горелками // Сталь. 1974. № 5. С. 402, 403.
4. Patent US3479178 A. Method of preheating and charging scrap to a BOF / James J. Bowden. 24.05.1966.
5. Нугуманов Р.Ф., Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г. Перспективные технологии предварительного подогрева лома в полости конвертера // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 2. С. 63 – 66.
6. Heikki J. Experiences in Physicochemical Modelling of Oxygen Converter Process (BOF), Shon International Symposium Advanced Processing of Metals and Materials – Thermo and Physicochemical Principles // Iron and Steel Making. 2006. Vol. 2. P. 541 – 554.
7. Trentini B. Scrap consumption in the oxygen converter // Steel Times. 1985. No. 12. P. 608 – 610.
8. Протопопов Е.В., Лаврик А.Н., Ганзер Л.А. Математическая модель гидродинамики и переноса газа в газшлаковой и газометаллической фазах в конвертере при комбинированной продувке // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. 2001. № 10. С. 45 – 54.
9. Kubisek K., Froberg M.G. Hydrodynamische Modelluntersuchungen zum bodenblasender Converter. // Arch. Eisenhüttenw. 1981. Bd. 52. No. 1. S. 7 – 14.
10. Баптизмандский В.И., Борисов Ю.Н., Лонский А.М., Трубакин В.И., Махницкий В.А., Булавка О.А. Волнообразование в конвертере при комбинированной продувке // Изв. вуз. Черная металлургия. 1987. № 8. С. 21 – 24.
11. Chatterjee A. On some aspects of supersonic jets of interest in LD Steelmaking // Iron and Steel. 1972. Vol. 45. No. 6. P. 627 – 634.
12. Klein H., Liesch I., Iso H., Goedert F. Scrap ratio increase by coal injection in the BOF // Steelmaking Proceedings. 1983. Vol. 68. P. 129 – 136.
13. Goedert F., Klein H., Henrion R. et al. The ALCI Technology ARBED lance Coal Injection // Fochberichte Hüttenpraxis Metallweiterverarbeitung. 1986. Vol. 24. No. 4. P. 214 – 219.
14. Зайцев А.И., Могутнов Б.М., Шахназов Е.Х. Физическая химия металлургических шлаков. – М.: Интерконтакт наука, 2008. – 351 с.
15. John F. Elliott, Molly Gleiser. Thermochemistry for steelmaking. Reading, Mass. – Addison-Wesley Pub, 1960. – 296 p.
16. Атлас шлаков: справ. изд. / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1985. – 308 с.
17. Белов Н.А. Диаграммы состояния тройных и четверных систем: Учебное пособие для вузов. – М.: МИСИС, 2007. – 360 с.
18. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Т. 1 – 6 / Под ред. В.П. Глушко. – М.: Наука, 1979 – 1982. – 1620 с.
19. Толстогузов Н.В. Теоретические основы и технология плавки кремнистых и марганцевых сплавов. – М.: Металлургия, 1992. – 239 с.
20. Turkdogan E.T. Physical Chemistry of High Temperature Technology. – Academic Press, 1980. – 447 p.

Поступила 31 июля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 10, pp. 811–819.

THERMODYNAMIC JUSTIFICATION OF OPPORTUNITY OF USING HIGH-TEMPERATURE COMBUSTION FLANKS FOR OXIDATION OF MELT IMPURITIES IN AGGREGATES OF CONVERTER TYPE.

REPORT 2. INTERACTION OF THE FLANK WITH METAL AND SLAG IN THE CONVERTER BATH

V.V. Solonenko, E.V. Protopopov, S.V. Feiler, M.V. Temlyantsev, N.F. Yakushevich

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. A thermodynamic analysis of the physicochemical processes taking place in the converter bath using gas-oxygen burners for intensive bath heating was performed. In the working space of the unit, when the combustion flanks interact with the converter bath, the oxygen supplied by the burners and the natural gas, as well as the oxygen supplied through the tuyere, react in a bubbling slag and metallic emulsion, as a result of which iron and impurities are oxidized. It is established that the use of flank burners changes the composition of the gas phase in which in H_2 and H_2O , changing the oxidizing ability of the gas phase, are found in addition to O_2 , CO , CO_2 . The presence of solid carbon (for example, pulverized coal fuel) in the flank burner can control and intensify the burning process. The burning process is the most efficient in the oxidation of carbon to CO with the excess oxygen factor less than 1.0. During melt carbon oxidation at a change in the carbon activity depending on its concentration in the melt and

temperature, the oxidation conditions of carbon also change. As a universal characteristic of the description of $\text{Me}-\text{O}-\text{C}$ system equilibrium it is proposed to use the oxygen partial pressure P_{O_2} , as well as the accompanying characteristics $P_{\text{CO}}/P_{\text{CO}_2}$ and $P_{\text{H}_2}/P_{\text{H}_2\text{O}}$. It is determined that the oxidation of iron can be carried out by oxygen to insignificant degree with carbon dioxide, while water vapor at temperatures of 1600 – 2000 K practically does not oxidize iron. Oxidation of carbon dissolved in the metal is carried out quite efficiently with oxygen and carbon dioxide to the concentration less than 0.1 %. The water vapor is a very poor carbon oxidant, a weak oxidant of manganese and silicon. The intensity of oxidation of oxygen dissolved in the metal of carbon increases with the increase of temperature, of silicon and manganese – decreases. The reoxidized slag with a high content of FeO oxide at temperatures above 1800 K can serve as an oxidizer for: silicon (up to $\text{Si} < 2\%$), manganese ($\text{Mn} < 1\%$), carbon ($\text{C} < 1.5\%$).

Keywords: converter, gas-oxygen flame, methane, hydrocarbons, steel, blowing, thermodynamic analysis.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-811-819

REFERENCES

1. Solonenko V.V., Protopopov E.V., Feiler S.V., Yakushevich N.F. Thermodynamic justification of opportunity of using high-temperature combustion flanks for oxidation of melt impurities in aggregates of converter type. Report 1. Thermodynamic analysis of the processes in combustion flame when using natural gas. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 7, pp. 556–564. (In Russ.).
2. Chernyatevich A.G., Aizatulov R.S., Gal'perin G.S., Gress A.V., Protopopov E.V., Ganzer L.A., Zolotukhin N.R. *Bokovaya furma dlya podogreva loma i dozhiganiya otkhodyashchikh gazov v polosti konvertora* [Side lance for scrap preheating and afterburning of waste gases in the converter cavity]. Certificate of authorship USSR no. 1560566. *Byulleten' izobretenii*. 1990, no. 16. (In Russ.).
3. Tulin N.A., Morozov A.N., Kravtsov N.F., Markov B.L., Kirsanov A.A. Operation of 130t oxygen furnaces with preheating of the scrap by gas-oxygen burners. *Steel USSR*. 1974, vol. 4, no. 5, pp. 356–358.
4. Bowden J.J. *Method of preheating and charging scrap to a BOF*. Patent US no. 3479178 A. 24.05.1966.
5. Nugumanov R.F., Protopopov E.V., Chernyatevich A.G. Prospective technologies for preheating scrap in the cavity of the converter. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 2, pp. 63–66. (In Russ.).
6. Heikki J. Experiences in physicochemical modelling of oxygen converter process (BOF), Shon International Symposium Advanced Processing of Metals and Materials – Thermo and Physicochemical Principles. *Iron and Steel Making*. 2006, vol. 2, pp. 541–554.
7. Trentini B. Scrap consumption in the oxygen converter. *Steel Times*. 1985, no. 12, pp. 608–610.
8. Protopopov E.V., Lavrik A.N., Ganzer L.A. Mathematical model of hydrodynamics and gas transport in gas-slag and gas-metal phases in a converter with combined blowing. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sektsii Rossiiskoi akademii estestvennykh nauk. Otdelenie metallurgii*. 2001, no. 10, pp. 45–54. (In Russ.).
9. Kubisek K., Froberg M.G. Hydrodynamische Modelluntersuchungen zum bodenblasender Converter. *Arch. Eisenhüttenw.* 1981, bd. 52, no. 1, pp. 7–14.
10. Baptizanskii V.I., Borisov Yu.N., Lonskii A.M., Trubavin V.I., Makhnitskii V.A., Bulavka O.A. Wave formation in the converter with a combined blowing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1987, no. 8, pp. 21–24. (In Russ.).
11. Chatterjee A. On some aspects of supersonic jets of interest in LD Steelmaking. *Iron and Steel*. 1972, vol. 45, no. 6, pp. 627–634.
12. Klein H., Liesch I., Iso H., Nakamura K. Scrap ratio increase by coal injection in the BOF. *Steelmaking Proceedings*. 1983, vol. 68, pp. 129–136.
13. Goedert F., Klein H., Henrion R. etc. The ALCI Technology: ARBED lance coal injection. *Fachberichte Hüttenpraxis Metallweiterverarbeitung*. 1986, vol. 24, no. 4, pp. 214–219.
14. Zaitsev A.I., Mogutnov B.M., Shakhpazov E.Kh. *Fizicheskaya khimiya metallurgicheskikh shlakov* [Physical chemistry of metallurgical slags]. Moscow: Interkontakt nauka, 2008, 351 p. (In Russ.).
15. John F. Elliott, Molly Gleiser. *Thermochemistry for steelmaking*. Reading, Mass., Addison-Wesley Inc., 1960, 296 p.
16. *Schlackenatlas*. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Verlag Stahleisen, 1981, 282 p. (Russ. ed.: *Atlas shlakov. Sprav.* Moscow: Metallurgiya, 1985, 208 p.).
17. Belov N.A. *Diagrammy sostoyaniya troinykh i chetvernykh sistem: uchebnoe posobie dlya vuzov* [State diagrams of triple and quad systems: Textbook for universities]. Moscow: MISIS, 2007, 360 p. (In Russ.).
18. *Termodinamicheskie svoystva individual'nykh veshchestv. T. 1 – 6* [Thermodynamic properties of individual substances. Vols. 1 – 6]. Glushko V.P. ed. Moscow: Nauka, 1979 – 1982, 1620 p. (In Russ.).
19. Tolstoguzov N.V. *Teoreticheskie osnovy i tekhnologiya plavki kremnistykh i margantsevykh splavov* [Theoretical bases and technology of melting of siliceous and manganese alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1992, 239 p. (In Russ.).
20. Turkdogan E.T. *Physical chemistry of high temperature technology*. Academic Press, 1980, 447 p.

Information about the authors:

V.V. Solonenko, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Ferrous Metallurgy (mchmsis@mail.ru)
E.V. Protopopov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy (protopopov@sibsiu.ru)
S.V. Feiler, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair of Ferrous Metallurgy (feylersv@gmail.com)
M.V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Power and Ecology” (uchebn_otdel@sibsiu.ru)
N.F. Yakushevich, Dr. Sci. (Eng.), Professor-Consultant of the Chair “Non-ferrous Metallurgy and Chemical Engineering” (kafcmetsibsiu.ru)

Received July 31, 2017

УДК 669.187.28:539.55

ИЗУЧЕНИЕ ВЯЗКОСТИ ШЛАКОВ СИСТЕМЫ $\text{CaO-SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3\text{-25 \% Al}_2\text{O}_3\text{-8 \% MgO}^*$

Бабенко А.А.^{1,2}, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории пирометаллургии
цветных металлов (babenko@gmail.com)

Жучков В.И.^{1,2}, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник

Уполовникова А.Г.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (upol.ru@mail.ru)

Кель И.Н.¹, младший научный сотрудник

¹ Институт металлургии УрО РАН

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

² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина

(620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 28)

Аннотация. Исследование влияния содержания оксида B_2O_3 и основности шлака на вязкость системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$, содержащей 25 % Al_2O_3 и 8 % MgO (здесь и далее указаны проценты по массе), было выполнено с использованием симплекс-решетчатого метода планирования эксперимента, который позволяет получать математические модели, описывающие зависимость свойства от состава в виде непрерывной функции. Синтетические шлаки, соответствующие по составу вершинам изучаемого симплекса, выплавляли в графитовых тиглях из предварительно прокаленных оксидов марки ЧДА. Составы шлаков, соответствующие остальным точкам плана локального симплекса, получали встречной шихтовкой шлаков вершин симплексов. Вязкость шлаков измеряли в молибденовых тиглях с помощью электровибрационного вискозиметра в токе аргона при непрерывном охлаждении расплава от гомогенно-жидкого до твердого состояния. Используя экспериментальные данные, построили математические модели, описывающие связь температуры заданной вязкости с составом оксидной системы. Затем совмещением полученных диаграмм состав – температура заданной вязкости на изотермический разрез диаграммы состав – вязкость получили совокупность изолиний вязкости. Обобщение результатов математического моделирования и графического отображения на изотермическом разрезе диаграммы состав – вязкость позволило получить новые данные о вязкости оксидной системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$, содержащей 25 % Al_2O_3 и 8 % MgO в интервале основности от 2 до 5 и содержания 1 – 10 % B_2O_3 . Шлаки изучаемой оксидной системы в интервале температур 1400 – 1500 °С характеризуются низкой вязкостью. При температуре 1400 °С вязкость шлаков основностью 2,0 – 2,5, содержащих 7 – 10 % B_2O_3 , не превышает 3 – 4 Пз. Смещение шлаков в область основности 3 – 5 сопровождается при снижении содержания оксида B_2O_3 до 2 – 6 % повышением вязкости шлаков до 12 Пз. Увеличение температуры до 1450 °С приводит к значительному снижению вязкости шлаков, которая в области основности 2 – 3 даже при содержании 4 % B_2O_3 не превышает 4 Пз и увеличивается до 6 Пз в области основности 3 – 5 и содержании 1 – 3 % B_2O_3 . При температуре 1500 °С вязкость шлаков в области основности 3 – 5 при содержании 1 – 4 % B_2O_3 не превышает 4 Пз.

Ключевые слова: борсодержащие шлаки, основность, вязкость, планирование эксперимента, диаграммы состав – вязкость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-820-825

Актуальность проблемы повышения качества готовой металлопродукции очевидна. Одним из факторов, регулирующих качественные показатели литых сплавов, является содержание серы в металле, снижение концентрации которой до 0,005 – 0,010 % позволяет уменьшить отсортировку заготовок по поверхностным дефектам (трещинам) в 5 – 10 раз и повысить производительность МНЛЗ за счет увеличения скорости разлива на 5 – 10 % без ухудшения микроструктуры литой заготовки [1].

Возможность глубокой десульфурации металла под высокоосновными шлаками определяется не только высокой химической активностью компонентов оксидной системы, но и обеспечением благоприятных кинетических условий перехода серы из металла в объем шлака. Кинетика процесса во многом зависит от вязкости ра-

финировочных шлаков, так как скорость диффузии компонентов шлака в первом приближении обратно пропорциональна его вязкости [2, 3].

Для обеспечения низкого содержания серы в стали процесс десульфурации металла осуществляют в сталеразливочных ковшах под шлаками системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ с добавлением плавикового шпата [1, 3 – 11]. Однако экологическая вредность плавикового шпата в совокупности с формированием самораспадающихся шлаков значительно усугубляют экологическую обстановку. Для формирования жидкоподвижных высокоосновных шлаков часто взамен плавикового шпата используется оксид B_2O_3 [4, 12 – 14].

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния оксида бора и основности шлака на вязкость системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$, содержащей 25 % Al_2O_3 и 8 % MgO . Шлаки исследуемой системы характеризуются высокими рафинирующими свойствами

* Исследование выполнено за счет гранта РФФИ (проект № 16-08-00185).

ми [4, 19, 20] и могут быть рекомендованы для их формирования на установке ковш-печь.

Рассмотрена оксидная система $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3$, содержащая 25 % Al_2O_3 и 8 % MgO . Для исследования влияния основности и содержания оксида B_2O_3 в шлаке на вязкость использовали симплекс-решетчатый метод планирования эксперимента, который позволяет получать математические модели, описывающие зависимость свойства от состава в виде непрерывной функции [15 – 18]. При построении матрицы планирования эксперимента на переменные составляющие исследуемой оксидной системы наложены ограничения: $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 2 - 5$; $\text{B}_2\text{O}_3 = 1 - 10$ %; $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25$ %; $\text{MgO} = 8$ %. Математическая модель, описывающая связь температуры заданной вязкости с составом оксидной системы, была выбрана в виде приведенного полинома III степени.

Область варьирования составом шлака в системе $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-25\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$ представлена в виде симплекса двумя концентрационными треугольниками $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3$, вершинами которого являются псевдокомпоненты Y_1, Y_2, Y_3 и Y_4 (рис. 1).

При планировании эксперимента концентрации псевдокомпонентов изучаемой оксидной системы выражаются в долях единицы, а исходных компонентов – в массовых процентах [15]. В табл. 1 приводится состав

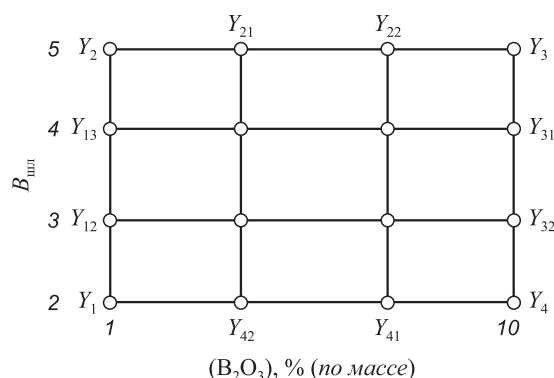


Рис. 1. План локального симплекса

Fig. 1. Plan of the local simplex

шлаков в вершинах симплекса, выраженный в координатах псевдокомпонентов и исходных компонентов.

Синтетические шлаки, соответствующие по составу вершинам $Y_1 - Y_4$ изучаемого симплекса, выплавляли в графитовых тиглях из предварительно прокаленных в течение двух-трех часов при температуре 900 °C (B_2O_3 при температуре 100 °C) оксидов марки ЧДА. Компоненты шлака перед загрузкой в тигель тщательно перемешивали. После расплавления шлак перемешивали в течение 0,5 ч с целью гомогенизации расплава. Экспериментальные составы шлаков, соответствующие остальным точкам плана локального симплекса ($Y_{12} \dots Y_{132}$), получали встречной шихтовкой шлаков вершин симплекса.

Вязкость шлаков измеряли в молибденовых тиглях с помощью электровибрационного вискозиметра в токе аргона при непрерывном охлаждении расплава от гомогенно-жидкого до твердого состояния. В качестве измерительного шпинделя применяли молибденовый стержень диам. 1,5 мм. Температуру шлака фиксировали с помощью термопары ПР 30/6. Химические составы получаемых шлаков в координатах псевдокомпонентов (в долях единицы) и исходных компонентов (в % по массе), а также значения вязкости при температурах 1400, 1500 и 1550 °C приведены в матрице планирования (табл. 2).

Для каждого значения вязкости в точках плана локального симплекса были получены математические модели в виде приведенного полинома III степени, адекватные при уровне значимости $\alpha = 0,05$, описывающие зависимость температуры заданной вязкости от состава шлака. Коэффициенты полиномов были рассчитаны по формулам, приведенным в работе [15]. Ниже в качестве примера приведена математическая модель зависимости температуры от состава шлака при постоянной вязкости 2 Пз для трехкомпонентной системы $Y_1 Y_2 Y_3$ (см. рис. 1):

$$T = 1500X_1 + 1680X_2 + 1520X_3 - 22,5X_1X_2 + \\ + 135X_1X_3 - 22,5X_2X_3 - 67,5X_1X_2(X_1 - X_2) + \\ + 180X_1X_3(X_1 - X_3) + 247,5X_2X_3(X_2 - X_3) + 630X_1X_2X_3,$$

Таблица 1

Состав шлака

Table 1. Slag composition

Индекс шлака	Состав шлака в координатах псевдокомпонентов, дол.ед.				Состав шлака в координатах исходных компонентов, % (по массе)				
	X_1	X_2	X_3	X_4	CaO	SiO_2	Al_2O_3	MgO	B_2O_3
Y_1	1	0	0	0	44	22	25	8	1
Y_2	0	1	0	0	55	11	25	8	1
Y_3	0	0	1	0	47,5	9,5	25	8	10
Y_4	0	0	0	1	38	19	25	8	10

Таблица 2

Матрица планирования

Table 2. Planning matrix

№ смеси	Индекс шлака	В координатах псевдокомпонентов				Химический состав шлака, %, (по массе)					Вязкость, Пз, при T, °C			
		X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	CaO	SiO ₂	B ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	MgO	1400	1450	1500	1550
1	Y ₁	1	0	0	0	44,1	21,9	1	25	8	4,6	3,0	2,1	1,5
2	Y ₂	0	1	0	0	54,9	11,1	1	25	8	25	8,0	5,1	3,8
3	Y ₃	0	0	1	0	47,5	9,5	10	25	8	5,0	4,0	2,3	1,7
4	Y ₄	0	0	0	1	38,1	18,9	10	25	8	2,0	1,1	0,7	0,6
5	Y ₁₂	0,67	0,33	0	0	49,4	16,6	1	25	8	8,9	4,0	3,0	2,0
6	Y ₁₃	0,33	0,67	0	0	53,0	13,0	1	25	8	15,7	6,0	4,0	3,0
7	Y ₂₁	0	0,67	0,33	0	52,4	10,6	4	25	8	14,7	5,6	4,0	3,2
8	Y ₂₂	0	0,33	0,67	0	50,0	10,0	7	25	8	10,6	5,1	3,3	2,0
9	Y ₃₁	0	0	0,67	0,33	45,8	11,2	10	25	8	6,0	3,0	2,0	1,5
10	Y ₃₂	0	0	0,33	0,67	42,8	14,2	10	25	8	3,4	2,0	1,4	1,0
11	Y ₄₁	0,33	0	0	0,67	40,0	20,0	7	25	8	3,0	1,7	1,1	0,8
12	Y ₄₂	0,67	0	0	0,33	42,0	21,0	4	25	8	3,6	2,0	1,5	1,2
13	Y ₁₂₁	0,67	0	0,33	0	47,2	15,8	4	25	8	7,0	3,0	2,2	2,0
14	Y ₁₂₂	0,33	0	0,33	0,33	44,9	15,1	7	25	8	5,3	2,6	1,7	1,3
15	Y ₁₃₁	0,33	0,33	0,33	0	50,3	12,7	4	25	8	12,2	5,2	3,4	2,6
16	Y ₁₃₂	0,33	0	0,67	0	48,0	12,0	7	25	8	7,3	4,5	2,7	1,8

где X₁, X₂ и X₃ – состав шлака, выраженный в долях единицы.

Графическое изображение результатов математического моделирования проводили в два этапа. На первом этапе для каждого значения вязкости строили диаграммы, в которых изображались изотермы линий заданной постоянной вязкости. На рис. 2 в качестве примера приведен разрез диаграммы изотерм постоянной вязкости 2 Пз шлака системы CaO–SiO₂–B₂O₃, содержащего 8 % MgO и 25 % Al₂O₃. Затем путем совмещения соответствующих изотерм, снимаемых со всех диаграмм постоянной вязкости, получали диаграммы состав – вязкость для исследуемого диапазона температур (рис. 3, а – в).

Обобщение экспериментальных данных и их графическое отображение на диаграммах состав – вязкость позволило впервые количественно оценить для исследуемой оксидной системы CaO–SiO₂–B₂O₃–25 % Al₂O₃–8 % MgO влияние температуры и химического состава шлака на его вязкость.

Присутствие оксида B₂O₃ в шлаках изучаемой оксидной системы обеспечивает в интервале температур 1400 – 1500 °C достаточно низкую вязкость. При температуре 1400 °C вязкость шлаков основностью 2,0 – 2,5, содержащих 7 – 10 % B₂O₃, изменяется в пределах 3 – 4 Пз. Рост основности шлака до 3 – 5 при фиксированном содержании B₂O₃ на уровне 7 – 10 %

сопровождается увеличением вязкости шлаков до 8 Пз и достигает 12 Пз при снижении содержания B₂O₃ до 2 – 6 % (рис. 3, а).

Увеличение температуры до 1450 °C и фиксированной основности 3 – 5 сопровождается значительным снижением вязкости, которая не превышает 5 Пз при

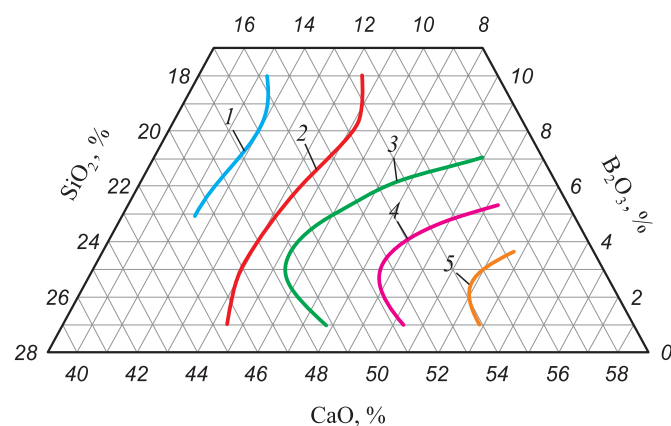


Рис.2. Диаграмма температур заданной вязкости 2 Пз шлаков системы CaO–SiO₂–B₂O₃, содержащих 8 % MgO и 25 % Al₂O₃, °C: 1 – 1450; 2 – 1500; 3 – 1550; 4 – 1600; 5 – 1650

Fig. 2. Temperature diagram of the given viscosity of 2 Ps of slags of CaO–SiO₂–B₂O₃ system containing 8 % of MgO and 25 % of Al₂O₃ at °C: 1 – 1450; 2 – 1500; 3 – 1550; 4 – 1600; 5 – 1650

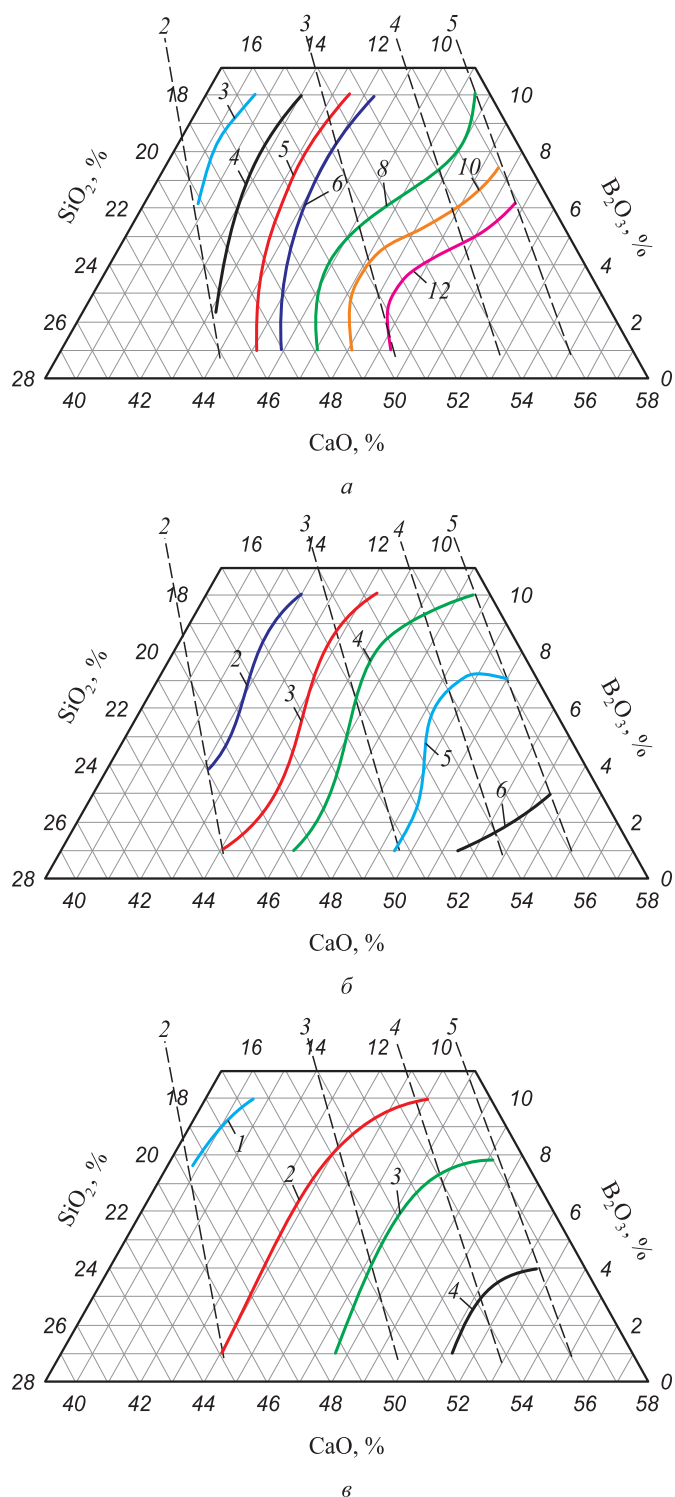


Рис.3. Диаграмма вязкостей шлаков системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3$, содержащих 8 % MgO и 25 % Al_2O_3 при 1400 °C (а), 1450 °C (б) и 1500 °C (в) (сплошные линии – вязкость, Пз; штриховые – линии равной основности)

Fig.3. The viscosities diagram of the slag of $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3$ system containing 8 % of MgO and 25 % of Al_2O_3 at 1400 °C (a), 1450 °C (b) and 1500 °C (c) (solid lines – viscosity, P, dashed lines – equal basicity)

содержании 1 – 7 % B_2O_3 . При увеличении концентрации B_2O_3 до 8 – 10 % вязкость шлаков в области основности 3 – 5 не превышает 3 – 4 Пз (рис. 3, б).

При температуре 1500 °C вязкость шлаков при фиксированных значениях основности 3 – 5 и содержании 8 – 10 % B_2O_3 уже не превышает 2 Пз и увеличивается до 4 Пз в диапазоне основности 4 – 5 и содержании 1 – 4 % B_2O_3 (рис. 3, в).

Выводы. Экспериментальные исследования в совокупности с математическим методом симплексных решеток планирования позволили с минимальными (16 опытов) затратами получить новые данные о вязкости шлаков системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3$, содержащей 25 % Al_2O_3 и 8 % MgO в широком диапазоне химического состава и температур. На диаграммах состав – вязкость шлаки основностью 2,0 – 5,0, содержащие 1 – 10 % B_2O_3 , 25 % Al_2O_3 и 8 % MgO , характеризуются высокой жидкоподвижностью. Шлаки основностью 3 – 5, содержащие не более 4 % B_2O_3 , характеризуются в диапазоне температур 1450 – 1500 °C низкой вязкостью, не превышающей 4 – 6 Пз, обладают высокими рафинирующими свойствами [4, 19, 20] и могут быть рекомендованы для формирования на установках ковше-печь.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чумаков С.М., Ламухин А.М., Зинченко С.Д. и др. Концепция производства низкосернистых сталей на ОАО «Северсталь» с учетом технологических аспектов: Труды VI конгресса сталеплавателей. – М.: АО «Черметинформация», 2001. С. 63 – 66.
2. Попель С.И. Теория металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1986. – 463 с.
3. Соколов Г.А. Внепечное рафинирование стали. – М.: Металлургия, 1977. – 208 с.
4. Hongming W., Tingwang Z., Hua Z. Effect of B_2O_3 on Melting Temperature, Viscosity and Desulfurization Capacity of CaO -based Refining Flux// ISIJ International. 2011. Vol. 51. № 5. Pp. 702 – 708.
5. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Производство стали. Т. 1. Процессы выплавки, внепечной обработки и непрерывной разливки. – М.: Теплотехник, 2008. – 528 с.
6. Курпас В.И., Крупман Л.И., Бродский С.С. Усовершенствованная технология внепечного рафинирования стали: Сб. науч.-тех. статей из журнала «Сталь». – М.: Металлургия, 1987. С. 61 – 64.
7. Takahashi D., Kamo M., Kurose Y., Nomura H. Deep steel desulphurisation technology in ladle furnace at KSC// Ironmaking and Steelmaking. 2003. Vol. 30. No. 2. Pp. 116 – 119.
8. Iwamasa P.K. and Fruehan R. J. Formation and behaviour of Mn containing oxysulphide inclusions during desulphurisation, deoxidation and alloying// Metall. Mater. Trans. 1997. B. 28. P. 47.
9. Yan P., Guo X., Huang S., Dyck J., Guo M., Blanpain B. Desulphurisation of Stainless Steel by Using $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ Based Slags during Secondary Metallurgy// ISIJ International. Vol. 53 (2013). No. 3. Pp. 459 – 467.
10. Gaye H. and Lehmann J. Modeling and prediction of reactions involving metals, slags and fluxes. VII International Conference on Molten Slags Fluxes and Salts, The South African Institute of Mining and Metallurgy, 2004. Pp. 619 – 624.
11. Hui-xiang Yu, Xin-hua Wang, Mao Wang, Wan-jun Wang Desulfurization ability of refining slag with medium basicity// Int. J. Miner. Metall. Mater. 2014. Vol. 21. No. 12. Pp. 1160 – 1166.
12. Акбердин А.А., Киреева Г.М., Медведовская И.А. Влияние B_2O_3 на вязкость шлаков системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ // Изв. АН СССР. Металлы. 1986. № 3. С. 55, 56.
13. Wang, H., Li G., Dai R. CAS-OB: refining slag modification with $\text{B}_2\text{O}_3-\text{CaO}$ and CaF_2-CaO // Ironmaking and Steelmaking. 2007. Vol. 34. No. 4. С. 350 – 353.

14. Бабенко А.А., Истомин С.А., Протопопов Е.В., Сычев А.В., Рябов В.В. Вязкость шлаков системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{MgO}-\text{B}_2\text{O}_3$ // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 2. С. 41–43.
15. Ким В.А., Акбердин А.А., Куликов И.С. и др. Использование метода симплексных решеток для построения диаграмм типа состав – вязкость // Изв. вуз. Черная металлургия. 1980. № 9. С. 167.
16. Планирование эксперимента при исследовании физико-химических свойств металлургических шлаков: Методическое пособие / Ким В.А., Николай Э.И., Акбердин А.А., Куликов И.С. – Алма-Ата: Наука, 1989. – 116 с.
17. Уполовникова А.Г., Бабенко А.А. Термодинамическое моделирование процессов восстановления бора из боросодержащих шлаков // Бутлеровские сообщения. 2016. Т. 48. № 10. С. 114–118.
18. Бабенко А.А., Жучков В.И., Смирнов Л.А., Сычев А.В., Уполовникова А.Г. Использование метода симплексных решеток

для построения диаграмм состав – вязкость шлаков системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{MgO}-\text{B}_2\text{O}_3$ // Бутлеровские сообщения. 2016. Т. 48. № 11. С. 40–44.

19. Бабенко А.А., Жучков В.И., Смирнов Л.А. и др. Исследование и разработка комплексной технологии производства низкоуглеродистой боросодержащей стали с низким содержанием серы // Сталь. 2015. № 11. С. 48–50.
20. Бабенко А.А., Смирнов Л.А., Жучков В.И. и др. Отработка технологии глубокой десульфурации металла и микролигирования стали бором на УКП под шлаками системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{MgO}-\text{B}_2\text{O}_3$: Сборник трудов XIII Международного конгресса сталеплавыльщиков. – М. – Полевской: изд. «Ассоциация сталеплавыльщиков», 2014. С. 174–177.

Поступила 7 июля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 10, pp. 820–825.

STUDY OF THE VISCOSITY OF SLAGS OF $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-25\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$ SYSTEM

Babenko A.A.^{1,2}, Zhuchkov V.I.^{1,2}, Upolovnikova A.G.¹, Kel' I.N.¹

¹Institute of Metallurgy UB RAS, Ekaterinburg, Russia

²Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The effect of the B_2O_3 content and the slag basicity on the viscosity of the $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3$ system containing 25 % Al_2O_3 and 8 % MgO was studied using a simplex-lattice method of experiment planning that allows obtaining mathematical models describing the dependence of the property on the composition as a continuous function. Synthetic slags, corresponding to the composition of simplex under study, were smelted in graphite crucibles from pre-calcined oxides. The composition of slags, corresponding to the remaining points of the local simplex plan, was obtained by counter-packing the slags of simplexes. The viscosity of the slag was measured in molybdenum crucibles by means of an electroviscometer in an argon flow with continuous cooling of the melt from a homogeneous-liquid to a solid state. Mathematical models were constructed that describe the relationship between the temperature of a given viscosity and the composition of the oxide system using experimental data. Then, a set of viscosity isolines was obtained by combining the obtained composition-temperature diagrams of the given viscosity with the isothermal section of the composition-viscosity diagram. The generalization of mathematical modeling results and graphical imaging on the isothermal profile of the composition-viscosity diagram made it possible to obtain new data on the viscosity of the $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3$ oxide system containing 25 % Al_2O_3 and 8 % MgO in the basic 2–5 range and 1–10 % B_2O_3 content. The slags of the oxide system under study in the temperature range of 1400–1500 °C are characterized by low viscosity. At a temperature of 1400 °C, the viscosity of slag with basicity 2.0–2.5, containing 7–10 % B_2O_3 does not exceed 3–4 Ps. The displacement of the slag into the basicity of 3–5 is accompanied by a decrease in B_2O_3 content to 2–6 % by increasing the slag viscosity to 12 Ps. An increase in temperature to 1450 °C leads to a significant decrease in the viscosity of slags with basicity of 2–3, even for slag with B_2O_3 content of 4 %, it does not exceed 4 Ps and increases to 6 Ps in the basicity of 3–5 and B_2O_3 content of 1–3 %. The slag viscosity in the basicity of 3–5 at B_2O_3 content of 1–4 % does not exceed 4 Ps at a temperature of 1500 °C.

Keywords: boron containing slags, basicity, viscosity, experimental planning, composition-viscosity diagrams.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-820-825

REFERENCES

1. Chumakov S.M., Lamukhin A.M., Zinchenko S.D. Concept of production of low-sulfur steels at OAO Severstal, taking into account the technological aspects. In: *Trudy VI kongressa staleplavil'shchikov* [Proceedings of the Sixth Congress of Steelmakers]. Moscow: AO "Chermetinformatsiya", 2001, pp. 63–66. (In Russ.).
2. Popel' S.I. *Teoriya metallurgicheskikh protsessov* [Theory of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 463 p. (In Russ.).
3. Sokolov G.A. *Vnepechnoe rafinirovaniye stali* [Out-of-furnace refining of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 208 p. (In Russ.).
4. Hongming W., Tingwang Z., Hua Z. Effect of B_2O_3 on melting temperature, viscosity and desulfurization capacity of CaO – based refining flux. *ISIJ International*. 2011, vol. 51, no. 5, pp. 702–708.
5. Dyudkin D.A., Kisilenko V.V. *Proizvodstvo stali. Tom 1. Protessy vyplavki, vnepechnoi obrabotki i nepreryvnoi razlivki* [Production of steel. Vol. 1. Processes of smelting, out-of-furnace processing and continuous casting]. Moscow: Teplotekhnika, 2008, 528 p. (In Russ.).
6. Kurpas V.I., Krupman L.I., Brodskii S.S. Improved technology of out-of-furnace refining of steel. *Stal'*. 1986, no. 2, pp.56–59 (In Russ.).
7. Takahashi D., Kamo M., Kurose Y., Nomura H. Deep steel desulphurization technology in ladle furnace at KSC. *Ironmaking and Steelmaking*. 2003, vol. 30, no. 2, pp. 116–119.
8. Iwamasa P.K. and Fruehan R. J. Formation and behaviour of Mn containing oxysulphide inclusions during desulphurisation, deoxidation and alloying. *Metall. Mater. Trans.* 1997, vol. 28, 47 p.
9. Yan P., Guo X., Huang S., Dyck J., Guo M., Blanpain B. Desulphurisation of stainless steel by using $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ based slags during secondary metallurgy. *ISIJ International*, 2013, vol. 53, no. 3, pp. 459–467.
10. Gaye H. and Lehmann J. Modeling and prediction of reactions involving metals, slags and fluxes. *VII Int. Conference on Molten Slags Fluxes and Salts*, The South African Institute of Mining and Metallurgy, 2004, pp. 619–624.
11. Hui-xiang Yu, Xin-hua Wang, Mao Wang, Wan-jun Wang. Desulfurization ability of refining slag with medium basicity. *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, 2014, vol. 21, no. 12, pp. 1160–1166.
12. Akberdin A.A., Kireeva G.M., Medvedovskaya I.A. Influence of B_2O_3 on the viscosity of slags of $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ system. *Izv. AN SSSR. Metall.* 1986, no. 3, pp. 55–56. (In Russ.).
13. Wang H., Li G., Dai R. CAS-OB refining: slag modification with $\text{B}_2\text{O}_3-\text{CaO}$ and CaF_2-CaO . *Ironmaking and Steelmaking*. 2007, vol. 34, Issue 4, pp. 350–353.
14. Babenko A.A., Istomin S.A., Protopopov E.V., Sychev A.V., Ryabov V.V. Viscosity of $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{MgO}-\text{B}_2\text{O}_3$ slag sys-

- tem. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 2, pp. 41–43. (In Russ.).
15. Kim V.A., Akberdin A.A., Kulikov I.S. The use of simplex lattices method for charting structure - viscosity diagrams. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1980, no. 9, pp. 167–168. (In Russ.).
 16. Kim V. A., Nikolai E. I., Akberdin A. A., Kulikov I. S. *Planirovanie eksperimenta pri issledovanii fiziko-khimicheskikh svoistv metallurgicheskikh shlakov: metodicheskoe posobie* [Planning of experiment at the study of physical - chemical properties of metallurgical slags: Manual]. Alma-Ata: Nauka, 1989, 116 p. (In Russ.).
 17. Upolovnikova A.G., Babenko A.A. Thermodynamic modeling of boron recovery from boron slags. *Butlerovskie soobshcheniya*. 2016, vol. 48, no. 10, pp. 114–118. (In Russ.).
 18. Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Smirnov L.A., Sychev A.V., Upolovnikova A.G. The use of simplex lattices method for constructing the composition-viscosity diagrams of the slags of $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-B}_2\text{O}_3$ system. *Butlerovskie soobshcheniya*. 2016, vol. 48, no. 11, pp. 40–44. (In Russ.).
 19. Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Smirnov L.A., Sychev A.V., Akberdin A.A., Kim A.S., Vitushchenko M.F., Dobromilov A.A. Production technology for low-carbon, low-sulfur boron steel. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 11, pp. 883–886.
 20. Babenko A.A., Smirnov L.A., Zhuchkov V.I., Selivanov E.N. Development of the technology of deep metal desulphurization and microalloying of steel by boron on ladle furnace under the slags of $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-B}_2\text{O}_3$ system. In: *Sbornik trudov XIII mezhdunarodnogo kongressa staleplavil'shchikov* [Proceedings of the 8th Int. Congress of Steelmakers]. Moscow-Polevskoy: izd. "Assotsiatsiya staleplavil'shchikov", 2014, pp. 174–177. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The study was financially supported by the RFBR grant (project no. 16-08-00185).
- Information about the authors:**
- Babenko A.A.**, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Nonferrous Metals (babenko@gmail.com)
Zhuchkov V.I., Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher
Upolovnikova A.G., Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (upol.ru@mail.ru)
Kel' I.N., Junior Researcher

Received July 7, 2017

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТИ 100-МЕТРОВЫХ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ*

Юрьев А.А.¹, инженер-исследователь УНИ (ant-yurev@yandex.ru)

Громов В.Е.², д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин
им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Морозов К.В.¹, к.т.н., начальник прокатного производства (morozov_kv75@mail.ru)

Перегудов О.А.³, помощник ректора по молодежной политике (olegomgtu@mail.ru)

¹ АО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

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

² Сибирский государственный индустриальный университет

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

³ Омский государственный технический университет

(644050, Россия, Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. Методами оптической и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии изучена эволюция структурно-фазовых состояний поверхностных слоев головки дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 на глубину до 10 мм по выкружке после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ». Показано, что в исходном состоянии в головке рельсов присутствуют следующие структурные составляющие: зерна пластинчатого перлита (относительное содержание 0,7), зерна феррито-карбидной смеси (0,25), зерна структурно свободного феррита. После пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто такое состояние сохраняется лишь на глубине свыше 10 мм. Отличительной особенностью структуры на этом расстоянии является большое количество изгибных экстинкционных контуров, что указывает на упругопластические искажения кристаллической решетки материала. Концентраторами напряжений исследуемой стали являются внутрифазные и межфазные границы раздела зерен феррита и перлита, пластин цементита и феррита колоний перлита, частиц глобулярного цементита и феррита. Преобразование структуры проявляется на макроуровне в формировании микротрещин, проходящих под острым углом к поверхности на глубину до 140 мкм, и в формировании обезуглероженного слоя. На микроуровне выявлено формирование упругопластических полей напряжений и разрушение пластин цементита перлитных колоний. Показано, что концентраторами напряжений являются внутри- и межфазные границы раздела зерен феррита и перлита, пластин цементита и феррита колоний феррита, частиц глобулярного цементита и феррита. В зернах структурно свободного феррита отмечено образование наноразмерных частиц цементита. Проведено сравнение с результатами эволюции структурно-фазовых состояний по выкружке объемно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто: наиболее существенные преобразования структурно-фазовых состояний наблюдаются в поверхностных слоях. Эволюция структурно-фазового состояния перлита пластинчатой морфологии заключается в растворении пластин цементита, что приводит к формированию на месте пластины цементита цепочки частиц карбидной фазы глобулярной формы. Это возможно вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации.

Ключевые слова: дифференцированно закаленные рельсы, структура, фазовый состав, длительная эксплуатация.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-826-830

Вместо объемной закалки в масле и отпуска, до недавнего времени применяемых в качестве основного вида термоупрочнения 25-метровых рельсов, в настоящее время используется дифференцированная закалка сжатым воздухом, что обеспечивает оптимальный уровень твердости и эксплуатационных свойств 100-метровых рельсов [1]. Рассмотрение поведения рельсов при длительной эксплуатации и анализ причин их изъятия вызывает в последнее время большой инте-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 15-12-00010.

Исследования выполнены д.ф.-м.н., профессором Ю.Ф. Ивановым на оборудовании Института сильноточной электроники СО РАН (г. Томск).

Благодарим Е.В. Полевого за предоставленные образцы и анализ макроструктуры.

рес. Необходимость в накоплении информации в этой области связана как со стремлением к более глубокому пониманию фундаментальных проблем физического материаловедения, так и с практической значимостью, диктуемой непрерывным возрастанием требований к надежности рельсов в современных условиях больших нагрузок на ось и высоких скоростей движения. Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы (рекристаллизационные, релаксационные, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.), приводящие к эволюции структурно-фазовых состояний, сопровождающейся изменением (ухудшением) механических свойств [2 – 8]. Уже при сравнительно небольшой на-

работке 100 – 500 млн. т пропущенного тоннажа в поверхностных слоях формируются структурно-фазовые состояния с аномально высокой микротвердостью.

При такой поверхностной интенсивной пластической деформации пластины цементита либо изогнуты, либо разрушены, на межфазных границах отмечается крайне высокая плотность дислокаций; наблюдается растворение цементита и образование аустенита за счет обратного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [6 – 8]. Понимание процессов, протекающих при этом в стали, является одним из неперемненных условий управления состоянием материала, что позволяет прогнозировать эксплуатационные возможности рельсов. Поэтому выявление природы и закономерностей эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в головке рельсов при длительной эксплуатации приобретает особую актуальность.

Целью настоящей работы является сравнительный послойный анализ эволюции структуры, фазового состава поверхности выкружки дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации.

В качестве материала исследования использовали образцы дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ, изготовленные на АО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» после наработки 691,8 млн. т брутто в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ».

Химический состав материала рельсов удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685 – 2013 для стали марки Э76ХФ. Макроструктуру металла рельсов выявляли в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685 – 2013 на полнопрофильном темплете, вырезанном из рельсов в поперечном направлении, после травления в 50 %-ном водном растворе соляной кислоты. Исследование микроструктуры проводили после электролитического полирования поверхности микрошлифа в 5 %-ном уксусном растворе хлорной кислоты с последующим травлением в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Исследование фазового состава и дефектной субструктуры рельсов осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии [9 – 15]. Фольги для исследования изготавливали методами электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из области выкружки на расстоянии 2 и 10 мм, а также вблизи поверхности выкружки (рис. 1).

Методами металлографии установлено, что на травленных шлифах с поверхности рабочей выкружки наблюдается значительно деформированная структура на глубину до 200 мкм, величина обезуглероженного слоя с поверхности по сплошной сетке феррита не превышает 0,25 мм. В исходном состоянии (до эксплуатации) по морфологическому признаку методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг были выделены следующие структурные составляющие: перлит пластинчатый, зерна феррито-карбидной смеси, зер-

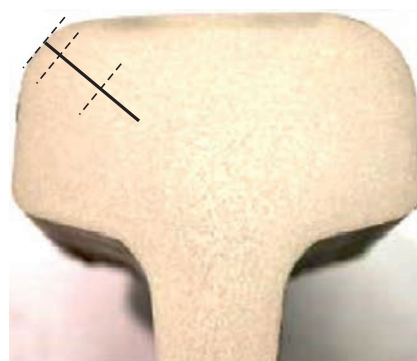


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании его структуры методами электронной дифракционной микроскопии (сплошной линией показано направление по выкружке; пунктирными линиями указаны места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг)

Fig. 1. Scheme of preparation of a rail sample when studying its structure by the methods of electron diffraction microscopy (solid line shows the direction of the fillet, dashed lines indicate the locations of the layers of metal used for the preparation of foils)

на структурно свободного феррита. Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна пластинчатого перлита, относительное содержание которых в материале 0,7; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,25; остальное – зерна структурно свободного феррита.

После пропущенного тоннажа 691,8 млн. т такое состояние сохраняется лишь на глубине 10 мм от поверхности выкружки. Отличительной особенностью структуры на этом расстоянии является большое количество изгибных экстинкционных контуров, что указывает на упругопластические искажения кристаллической решетки материала, вызванные интенсивным механическим воздействием на металл рельсов в процессе эксплуатации.

Концентраторами напряжений исследуемой стали являются внутрифазные и межфазные границы: 1 – раздела зерен феррита и перлита (рис. 2, а); 2 – пластин цементита и феррита колоний перлита (рис. 2, б, в); 3 – частиц глобулярного цементита и феррита (рис. 2, г).

Множественные изменения структуры металла рельсов наблюдаются на разных масштабных уровнях [16]. На макроуровне это проявляется в формировании сетки мелких трещин контактно-усталостного происхождения, выявляемых на поверхности катания головки рельса после травления. По месту дефектов контактно-усталостного происхождения наблюдаются нарушения сплошности, заполненные продуктами коррозии, проходящие под острым углом к поверхности на глубину до 140 мкм. Расстояние между дефектами составляет 700 – 1100 мкм (рис. 3, а). Выявленное на травленных шлифах обезуглероживание поверхностного слоя выкружки на глубину до 250 мкм (рис. 3, б) обнаруживается и при исследовании методами просвечивающей электронной микроскопии.

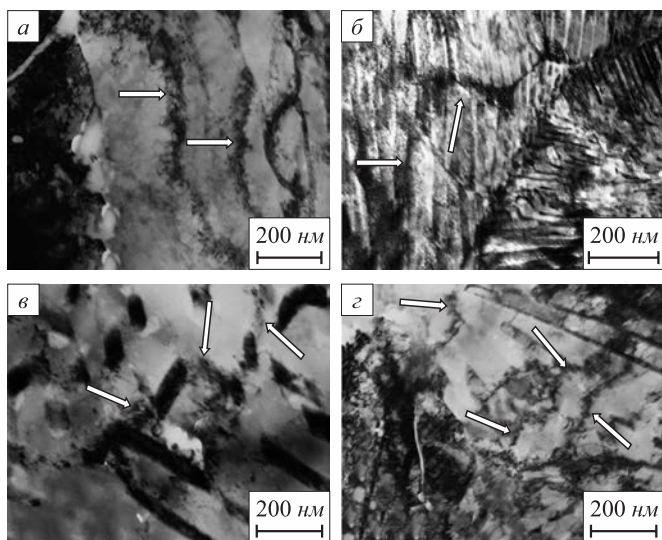


Рис. 2. Изгибные экстинкционные контуры (указаны стрелками) в зернах феррита (*a*), пластинчатого перлита (*б*, *в*) и феррито-карбидной смеси (*з*)

Fig. 2. Flexural extinction contours (indicated by arrows) in the grains of ferrite (*a*), lamellar pearlite (*b*, *v*) and ferrite-carbide mixture (*z*)

На рис. 4 показано изображение пластин цементита перлитной колонии, расположенных в поверхностном слое выкружки головки рельса после эксплуатации. Исследования, выполненные методами темнопольного анализа, показывают, что эксплуатация сопровождается дроблением пластин цементита с последующим их разрушением. Рефлексы карбидной фазы на микроэлектроннограмме, полученной с таких пластин, имеют

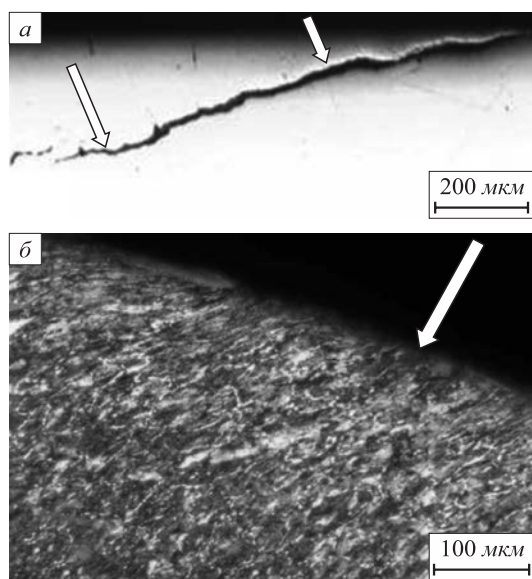


Рис. 3. Микроструктура металла выкружки после испытаний: *a* – микротрещины (указаны стрелками), нетравленный шлиф; *б* – травленный шлиф (стрелкой указана поверхность выкружки)

Fig. 3. Microstructure of the fillet metal after the tests: *a* – microcracks (indicated by arrows), unetched thin section; *б* – etched thin section (the arrow indicates the surface of the fillet)

как радиальное, так и азимутальное размытие, что может свидетельствовать о высоком уровне дефектности кристаллической решетки цементита, а также изменении параметра кристаллической решетки вследствие ухода атомов углерода.

Для объемно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто наиболее существенные преобразования структурно-фазовых состояний наблюдаются в поверхностных слоях [17 – 20]. Эволюция структурно-фазового состояния перлита пластинчатой морфологии заключается в растворении пластин цементита. Это приводит к формированию на месте пластины цементита цепочки частиц карбидной фазы глобулярной формы, что возможно вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации. Вторым этапом данного преобразования является формирование наноразмерных частиц карбидной фазы в ферритных прослойках перлитной колонии. Эволюция структурно-фазового состояния зерен феррито-карбидной смеси сопровождается формированием фрагментированной субструктуры с размерами фрагментов (субзерен) 250 – 300 нм. В объеме и вдоль границ фрагментов располагаются частицы второй фазы. Судя по микроэлектроннограммам, частицами второй фазы являются карбиды железа; в отдельных случаях выявляются рефлексы оксидов железа.

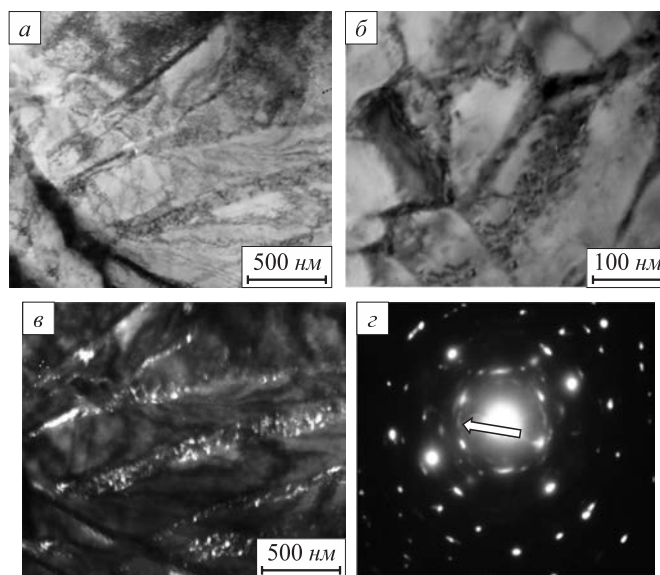


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя металла выкружки головки рельса после эксплуатации:

a, *б* – светопольное изображение; *в* – темное поле, полученное в рефлексе $[130]\text{Fe}_3\text{C}$; *з* – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле поз. *в*)

Fig. 4. Electron microscopic image of the metal surface structure in the fillet of the rail head after being in operation: *a*, *б* – bright-field image; *в* – dark field obtained in the reflex $[130]\text{Fe}_3\text{C}$; *з* – microelectronogram (arrow indicates the reflex in which a dark field *в* is obtained)

На глубине 2 мм эксплуатация рельсов привела к существенному преобразованию субструктуры. Во-первых, в 1,5 – 2,0 раза повысилась скалярная плотность дислокаций, расположенных в объеме ферритной составляющей материала. Во-вторых, фиксируется фрагментация и разрушение цементита пластинчатой морфологии. В-третьих, наблюдается формирование в ферритной составляющей стали наноразмерных частиц карбидной фазы. Наноразмерные частицы выявляются и в зернах перлита, и в зернах феррито-карбидной смеси, и в зернах структурно свободного феррита. Этот факт указывает на протекание в стали при эксплуатации многоступенчатого процесса: растворение частиц цементита исходного состояния, переход атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и ядра дислокаций), перенос дислокациями атомов углерода в объем ферритных зерен или ферритных прослоек, повторное выделение атомов углерода с образованием наноразмерных частиц цементита округлой формы.

Выводы. Методами оптической и электронной дифракционной микроскопии проведены исследования фазового состава, макро- и микродефектной структуры металла выкружки дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ». Показано, что эксплуатация рельсов сопровождается множественным преобразованием структуры стали. На макроуровне это проявляется в формировании микротрещин, проходящих под острым углом к поверхности на глубину до 140 мкм, и в формировании обезуглероженного слоя; на микроуровне – в формировании упругопластических полей напряжений и разрушении пластин цементита перлитных колоний. Проведено сравнение с результатами эволюции структурно-фазовых состояний по выкружке объемно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Microstructure of gradient rails. Carbide / V.E. Gromov, A.B. Yuriyev, K.V. Morozov, Y.F. Ivanov. – CISP Ltd, 2016. – 153 p.
2. Sheinman E. Wear of Rails // J. of Friction and Wear. 2012. Vol. 33. No. 4. P. 308 – 314.
3. 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.
4. 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.
5. 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.
6. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlite steel due to plastic deformation // Mater. Sci. Eng. A. 2003. Vol. 345. P. 81 – 89.
7. 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.
8. 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.
9. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
10. Брандон Д., Каплан У. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. – М.: Техносфера, 2004. – 384 с.
11. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
12. Томас Г., Гориндж М.Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. – М.: Наука, 1983. – 320 с.
13. Ray F. Egerton. Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM. – Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005. – 211 p.
14. The Transmission Electron Microscope / Ed. Maaz Khan. – ITAvE, 2016. – 391 p.
15. C. Barry Carter, David B. Transmission Electron Microscopy. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p.
16. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.
17. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsarava K.V., Semina O.A. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation // Journal of surface investigation. X-ray, synchrotron and neutron techniques. 2015. – Vol. 9. No. 6. P. 1292 – 1298.
18. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Peregudov O.A., Morozov K.V., Wang X.L., Dai W.B., Ponomareva Yu.V., Semina O.A. Evolution of structure and properties of railhead fillet in long-term operation // Materials and Electronics Engineering. 2015. Vol. 2. No. 4. P. 1 – 4.
19. Gromov V.E., Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Semina O.A. Long-term operation of rail steel: degradation of structure and properties of surface layer // Journal of surface investigation. X-ray, Synchrotron and Neytron techniques. 2016. Vol. 10. No. 5. P. 1101 – 1105.
20. Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Gromov V.E. Degradation of rail-steel structure and properties of the surface layer // Steel in translation. 2016. Vol. 46. No. 8. P. 567 – 570.

Поступила 25 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 10, pp. 826–830.

CHANGES IN STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF THE SURFACE OF DIFFERENTIALLY HARDENED 100-METER RAILS IN OPERATION

A.A. Yur'ev¹, V.E. Gromov², K.V. Morozov¹, O.A. Peregudov³

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

² Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

³ Omsk State Technical University, Omsk, Russia

Abstract. By the methods of optical and transmission electron diffraction microscopy the evolution of structural-phase states of the surface layers in the head of differentially hardened rails of category DT350 was studied to the depth up to 10 mm in the fillet after the passed tonnage of 691.8 million gross tones on the experimental ring of JSC “VNIIZhT”. It is shown that in the initial state the following structural constituents

present in the rail head: grains of lamellar perlite (relative content is 0.7), grains of ferrite-carbide mixture (0.25) and grains of structurally free ferrite. After the passed tonnage of 691.8 million gross tones this state is preserved only at a depth of more than 10 mm. A distinctive feature of the structure at this distance is a large number of bending extinction contours, which reveals elastoplastic distortions of the crystal lattice in the material. Stress concentrators of the steel under study are intra- and interphase interfaces of grains of ferrite and perlite, cementite plates and ferrite of perlite colonies, globular cementite particles and ferrite. The transformation of the structure is manifested at the macro level in the formation of microcracks at an acute angle to the surface to a depth up to 140 μm , and in the formation of the decarburized layer. At the micro level, the formation of elastoplastic stress fields and the destruction of cementite plates of perlite colonies have been revealed. It is shown that stress concentrators are intra- and interphase interfaces of ferrite and perlite grains, cementite and ferrite plates of ferrite colonies, globular cementite particles and ferrite. In the grains of structurally free ferrite, the formation of nano-sized particles of cementite was observed. The comparison is made with the results of the evolution of structural-phase states in the fillet of volume-hardened rails after the passed tonnage of 500 million gross tones: the most significant transformations of structural-phase states are observed in the surface layers. The evolution of the structural-phase state of perlite of lamellar morphology consists in the dissolution of cementite plates, which leads to the formation of a chain of particles of the carbide phase with globular shape in place of the cementite plate. This is possible due to the transfer of carbon atoms from the crystalline lattice of cementite to dislocations.

Keywords: differentially hardened rails, structure, phase composition, long-term operation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-826-830

REFERENCES

- Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. *Microstructure of gradient rails. Carbide*. CISP Ltd, 2016, 153 p.
- Sheinman E. Wear of rails. *J. of Friction and Wear*. 2012, vol. 33, no. 4, pp. 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, pp. 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, pp. 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, pp. 8–15.
- Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlite steel due to plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A*. 2003, vol. 345, pp. 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, pp. 3965–3977.
- 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.
- Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R., Pashley D.W., Whelan M.J. *The electron microscopy of thin crystals*. Butterworths, 1965, 549 p. (Russ.ed.: Hirsh P., Hovi R., Nicholson R. *Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov*. Moscow: Mir, 1968, 574 p.).
- Brandon David G., Kaplan Wayne D. *Microstructural characterization of materials*. Chichester, New York, 1999. (Russ.ed.: Brandon D., Kaplan W. *Mikrostruktura materialov. Metody issledovaniya i kontrolya*. Moscow: Tekhnosfera, 2006, 384 p.).
- Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metalovedenii* [Diffraction electron microscopy in metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).
- Tomas Gareth, Goringe Michael J. *Transmission electron microscopy of materials*. New York-Chichester-Brisbane-Toronto, John Wiley Sons, 1979, 320 p. (Russ.ed.: Tomas G., Goringe M. *Prosvetichivayushchaya elektronnaya mikroskopiya materialov*. Moscow: Nauka, 1983, 320 p.).
- Ray F. Egerton. *Physical principles of electron microscopy. An introduction to TEM, SEM, and AEM*. Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005, 211 p.
- The transmission electron microscope*. Khan Maaz ed. ITAvE, 2016, 391 p.
- C. Barry Carter, David B. *Transmission electron microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.
- Panin V.E., Likhachev V.A., Grinyaev Yu.V. *Strukturnye urovni deformatsii tverdykh tel* [Structural levels of solids deformation]. Novosibirsk: Nauka, 1985, 229 p. (In Russ.).
- Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaeva K.V., Semina O.A. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation. *Journal of surface investigation. X-ray, synchrotron and neutron techniques*. 2015, vol. 9, no. 6, pp. 1292–1298.
- Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Peregudov O.A., Morozov K.V., Wang X.L., Dai W.B., Ponomareva Yu.V., Semina O.A. Evolution of structure and properties of railhead fillet in long-term operation. *Materials and Electronics Engineering*. 2015, vol. 2, no. 4, pp. 1–4.
- Gromov V.E., Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Semina O.A. Long-term operation of rail steel: degradation of structure and properties of surface layer. *Journal of surface investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron techniques*. 2016, vol. 10, no. 5, pp. 1101–1105.
- Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Gromov V.E. Degradation of rail-steel structure and properties of the surface layer. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 8, pp. 567–570.

Acknowledgements. The work was financially supported by the Russian Science Foundation, project no. 15-12-00010. The research was carried out by Prof. Yu.F. Ivanov on the equipment of the Institute of High Current Electronics SB RAS (Tomsk). The authors thank Ye.V. Polevoi for samples and macrostructure analysis.

Information about the authors:

A.A. Yur'ev, Research Engineer of Department of Scientific Research (ant-yurev@yandex.ru)
V.E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor; Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru)
K.V. Morozov, Cand. Sci. (Eng.), Head of Rolling Production (morozov_kv75@mail.ru)
O.A. Peregudov, Assistant to the Rector for Youth Policy (olegomgtu@mail.ru)

Received May 25, 2017

УДК 669.046:533.9

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ЛЮДЕРСА В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ*

Данилов В.И.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, профессор кафедры
сварочного производства (dvi@spms.tsc.ru)

Горбатенко В.В.¹, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник (gvv@spms.tsc.ru)

Зуев Л.Б.^{1,3}, д.ф.-м.н., профессор, заведующий лабораторией физики прочности,
профессор кафедры проектирования и прочности (lbz@ispms.tsc.ru)

Орлова Д.В.^{1,4}, к.ф.-м.н., младший научный сотрудник, доцент кафедры
общей физики (dvo@ispms.tsc.ru)

Данилова Л.В.^{1,3}, младший научный сотрудник, магистрант (lidaakvo@rambler.ru)

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

² Юргинский технологический институт – филиал Томского политехнического университета
(652057, Россия, Кемеровская обл., Юрга, ул. Ленинградская, 26)

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

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

Аннотация. Исследованы особенности развития макроскопической неоднородности деформации в виде полос Чернова–Людерса на упругопластическом переходе в малоуглеродистой стали. Установлены основные закономерности зарождения и развития полос. Особое внимание уделено кинетике подвижных границ (фронтов) полос, определены характерные скорости. Показано, что темп формирования зародыша полосы Чернова–Людерса более чем на порядок выше темпа ее расширения. Рассмотрены ситуации, при которых в объекте одновременно развивается более одной полосы и поэтому наблюдается несколько движущихся фронтов. Установлено, что во всех случаях скорости движения фронтов полос Чернова–Людерса взаимно согласованы так, что в любой момент времени обобщенная скорость расширения продеформированной зоны является постоянной величиной. Проанализировано влияние скорости деформирования на кинетику фронтов полос Чернова–Людерса. Как обобщенная скорость расширения деформированной зоны, так и скорости индивидуальных фронтов возрастают с ростом скорости нагружения. Установлен нелинейный (степенной) характер этой зависимости. Фронты полос Чернова–Людерса имеют сложную структуру. Разные участки фронта могут двигаться с неодинаковыми скоростями, так что линия фронта локально искривляется и расщепляется. Перед фронтом в недеформированной части образца возможно зарождение предвестников, конфигурация которых напоминает зародыш полосы Чернова–Людерса. При встрече фронты смежных полос аннигилируют. Аннигиляция фронтов является комплексным процессом, который также характеризуется формированием предвестников и вторичных диффузных полос Чернова–Людерса. Эти факты демонстрируют, что упрощенное представление о полосе Чернова–Людерса как о деформированной области в нагружаемом образце, а о фронте полосы как о границе между деформированной и недеформированной зонами должно быть пересмотрено. Микроскопическая теория деформации Людерса основана на лавинном росте плотности подвижных дислокаций вследствие отрыва от центров закрепления и последующего размножения, который реализуется одномоментно на верхнем пределе текучести в пределах кристаллита (зерна). В то же время для формирования подвижного макроскопического деформационного фронта необходимо, чтобы без упрочнения пластическая деформация передавалась соседним зернам, то есть нужна зернограницная аккомодация. Полученные результаты дают основание полагать, что такой зоной аккомодации, по-видимому, является фронт полосы Чернова–Людерса, а потому он имеет сложное строение.

Ключевые слова: малоуглеродистая сталь, упругопластический переход, неустойчивость пластического течения, полосы Чернова–Людерса.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-831-838

Многие материалы в деталях и конструкциях эксплуатируются при напряжениях ниже предела текучести, но в области микропластической деформации.

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013 – 2020 гг.

При выполнении экспериментальных исследований использовали научное оборудование Центра коллективного пользования «Нанотех» при ИФПМ СО РАН.

Величина микропластической деформации определяет верхний предел рабочих напряжений при заданной размерной стабильности деталей машин и конструкций, а также такие характеристики конструкционных материалов, как релаксация напряжений, механический гистерезис, циклостойкость. Таким образом, основываясь на результатах исследований природы микропластической деформации, можно выбрать оптимальные режимы термомеханической обработки материалов и

назначить оптимальные эксплуатационные условия для машин, механизмов и конструкций. Поэтому по мере роста требований к надежности, длительной прочности и сопротивлению усталости машин и конструкций все большее значение придается исследованиям физической природы упругопластического перехода, самой микропластичности и предела текучести.

Наиболее полно достижения и проблемы в этой области научных исследований отражены в монографии Дж. Пеллега «Механические свойства металлов» [1]. В разделах, посвященных упругопластическому переходу, физической природе верхнего и нижнего пределов текучести, полосам Чернова–Людерса (ПЧЛ), автор в основном использует оригинальные данные, полученные в середине прошлого столетия. Во многом это связано с тем, что до сих пор используется традиционный арсенал экспериментальных методов: механические испытания различных типов, исследования неупругости преимущественно методами внутреннего трения и механического гистерезиса, изучение ползучести и релаксации напряжений [2, 3]. Структурные исследования в большинстве своем относятся к микроскопическому уровню и выполнены методами электронной микроскопии. Результаты изучения зарождения и кинетики полос Чернова–Людерса, полученные методом оптической микроскопии, носят иллюстративный характер и практически не позволяют получать количественные данные.

В то же время актуальная проблема упругопластического перехода является многогранной и ставит целый ряд еще нерешенных вопросов. Не случайно в настоящее время для изучения упругопластического перехода на мезо- и макроуровне пытаются использовать новейшие цифровые методики, которые позволяют не только представить феноменологию явления, но и получить количественные характеристики [4 – 7].

Согласно существующей со времен Коттрелла, Конрада, Джонстона и Гилмана [8 – 10] модели на стадии микропластичности деформация реализуется в отдельных микрообъемах, в поликристаллах – это отдельные независимые друг от друга зерна. Затем появляются группы зерен, где пластическая деформация скоррелирована. Такие области представляют собой зародыши ПЧЛ, которые должны «прорасти» через все поперечное сечение образца, прежде чем начнется макроскопическая пластическая деформация [11]. Однако вопросы (какие причины вызывают образование групп зерен, в которых микропластическая деформация развивается кооперативно; каким образом зародыш ПЧЛ «прорастает» через поперечное сечение деформируемого объекта; можно ли считать началом однородной пластической деформации момент оформления полосы; что происходит на фронте распространяющейся ПЧЛ; чем определяется скорость и ориентация фронта полосы) в рамках названной модели не рассматриваются. Этим вопросам и посвящена настоящая работа.

В качестве материала для исследований выбрана качественная малоуглеродистая сталь марки 08пс. Плоские образцы типа «собачья косточка» отфрезерованы из горячекатаного листа, размеры рабочей части $50 \times 10 \times 3$ мм. Рабочую часть подвергали шлифованию и глубокому травлению в 12 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Эта операция необходима, так как методика визуализации фронтов ПЧЛ требует, чтобы рабочая поверхность образца была диффузно отражающей. На последнем этапе подготовки образцы отжигали при температуре 1173 К в вакууме. После отжига соотношение феррита и перлита в структуре образцов составляло 9:1. Средний размер ферритного зерна составлял примерно 20 мкм.

Подготовленные образцы подвергали одноосному растяжению на испытательной машине WALTER+BAI AG серии LFM-125 при комнатной температуре. Скорость перемещения подвижного захвата машины варьировали в интервале от 0,0125 до 0,4 мм/мин. В таких условиях диаграмма нагружения исследуемой стали обнаруживает площадку текучести протяженностью до 3 % по деформации (рис. 1). Зуб текучести может быть ярко выражен ($\Delta\sigma \approx 10$ МПа, рис. 1, кривая 1), может проявляться слабо ($\Delta\sigma \approx 3$ МПа, рис. 1, кривая 3), а может вообще отсутствовать (рис. 1, кривая 2). Независимо от этого во всех случаях на площадке текучести происходит распространение ПЧЛ.

Визуализацию и анализ зон локализации пластической деформации проводили с использованием метода статистической спекл-фотографии, описанного в работе [12]. Этот метод разработан на базе традиционной двухэкспозиционной спекл-фотографии с записью изображений на фотоматериале [13]. Исследуемый объект освещали когерентным светом полупроводникового лазера длиной волны 635 нм и мощностью 15 мВт. Для регистрации изображений деформируемого образца применяли цифровую камеру PixeLink PL-B781

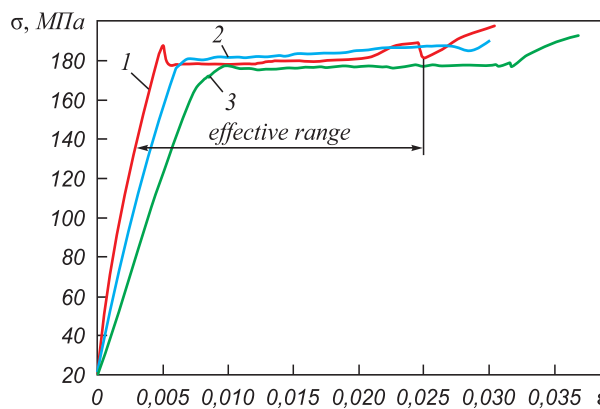


Рис. 1. Типичные деформационные кривые образцов малоуглеродистой стали при скорости подвижного захвата машины $V_{\text{mach}} = 0,2$ мм/мин

Fig. 1. The typical curves of the mild steel specimens; the speed of mobile grip $V_{\text{mach}} = 0.2$ mm/min

(6 MPix). Спекл-изображения объекта, регистрируемые с частотой 10 кадров/с, оцифровывали и запоминали их последовательность. При этом для точки оцифрованного изображения формировали выборку из ряда отсчетов, содержащую зависимость уровня освещенности от времени, затем для каждой выборки проводили вычисления дисперсии и математического ожидания, соотношение которых в свою очередь использовали для отображения зон локализации деформации. Используя такую методику, удастся практически *in situ* регистрировать области, в которых при заданном приросте общего удлинения образца локализуется деформация материала. На приведенных в настоящей работе изображениях такие области имеют вид узких темных линий. Так как согласно данным работ [1, 7, 11] в исследуемом материале всегда реализуется стадия микропластичности, регистрацию зон локализации пластической деформации начинали после достижения предела пропорциональности (отметка на рис. 1).

В теории, предложенной Коттреллом [8, 14], верхний предел текучести в железоуглеродистых сплавах рассматривается как напряжение, необходимое для открепления дислокаций от атмосфер примесей внедрения (в первую очередь углерода). В дальнейшем эти дислокации движутся свободно, и потому деформирующие напряжения сначала падают, а затем остаются постоянными до тех пор, пока все пространство образца не будет продеформировано распространяющейся полосой локализованной деформации – ПЧЛ. Однако, как показывает эксперимент, зарождение ПЧЛ происходит сразу после достижения предела пропорциональности при напряжениях значительно ниже верхнего предела текучести [15, 16]. Если деформационная кривая образца имеет острый зуб текучести (рис. 1, кривая 1), то зарождение полосы начинается с формирования клина деформированного материала в средней части образца, который, расширяясь, распространяется к противоположному краю образца (рис. 2). Скорость движения фронта

полосы на этом этапе составляла $(0,4 \div 1,2) \cdot 10^{-3}$ м/с. Прорастание полосы в виде клина происходит как на восходящей, так и на ниспадающей ветвях зуба текучести. Нижнему пределу текучести соответствует момент, когда зародыш полосы пересекает все сечение образца. Так заканчивается формирование ПЧЛ и начинается расширение; фронты полосы перемещаются в противоположные стороны относительно друг друга (рис. 3). Скорости движения у обоих фронтов одинаковые и составляют $(0,07 \div 0,08) \cdot 10^{-3}$ м/с. Наклон фронтов к оси растяжения меняется в пределах от 60° в момент формирования до 90° перед остановкой. Следовательно, от одного зародыша всегда формируется пара фронтов ПЧЛ, которые затем перемещаются в противоположные стороны. Описываемое многими исследователями перемещение одиночного деформационного фронта на самом деле соответствует зарождению ПЧЛ на границе рабочей части образца. Существующее мнение, что в плоских образцах ПЧЛ всегда зарождаются на захватах, не совсем верно. Вообще, процесс зарождения стохастический, место зарождения заранее указать невозможно, хотя действительно полосы преимущественно зарождаются вблизи одного из захватов машины (рис. 1, кривая 3). Тогда фронты находятся в разных условиях, и хотя вначале они движутся с одинаковой скоростью, один выходит на галтель, где напряжения меньше, замедляется и вовсе останавливается. Второй движется по рабочей части, где сечение неизменно, напряжения соответствуют площадке текучести. Его скорость увеличивается по мере того, как скорость первого падает. К моменту остановки первого фронта она возрастает в два раза до $0,15 \cdot 10^{-3}$ м/с.

Бывают случаи, когда полосы зарождаются у обоих концов рабочей части образца (рис. 4, а). На диаграмме при этом зуб текучести отсутствует (рис. 1, кривая 2). Как видно на хронограмме (рис. 4, в), все фронты обеих полос движутся со взаимно связанными скоростями. Если какой-либо фронт останавливается, то скорость другого (или других) возрастает.

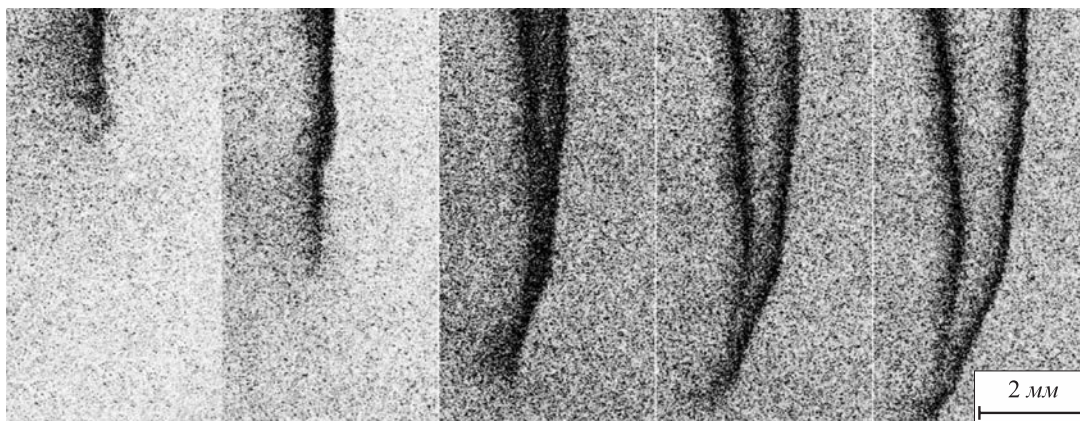


Рис. 2. Формирование зародыша полосы Чернова–Людера (промежутки времени между изображениями 3 с)

Fig. 2. The nucleation of Chernov-Lüders band; the intervals between images are 3 s

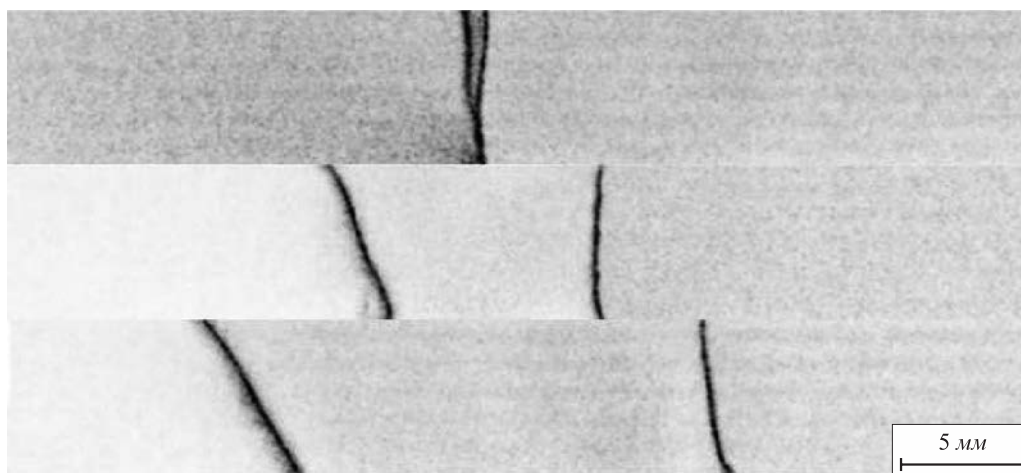


Рис. 3. Расширение полосы Чернова–Людерса от единственного зародыша (промежутки времени между изображениями 60 с)

Fig. 3. The propagation of Chernov-Lüders band from sole nucleus; the intervals between images are 60 s

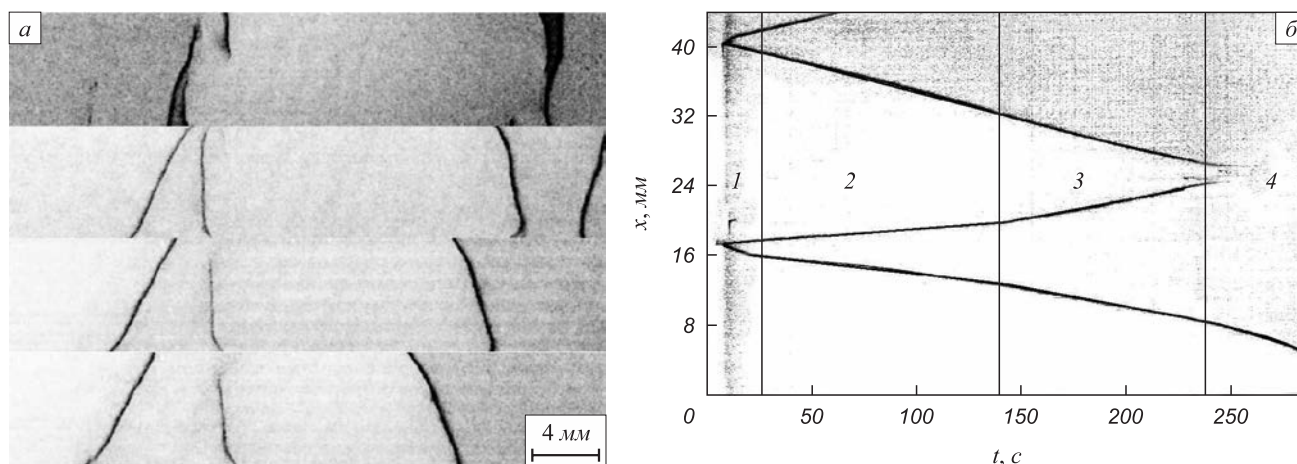


Рис. 4. Движение фронтов при множественном зарождении полос Людерса:

a – последовательные изображения (промежутки времени между изображениями 40 с); *б* – хронограмма, скорость любого фронта отображается наклоном соответствующего участка хронограммы; 1 – формирование четырех фронтов; 2 – движение четырех фронтов с одинаковыми скоростями; 3 – движение трех фронтов; 4 – аннигиляция двух фронтов и увеличение скорости оставшегося

Fig. 4. The fronts motion under multiple nucleation of Chernov-Lüders bands:

a – consecutive images, the intervals between images are 40 s; *б* – chronogram, the velocity of each front is the inclination of respective chronogram stage; 1 – formation of 4 fronts; 2 – motion of 4 fronts with equal velocities; 3 – motion of three fronts; 4 – two fronts annihilation and velocity increase of residual front

Анализ кинетики фронтов для всевозможных сочетаний числа полос и их границ позволил установить следующее соотношение

$$\sum_{i=1}^N |V_f^{(i)}| = \tilde{V}_f = \text{const}, \quad (1)$$

где $|V_f^{(i)}|$ – модуль скорости движения *i*-ого фронта ПЧЛ; *N* – число одновременно движущихся фронтов.

При избранной скорости нагружения $V_{mach} = 0,2$ мм/мин значение $\tilde{V}_f$ составляет $0,16 \cdot 10^{-3}$ мм/с. Соотношение (1) обеспечивает постоянство скорости роста площади пластически деформированной зоны в образце на площадке текучести, которая должна быть связана со скоростью

нагружения. Связь между величинами $\tilde{V}_f$ и V_{mach} можно получить из очевидного равенства времени абсолютного удлинения образца δL на площадке текучести и времени заметания рабочей части образца *L* фронтами полос

$$\frac{L + \delta L}{\tilde{V}_f} = \frac{\delta L}{V_{mach}}. \quad (2)$$

С учетом, что $\delta L \ll L$, из выражения (2) следует

$$\tilde{V}_f \approx \frac{L}{\delta L} V_{mach} \approx \frac{V_{mach}}{\epsilon_{pl}}, \quad (3)$$

где $\epsilon_{pl} = \delta L / L$ – длина площадки текучести в единицах деформации.

Обычно $10^{-2} \leq \varepsilon_{pl} \leq 3 \cdot 10^{-2}$, так что $\tilde{V}_f = (10 \div 30) V_{mach}$. Это хорошо согласуется с данными работ [5, 7].

Из соотношения (3) следует, что обобщенная скорость $\tilde{V}_f$ фронтов ПЧЛ определяется скоростью нагружения V_{mach} , однако конкретный вид зависимости не очевиден. Для установления зависимости были проведены эксперименты со ступенчатым изменением скорости V_{mach} .

Испытания начинали при скорости деформирования 0,4 мм/мин, на площадке текучести достигали абсолютного удлинения 0,2 мм и уменьшали скорость деформирования в два раза до 0,2 мм/мин. Затем при этой скорости деформирования вновь обеспечивали удлинение 0,2 мм и опять снижали скорость удлинения в два раза. Циклы повторяли шесть раз, достигая в последнем скорости нагружения 0,0125 мм/мин (на хронограмме отмечены цифрами 1 – 6). Отметим, что при уменьшении скорости деформирования происходило понижение уровня деформирующего напряжения. В этом эксперименте сформировалось две полосы у обоих захватов нагружающего устройства, поэтому наблюдали два встречно движущихся фронта, хронограмма которых (рис. 5) показывает, что скорости обеих полос синхронно снижались. В других экспериментах скорость деформирования ступенчато увеличивали. Тогда происходило повышение уровня деформирующего напряжения и возрастание скорости движения фронтов ПЧЛ.

На рис. 6 представлены зависимости модулей скоростей фронтов ПЧЛ от скорости деформирования для пяти нагружаемых образцов. Видно, что они нелинейные и могут быть интерполированы степенной функцией вида

$$\tilde{V}_f = K V_{mach}^n,$$

где K – коэффициент.

Полученное уравнение применимо как для обобщенной скорости расширения деформированной области $\tilde{V}_f$, так и для скоростей индивидуальных фрон-

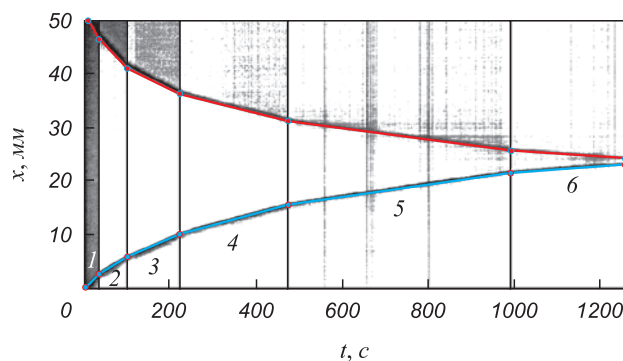


Рис. 5. Хронограмма фронтов ПЧЛ при деформации с переменной скоростью подвижного захвата

Fig. 5. Chronogram of Chernov-Lüders bands fronts under deformation with a variable velocity of mobile grip

тов $|V_f^{(i)}|$. Показатель степени n в разных экспериментах менялся в пределах от 0,731 до 0,961. Это происходит, потому что коэффициент K , согласно данным работы [17], определяется уровнем напряжений на площадке текучести, то есть сам коэффициент нелинейно зависит от скорости нагружения V_{mach} . Тем не менее среднее значение $\langle n \rangle = 0,867 \pm 0,095$ хорошо согласуется с данными работы [5]. По-видимому, это обусловлено тем, что при описании кинетики фронтов ПЧЛ следует использовать не среднее значение напряжения, а его локальное значение в той области, где в данный момент находится фронт. Этот факт, в частности, позволяет объяснить вариации скоростей фронтов ПЧЛ, когда их несколько (например, рис. 4), перераспределением локальных внутренних напряжений.

Важными представляются результаты исследования строения фронта распространяющейся полосы (рис. 7). Перемещающийся фронт 1 может расщепляться, перед ним могут появляться предвестники, которые способны объединиться в еще один фронт 2 на расстоянии 1,5 – 2,0 мм. Затем оба фронта синхронно перемещаются в одном направлении. При этом, естественно, задний фронт 1 проходит по уже продеформированной области образца.

Подобная ситуация реализуется и при встрече фронтов от двух ПЧЛ, которые, согласно современным представлениям [18, 19], должны аннигилировать (рис. 8, фронты 2 и 3). Этот процесс заключается в разбиении зоны между фронтами полос на фрагменты путем образования вторичных диффузных полос, которые и переводят в деформированное состояние объем между первичными полосами. При этом первичные фронты продолжают движение тоже по уже продеформирован-

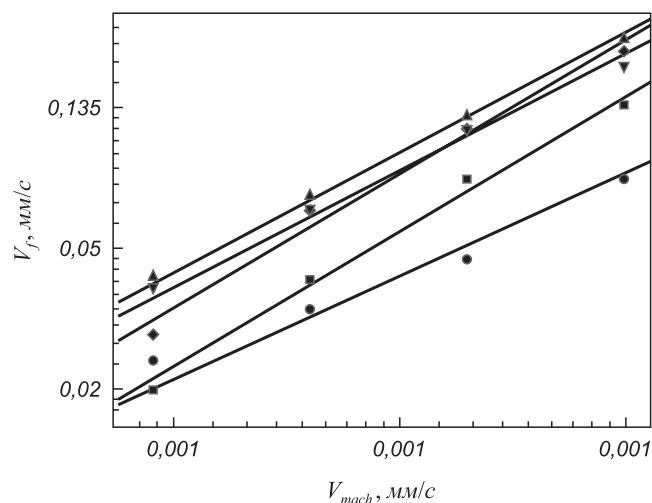


Рис. 6. Зависимости скоростей фронтов ПЧЛ V_f от скорости нагружения V_{mach} (точки соответствуют экспериментальным данным, линии – регрессионным кривым)

Fig. 6. Dependences of Chernov-Lüders bands fronts velocities (V_f) on the loading rates (V_{mach}); the points correspond to the experimental data, while the lines – to the regression curves

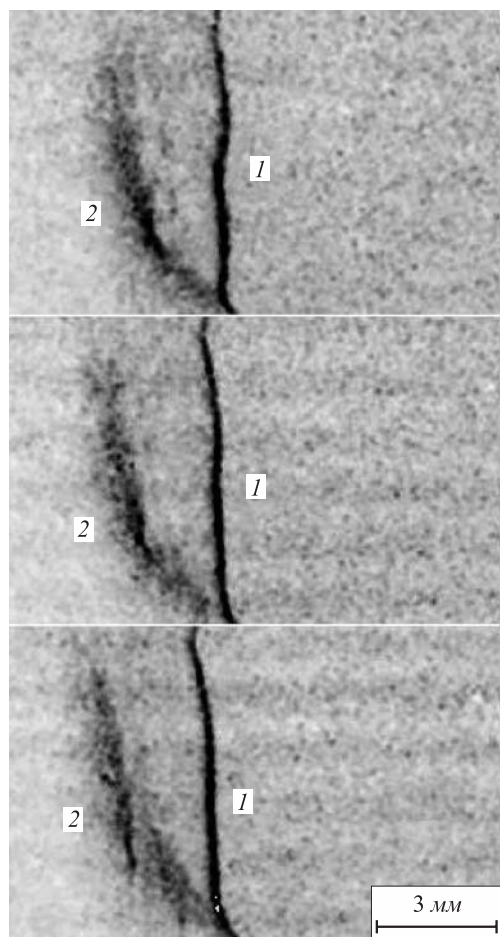


Рис. 7. Фронт ПЧЛ (1) с предвестниками (2) (промежутки времени между изображениями 5 с)

Fig. 7. Chernov-Lüders bands front (1) with forerunners (2); the intervals between images are 5 s

ной зоне образца. Процесс сопровождается сильными флуктуациями действующего напряжения на площадке текучести, о чем упоминалось ранее.

На основании представленных результатов можно утверждать, что зародыш ПЧЛ прорастает через поперечное сечение образца в виде клина, а затем происходит перемещение деформационных фронтов ПЧЛ, поэтому дислокационную модель зуба текучести следует уточнить.

Фронты ПЧЛ имеют сложную структуру. Разные участки фронта могут двигаться с неодинаковыми скоростями, так что линия фронта локально искривляется и расщепляется. Перед фронтом в недеформированной части образца возможно зарождение предвестников, конфигурация которых напоминает зародыш ПЧЛ. Предвестники, расширяясь, формируют новый фронт на расстоянии 1,5 – 2,0 мм от исходного, после чего оба фронта согласованно перемещаются в одном направлении, причем задний фронт в этом случае проходит по уже пластически деформированной зоне образца. Эти факты демонстрируют, что упрощенное представление о ПЧЛ как о деформированной области в нагружаемом

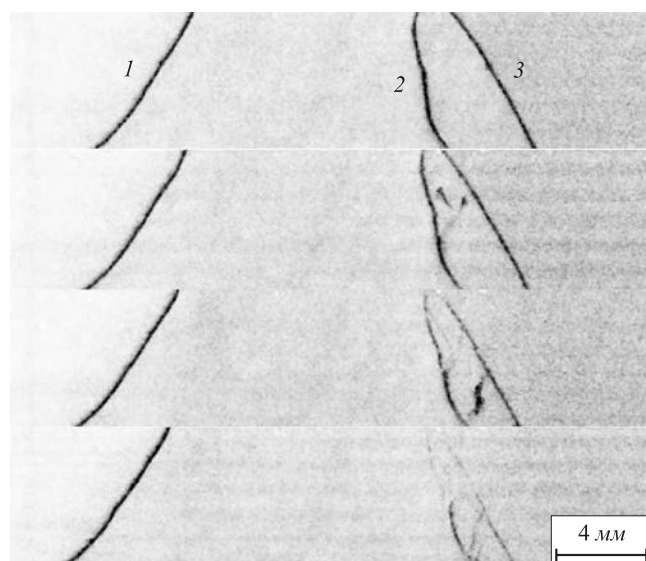


Рис. 8. Аннигиляция подвижных фронтов смежных ПЧЛ (промежутки времени между изображениями 10 с)

Fig. 8. The mobile fronts annihilation of adjacent Chernov-Lüders bands; the intervals between images are 10 s

образце, а о фронте ПЧЛ как о границе деформированной и недеформированной зон должно быть пересмотрено. Микроскопическая теория деформации в полосе Чернова–Людера, предложенная Коттреллом [8, 20], тоже должна быть уточнена. Лавинный рост подвижных дислокаций вследствие отрыва от центров закрепления и последующего размножения реализуется одномоментно на верхнем пределе текучести в пределах кристаллита (зерна). Однако для формирования подвижного макроскопического деформационного фронта необходимо, чтобы без упрочнения пластическая деформация передавалась соседним зернам, для чего необходима зернограницная аккомодация. Фронт ПЧЛ, по-видимому, и является зоной такой аккомодации, а потому должен иметь сложное строение.

Выводы. Зарождение ПЧЛ происходит на участке микропластичности деформационной кривой задолго до достижения верхнего предела текучести. Зубу текучести соответствует процесс «прорастания» зародыша ПЧЛ через поперечное сечение образца, а площадке текучести – перемещение деформационных фронтов ПЧЛ. Скорость «прорастания» зародыша примерно в пять раз выше скорости расширения ПЧЛ, которая, в свою очередь, превышает скорость перемещения подвижного захвата машины примерно в 50 раз. Независимо от числа сформировавшихся полос скорость расширения деформированной зоны образца остается постоянной на всей площадке текучести. Она меняется в зависимости от скорости нагружения по степенному закону с показателем меньше единицы. Аннигиляция фронтов смежных ПЧЛ является комплексным процессом, который характеризуется формированием предвестников и вторичных диффузных ПЧЛ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Pelleg J. *Mechanical properties of materials*. – Heidelberg, New York, London: Springer, 2013. – 633 p.
2. Физическое материаловедение / Под ред. Р. Кана и П. Хаазена; в 3 т. Т. 3. – М.: Металлургия, 1987. – 640 с.
3. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
4. Chrysochoos A., Louche H. An infrared image processing to analyses the calorific effects accompanying strain localization // *International Journal of Engineering Science*. 2000. Vol. 38. No. 16. P. 1759 – 1788.
5. Sun H.B., Yoshida F., Ohmori M., Ma X. Effect of strain rate on Lüders band propagating velocity and Lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension // *Materials Letters*. 2003. Vol. 57. No. 29. P. 4535 – 4539.
6. Avril S., Pierron F., Sutton M. A., Yan J. Identification of elasto-visco-plastic parameters and characterization of Lüders behavior using digital image correlation and the virtual fields method // *Mechanics of Materials*. 2008. Vol. 40. No. 9. P. 729 – 742.
7. Plekhov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: Structural and thermodynamic features // *Technical Physics*. 2009. Vol. 54. No. 8. P. 1141 – 1146.
8. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: Металлургиздат, 1958. – 267 с.
9. Conrad H. Effect of stress on the Lüders band velocity in low carbon steels // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1963. Vol. 11. P. 437 – 440.
10. Johnston W.G., Gilman J.J. Dislocation velocities, dislocation densities, and plastic flow in lithium fluoride crystals // *J. Appl. Phys.* 1959. Vol. 30. P. 129 – 134.
11. Дударев Е.Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов. – Томск: изд. ТГУ, 1988. – 256 с.
12. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses // *Measur. Sci. Technol.* 2010. Vol. 21. No. 5. P. 054014 – 054019.
13. Jones R., Wykes, C. *Holographic and Speckle Interferometry*. – Cambridge, London, New York: Cambridge Univ. Press, 1983. – 328 p.
14. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing in iron // *Proceedings of Physics Society*. 1949. Vol. A62. P. 49 – 62.
15. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Elastoplastic transition in material with sharp yield point // *AIP Conf. Proc.* 2015. Vol. 1683. P. 020058.
16. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Plastic flow instability: Chernov–Lüders bands and the Portevin–Le Chatelier effect // *Technical Physics*. 2017. Vol. 62. No. 3. P. 395 – 400.
17. Hahn G.T. A model for yielding with special reference to the yield-point phenomena of iron and related bcc metals // *Acta Metall.* 1962. Vol. 10. P. 727 – 738.
18. Žerovnik A., Pepel V., Prebil I., Kunc R. The yield-point phenomenon and cyclic plasticity of the uniaxially loaded specimens // *Materials and Design*. 2016. Vol. 92. P. 971 – 977.
19. Beardsmore D.W., Quinta da Fonseca J., Romero J., English C.A., Ortner S.R., Sharples J., Sherry A.H., Wilkes M.A. Study of Lüders phenomena in reactor pressure vessel steels // *Materials Science & Engineering*. 2013. Vol. A588. P. 151 – 166.
20. Armstrong R.W., Zerilli F.J. Dislocation mechanisms aspects of plastic instability and shear banding // *Mech. Mater.* 1994. Vol. 17. No. 1. P. 319 – 327.

Поступила 13 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 10, pp. 831–838.

INVESTIGATION OF LÜDERS DEFORMATION IN THE MILD STEEL

V.I. Danilov^{1,2}, V.V. Gorbatenko¹, L.B. Zuev^{1,3}, D.V. Orlova^{1,4},
L.V. Danilova^{1,3}¹ Institute of Strength Physics and Material Science SB RAS, Tomsk, Russia² Yurga Technological Institute of National Research Tomsk Polytechnic University, Yurga, Kemerovo Region, Russia³ National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia⁴ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

Abstract. The features of macroscopic strain inhomogeneity in the form of Chernov–Lüders bands development on elastic-plastic transition were investigated in the mild steel. The main regularities of nucleation and propagation of the bands are established. Particular attention was paid to the kinetics of moving boundaries (fronts) of bands, characteristic velocities were determined. It is shown that the rate of formation of nucleus of the Chernov–Lüders band is more than an order of magnitude higher than the rate of its expansion. Situations are considered when more than one band develops simultaneously in the object and therefore several moving fronts are observed. It is established that in all cases the velocities of fronts of the Chernov–Lüders bands are mutually consistent so that at any instant the generalized rate of expansion of the deformed zone is a constant value. The effect of the deformation rate on the kinetics of the Chernov–Lüders fronts was analyzed. Both the generalized rate of expansion of the deformed zone and the speed of individual fronts increase with the increase of the loading rate. A nonlinear (power-law) character of this dependence is established. The fronts of the bands have a complex structure. Different parts of the front can move with unequal velocities, so that the front line is locally curved and split. Ahead of the front, in the undeformed part of the sample, the forerunners may appear, the configuration of which

resembles the Chernov–Lüders bands nuclei. When encountering the fronts of adjacent bands are annihilated. Annihilation of the fronts is a complex process, which is also characterized by the formation of a precursor and secondary diffusion Chernov–Lüders bands. These facts demonstrate that a simplified view of the Chernov–Lüders band as a deformed region in a loaded sample, and the front of the band as a boundary between deformed and undeformed zones, should be revised. The microscopic theory of Lüders deformation is based on the avalanche growth of the density of mobile dislocations due to breaking from an obstacles and subsequent multiplication, which is realized simultaneously at the upper yield point within the crystallite (grain). At the same time, to form a mobile macroscopic deformation front it is necessary that plastic deformation should be transferred to neighboring grains without hardening, that is, grain-boundary accommodation is needed. The results obtained in the paper suggest that such a zone of accommodation is apparently the Chernov–Lüders band front, and, therefore, it has a complex structure.

Keywords: mild steel, elastic-plastic transition, instability of plastic flow, Chernov–Lüders bands.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-831-838

REFERENCES

1. Pelleg J. *Mechanical properties of materials*. Heidelberg, New York, London: Springer, 2013, 633 p.
2. *Physical metallurgy*. Vol. 3. Cahn R.W., Haasen P. eds. Amsterdam: North-Holland Pub. Company, 1983, 630 p.
3. Honeycombe R.W.K. *The plastic deformation of metals*. New York: Edw. Arnold Publ., 1968, 402 p.
4. Chrysochoos A., Louche H. An infrared image processing to analyses the calorific effects accompanying strain localization. *In-*

- ternational Journal of Engineering Science*. 2000, vol. 38, no. 16, pp. 1759–1788.
 5. Sun H.B., Yoshida F., Ohmori M., Ma X. Effect of strain rate on Lüders band propagating velocity and Lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension. *Materials Letters*. 2003, vol. 57, no. 29, pp. 4535–4539.
 6. Avril S., Pierron F., Sutton b M. A., Yan J. Identification of elasto-visco-plastic parameters and characterization of Lüders behavior using digital image correlation and the virtual fields method. *Mechanics of Materials*. 2008, vol. 40, no. 9, pp. 729–742.
 7. Plekhov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: Structural and thermodynamic features. *Technical Physics*. 2009, vol. 54, no. 8, pp. 1141–1146.
 8. Cottrell A.H. *Dislocation and plastic flow in crystals*. Oxford: Clarendon press, 1953. (Russ.ed.: Cottrell A.H. *Dislokatsii i plastiches-koe techenie v kristallakh*. Moscow: Metallurgizdat, 1958, 267 p.).
 9. Conrad H. Effect of stress on the Lüders band velocity in low carbon steels. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1963, vol. 11, pp. 437–440.
 10. Johnston W.G., Gilman J.J. Dislocation velocities, dislocation densities, and plastic flow in lithium fluoride crystals. *J. Appl. Phys.* 1959, vol. 30, pp. 129–134.
 11. Dudarev E.F. *Mikroplasticheskaya deformatsiya i predel tekuchesti polikristallov* [Microplastic deformation and yield stress of polycrystals]. Tomsk: izd. TGU, 1988, 256 p. (In Russ.).
 12. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measur. Sci. Technol.* 2010, vol. 21, no. 5, pp. 054014–054019.
 13. Jones R., Wykes C. *Holographic and Speckle Interferometry*. Cambridge, London, New York: Cambridge Univ. Press, 1983, 328 p.
 14. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing in iron. *Proceedings of Physics Society*. 1949, vol. A62, pp. 49–62.
 15. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Elastoplastic transition in material with sharp yield point. *AIP Conf. Proc.* 2015, vol. 1683, pp. 020058.
 16. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Plastic flow instability: Chernov–Lüders bands and the Portevin–Le Chatelier effect. *Technical Physics*. 2017, vol. 62, no. 3, pp. 395–400.
 17. Hahn G.T. A model for yielding with special reference to the yield-point phenomena of iron and related bcc metals. *Acta Metall.* 1962, vol. 10, pp. 727–738.
 18. Žerovnik A., Pepel V., Prebil I., Kunc R. The yield-point phenomenon and cyclic plasticity of the uniaxially loaded specimens. *Materials and Design*. 2016, vol. 92, pp. 971–977.
 19. Beardsmore D.W., Quinta da Fonseca J., Romero J., English C.A., Ortner S.R., Sharples J., Sherry A.H., Wilkes M.A. Study of Lüders phenomena in reactor pressure vessel steels. *Materials Science & Engineering*. 2013, vol. A588, pp. 151–166.
 20. Armstrong R.W., Zerilli F.J. Dislocation mechanisms aspects of plastic instability and shear banding. *Mech. Mater.* 1994, vol. 17, no. 1, pp. 319–327.
- Acknowledgements.** The work was carried out within the framework of the Program of Fundamental Scientific Research of the Russian State Academies of Sciences for 2013 – 2020. During the implementation of experimental studies the scientific equipment of the Nanotech Collective Use Center was used at the ISPMS SB RAS.
- Information about the authors:**
- V.I. Danilov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher, Professor of the Chair of Welding production (dvi@ispms.tsc.ru)
- V.V. Gorbatenko**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher (gvv@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)
- D.V. Orlova**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Junior Researcher, Assist. Professor of the Chair of General Physics (dvo@ispms.tsc.ru)
- L.V. Danilova**, Junior Researcher, MA Student (lidaakvo@rambler.ru)

Received April 13, 2017

УДК 539.4.015.2:533.9

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ*

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

Клопотов А.А.³, д.ф.-м.н., профессор кафедры прикладной механики
и материаловедения (klopotova@tsuab.ru)

Петрикова Е.А.¹, младший научный сотрудник (elizmarkova@yahoo.com)

Абзаев Ю.А.³, д.ф.-м.н., профессор кафедры высшей математики (abzaev2010@yandex.ru)

Иванова О.В.³, к.ф.-м.н., доцент кафедры высшей математики (Ivaov@mail.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 Томский государственный архитектурно-строительный университет
(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

Аннотация. Работа посвящена выявлению и анализу закономерностей формирования наноструктурных, многофазных поверхностных слоев в высокохромистых сталях 12X18H10T и 20X13, подвергнутых облучению интенсивным импульсным электронным пучком на установке «СОЛО». Осуществлен термодинамический анализ системы Fe–Cr–C. Показано, что легирование углеродом сплавов Fe–Cr приводит к значительному изменению в них структурно-фазового состояния и оказывает определяющее влияние на области существования карбидов $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_3C_2 и Me_3C с α - и γ -фазами. Проведены численные расчеты температурного поля, формирующегося в поверхностном слое стали при облучении электронным пучком. Показано, что при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см² независимо от длительности импульса пучка электронов (50 – 200 мкс) максимальная температура, достигаемая на поверхности образца к концу действия импульса, ниже температуры плавления стали. При плотности энергии пучка электронов 20 – 30 Дж/см² и длительности импульса 50 мкс на поверхности облучения максимальная температура равна температуре кипения стали; при длительности импульса 200 мкс – достигает или превышает температуру плавления стали. Выполнены исследования структуры, механических и трибологических свойств поверхностного слоя образцов высокохромистых сталей 12X18H10T и 20X13, сформировавшегося при облучении интенсивным импульсным электронным пучком. Установлено, что электронно-пучковая обработка стали в режиме плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации сопровождается растворением частиц исходной карбидной фазы состава $Me_{23}C_6$ ((Cr, Fe)₂₃C₆), насыщением кристаллической решетки поверхностного слоя атомами углерода и хрома, формированием ячеек дендритной кристаллизации субмикронных размеров, выделением наноразмерных частиц карбида титана и карбида хрома. В совокупности это позволило улучшить (относительно исходного состояния) прочностные и трибологические свойства исследуемых материалов. Для стали 12X18H10T выявлено увеличение твердости поверхностного слоя в 1,5 раза, износостойкости в 1,5 раза, коэффициент трения снизился в 1,6 раза; для стали 20X13 выявлено увеличение микротвердости в 1,5 раза, износостойкости в 3,2 раза, снижение коэффициента трения в 2,3 раза.

Ключевые слова: высокохромистая нержавеющая сталь, диаграмма состояния, интенсивный импульсный электронный пучок, структура, фазовый состав, микротвердость, износостойкость, коэффициент трения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-839-845

Формирование поверхностного слоя с целенаправленно измененным фазовым и элементным составом, состоянием дефектной субструктуры является одним из наиболее эффективных способов управления служебными характеристиками деталей машин и механизмов. В ряде случаев это позволяет отказаться от разработки и использования новых материалов специального назначения [1, 2]. Вместе с тем методы традиционной

химико-термической обработки в силу высокой энергоемкости и длительности, низкой экологической чистоты экономически оправдывают себя только в условиях массового производства. Существенное снижение затрат на модифицирование поверхности материала оказывается возможным в случае использования с целью модифицирования поверхности концентрированных потоков энергии (КПЭ): лучей лазера, мощных ионных и интенсивных импульсных электронных пучков, потоков низкотемпературной плазмы и т.д.) [3 – 8]. В настоящее время технологии, основанные на использовании КПЭ, являются одними из наиболее эффективных инструментов для поверхностного упрочнения; это

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 16-43-700659-р_а) и программы Президиума РАН и СО РАН (проект № 0366-2015-0005).

Авторы благодарны А.Д. Тересову за облучение образцов стали интенсивным импульсным электронным пучком.

обусловлено не только возможностями этих методов, но и достигнутым уровнем развития оборудования для их реализации.

Целью настоящей работы является анализ результатов, полученных при исследовании структуры и свойств высокохромистых сталей 12X18H10T и 20X13, подвергнутых облучению интенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве материала исследования использовали образцы высокохромистых сталей марки 12X18H10T (ГОСТ 7417 – 75) и 20X13 (ГОСТ 5632 – 72), химический состав которых приведен в работе [9]. Образцы имели форму пластинок толщиной 5 мм размерами 15×15 мм. Плавнение поверхностного слоя стали осуществляли на установке «СОЛЮ» [10] (плотность (E_s) энергии пучка электронов 10 – 30 Дж/см²; длительность (τ) импульса 50 и 200 мкс; количество (N) импульсов 3; частота следования импульсов 0,3 с⁻¹). Исследования фазового состава и состояния кристаллической решетки поверхностных сплавов проводили методами рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-4-07. Съемки проводили на медном излучении (K_α) по схеме Брегга–Брентано с шагом 0,02°, время экспозиции в точке составляло 1 с, угловой диапазон 17 – 130°. Количественный фазовый анализ проводили на основе метода Ритвельда [11]. Элементный и фазовый состав, состояние дефектной субструктуры поверхности облучения анализировали методами сканирующей (прибор SEM-515 «Philips») и просвечивающей (прибор ЭМ-125) электронной микроскопии. Твердость модифицированного слоя определяли при нормальных нагрузках на индентер 100, 200 и 500 мН (микротвердомер ПМТ-3). Определение коэффициента трения и скорости износа модифицированного слоя

проводили в геометрии диск – штифт с помощью трибометра «TRIBOtechnic» (Франция).

Выбранные в качестве материала исследования стали относятся к высоколегированным сплавам, одним из основных легирующих элементов которых является хром. Ниже представлены краткие результаты анализа равновесных диаграмм состояния бинарных (Cr–Fe, Cr–Cu, Fe–C) и тройной (Cr–Fe–C) систем. Данные о кристаллической структуре формирующихся фаз представлены в таблице.

Система Cr–Fe. В системе Cr–Fe имеет место ряд непрерывных твердых растворов в жидком и твердом состояниях. В твердом состоянии в системе выявлены следующие фазы: промежуточная фаза σ -(FeCr), непрерывная область твердых растворов между α -Fe и Cr-(α -Fe, Cr) и ограниченная область твердого раствора на основе γ -Fe [12].

Система Cr–C. В системе Cr–C установлено существование трех стабильных соединений Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 и Cr_3C_2 [13]. Два соединения (Cr_{23}C_6 и Cr_3C_2) образуются по перитектическим реакциям. Соединение Cr_7C_3 кристаллизуется конгруэнтно при температуре 1789 °C в области концентраций углерода 28,5 – 31,5 % (ат.). В этой системе также наблюдается две эвтектических реакции [12]: $\text{Ж} \leftrightarrow (\text{Cr}) + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ при температуре 1579 °C и концентрации углерода 14 % (ат.); $\text{Ж} \leftrightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{Cr}_3\text{C}_2$ при температуре 1742 °C и концентрации углерода 32,6 % (ат.). Метастабильное Cr_3C соединение в системе Cr–C получено в результате сверхбыстрого охлаждения.

Система Fe–C. Система Fe–C характеризуется наличием следующих реакций [14]: перитектической $\delta\text{-Fe} + \text{Ж} \leftrightarrow \gamma\text{-Fe}$, протекающей при температуре 1493 °C; эвтектической $\text{Ж} \leftrightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$ при 1147 °C;

Составы и кристаллические структуры бинарных (Cr–C, Fe–C, Fe–Cr) соединений

Compositions and crystal structures of binary (Cr–C, Fe–C, Fe–Cr) compounds

Состав, температурная область, °С	Символы Пирсона/ Пространств. группа	Прототип	Параметры элементарной ячейки, нм			Ссылка
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	
Cr – Fe						
Σ – CrFe 830 – 440	<i>tP30P4₂/mmn</i>	CrFe	0,87966	–	0,45582	[12]
Cr – C						
Cr_{23}C_6	<i>cF116, Fmbm</i>	Cr_{23}C_6	1,06500	–	0,45250	[13]
Cr_7C_3	<i>P31c</i>	Cr_7C_3	1,40100	–	0,45320	[12]
Cr_3C_2	<i>oP20, Pnma</i>	Cr_3C_2	0,55330	0,28290	1,14700	[13]
Cr_3C	<i>oP16, Pnma</i>	Fe_3C	0,45800	0,51200	0,68000	[12]
Fe – C						
Fe_3C	<i>oP16, Pnma</i>	Fe_3C	0,45244	0,50885	0,67431	[14]
Fe_7C_3	<i>P31c</i>	Cr_7C_3	0,68820	–	0,45400	[14]
Fe_2C , «карбид Хэгта»	ГПУ	–	0,62700	–	0,21400	[17, 18]
FeC (мета-стабильный)	ГПУ	–	–	–	–	[17, 18]

эвтектидной $\gamma\text{-Fe} \leftrightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$ при 723 °С. В системе Fe–C возможно также образование метастабильных карбидов: ε -карбида («карбид Хэгга») с гексагональной структурой примерного состава Fe_2C и карбида FeC [15–18].

Система Cr–Fe–C. На рис. 1 схематически представлены в трехмерном виде поверхности ликвидуса на диаграмме Cr–Fe–C, ограниченной бинарными системами Fe–C и Cr–C [19]. Приведено пять поверхностей ликвидуса, соответствующих образованию пяти фаз в бинарных системах: Fe_3C , Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 , α -феррита и γ -аустенита.

Диаграмма состояния системы Fe–Cr–C по сечению при постоянном значении концентрации углерода 0,1 % (по массе) теоретически получена в работе [20]: карбид Me_{23}C_6 является более стабильным, чем карбиды Me_7C_3 и Me_3C ; имеет место существование более протяженных двухфазных областей.

На рис. 2 представлено изотермическое сечение тройной системы Cr–Fe–C при температуре 700 °С [21].

Области существования карбидов Me_3C_2 , Me_{23}C_6 и Me_7C_3 имеют узкие и протяженные области гомогенности. Карбиды Me_3C_2 , Me_{23}C_6 и Me_7C_3 образованы на основе хрома; максимальная растворимость в них же-

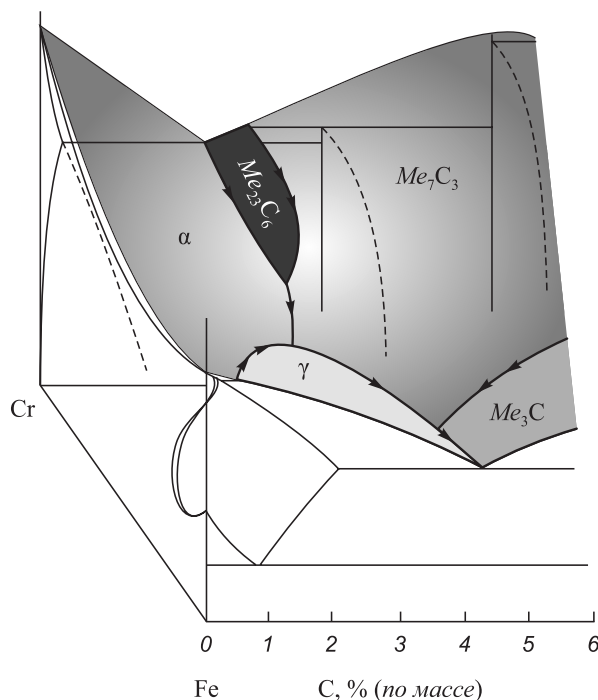


Рис. 1. Фазовая диаграмма метастабильной системы Fe–Cr–C в области концентрации углерода менее 5 % (по массе) (линии разделяют области твердых растворов, стрелка соответствует эвтектическому типу реакции, две стрелки – перитектическому типу реакции, пунктирные линии соответствуют линиям солидуса [19])

Fig. 1. Phase diagram of the metastable Fe–Cr–C system in the area of carbon concentration less than 5 % (by mass) (the lines separate the areas of solid solutions, the arrow corresponds to the eutectic type of the reaction, the two arrows to the peritectic type of the reaction, the dashed lines correspond to the solidus lines [19])

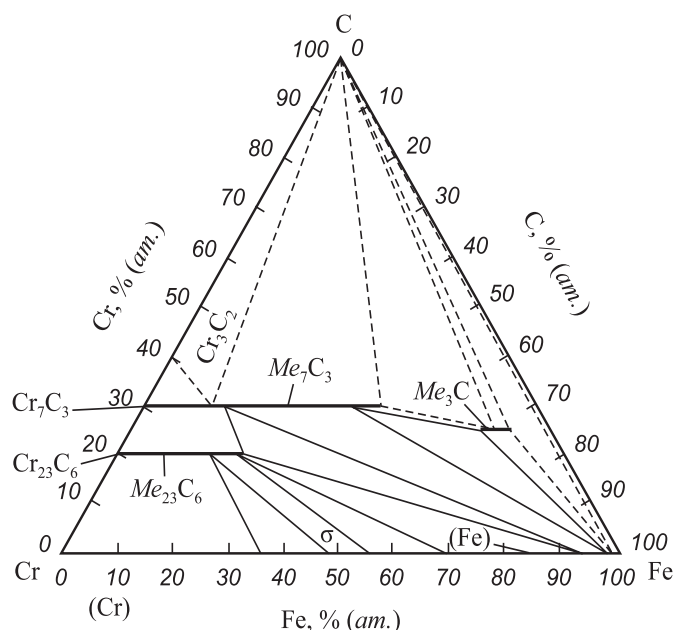


Рис. 2. Изотермическое сечение тройной системы Cr–Fe–C при температуре 700 °С [21]

Fig. 2. Isothermal section of the triple Cr–Fe–C system at a temperature of 700 °C [21]

леза при температуре 700 °С достигает значений 24, 43 и 6 % (ат.) соответственно.

Схематичное объемное представление, приведенное в работе [22] в координатах состав – температура, позволяет наглядно выявить особенности расположения многофазных областей в трехкомпонентной системе C–Cr–Fe в области железного угла (рис. 3).

Поверхности $ABZEA$ и $ZENZ$ – это поверхности ликвидуса δ - и γ -фаз. Линия KO образована в результате пересечения поверхностей солидуса δ -фазы и ограниченной растворимости углерода в δ -фазе и является линией моновариантного перитектического равновесия $L + \delta \leftrightarrow \gamma$. Линия MN образована в результате пересечения поверхностей солидуса γ -фазы и ограниченной растворимости углерода в γ -фазе и также является линией моновариантного перитектического равновесия $L + \delta \leftrightarrow \gamma$. Линия EZ образована пересечением поверхностей ликвидуса δ - и γ -фаз. В равновесии с δ -фазой может находиться карбид Me_{23}C_6 , в равновесии с γ -фазой, помимо карбида Me_{23}C_6 , – карбиды Me_3C и Me_7C_3 .

Таким образом можно констатировать, что легирование углеродом сплавов Fe–Cr приводит к значительному изменению в них структурно-фазового состояния и оказывает определяющее влияние на области существования карбидов Me_{23}C_6 , Me_7C_3 , Me_3C_2 и Me_3C с α -ферритом и γ -аустенитом.

Структурно-фазовые превращения в сталях, облученной интенсивным импульсным электронным пучком. Предваряя экспериментальную часть работы, были проведены численные расчеты температурного поля, формирующегося в поверхностном слое стали,

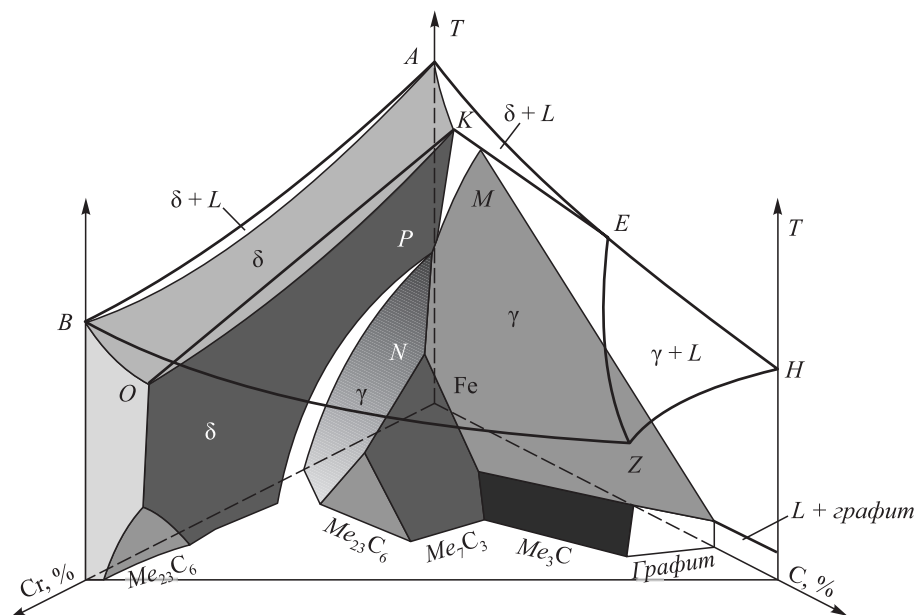


Рис. 3. Схема железного угла системы C–Cr–Fe в координатах состав – температура [22]

Fig. 3. Scheme of the iron angle of the C–Cr–Fe system in the coordinates composition – temperature [22]

подвергнутой облучению интенсивным электронным пучком в одноимпульсном режиме. Задача о нахождении температурного поля в определенном диапазоне плотности энергии пучка электронов сводилась к решению уравнения теплопроводности [23]. Процедура численных расчетов температурного поля подробно рассмотрена в работах [24, 25]. Расчеты проводили для электронного пучка, энергия электронов которого составляла 15 кэВ; плотность энергии пучка электронов изменяли в интервале от 2 до 40 Дж/см² при длительности импульсов пучка 50 и 200 мкс. Теплофизические характеристики стали были взяты при температуре 1000 К [26]. Толщину (d) поверхностного слоя для тепловых расчетов принимали $0,5 \cdot 10^{-3}$ м, время наблюдения составляло 600 мкс.

Анализ полученных результатов показывает, что при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см² независимо от длительности импульса пучка электронов максимальная температура, достигаемая на поверхности образца к концу действия импульса, ниже температуры плавления стали. При плотности энергии пучка электронов 20 – 30 Дж/см² и длительности импульса 50 мкс на поверхности облучения максимальная температура равна температуре кипения стали; при длительности импульса 200 мкс – достигает или превышает температуру плавления стали.

Проведена обработка поверхности стали интенсивным импульсным электронным пучком. Установлено, что электронно-пучковая обработка стали в предплавленном режиме ($E_s = 10 \div 20$ Дж/см², $\tau = 200$ мкс) приводит к протеканию в поверхностном слое процесса динамической рекристаллизации. Средний размер (D) зерен уменьшается от 19,6 мкм в исходном состоянии

до 4,5 мкм после облучения электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см².

При облучении стали 12X18H10T электронным пучком с длительностью импульса пучка электронов 50 мкс фиксируется плавление поверхностного слоя. При плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см² ($\tau = 50$ мкс, $N = 3$ имп.) поверхность стали оплавляется в области формирования микрократеров, вдоль границ и в стыках границ зерен; при плотности энергии 20 Дж/см² ($\tau = 50$ мкс, $N = 3$ имп.) плавление поверхностного слоя наблюдается повсеместно. Высокоскоростное охлаждение приводит к формированию структуры ячеистой кристаллизации (рис. 4, а). Размеры ячеек кристаллизации изменяются в пределах 150 – 500 нм (вставка на рис. 4, а).

Подобные преобразования структуры поверхности фиксируются и при облучении интенсивным импульсным электронным пучком стали 20X13 (рис. 4, б). Отличительной особенностью структуры поверхностного слоя облученных сталей является формирование рельефа (рис. 4, б), однозначно указывающего на протекание в подповерхностном слое стали 20X13 мартенситного превращения.

Поверхностный слой, толщина которого зависит от параметров пучка электронов, характеризуется полным растворением субмикронных частиц карбида типа $Me_{23}C_6$, присутствующих в стали исходного состояния, и выделением на стадии остывания частиц карбида титана или карбида хрома. Частицы карбидной фазы располагаются на границах ячеек кристаллизации и в объеме ячеек на дислокациях. По результатам рентгенофазового анализа облучение стали электронным пучком приводит к увеличению параметра кристалли-

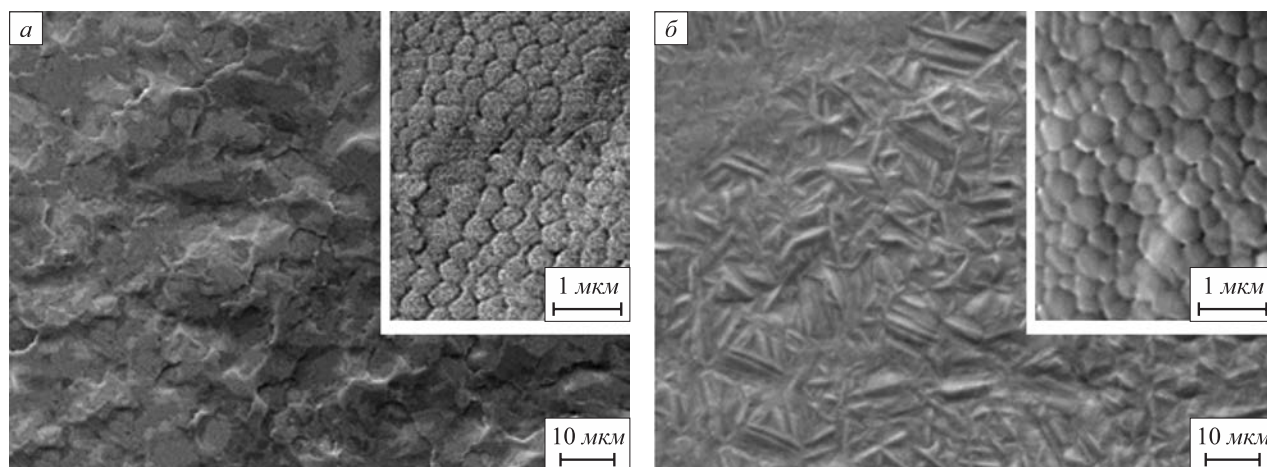


Рис. 4. Структура (сканирующая электронная микроскопия) поверхности образца стали 12Х18Н10Т (а) и стали 20Х13 (б), облученных электронным пучком с параметрами:

$a - E_s = 20 \text{ Дж/см}^2, \tau = 50 \text{ мкс}, N = 3 \text{ имп.}; b - E_s = 30 \text{ Дж/см}^2, \tau = 200 \text{ мкс}, N = 3 \text{ имп.}$

Fig. 4. Structure (scanning electron microscopy) of the surface of a steel sample of 12Cr18Ni10T (a) and 20Cr13 (b) steels irradiated with an electron beam with parameters:

$a - E_s = 20 \text{ J/cm}^2, \tau = 50 \text{ } \mu\text{s}, N = 3 \text{ pulses}; b - E_s = 30 \text{ J/cm}^2, \tau = 200 \text{ } \mu\text{s}, N = 3 \text{ pulses}$

ческой решетки твердого раствора α -(Fe, Cr) относительно исходного состояния, что связано с насыщением α -железа атомами хрома и углерода. Это подтверждает данные электронно-микроскопического анализа, свидетельствующие о растворении субмикронных частиц карбида типа $Me_{23}C_6$ в результате облучения стали электронным пучком.

Таким образом, в результате выполненных исследований установлено, что электронно-пучковая обработка высокохромистой стали в режиме плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации сопровождается существенным преобразованием фазового состава и дефектной субструктуры поверхностного слоя материала, заключающемся, во-первых, в растворении частиц исходной карбидной фазы состава $Me_{23}C_6$ ($(Cr, Fe)_{23}C_6$) и, следовательно, насыщении кристаллической решетки поверхностного слоя стали атомами хрома и углерода; во-вторых, в формировании ячеек дендритной кристаллизации субмикронных размеров; в-третьих, в выделении наноразмерных частиц карбида титана и хрома.

Проведены механические (определена микро- и нанотвердость) и трибологические (коэффициент трения и коэффициент износа) испытания стали в исходном состоянии и в состоянии, сформированном облучением электронным пучком. Показано, что облучение поверхности стали 12Х18Н10Т сопровождается увеличением нанотвердости (нагрузка на индентор 50 мН) примерно в 1,5 раза; снижением коэффициента износа (увеличение износостойкости) примерно в 1,5 раза; снижением коэффициента трения примерно в 1,6 раза. Микротвердость (нагрузка на индентор 500 мН) образцов стали после облучения интенсивным импульсным электронным пучком совпадает с микротвердостью

исходного материала, что может свидетельствовать о малой толщине слоя, упрочненного в результате облучения электронным пучком.

Установлено, что облучение интенсивным импульсным электронным пучком стали 20Х13 сопровождается увеличением микротвердости примерно в 1,5 раза; снижением коэффициента износа (увеличение износостойкости) примерно в 3,2 раза; снижением коэффициента трения примерно в 2,3 раза. Очевидно, что более высокие прочностные и трибологические характеристики поверхностного слоя стали 20Х13 по сравнению с аналогичными характеристиками поверхностного слоя стали 12Х18Н10Т, облученных интенсивным импульсным электронным пучком, обусловлены закалочным эффектом, сопровождающимся формированием в стали 20Х13 мартенситной структуры.

Таким образом, выполненные исследования выявили кратное увеличение механических и трибологических характеристик высокохромистых сталей, подвергнутых обработке интенсивным импульсным электронным пучком, обусловленное формированием многофазной нано- и субмикроструктуры.

Выводы. Выполнен термодинамический анализ фазовых превращений, имеющих место в равновесных условиях в бинарных и многокомпонентной системах на основе Fe–Cr–C. Выявлены возможные фазовые превращения и температурные интервалы их реализации при равновесных условиях. Установлены интервалы изменения основных параметров интенсивного импульсного электронного пучка, в пределах которых в поверхностном слое сталей 12Х18Н10Т и 20Х13 наблюдается формирование структуры, характеризующейся физико-механическими (микротвердость, модуль Юнга) и трибологическими (износостойкость и коэффициент

трения) свойствами, кратно превышающими соответствующие характеристики исходного материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Берлин Е.В., Коваль Н.Н., Сейдман Л.А. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей. – М.: Техносфера, 2012. – 464 с.
2. Интегрированные методы обработки конструкционных и инструментальных материалов с использованием тлеющих и вакуумно-дуговых разрядов / В.В. Будилов, Н.Н. Коваль, Р.М. Киреев, К.Н. Рамазанов; под ред В.С. Мухина. – М.: Машиностроение, 2013. – 313 с.
3. Poate J.M., Foti G., Jacobson D.C. Surface modification and alloying by laser, ion and electron beams. – New York and London: Plenum Press, 1983. – 424 p.
4. Ion implantation and beam processing / Ed. J.S. Williams and J.M. Poate. – Sydney and New York: Academicpress, 1984. – 358 p.
5. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки металлов / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калинин, В.П. Якушин. – М.: Круглый стол, 2001. – 528 с.
6. Модификация материалов компрессионными плазменными потоками / В.В. Углов, Н.Н. Черенда, В.М. Анищик, В.М. Асташинский, Н.Т. Квасов. – Минск: изд. БГУ, 2013. – 248 с.
7. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. P. 6. In book “Materials surface processing by directed energy techniques” / Ed. Y. Pauleau. – Elsevier, 2006. P. 205 – 240.
8. Белов А.В. и др. Сильноточные импульсные электронные пучки для авиационного двигателестроения / Под общ. ред. В.А. Шулова, А.С. Новикова, В.И. Энгелько. – М.: ДИПАК, 2012. – 292 с.
9. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
10. Grigoriev S.V., Devjatkov V.N., Koval N.N., Teresov A.D. The Automated Installation for Surface Modification of Metal and Ceramic-Metal Materials and Products by Intensive Pulse Sub-Millisecond Electron Beam. – In Proc. 9th Intern. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Tomsk, 2008. P. 19 – 22.
11. Абзаев Ю.А., Саркисов Ю.С., Клопотов А.А., Клопотов В.Д., Афанасьев Д.А. Полнопрофильный рентгеноструктурный ана-

- лиз клинкерного минерала C4AF // Вестник ТГАСУ. 2012. № 4. С. 200 – 209.
12. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3-х т. Т. 1 – 3. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000.
13. Goldschmidt H.J. Interstitial Alloys. – London: Butterworths, 1967. – 424 p.
14. Kubaschewski O. Iron-Binary Phase Diagrams. – Berlin-Heidelberg-New York: Springer-Verlag, 1982. – 184 p.
15. Ohmori Y., Sugisawa S. The precipitation of carbide during tempering of high carbon martensite // Trans. Jap. Inst. Met. 1971. Vol. 12. No. 3. P. 170 – 178.
16. Jack K.H., Wild S. Nature of c-carbide and its possible occurrence in steels // Nature. 1966. Vol. 212. No. 5059. P. 248 – 250.
17. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Кристаллическая структура металлов. Справочник. – Киев: Наукова думка, 1986. – 598 с.
18. Белоус М.В., Черепин В.Т., Васильев М.А. Превращения при отпуске стали. – М.: Металлургия, 1973. – 232 с.
19. Lee B.J. Thermodynamic calculations in stainless steels alloy systems // Korean Inst. Met. 1995. Vol. 33. No. 3. P. 766 – 775.
20. Durand-Charre M. Microstructure of steels and cast irons. – Berlin Heidelberg: Springer, 2004. – 404 s.
21. Jellinghaus W., Keller H. On the Iron-Chromium-Carbon System and Distribution of Chromium between Ferrite and Special Carbides.// Arch. Eisenhüttenwesen. 1972. Vol. 43. No. 4. P. 319 – 328. (In Germ.)
22. Kundrat D.M., Chochol M., Elliott J.F. Phase relationships in the Fe–Cr–C system at solidification temperatures // Met. Trans. 1985. Vol. 15B. No. 1-4. S. 663 – 676.
23. Самарский А.А. Введение в численные методы. – М.: Наука, 1997. – 271 с.
24. Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменным методам обработки / Под ред. Н.Н. Ковалья, Ю.Ф. Иванова. – Томск: Изд-во НТЛ, 2016. – 303 с.
25. Ivanov Y., Krysin O., Petrikova E., Ivanova O., Ikonnikova I., Rygina M. Numerical Simulation of Thermal Processes Involved in Surface Alloying of Aluminum with Titanium by an Intense Pulsed Electron Beam // Key Engineering Materials. 2016. Vol. 683. No. 2. P. 569 – 575.
26. Физические величины: Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др.; под ред. И.С. Григорьева, Е.Э. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

Поступила 1 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 10, pp. 839–845.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE SURFACE OF HIGH-CHROMIUM STEELS MODIFIED WITH AN INTENSE PULSED ELECTRON BEAM

Yu. F. Ivanov^{1,2}, A. A. Klopotov³, E. A. Petrikova¹, Yu. A. Abzaev³, O. V. Ivanova³

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

²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

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

Abstract. The work is focused on the identification and the analysis of regularities in formation of nanostructured, multiphase surface layers in high-chromium steels 12Cr18Ni10T and 20Cr13 subjected to irradiation with an intense pulsed electron beam (installation “SOLO”). A thermodynamic analysis of Fe–Cr–C system was carried out. It is shown that carbon-doping of Fe–Cr alloys leads to a significant change in the structural-phase state and has a determining effect on existence regions of carbides $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_3C_2 , and Me_3C with α - and γ -phases. Numerical calculations of the temperature field formed in the surface layer of steel during the irradiation with an electron beam

were carried out. It is shown that at a beam energy density of 10 J/cm², regardless of the pulse duration of the electron beam (50 – 200 ms), the maximum temperature reached at the sample surface by the end of the pulse is below the melting point of steel. At an energy density of the electron beam (20 – 30) J/cm² and pulse duration of 50 μ s the maximum temperature of irradiated surface is equal to the boiling point of steel; at a pulse duration of 200 μ s it reaches or exceeds the melting point of steel. The structure, mechanical and tribological properties of surface layer of the samples of high chromium steels 12Cr18Ni10T and 20Ni13 formed under the irradiation with an intense pulsed electron beam were studied. It is established that the electron-beam treatment of steel in the melting mode and the subsequent high-speed crystallization is accompanied by dissolution of particles of the initial carbide phase of the composition $Me_{23}C_6$ ((Cr, Fe)₂₃C₆), saturation of the crystalline lattice of the surface layer with chromium atoms, formation of cells of the dendritic crystallization of submicron sizes, and release of nanosized particles of titanium carbide and chromium carbide.

Together, this made it possible to increase (relative to the initial state) the strength and tribological properties of the studied materials. For steel 12Cr18Ni10T, an increase in the hardness of the surface layer by 1.5 times, the wear resistance by 1.5 times, and a decrease in the friction coefficient by 1.6 times are revealed. For steel 20Cr13, an increase in the microhardness by 1.5 times, the wear resistance by 3.2 times, and a decrease in the friction coefficient by 2.3 times are revealed.

Keywords: high-chromium stainless steel, state diagram, intense pulsed electron beam, structure, phase composition, microhardness, wear resistance, friction coefficient.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-839-845

REFERENCES

- Berlin E.V., Koval' N.N., Seidman L.A. *Plazmennaya khimiko-termicheskaya obrabotka poverkhnosti stal'nykh detalei* [Plasma chemical-thermal treatment of the surface of steel parts]. Moscow: Tekhnosfera, 2012, 464 p. (In Russ.).
- Budilov V.V., Koval' N.N., Kireev R.M., Ramazanov K.N. *Integrirovannye metody obrabotki konstruktsionnykh i instrumental'nykh materialov s ispol'zovaniem tleyushchikh i vakuumno-dugovykh razryadov* [Integrated methods for processing structural and tool materials from glow and vacuum arc discharges]. Mukhin V.S. ed. Moscow: Mashinostroenie, 2013, 313 p. (In Russ.).
- Poate J.M., Foti G., Jacobson D.C. *Surface modification and alloying by laser, ion and electron beams*. New York, London: Plenum Press, 1983, 424 p.
- Ion implantation and beam processing*. Williams J.S., Poate J.M. eds. Sydney, New York: Academicpress, 1984, 358 p.
- Gribkov V.A., Grigor'ev F.I., Kalin B.A., Yakushin V.P. *Perspektivnye radiatsionno-puchkovye tekhnologii obrabotki metallov* [Perspective radiation-beam technologies of metal processing]. Moscow: Kruglyi stol, 2001, 528 p. (In Russ.).
- Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., Astashinskii V.M., Kvasov N.T. *Modifikatsiya materialov kompressionnymi plazmennymi potokami* [Modification of materials by compression plasma streams]. Minsk: izd. BGU, 2013, 248 p. (In Russ.).
- Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. *Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. Chapter 6 in Book "Materials surface processing by directed energy techniques"*. Y. Pauleau Ed. Elsevier, 2006, pp. 205–240.
- Shulov V.A., Paikin A.G., Novikov A.S. etc. *Sil'notochnye elektronnye impul'snye puchki dlya aviatsionnogo dvigatelestroeniya* [High-current pulsed electron beams for aircraft engine building]. Shulov V.A., Novikov A.S., Engel'ko V.I. eds. Moscow: Dipak, 2012, 292 p. (In Russ.).
- Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. etc. *Marochnik stalei i splavov* [Grade guide of steels and alloys]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 640 p. (In Russ.).
- Grigoriev S.V., Devjatkov V.N., Koval' N.N., Teresov A.D. The automated installation for surface modification of metal and ceramic-metal materials and products by intensive pulse sub-millisecond electron beam. In: *Proc. 9th Intern. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows*. Tomsk, 2008, pp. 19–22.
- Abzaev Yu.A., Sarkisov Yu.S., Klopotov A.A., Klopotov V.D., Afanas'ev D.A. Full-profile x-ray structural analysis of clinker mineral C4AF. *Vestnik TGASU*. 2012, no. 4, pp. 200–209. (In Russ.).
- Lyakishev N.P. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskh sistem. V 3-kh t. T. 1 – 3* [Diagrams of the state of double metal systems. In 3 vols., vol. 1 – 3]. Moscow: Mashinostroenie, 1996 – 2000. (In Russ.).
- Goldschmidt H.J. *Interstitial alloys*. London: Butterworths, 1967, 424 p.
- Kubaschewski O. *Iron-binary phase diagrams*. Berlin-Heidelberg-New York: Springer-Verlag, 1982, 184 p.
- Ohmori Y., Sugisawa S. The precipitation of carbide during tempering of high carbon martensite. *Trans. Jap. Inst. Met.* 1971, vol. 12, no. 3, pp. 170–178.
- Jack K.H., Wild S. Nature of χ -carbide and its possible occurrence in steels. *Nature*. 1966, vol. 212, no. 5059, pp. 248–250.
- Barabash O.M., Koval' Yu.N. *Kristallicheskaya struktura metallov. Spravochnik* [Crystalline structure of metals. Directory]. Kiev: Naukova dumka, 1986, 598 p. (In Russ.).
- Belous M.V., Cherepin V.T., Vasil'ev M.A. *Prevrashcheniya pri otpuske stali* [Transformations at tempering of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 232 p. (In Russ.).
- Lee B.J. Thermodynamic calculations in stainless steels alloy systems. *Korean Inst. Met.* 1995, vol. 33, no. 3, pp. 766–775.
- Durand-Charre M. *Microstructure of steels and cast irons*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2004.
- Jellinghaus W., Keller H. On the iron-chromium-carbon system and distribution of chromium between ferrite and special carbides. *Arch. Eisenhüttenwesen*. 1972, vol. 43, no. 4, pp. 319–328. (In Germ.)
- Kundrat D.M., Chochol M., Elliott J.F. Phase relationships in the Fe–Cr–C system at solidification temperatures. *Met. Trans.* 1985, vol. 15B, no. 1-4, pp. 663–676.
- Samarskii A.A. *Vvedenie v chislennye metody* [Introduction to numerical methods]. Moscow: Nauka, 1997, 271 p. (In Russ.).
- Evolutsiya struktury poverkhnostnogo sloya stali, podvergnutoi elektronno-ionno-plazmennym metodam obrabotki* [Evolution of the structure of the surface layer of steel subjected to electron-ion-plasma processing methods]. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. eds. Tomsk: Izd-vo NTL, 2016, 303 p. (In Russ.).
- Ivanov Y., Krysin O., Petrikova E., Ivanova O., Ikonnikova I., Rygina M. Numerical simulation of thermal processes involved in surface alloying of aluminum with titanium by an intense pulsed electron beam. *Key Engineering Materials*. 2016, vol. 683, no. 2, pp. 569–575.
- Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratkovskii A.M. etc. *Fizicheskie velichiny: Spravochnik* [Physical Values: Handbook]. Grigor'ev E.E., Meilikhov I.S. eds. Moscow: Energoatomizdat, 1991, 1232 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by the RFBR grant (project no. 16-43-700659-p_a) and the program of the Presidium of the RAS and SB RAS (project No. 0366-2015-0005). The authors are grateful to A.D. Teresov for irradiating the steel samples by an intense pulsed electron beam.

Information about the authors:

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

A.A. Klopotov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair "Applied Mechanics and Material Science" (klopotovaa@tsuab.ru)

E.A. Petrikova, Junior Researcher (elizmarkova@yahoo.com)

Yu.A. Abzaev, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of Advanced Mathematics (abzaev2010@yandex.ru)

O.V. Ivanova, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor of the Chair of Advanced Mathematics (Ivaov@mail.ru)

Received April 1, 2017

УДК 621.92

ВЛИЯНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ МЕЖДУ ДРОБИМЫМ МАТЕРИАЛОМ И ЩЕКОЙ В ОДНОВАЛКОВОЙ ДРОБИЛКЕ НА ЭНЕГРОЕМКОСТЬ ПРОЦЕССА ДРОБЛЕНИЯ

Никитин А.Г.¹, д.т.н., доцент, директор института машиностроения и транспорта,
заведующий кафедрой механики и машиностроения (nikitin1601@yandex.ru)

Епифанцев Ю.А.¹, к.т.н., доцент кафедры механики и машиностроения (epifantsev42@mail.ru)

Медведева К.С.¹, аспирант кафедры механики и машиностроения (ksuwinchester@mail.ru)

Герике П.Б.², к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории
средств механизации (am_besten@mail.ru)

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

² Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН
(650000, Россия, Кемерово, пр. Советский, 18)

Аннотация. Дано описание разработанной в Сибирском государственном индустриальном университете одновалковой дробилки с принудительной подачей дробимого куска в зону разрушения за счет упора, расположенного на валке. Определены силы, действующие на дробимый кусок со стороны валка и неподвижной щеки в функции величины силы, действующей на кусок со стороны упора. На основании полученных результатов определено, что при постоянстве силы, приложенной со стороны упора, с уменьшением коэффициента трения между щекой и дробимым материалом происходит увеличение сил, действующих на дробимый кусок со стороны валка и щеки. Этим достигается уменьшение расхода энергии на дробление при прочих равных условиях, что уменьшает энергоемкость работы одновалковой дробилки с принудительной подачей материала в зону дробления.

Ключевые слова: одновалковая дробилка, степень дробления, сила, коэффициент трения, энергоемкость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-846-848

Многие промышленные производства (металлургические, горные и другие) перерабатывают и используют в больших количествах сыпучие материалы различных классов крупности. В большинстве случаев нужная крупность достигается путем измельчения более крупных кусков на дробилках, в том числе и одновалковых.

Показателями процесса дробления являются степень и эффективность дробления [1]. Степень дробления оценивается отношением размеров дробимого и получаемого кусков, зависит от величины зазора между валком и неподвижной щекой. Эффективность дробления определяется массой дробленого материала при расходовании единицы электроэнергии и зависит, главным образом, от прочности дробимого материала.

Одним из недостатков валковых дробилок является малая степень дробления, зависящая от угла захвата и диаметра валка. Максимальный угол захвата ограничивается коэффициентом трения между валком и куском, который для большинства руд и пород находится в пределах 0,4 – 0,5 [2]. Одним из способов увеличения угла захвата является увеличение диаметра валка, однако это приводит к резкому увеличению габаритов дробилки [3].

В Сибирском государственном университете разработана конструкция энергоэффективной одновалковой дробилки [4], в которой принудительно подается дробимый кусок в зону дробления за счет упора, расположенного на валке, что увеличивает степень дробления [5]. Так как форма куска дробимого материала не влияет на величину и направление сил, то для наглядности сечение куска принято в виде круга. При соприкосновении упора с куском дробимого материала в точке *С* возникает сила N_3 , давящая на него и действующая по направлению движения валка, перпендикулярно рабочей поверхности упора (см. рисунок). Так как система валок – упор – кусок движется совместно, то в точках *А* и *С* не возникает сил трения [6].

Под действием горизонтальной составляющей силы N_3 и горизонтальной составляющей силы нормального давления N_1 возникает реактивная сила N_2 , приложенная в точке *В* и направленная по горизонтали от щеки. При этом в рассматриваемой точке появится сила трения F_2 , препятствующая движению куска дробимого материала в зазор между валком и щекой. Следовательно, в процессе дробления на кусок действуют силы N_1 , N_2 , N_3 , а также сила трения $F_2 = f_2 N_2$, где f_2 – коэффициент трения между куском и щекой.

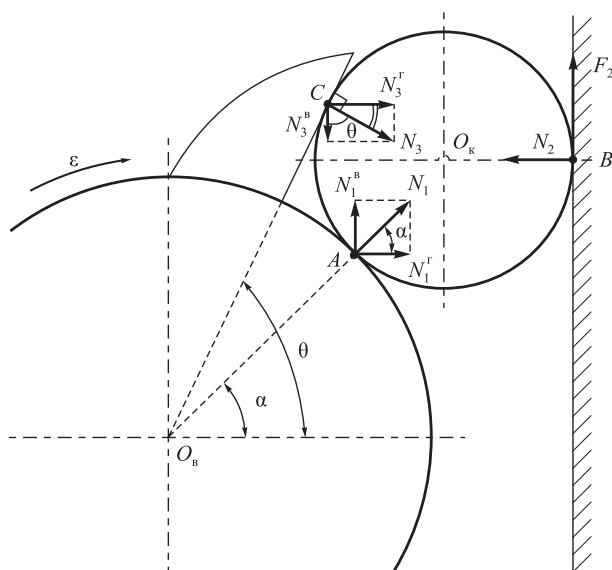


Схема сил, действующих на кусок дробимого материала в вертикальной и горизонтальной плоскостях

Scheme of the forces acting on a piece of crushing material in the vertical and horizontal planes

В этом случае в вертикальной плоскости действуют силы $N_1^b = N_1 \sin \alpha$, $N_3^b = N_3 \cos \theta$ и сила трения F_2 , где α – угол захвата; θ – угол между направлением действия силы N_3 и ее вертикальной составляющей N_3^b (так называемый угол атаки).

Аналогично, в горизонтальной плоскости действуют силы $N_1^r = N_1 \cos \alpha$, $N_3^r = N_3 \sin \theta$ и сила N_2 .

Система равновесия сил, действующих на кусок, следующая [7]:

$$\begin{aligned} N_3 \sin \theta + N_1 \cos \alpha - N_2 &= 0; \\ -N_3 \cos \theta + N_1 \cos \alpha + f_2 N_2 &= 0. \end{aligned}$$

Решение полученной системы уравнений относительно силы N_3 имеет вид

$$\begin{aligned} N_1 &= N_3 \frac{(\cos \theta - f_2 \sin \theta)}{(\sin \alpha + f_2 \cos \alpha)}; \\ N_2 &= N_3 \frac{\cos \theta (\sin \alpha + f_2 \cos \alpha) - \sin \alpha (\cos \theta - f_2 \sin \theta)}{f_2 (\sin \alpha + f_2 \cos \alpha)}. \end{aligned}$$

Из анализа полученных уравнений следует, что изменение коэффициента трения f_2 влияет на величины сил N_1 и N_2 обратно пропорционально, то есть при уменьшении коэффициента трения между куском дробимого материала и неподвижной щекой они увеличиваются и наоборот. Таким образом, при постоянстве силы N_3 , приложенной со стороны упора, с уменьшением коэффициента трения между щекой и дробимым материалом происходит увеличение сил N_1 и N_2 , действующих на дробимый кусок со стороны вала и щеки. Этим достигается уменьшение расхода энергии на дробление при прочих равных условиях [8], и, соответственно, снижение энергоёмкости работы одновалковой дробилки с принудительной подачей материала в зону дробления.

Выводы. Выявлено влияние коэффициента трения между дробимым материалом и щекой в одновалковой дробилке на величину сил, действующих на дробимый кусок. Определено, что уменьшение коэффициента трения снижает энергоёмкость работы одновалковой дробилки с принудительной подачей материала в зону дробления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Целиков А.И. Машины и агрегаты металлургических заводов. Т. 1. – М.: Машиностроение, 1987. – 440 с.
2. Jack de la Vergne. Hard Rock Miner's Handbook. – Edmonton, Alberta, Canada: Stantec Consulting, 2008. – 330 p.
3. Клушанцев Б.В., Косарев А.И., Муйземнек Ю.А. Дробилки. – М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.
4. Пат. 2524536 РФ. Способ дробления в валковой дробилке / А.Г. Никитин, В.И. Люленков, С.А. Лактионов, М.А. Кузнецов, А.Н. Матехина. Заявл. 11.03.2013; опубл. 27.07.2014. Бюл. № 21.
5. Никитин А.Г., Медведева К.С., Титов В.А. Определение степени дробления материала в одновалковой дробилке с упором на щеке. – В кн.: Металлургия: технологии, инновации, качество. Труды XIX Международной научно-технической конференции. Ч. 1. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2015. С. 371, 372.
6. Meriam J.L., Kraige L.G. Engineering Mechanics. – Hoboken, 111 River Street, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2012. – 550 p.
7. Pytel A., Kiusalaas J. Engineering Mechanics. Statics. – 200 First Stamford Place, Suite 400, Stamford, CT, USA: Cengage Learning, 2010. – 601 p.
8. Goulet J. Resistance des materiaux. – Bordas Paris, 1976. – 192 p.

Поступила 27 января 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 10, pp. 846–848.

INFLUENCE OF FRICTION COEFFICIENT BETWEEN THE CRUSHED MATERIAL AND THE CHEEK IN ONE-ROLL CRUSHER ON CRUSHING PROCESS ENERGY CAPACITY

A.G. Nikitin¹, Yu.A. Epifantsev¹, K.S. Medvedeva¹,
P.B. Gerike²

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

² Federal Research Center of Coal and Coal Chemistry of SB RAS, Kemerovo, Russia

Abstract. The description of a single-roll crusher developed at Siberian State Industrial University with a forced feeding of the crushing material into the fracture zone due to the abutment located on the roll is provided. The forces acting on the crushed material from the side of the roll and the fixed cheek are defined in function of the force magnitude acting on the material from the side of the stop. On the basis of

the obtained results, it is determined that when the force applied on the side of the abutment is constant, the friction coefficient between the cheek and the material to be crushed decreases, the forces acting on the fractional piece on the side of the roll and the cheek increase. It results in the reduction of energy consumption required for crushing of all other things being equal, which lowers the energy capacity of the single-roll crusher operation with forced feeding of material into the crushing zone.

Keywords: one-roll crusher, degree of crushing, force, friction coefficient, energy consumption.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-846-848

REFERENCES

1. Tselikov A.I. *Mashiny i agregaty metallurgicheskikh zavodov. T. 1* [Machines and units of metallurgical plants. Vol. 1]. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 440 p. (In Russ.).
2. Jack de la Vergne. *Hard rock miner's handbook*. Edmonton, Alberta, Canada: Stantec Consulting, 2008, 330 p.
3. Klushantsev B.V., Kosarev A.I., Muizemnek Yu.A. *Drobilki* [Crushers]. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 320 p. (In Russ.).
4. Nikitin A.G., Lyulenkov V.I., Laktionov S.A., Kuznetsov M.A., Matekhina A.N. *Sposob drobleniya v valkovo drolilke* [Crushing method in a roller crusher]. Patent no. 2524536 RF. *Byulleten' izobretenii*. 2014, no. 21. (In Russ.).
5. Nikitin A.G., Medvedeva K.S., Titov V.A. Determination of the degree of material crushing in a single-roll crusher with a load on the cheek. In: *Metallurgiya: tekhnologii, innovatsii, kachestvo: trudy KhIKh Mezhdunarodnoi nauchno-tehnicheskoi konferentsii: Ch. 1* [Metallurgy: technologies, innovations, quality: Proceedings of the 19 th Intern. Sci. and Tech. Conf.: Part 1]. Novokuznetsk: izd. Sib-GIU, 2015, pp. 371–372. (In Russ.).
6. Meriam J.L., Kraige L.G. *Engineering Mechanics*. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2012, 550 p.
7. Pytel A., Kiusalaas J. *Engineering mechanics. Statics*. 200 First Stamford Place, Suite 400, Stamford, CT, USA: Cengage Learning, 2010, 601 p.
8. Goulet J. *Resistance des materiaux*. Bordas Paris, 1976, 192 p.

Information about the authors:

A.G. Nikitin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Director of Institute of Mechanical Engineering and Transport, Head of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (nikitin1601@yandex.ru)
Yu.A. Epifantsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (epifantsev42@mail.ru)
K.S. Medvedeva, Postgraduate of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (ksuwinchester@mail.ru)
P.B. Gerike, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Means of Mechanization (am_besten@mail.ru)

Received January 27, 2017

К 60-ЛЕТИЮ ЕВГЕНИЯ ВАЛЕНТИНОВИЧА ПРОТОПОПОВА



10 ноября 2017 года исполняется 60 лет ректору Сибирского государственного индустриального университета (СибГИУ), заслуженному работнику высшей школы Российской Федерации, почетному металлургу, почетному работнику высшего профессионального образования Российской Федерации, доктору технических наук, профессору Протопопову Евгению Валентиновичу.

В 1980 году Евгений Валентинович Протопопов окончил Сибирский металлургический институт по специальности «Металлургия черных металлов» и начал свой трудовой путь на кафедре металлургии стали. После окончания аспирантуры в 1987 году защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук. В 1988 году ему присвоено ученое звание доцента. В 1991 году Евгений Валентинович возглавил работу кафедры металлургии стали, в 1995 году назначен на должность декана металлургического факультета Сибирского государственного индустриального университета. В 1998 защитил докторскую диссертацию на тему «Разработка теории и комплексной технологии конвертерной плавки при изменяющихся параметрах металлозавалки», в 2000 году ему присвоено ученое звание профессора. В 2010 г. Евгений Валентинович возглавил вновь созданный Институт металлургии и материаловедения, а в 2013 г. коллективом университета был избран ректором СибГИУ.

За время работы ректором Евгений Валентинович внес большой вклад в развитие университета: внедрение инновационных образовательных технологий, повышение результативности прикладных и фундаментальных научных исследований, укрепление материально-технической базы, активизацию различных форм внеучебной деятельности студентов. По его инициативе реализован ряд передовых инфраструктурных изменений, обеспечивающих рост эффективности различных направлений деятельности университета.

Протопопов Е.В. успешно совмещает общественную, научную и педагогическую деятельность. Он является руководителем научной школы «Развитие теории и разработка ресурсо- и энергосберегающих технологий производства черных металлов с использованием техногенных отходов», одним из признанных в научном сообществе лидеров в вопросах теории и практики ресурсо- и энергосберегающих технологий производства стали, технологических режимов конвертерной плавки стали, оптимизации конструкции дутьевых устройств и повышения стойкости футеровки металлургических агрегатов. Он внес значительный вклад в решение актуальной проблемы рационального использования на предприятиях металлургической отрасли переработки техногенных отходов в агрегатах конвертерного типа.

Под руководством и при непосредственном участии Евгения Валентиновича в СибГИУ созданы и активно

используются в учебном процессе и при проведении научных исследований лаборатория «высокотемпературного» моделирования конвертерных процессов, оснащенная современным и уникальным оборудованием, автоматизированный тренажерно-обучающий комплекс «Оператор машины непрерывной разливки стали». Их внедрение в образовательную практику позволило повысить качество практической подготовки студентов металлургических специальностей.

Евгений Валентинович – автор более 550 научных работ, в том числе 38 авторских свидетельств и патентов на изобретения, большинство из которых внедрены на производстве, является автором 14 монографий и учебных пособий с грифом Учебно-методического объединения (УМО) по направлению «Металлургия». Под его руководством защищено 10 кандидатских и 1 докторская диссертация.

Евгений Валентинович Протопопов является соавтором научного открытия, зарегистрированного международной академией авторов изобретений и открытий и Российской академией естественных наук.

Евгений Валентинович является заместителем главного редактора журнала «Известия вузов. Черная металлургия», главным редактором сборника научных трудов «Вестник горно-металлургической секции

Российской Академии естественных наук. Отделение металлургии», председателем диссертационного совета Д212.252.01 при Сибирском государственном индустриальном университете, председателем Президиума Западно-Сибирского отделения Российской Академии естественных наук.

Евгений Валентинович Протопопов – действительный член (академик) Российской Академии Естествознания, Российской Академии Естественных Наук, Российской Экологической Академии. Его заслуги отмечены многочисленными наградами Администрации Кемеровской области, различными отраслевыми наградами.

Свой юбилей Евгений Валентинович встречает в расцвете творческих сил. Его активная жизненная позиция, многолетняя творческая деятельность и тесные партнерские отношения с учеными и специалистами из разных уголков нашей страны позволили воспитать плеяду талантливых учеников, развивающих и преумножающих достижения металлургии нашей страны.

Редакция журнала, коллеги, ученики и друзья от всей души поздравляют Евгения Валентиновича с юбилеем, желают ему доброго здоровья, дальнейших успехов в педагогической и научной деятельности.

ГРОМОВУ ВИКТОРУ ЕВГЕНЬЕВИЧУ – 70 ЛЕТ



26 ноября 2017 года исполняется 70 лет члену редакционной коллегии журнала Виктору Евгеньевичу Громову – известному в России и за рубежом металлофизику, Заслуженному деятелю науки РФ, Почетному металлургу РФ, члену Межгосударственного совета по физике прочности и пластичности материалов, члену Научного Совета РАН по физике конденсированных сред, доктору физико-математических наук, профессору, заведующему кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля Сибирского государственного индустриального университета. Виктор Евгеньевич Громов зарегистрирован в Федеральном реестре экспертов в научно-технической сфере Министерства образования и науки и РАН, он – член редколлегии четырех журналов из списка ВАК.

Как высококвалифицированный специалист широкого профиля Виктор Евгеньевич по праву занимает одно из ведущих мест среди ученых России в области материаловедения, физики прочности и пластичности сталей и сплавов. На протяжении долгой научной деятельности его учителями и соратниками являются известные российские ученые-металлофизики и материаловеды В.Е. Панин, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, А.М. Глезер, Ю.Ф. Иванов.

Экспериментальные и теоретические исследования в области физики прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий (электрических полей и токов, плазменных и электронных пучков), выполненные за 40 лет В.Е. Громовым и его учениками, получили широкую известность и признание в научных кругах и привели к созданию нового научного направления. Результаты исследований нашли применение как в академических, отраслевых и учебных институтах при изучении природы формоизменения металлов и сплавов, так и на ряде предприятий металлургической промышленности и машиностроения при разработке соответствующих электротехнологий. Они внедрены со значительным экономическим эффектом на предприятиях Кузбасса.

За цикл работ по внедрению безкислотной технологии удаления окалина при производстве проволоки из малоуглеродистых и низколегированных сталей на предприятиях металлургической отрасли В.Е. Громов удостоен премии Правительства РФ в области науки и техники. В 2013 г. он стал лауреатом премии РАН имени академика И.П. Бардина. В последние годы научная школа «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий», возглавляемая профессором В.Е. Громовым, плодотворно работает в области наноструктурного материаловедения по грантам РФФИ, РНФ и целевым программам Минобрнауки. За период работы в высшей школе В.Е. Громов проявил качества талантливого педагога и организатора высшего образования. В.Е. Громов – «Лучший профессор Кузбасса 2003», «Почетный профессор Кузбасса» 2015 г., один из ведущих профессоров университета. Его лекции отличает сочетание высокого теоретического уровня с ясной формой изложения.

В.Е. Громов является соавтором трех научных открытий, зарегистрированных Международной академией авторов изобретений и открытий и Российской академией естественных наук:

1. Закономерность изменения структурно-фазового состояния металлов при внешнем энергетическом воздействии.

2. Явление увеличения усталостной долговечности сталей под воздействием низкоэнергетических сильно-точных электронных пучков.

3. Явление ускорения синтеза химических соединений на поверхности металлов и сплавов при электро-рывном легировании.

Виктор Евгеньевич воспитал плеяду талантливых научных сотрудников – 8 докторов и 35 кандидатов наук, плодотворно работающих в высшей школе, на производстве, в бизнесе. Он автор более 3400 научных публикаций, в том числе 25 патентов и 75 монографий, три из которых опубликованы в Кембридже в издательстве Cambridge International Science Publication Ltd на английском языке.

В.Е. Громов – действительный член Международной академии энерго-информационных наук и Российской академии естественных наук. Его заслуги отмечены медалями «За служение Кузбассу», «За особый вклад в развитие Кузбасса» I, II и III степени, другими наградами и грамотами администрации Кемеровской области.

Семидесятилетний юбилей Виктор Евгеньевич встречает в расцвете творческих сил.

Редакционная коллегия журнала, ученики и друзья сердечно поздравляют Виктора Евгеньевича с юбилеем и желают ему доброго здоровья, счастья и новых научных свершений.

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., *главный редактор*

Протопопов Е.В., *заместитель главного редактора*

Ивани Е.А., *заместитель главного редактора*

Бащенко Л.П., *заместитель ответственного секретаря*

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

Олендаренко Н.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 25.10.2017. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,0. Заказ 6061. Цена свободная.

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

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

SIMPLIFIED METHOD FOR CALCULATION OF BENDING MOMENTS OF STEEL SHEET AND REACTIONS OF WORKING ROLLERS IN MULTIROLL STRAIGHTENING MACHINE

MODERN WELDING METHODS OF THE RAILS OF NEW GENERATION

ENVIRONMENTALLY SAFE STORAGE OF WASTES FROM IRON-ORE ENRICHMENT

PRODUCTION TECHNOLOGY OF HOT ROLLED PLATE OF SPECIFIED QUALITY USING NEW TECHNIQS OF LARGE SECTION SLABS CASTING

DEVELOPMENT OF THEORETICAL BASIS OF DETERMINING ENERGY-POWER PARAMETERS OF ROLLING WITH DEVELOPMENT OF NEW GRADES OF RAIL STEEL

THERMODYNAMIC JUSTIFICATION OF OPPORTUNITY OF USING HIGH-TEMPERATURE COMBUSTION FLANKS FOR OXIDATION OF MELT IMPURITIES IN AGGREGATES OF CONVERTER TYPE. REPORT 2. INTERACTION OF THE FLANK WITH METAL AND SLAG IN THE CONVERTER BATH

STUDY OF THE VISCOSITY OF SLAGS OF $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-25\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$ SYSTEM

CHANGES IN STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF THE SURFACE OF DIFFERENTIALLY HARDENED 100-METER RAILS IN OPERATION

INVESTIGATION OF LÜDERS DEFORMATION IN THE MILD STEEL

STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE SURFACE OF HIGH-CHROMIUM STEELS MODIFIED WITH AN INTENSE PULSED ELECTRON BEAM

INFLUENCE OF FRICTION COEFFICIENT BETWEEN THE CRUSHED MATERIAL AND THE CHEEK IN ONE-ROLL CRUSHER ON CRUSHING PROCESS ENERGY CAPACITY

TO THE 60TH ANNIVERSARY OF EUGENII VALENTINOVITCH PROTOPOPOV

TO THE 70TH ANNIVERSARY OF VIKTOR EVGEN'EVITCH GROMOV