

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 2, 2016

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 59

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЛЕОНТЬЕВ Л.И.

(Российская Академия Наук, г. Москва)

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Ответственный секретарь: ПОЛУЛЯХ Л.А.

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

Заместитель ответственного секретаря: ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Члены редакционной коллегии:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Учредители:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный
индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

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

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

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

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

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

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

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

Editorial Board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

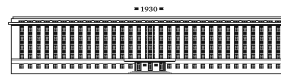
SPAIDEL' M. (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

Founders:



National Research
Technological University "MISIS"



Siberian State
Industrial University

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

Editorial addresses:

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

654007, Novokuznetsk, Kemerovo region,
Kirova str., 42
Siberian State Industrial University,
Tel.: +7 (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission.

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is registered
in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications **PI number FS77-35456**

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Термодинамический анализ реакций формирования карбидного слоя в стали при микродуговом насыщении молибденом	77
Федосов А.В. Применение неравномерных расчетных сеток для математического моделирования процессов формирования непрерывнолитой заготовки в кристаллизаторе МНЛЗ	82
Ярошенко Ю.Г., Швидкий В.С., Спирин Н.А., Лавров В.В. Стационарный теплообмен в орошаемой расплавом зоне доменной печи	88
Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И., Трусова И.А. Аналитические расчеты режимов затвердевания и охлаждения крупнотоннажных промышленных слитков. Сообщение 2. Тепловой режим слитков в теплотехнологической цепи от разлива до выдачи в прокатный стан	94
Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Галевский Г.В., Козырев Н.А., Горюшкин В.Ф. Термодинамические аспекты удаления водорода при сварке под фторсодержащими флюсами	99

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Аникин А.Е., Галевский Г.В., Руднева В.В. Карбидизация техногенного микрокремнезема буроугольным полукоксом	105
---	-----

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ

Рахманов С.Р., Ольшанский В.П. Особенности функционирования стержневой системы механизма удержания оправки автоматического стана с учетом переменности массы системы	112
---	-----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Муравьев В.В., Ленков С.В., Дедов А.И., Байтеряков А.В., Котоломов А.Ю. Влияние одноосного растяжения образцов стали 09Г2С после различной термической обработки на акустические структурные шумы	118
Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Никитенко О.А., Барышников М.П., Жеребцов М.С. Формирование ультрамелкозернистой структуры углеродистой стали при высокоскоростной деформации сжатием при повышенных температурах	123
Баранникова С.А., Иванов Ю.Ф., Косинов Д.А., Коновалов С.В., Громов В.Е. Влияние водорода на локализацию пластической деформации и структуру в низкоуглеродистой стали при электролитическом насыщении	128
Симачев А.С., Осколкова Т.Н., Темлянцева М.В. Влияние неметаллических включений рельсовой стали на высокотемпературную пластичность	134

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Мышляев Л.П., Агеев Д.А., Чернявский С.В. Управление заключительным периодом продувки кислородно-конвертерной плавки стали с идентификацией модели	138
--	-----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Демина Е.И. Расчет предварительного изгиба полосы при резке на ножницах	142
---	-----

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

M.S. Stepanov, Yu.M. Dombrovskii Thermodynamic analysis of formation reaction of a carbide layer in steel at microarc molybdenum saturation	77
A.V. Fedosov Usage of uneven estimated nets for mathematical modeling of the processes of continuous cast billet formation in a CCM crystallizer	82
Y.G. Yaroshenko, V.S. Shvidkii, N.A. Spirin, V.V. Lavrov Stationary heat exchange in the blast furnace smelting zone irrigated with melt	88
Yu.S. Postol'nik, V.I. Timoshpol'skii, I.A. Trusova Analytical calculations of solidification and cooling processes in large-tonnage commercial ingots. Report 2. Thermal conditions of ingot in heat-technological processing chain from casting to feeding to a rolling mill	94
R.E. Kryukov, Yu.V. Bendre, G.V. Galevskii, N.A. Kozyrev, V.F. Goryushkin Thermodynamic aspects of hydrogen removal during welding under fluorine-containing fluxes	99

RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES IN THE STEEL INDUSTRY

A.E. Anikin, G.V. Galevskii, V.V. Rudneva Carbideization of technogenic microsilica by brown-coal semi-coke	105
---	-----

INNOVATIONS IN METALLURGICAL AND LABORATORY EQUIPMENT

S.R. Rakhmanov, V.P. Ol'shanskii Features of functioning of the core mechanism of deduction of automatic mandrel mill, taking into account the variability of system mass	112
---	-----

MATERIAL SCIENCE

V.V. Murav'ev, S.V. Len'kov, A.I. Dedov, A.V. Baiteryakov, A.Yu. Kotolomov Influence of single-axis tension of 09G2S steel samples after different thermal treatment on acoustic structural noises	118
N.V. Koptseva, Yu.Yu. Efimova, O.A. Nikitenko, M.P. Baryshnikov, M.S. Zharebtsov Ultrafine-grained structure formation in carbon steel by high-speed compression deformation at increased temperatures	123
S.A. Barannikova, Yu.F. Ivanov, D.A. Kosinov, S.V. Kononov, V.E. Gromov Effect of hydrogen on the localization of plastic deformation and structure of the electrolytically saturated low-carbon steel	128
A.S. Simachev, T.N. Oskolkova, M.V. Temlyantsev Influence of non-metallic inclusions in rail steel on its high-temperature plasticity ...	134

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

L.P. Myshlyayev, D.A. Ageev, S.V. Chernyavskii Control of the final blowing period of oxygen-converter steel melting with model identification	138
--	-----

BRIEF COMMUNICATION

A.G. Nikitin, Yu.A. Epifantsev, E.I. Demina Calculation of preliminary bending of strip during cutting by shear	142
---	-----

УДК 621.793

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ РЕАКЦИЙ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНОГО СЛОЯ В СТАЛИ ПРИ МИКРОДУГОВОМ НАСЫЩЕНИИ МОЛИБДЕНОМ

Степанов М.С., к.т.н., доцент кафедры «Технология технического регулирования» (stepanovms@yandex.ru)
Домбровский Ю.М., д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» (yurimd@mail.ru)

Донской государственный технический университет
(344010, Россия, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1)

Аннотация. Известные технологии диффузионного насыщения стальных изделий молибденом характеризуются рядом недостатков. Исследовали процесс диффузионного насыщения молибденом с применением технологии микродуговой химико-термической обработки. Стальной образец погружали в порошок каменного угля и нагревали пропусканием электрического тока. В качестве источника диффузанта использовали молибдат аммония. При пиролизе угля происходит выделение водорода, метана, диоксида и оксида углерода, выполняющих роль защитной атмосферы и возможных восстановителей молибдена до атомарного состояния. Для выявления наиболее вероятных химических реакций выполнен расчет стандартного изменения энергии Гиббса. Определены температурные интервалы реакций восстановления триоксида молибдена с образованием диоксида молибдена и атомарного молибдена. Проведена экспериментальная проверка расчетных данных. В результате одновременной диффузии углерода и молибдена формируется карбидное покрытие толщиной 80 – 150 мкм с микротвердостью 13,5 – 15,0 ГПа.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение, микродуговая химико-термическая обработка, диффузионное насыщение поверхностного слоя, формирование высокотвердого карбидного покрытия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-77-81

Диффузионное насыщение молибденом осуществляется для повышения твердости, жаропрочности, коррозионной стойкости, износостойкости стальных изделий. В качестве источника диффузанта в основном применяют порошки молибдена или ферромolibдена с добавками активатора, а также пасты и обмазки. Кроме того, возможно использование газовых сред на основе галогенидов молибдена и расплавов на основе молибдата натрия. Процесс проводят при температуре 1273 – 1473 К в течение 6 – 7 ч. В результате обработки низкоуглеродистых сталей образуется диффузионный слой, состоящий из твердого раствора молибдена в α -железе. При насыщении высокоуглеродистых сталей при аналогичных режимах возможно образование поверхностной зоны карбида молибдена Mo_2C , под которой расположен α -твердый раствор молибдена в железе, однако при этом наблюдается значительное обезуглероживание подслоя [1 – 4]. Интенсификация процесса насыщения достигается при применении скоростного электронагрева с использованием обмазки, содержащей диффузанта. Однако при насыщении молибденом с образованием поверхностного карбидного слоя избежать образования обезуглероженной зоны не удавалось [5].

Целью настоящей работы является определение возможности и условий процесса диффузионного насыщения молибденом и формирования карбидного слоя на поверхности стальных изделий с применением техно-

логии микродуговой химико-термической обработки (МДХТО) [6 – 8].

На поверхность цилиндрических образцов из стали 20 диам. 12 мм и длиной 35 мм наносили электропроводную гелеобразную обмазку, содержащую молибдат аммония $(\text{NH}_4)_2\text{MoO}_4$. Образцы на половину длины погружали в рабочую ячейку, которую заполняли порошком каменного угля с размером частиц 0,4 – 0,6 мм. Для нагрева образца использовали постоянное питающее напряжение 250 В, обеспечивающее в цепи ячейка → порошковая среда → образец ток 3 А при плотности тока на поверхности образца 0,53 А/см². В процессе МДХТО температура возрастала от комнатной до 1523 К при общей продолжительности процесса 3 мин.

Диффузионный слой оценивали металлографически с помощью микроскопов МИМ-7 и Neophot-21 на поперечных шлифах образцов, протравленных реактивом Ржешотарского. Микротвердость измеряли по ГОСТ 9450 – 76 с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,49 Н. Регистрацию микроструктур выполняли цифровой фотокамерой с разрешением 7,2 Мп.

При МДХТО низкоуглеродистой стали карбидное покрытие на поверхности стальных изделий может формироваться в результате одновременной диффузии атомарного молибдена и углерода, поэтому рассмотрим возможные реакции их образования.

При нагревании до 423 К молибдат аммония $(\text{NH}_4)_2\text{MoO}_4$ разлагается на триоксид молибдена, водяной пар и аммиак по реакции



Органическое вещество каменного угля в значительной степени состоит из углерода (от 75 до 95 % в зависимости от марки и месторождения). При нагреве происходит пиролиз порошка каменного угля, протекающий во всем интервале времени и температур обработки, в результате которого на различных стадиях процесса выделяются водород, метан, а также диоксид и оксид углерода [9 – 12].

В результате в рабочей ячейке создается защитная атмосфера, в которой перечисленные компоненты выполняют роль восстановителей молибдена из его триоксида. Продуктами реакций, протекающих в широком температурном диапазоне, могут быть атомарный молибден, его карбид Mo_2C или диоксид MoO_2 в сочетании с оксидом или диоксидом углерода.

При контакте оксида углерода с металлической поверхностью образца происходит образование атомарного углерода $2\text{CO} \rightarrow \text{C} + \text{CO}_2$. Атомарный углерод диффундирует в насыщаемый металл, обеспечивая протекание процессов цементации и карбидообразования, а диоксид углерода взаимодействует с углеродом каменного угля, обеспечивая постоянное присутствие оксида углерода $\text{CO}_2 + \text{C} \rightarrow 2\text{CO}$.

Для выявления наиболее вероятных реакций во всем температурном интервале МДХТО выполнен расчет стандартного изменения энергии Гиббса ΔG_T° с использованием метода Темкина–Шварцмана [13 – 15]. Температурные зависимости $\Delta G_T^\circ(T)$ (кДж/моль O_2) для одинакового содержания кислорода в газовой фазе приведены в табл. 1.

Возможные реакции восстановления триоксида молибдена можно разделить на четыре группы:

- реакции 1 – 3 – восстановление MoO_3 углеродом или оксидом углерода с образованием атомарного молибдена;
- реакции 4 – 6 – восстановление MoO_3 углеродом или оксидом углерода с образованием карбида молибдена;
- реакции 7 – 9 – восстановление MoO_3 углеродом или оксидом углерода с образованием диоксида молибдена;
- реакции 10 – 12 – восстановление MoO_3 водородом и метаном с образованием атомарного молибдена или диоксида молибдена.

Для выявления наиболее вероятных реакций в интервале температур МДХТО построены зависимости изменений энергии Гиббса от температуры (рис. 1).

Вероятность и последовательность протекания реакций определяли в соответствии с точками пересечения графика реакции 13, контролирующей состав газовой фазы в рабочей ячейке, с графиками других реакций. Установлено, что для реакций 1 – 9 начальные точки

Т а б л и ц а 1

Зависимости $\Delta G_T^\circ(T)$

Table 1. Dependence $\Delta G_T^\circ(T)$

Номер реакции	Реакция	Зависимость $\Delta G_T^\circ(T)$, кДж/моль O_2 , от T , К
1	$\text{MoO}_3 + 3\text{C} = \text{Mo} + 3\text{CO}$	$255,4 - 0,327T$
2	$2\text{MoO}_3 + 3\text{C} = 2\text{Mo} + 3\text{CO}_2$	$87,07 - 0,154T$
3	$\text{MoO}_3 + 3\text{CO} = \text{Mo} + 3\text{CO}_2$	$-34,52 + 0,003T$
4	$2\text{MoO}_3 + 7\text{C} = \text{Mo}_2\text{C} + 6\text{CO}$	$40,7 - 0,055T$
5	$2\text{MoO}_3 + 4\text{C} = \text{Mo}_2\text{C} + 3\text{CO}_2$	$20,8 - 0,044T$
6	$2\text{MoO}_3 + 8\text{CO} = \text{Mo}_2\text{C} + 7\text{CO}_2$	$-8,03 + 0,003T$
7	$\text{MoO}_3 + \text{C} = \text{MoO}_2 + \text{CO}$	$22,33 - 0,098T$
8	$2\text{MoO}_3 + \text{C} = 2\text{MoO}_2 + \text{CO}_2$	$-27,7 - 0,041T$
9	$\text{MoO}_3 + \text{CO} = \text{MoO}_2 + \text{CO}_2$	$-67,38 + 0,013T$
10	$\text{MoO}_3 + 3\text{H}_2 = \text{Mo} + 3\text{H}_2\text{O}$	$-4,99 - 0,054T$
11	$\text{MoO}_3 + \text{H}_2 = \text{MoO}_2 + \text{H}_2\text{O}$	$-53,87 - 0,019T$
12	$4\text{MoO}_3 + \text{CH}_4 = 4\text{MoO}_2 + \text{CO}_2 + 2\text{H}_2\text{O}$	$-22,91 - 0,055T$
13	$\text{CO}_2 + \text{C} = 2\text{CO}$	$168,64 - 0,172T$
14	$\text{C} + \text{O}_2 = \text{CO}_2$	$-396,1 - 0,0002T$
15	$2\text{C} + \text{O}_2 = 2\text{CO}$	$-227,2 - 0,173T$

Т а б л и ц а 2

Зависимость ΔG_T° Table 2. Dependence ΔG_T°

Номер реакции	Реакция	Зависимость ΔG_T° , кДж/моль O_2 , от T , К
1	$MoO_2 + C = Mo + CO_2$	$181,07 - 0,169T$
2	$MoO_2 + 2C = Mo + 2CO$	$350,5 - 0,353T$
3	$2MoO_2 + 3C = Mo_2C + 2CO_2$	$51,82 - 0,048T$
4	$2MoO_2 + 5C = Mo_2C + 4CO$	$66,27 - 0,075T$
5	$MoO_2 + 2CO = Mo + 2CO_2$	$38,03 - 0,047T$
6	$MoO_2 + 2H_2 = Mo + 2H_2O$	$115,75 - 0,1135T$

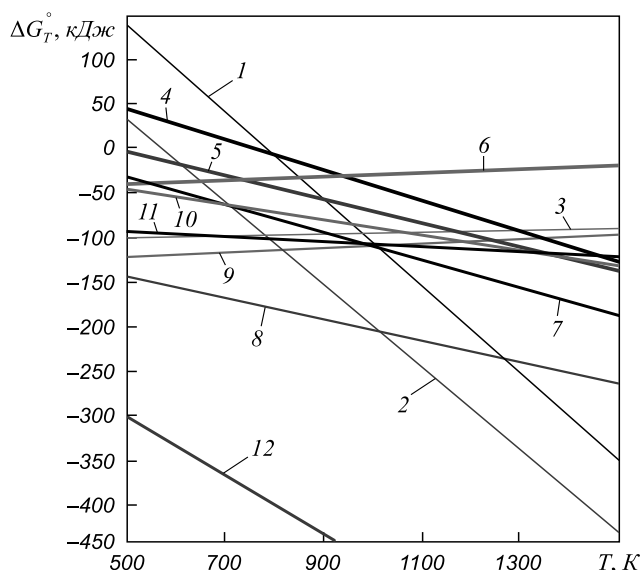


Рис. 1. Изменение энергии Гиббса реакций восстановления триоксида молибдена

Fig. 1. Change of Gibbs energy of reactions of molybdenum trioxide reduction

температурных интервалов в порядке возрастания располагаются в следующей последовательности: 1010 К – реакция 6; 1090 К – реакция 4; 1155 К – реакция 5; 1160 К – реакция 3; 1275 К – реакция 9; 1499 К – реакция 8; 1977 К – реакция 7. Для реакций 10 и 11 такие точки имеют значения 1470 и 1454 К соответственно. Для реакции 12 соответствующая температура выходит за пределы диапазона МДХТО и составляет 1635 К; эту реакцию можно исключить из рассмотрения, тем более что метан при данной температуре в газовой фазе практически отсутствует.

Полученные результаты подтверждают возможность восстановления триоксида молибдена до атомарного состояния или до диоксида в условиях МДХТО при температуре свыше 1160 К.

Для реакций 13 – 15 анализ зависимости $\Delta G_T^\circ(T)$ показал, что выше 976 К наиболее вероятно протекание реакции 15. Расчет значений константы равновесия этих реакций дал следующий результат: реакция 13 $\lg K_p = -36\,864/T + 37,60$; реакция 14 $\lg K_p = 86\,587/T + 0,044$; реакция 15 $\lg K_p = 49\,667/T + 37,82$. Как следует из полученных зависимостей, при температуре выше 977 К значение константы равновесия реакции 15 превышает соответствующие значения других реакций; с ростом температуры это превышение увеличивается, что совпадает с результатами анализа температурной зависимости величины ΔG_T° .

Рассмотрим возможные реакции восстановления диоксида молибдена. Продуктами этих реакций могут быть атомарный молибден или его карбид Mo_2C (табл. 2).

Расчет показал (рис. 2), что начальные точки вероятных температурных интервалов рассматриваемых реак-

ций располагаются в следующей последовательности: 904 К – реакция 6; 942 К – реакция 3; 1004 К – реакция 2; 1045 К – реакция 5; 1055 К – реакция 4. Таким образом, восстановление диоксида молибдена, полученного по реакции 9, до атомарного состояния может протекать во всем возможном интервале температур процесса МДХТО.

В результате протекания рассмотренных реакций молибден и углерод в атомарном состоянии одновременно диффундируют в поверхность стального изделия с образованием карбида Mo_2C .

Для экспериментальной проверки справедливости выполненных расчетов было осуществлено диффузионное молибденирование образцов из стали 20 в среде порошка каменного угля по вышеуказанной методике. В результате обнаружено (рис. 3, а) формирование слаботорвающегося покрытия толщиной от 80 до 150 мкм (в зависимости от концентрации диффузанта в обзажке)

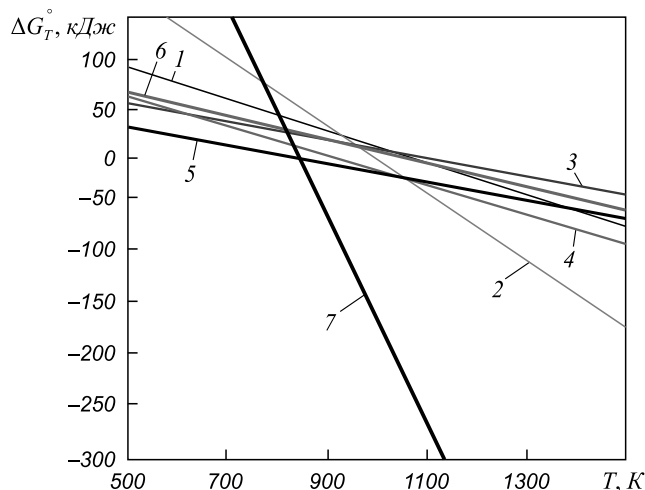


Рис. 2. Изменение энергии Гиббса реакций восстановления диоксида молибдена

Fig. 2. Change of Gibbs energy of reactions of molybdenum dioxide reduction

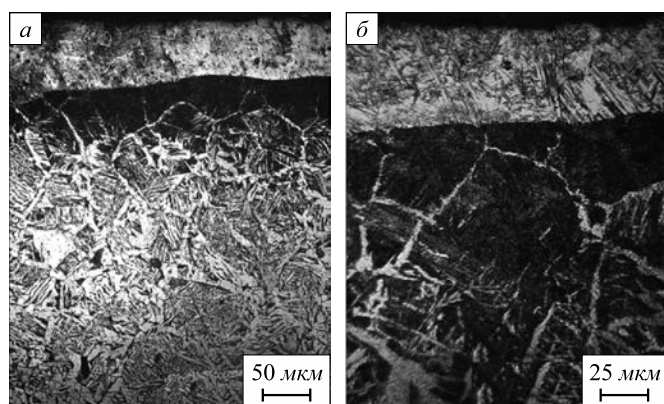


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя стали 20 после молибденирования в режиме микродугового нагрева при различных увеличениях

Fig. 3. Microstructure of the surface layer of steel 20 after microarc molybdenum saturation at different magnifications (a and b)

с микротвердостью 13,5 – 15,0 ГПа, что соответствует микротвердости карбидов молибдена. Под карбидным слоем расположена науглероженная зона с перлитной структурой, далее феррито-перлитная структура, характерная для стали 20 в исходном структурном состоянии. В переходной зоне между карбидным и перлитным слоями при большем увеличении (рис. 3, б) отмечено наличие области, имеющей игольчатую структуру, что свидетельствует о высоком содержании в этой зоне молибдена. Это приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита и формированию мартенситных структур при охлаждении образца на воздухе.

Выводы. В рабочем диапазоне температур МДХТО в порошковой среде каменного угля с использованием молибдата аммония в качестве источника диффузанта возможно образование атомарного молибдена непосредственно из триоксида молибдена или через промежуточную стадию его диоксида. Экспериментально подтверждена возможность поверхностного насыщения при МДХТО стальных изделий молибденом из гелеобразной обмазки, содержащей порошок молибдата аммония, а также формирование карбидного покрытия толщиной 80 – 50 мкм с микротвердостью 13,5 – 15,0 ГПа за счет одновременного диффузион-

ного насыщения стали молибденом и углеродом. Под карбидным слоем расположена науглероженная зона с перлитной структурой, далее – исходная феррито-перлитная структура.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Борисенко Г.В., Васильев Л.А., Ворошнин Л.Г. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / Под ред. Л. Ляховича. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
2. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
3. Диффузионные карбидные покрытия / В.Ф. Лоскутов, В.Г. Хижняк, Ю.А. Куницкий, М.В. Киндрачук. – Киев: Техника, 1991. – 168 с.
4. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки. – М.: Новое знание, 2010. – 304 с.
5. Многокомпонентные диффузионные карбидные покрытия на железоуглеродистых сплавах / Л.Г. Ворошнин, С.Д. Башлак, Б.Б. Хина, А.А. Шматов. – Минск: изд. БНТУ, 2007. – 468 с.
6. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 12. С. 25 – 29.
7. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Микродуговое хромирование сталей: анализ основных реакций. – В кн. Инновационные материалы и технологии в машиностроительном производстве. Материалы 3-й международной научно-практической конференции 25 апреля 2014 г., Новотроицк. – Новотроицк: изд. НИТУ «МИСиС», 2014. С. 57 – 58.
8. Степанов М.С. Формирование карбидного покрытия при микродуговом хромировании стали // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 1. С. 35 – 38.
9. Химическая технология твердых горючих ископаемых / Г.Н. Макаров, Г.Д. Харлампович, Ю.Г. Королев и др. – М.: Химия, 1986. – 496 с.
10. Химия и переработка угля / В.Г. Липович, Г.А. Калабин, И.В. Калечиц и др. – М.: Химия, 1988. – 336 с.
11. Глушенко И.М. Теоретические основы технологии горючих ископаемых. – М.: Металлургия, 1990. – 296 с.
12. Гюльмалиев А.М., Головин Г.С., Гладун Т.Г. Теоретические основы химии угля. – М.: изд. Московского гос. горного ун-та, 2003. – 556 с.
13. Морачевский А.Г., Сладков И.Б. Термодинамические расчеты в металлургии. – М.: Металлургия, 1985. – 136 с.
14. Морачевский А.Г. Физико-химические свойства молекулярных неорганических соединений (экспериментальные данные и методы расчета). – СПб.: Химия, 1996. – 312 с.
15. Казачков Е.А. Расчеты по теории металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.

Поступила 2 октября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 77–81.

THERMODYNAMIC ANALYSIS OF FORMATION REACTION OF A CARBIDE LAYER IN STEEL AT MICROARC MOLYBDENUM SATURATION

M.S. Stepanov, Yu.M. Dombrovskii

Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russia

Abstract. Known technologies of diffusion molybdenum saturation of steel products are characterized by a number of disadvantages. The article presents the investigations of the diffusion saturation process of molybdenum by microarc chemical-thermal treatment tech-

nology. The steel sample has been dipped into the coal powder and heated by electric current. Ammonium molybdate has been used as a source of diffusant. The standard change of Gibbs energy has been calculated to identify the most probable chemical reactions. The authors have defined temperature intervals of reduction reactions of molybdenum trioxide with the formation of molybdenum dioxide and atomic molybdenum. An experimental verification of the results has been made. Carbide coating has been received with

the thickness of 80 – 150 microns with a microhardness of 13.5 to 15.0 GPA.

Keywords: surface hardening, microarc chemical-thermal treatment, diffusion saturation of surface layer, formation of highly-rigid carbide coating.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-77-81

REFERENCES

1. Borisenok G.V., Vasil'ev L.A., Voroshnin L.G. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Chemical thermal treatment of metals and alloys]. Lyakhovich L. ed. Moscow: Metallurgiya, 1981, 424 p. (In Russ.).
2. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical thermal treatment of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 256 p. (In Russ.).
3. Loskutov V.F., Khizhnyak V.G., Kunitskii Yu.A., Kindrachuk M.V. *Diffuzionnye karbidnye pokrytiya* [Diffused carbide coatings]. Kiev: Tekhnika, 1991, 168 p. (In Russ.).
4. Voroshnin L.G., Mendeleva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoi obrabotki* [Theory and technology of chemical thermal treatment]. Moscow: Novoe znanie, 2010, 304 p. (In Russ.).
5. Voroshnin L.G., Bashlak S.D., Khina B.B., Shmatov A.A. *Mnogokomponentnye diffuzionnye karbidnye pokrytiya na zhelezouglerodistykh splavakh* [Multicomponent diffused carbide coatings on iron-carbon alloys]. Minsk: izd. BNTU, 2007, 468 p. (In Russ.).
6. Dombrovskii Yu.M., Stepanov M.S. Microarc carburizing of steel items in powder media. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2013, no. 12, pp. 25–29. (In Russ.).
7. Dombrovskii Yu.M., Stepanov M.S. Microarc chrome plating: analysis of main reactions. In.: *Innovatsionnye materialy i tekhnologii v mashinostroitel'nom proizvodstve. Materialy 3-i mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii 25 aprelya 2014 g., Novotroitsk* [Innovative materials and technologies in machine-building production. Proceedings of 3rd International Scientific conference on April 25, 2014, Novotroitsk]. Novotroitsk: izd. NITU «MISiS», 2014, pp. 57–58. (In Russ.).
8. Stepanov M.S. Formation of carbide coating at microarc chrome plating of steel. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2015, no. 1, pp. 35–38. (In Russ.).
9. Makarov G.N., Kharlampovich G.D., Korolev Yu.G. etc. *Khimicheskaya tekhnologiya tverdykh goryuchikh iskopaemykh* [Chemical technology of solid fossil fuels]. Moscow: Khimiya, 1986, 496 p. (In Russ.).
10. Lipovich V.G., Kalabin G.A., Kalechits I.V. etc. *Khimiya i pererabotka uglia* [Chemistry and conversion of coal]. Moscow: Khimiya, 1988, 336 p. (In Russ.).
11. Glushchenko I.M. *Teoreticheskie osnovy tekhnologii goryuchikh iskopaemykh* [Theoretical technological basis of fossil fuels]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 296 p. (In Russ.).
12. Gyl'maliev A.M., Golovin G.S., Gladun T.G. *Teoreticheskie osnovy khimii uglia* [Theoretical basis of coal chemistry]. Moscow: izd. Moskovskogo gos. gornogo un-ta, 2003, 556 p. (In Russ.).
13. Morachevskii A.G., Sladkov I.B. *Termodinamicheskie raschety v metallurgii* [Thermodynamic calculations in metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 136 p. (In Russ.).
14. Morachevskii A.G. *Fiziko-khimicheskie svoystva molekulyarnykh neorganicheskikh soedinenii (eksperimental'nye dannye i metody rascheta)* [Physical and chemical properties of molecular inorganic compounds (experimental data and calculation methods)]. St. Petersburg: Khimiya, 1996, 312 p. (In Russ.).
15. Kazachkov E.A. *Raschety po teorii metallurgicheskikh protsessov* [Calculations of the theory of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 288 p. (In Russ.).

Information about the authors:

M.S. Stepanov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair «Technology of Technical Regulation» (stepanovms@yandex.ru)
Yu.M. Dombrovskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair «Physical and Applied Material Science» (yurimd@mail.ru)

Received October 2, 2015

УДК 669.189:621.746.62.001.57

ПРИМЕНЕНИЕ НЕРАВНОМЕРНЫХ РАСЧЕТНЫХ СЕТОК ДЛЯ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ МНЛЗ

*А.В. Федосов, к.т.н., доцент кафедры теории и компьютеризации
литейного производства (fedosov-sol@mail.ru)*

Приазовский государственный технический университет
(87500, Украина, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7)

Аннотация. Предложен дискретный аналог дифференциального уравнения теплопроводности, позволяющий использовать неравномерные расчетные сетки для моделирования процесса непрерывной разливки. Такой способ задания сетки позволяет учесть распределение температурных градиентов в теле модели, что повышает точность аппроксимации и адекватность результатов расчета. Разработана математическая модель процессов кристаллизации и усадки непрерывнолитого сляба в кристаллизаторе МНЛЗ. Применение неравномерной расчетной сетки позволило при моделировании использовать элементы с размером порядка 1-2 мм. На основе этой модели проведены исследования по искажению профиля поперечного сечения сляба под воздействием стенок кристаллизатора. Расчет геометрического профиля позволяет уточнить условия теплового и механического взаимодействия затвердевающей корочки со стенками кристаллизатора и решить задачу на определение величин рациональной конусности кристаллизаторов МНЛЗ, обеспечивающих уменьшение пораженности заготовок поверхностными и подповерхностными трещинами.

Ключевые слова: метод конечных разностей, дифференциальное уравнение, дискретный аналог, непрерывнолитой слиток, кристаллизатор, конусность, тепловой поток, коэффициент теплоотдачи, усадка.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-82-87

Несмотря на то, что протяженность кристаллизатора относительно полной длины ручья МНЛЗ незначительна, процессы, протекающие в его пределах, оказывают существенное влияние на качество непрерывнолитых заготовок (НЛЗ). Зарождение и развитие большинства дефектов НЛЗ происходит именно в кристаллизаторе МНЛЗ [1 – 3]. В связи с этим методам исследования процессов, протекающих в кристаллизаторах МНЛЗ, уделяется так много внимания.

Развитие компьютерных технологий и ряд преимуществ методов математического моделирования определили широкое их применение при изучении металлургических процессов. На сегодняшний день в литературе представлен широкий спектр различных математических моделей формирования НЛЗ в кристаллизаторе МНЛЗ. Наиболее простые одномерные модели, как правило, применяют для решения сугубо тепловых задач охлаждения и затвердевания заготовок [4]. Разработка двумерных моделей позволяет производить расчеты прочности и усадки поперечного сечения заготовки [5 – 7]. При решении гидродинамических задач пространственная размерность модели должна быть представлена в трех измерениях [8 – 10]. Для численной реализации моделей наибольшее распространение получили методы конечных разностей (МКР) и конечных элементов (МКЭ). Последняя схема обладает рядом неоспоримых преимуществ: уни-

версальность, возможность описания формы объекта практически любой сложности, неравномерная дискретизация расчетных сеток и др. [8, 11, 12]. Однако недостатком реализации МКЭ является относительно высокая ресурсоемкость в отношении к персональным компьютерам.

Применение явной схемы МКР значительно сокращает требования вычислительной программы к машинным ресурсам. Поскольку в большинстве случаев профиль НЛЗ является прямоугольным, это позволяет применять МКР при сохранении высокой точности аппроксимации пространства модели. Эти обстоятельства привели к широкому использованию МКР при моделировании непрерывной разливки. Однако часто встречающимся недостатком большинства представленных в литературе конечно-разностных математических моделей является применение равномерной дискретизации геометрического пространства модели. Такой способ задания сетки не учитывает распределения температурных градиентов в теле модели, что ухудшает точность аппроксимации и, как следствие, – результатов расчета. В связи с этим разработка конечно-разностных методик, позволяющих оперировать неравномерными расчетными сетками, дает возможность приблизить их эффективность к эффективности конечно-элементных методов и значительно сократить машинную нагрузку. Однако в современной технической литературе уделя-

ется мало внимания применению неравномерных расчетных сеток при моделировании непрерывной разливки с использованием МКР.

Цель настоящего исследования – разработка конечно-разностной математической модели затвердевания и усадки слябовой заготовки в кристаллизаторе МНЛЗ, использующей неравномерную расчетную сетку, для повышения точности и скорости расчетов теплового и геометрического профилей НЛЗ.

Моделирование нестационарного процесса охлаждения отливок основано на решении базового дифференциального уравнения теплопроводности [12, 13]:

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial \tau} = \operatorname{div}(\lambda \operatorname{grad} T) + Qv, \quad (1)$$

где T – температура металла, °C; C – теплоемкость металла, Дж/(кг·°C); ρ – плотность металла, кг/м³; λ – теплопроводность металла Вт/(м·°C); τ – время, с; Qv – объемный источник тепла, Вт.

Применение МКР предусматривает замену бесконечно малых составляющих дифференциального уравнения конечными значениями посредством дискретизации моделируемого пространства и применения гипотезы о линейном изменении температуры в пределах элемента. При этом выражение (1) заменяется дискретным аналогом, из которого может быть получена система линейных уравнений. Обычно модель разбивают на равные по объему и форме прямоугольные элементы, что значительно упрощает дискретный аналог дифференциального уравнения и алгоритм построения расчетной сетки. Однако ввиду того, что такой подход обладает перечисленными выше недостатками, была разработана конечно-разностная модель, использующая неравномерную расчетную сетку.

Основным требованием к построению сетки для МКР является то, что узловые точки должны лежать на пересечениях линий, параллельных координатным осям, при этом варьируется только расстояние между этими линиями. Чем меньше шаг между линиями, тем (потенциально) точнее аппроксимация. В случае моделирования охлаждения слитка с учетом локальных коэффициентов теплоотвода желательнее повышать точность у корки слитка – на границе расчетной сетки. С учетом параболического характера распределения температуры в расчетной области предложено проводить расчет линейных размеров сетки по уравнению

$$\Delta x_i = \frac{L}{\sqrt{i}} \left(\sum_{k=1}^n \frac{1}{\sqrt{k}} \right)^{-1}, \quad (2)$$

где Δx_i – линейный размер i -го элемента, м; L – общий линейный размер модели, м; i – номер элемента; n – общее количество элементов; $\sum_{k=1}^n \frac{1}{\sqrt{k}}$ – нормирующий коэффициент.

Нумерация элементов должна быть направлена от краев сетки к тепловому центру рассматриваемого сечения.

В большинстве случаев в МКР не проводится точный вывод уравнений из выражения (1). Вместо этого создаются упрощенные уравнения теплового баланса, оперирующие потоками, параллельными координатным осям и направленными от узла к узлу. При этом возникает понятие «контрольный объем» (КО), для которого производится расчет среднего значения теплового потока через его границы по направлениям координатных осей. На рис. 1 контрольные объемы заштрихованы.

Границы КО определяются пересечением линий, проведенных по средним точкам между координатами узлов расчетной сетки. При применении равномерной расчетной сетки геометрические размеры контрольных объемов и элементов сетки совпадают, а тепловой центр контрольного объема находится в его геометрическом центре (рис. 1, а), что существенно упрощает формулировку дискретного аналога дифференциального уравнения теплопроводности. При использовании неравномерной расчетной сетки появляются два варианта взаимного расположения КО и расчетных узлов сетки. В первом варианте расчетный узел располагается на пересечении диагоналей КО и ассоциируется с его тепловым центром. Однако при этом варианте невозможно получить узел на границе сетки. Проблема решается введением вокруг сетки дополнительного слоя нулевой толщины, создающего узлы на «открытых» гранях контрольных объемов (рис. 1, а). Новые объемы не нарушают физики, поскольку имеют нулевые теплоемкость и теплопроводность вдоль границы и бесконечно большую теплопроводность от границы в сетку. Однако ввод дополнительных узлов увеличивает размер системы уравнений.

Во втором подходе границы КО располагаются посередине между узлами расчетной сетки, которые в свою очередь смещены относительно геометрического центра КО (рис. 1, б). Второй вариант расстановки узлов выглядит проще, и узлы на границе можно получить без дополнительных приемов. Но смещение узлов относительно геометрических центров контрольных объемов усложняет вывод формул, связывающих поле температур с полем потоков, а также усложняет учет теплоемкости и свойств материала, зависящих от температуры, что в свою очередь может повлиять на точность метода.

В настоящей работе представлена двухмерная модель поперечного сечения НЛЗ. Применительно к условиям теплообмена в кристаллизаторе расчет может выполняться для четверти сечения НЛЗ. В таком случае по осям симметрии X и Y откладываются половины ширины и толщины сечения соответственно. Также в расчетах необходимо учитывать толщину сечения, которая зависит от условий разливки. Толщина направле-

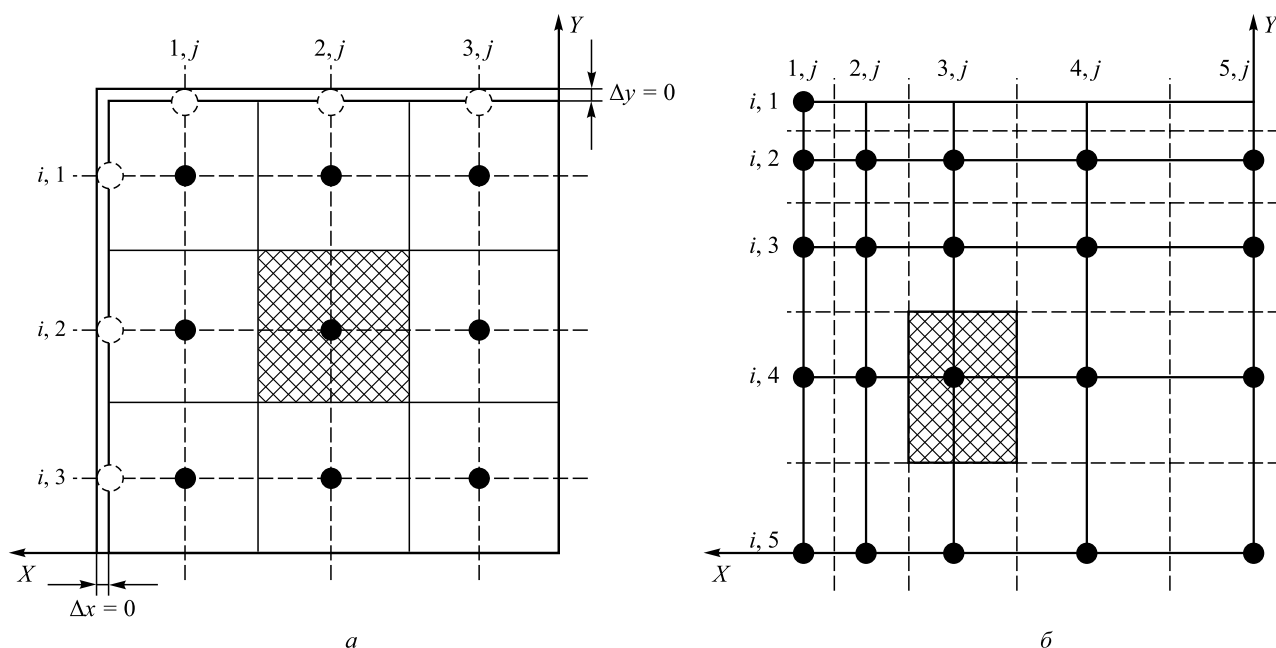


Рис. 1. Пример дискретизации двухмерного моделируемого пространства с использованием равномерной (а) и неравномерной (б) расчетных сеток

Fig. 1. Example of discretization and two-dimensional model-based space with the use of even (a) and uneven (b) estimated nets

на по оси Z, соответствующей продольной оси МНЛЗ, вдоль которой движется плоская система координат поперечного сечения. Для этих условий разработан вариант дискретного аналога уравнения (1), предусматривающий возможность применения неравномерных расчетных сеток со смещенным расположением узлов относительно центра КО:

$$\rho C_{\varepsilon(i,j)} \frac{T_{i,j}^{k+1} - T_{i,j}^k}{\Delta \tau} V_{(i,j)} = (Q_{x(i+1,j)} + Q_{x(i-1,j)} + Q_{y(i,j+1)} + Q_{y(i,j-1)}), \quad (3)$$

где $C_{\varepsilon(i,j)}$ – эффективная теплоемкость материала в КО, ассоциированном с узлом (i, j) , Дж/кг (кроме непосредственной зависимости от температуры, учитывает теплоту фазового перехода [12]); $T_{i,j}^{k+1}$ и $T_{i,j}^k$ – температура в узле (i, j) в момент времени k и $k + 1$ соответственно, К; Q_x и Q_y – тепловые потоки по осям x и y , Вт; $V_{(i,j)}$ – локальный объем, ассоциированный с узлом (i, j) , м³; $\Delta \tau$ – шаг по времени, с.

Локальный объем рассчитывается по формуле

$$V_{(i,j)} = \frac{(y_{(j+1)} + y_{(j-1)})(x_{(i+1)} + x_{(i-1)})}{4} Z^k, \quad (4)$$

где $x_{(i)}$ – координаты узла расчетной сетки по осям x и y соответственно, м; Z^k – толщина слоя поперечного сечения модели НЛЗ, м.

Толщина слоя определяется в соответствии со скоростью разливки (v , м/с) по уравнению

$$Z^k = v / \Delta \tau. \quad (5)$$

Для расчета тепловых потоков по осям используются следующие уравнения:

$$Q_{x(i-1,j)} = \left(\frac{\lambda_{(i-1,j)} + \lambda_{(i,j)}}{2} \right) \left(\frac{T_{i,j}^k - T_{i-1,j}^k}{x_{(i)} - x_{(i-1)}} \right) S_{y(j)}; \quad (6)$$

$$Q_{x(i+1,j)} = \left(\frac{\lambda_{(i+1,j)} + \lambda_{(i,j)}}{2} \right) \left(\frac{T_{i+1,j}^k - T_{i,j}^k}{x_{(i+1)} - x_{(i)}} \right) S_{y(j)}, \quad (7)$$

в которых λ – теплопроводность соответствующего узла, Вт/(м·К); $S_{y(j)}$ – площадь границы контрольного объема, параллельной осям Y и Z , определяется по формуле

$$S_{y(j)} = \frac{y_{(j+1)} + y_{(j-1)}}{2} Z^k. \quad (8)$$

Тепловые потоки Q_y в направлении оси Y и площади $S_{x(i)}$ в направлении осей X, Z рассчитываются аналогично уравнениям (6) – (8) с подстановкой соответствующих координат и величин.

Для узлов, расположенных по наружной границе, тепловые потоки с внешней стороны определяются на основании граничных условий третьего рода. Коэффициент теплоотдачи рассчитывается для каждого внешнего узла с учетом условий контактного теплообмена и теплообмена излучением через газовый зазор [14, 15]. При расчете контактного теплообмена учитывается толщина шлакообразующегося слоя (ШОС) в зазо-

ре между стенкой кристаллизатора и затвердевающей корочкой слитка. Толщина ШОС в начальный момент принимается в диапазоне 1 – 3 мм. В дальнейшем, по высоте кристаллизатора толщина ШОС изменяется в зависимости от условий усадки поперечного сечения заготовки и конусности стенок кристаллизатора.

Усадка поперечного сечения определяется на основании данных об изменении линейных размеров элементов по ортогональным направлениям X и Y :

$$l_{i,j}^{k+1} = l_{i,j}^k \left(1 + \frac{(\alpha_{l_{i,j}^{k+1}} + \alpha_{l_{i,j}^k})}{2} (T_{i,j}^{k+1} - T_{i,j}^k) \right), \quad (9)$$

где $l_{i,j}^k$ и $l_{i,j}^{k+1}$ – линейный размер расчетного элемента в текущий и следующий момент времени соответственно, м; α_t – коэффициент линейного расширения стали, зависящий от температуры, $^{\circ}\text{C}^{-1}$.

Следует учесть, что уравнение (9) описывает свободную усадку элементов расчетной сетки. Применение условия сплошности материала в модели позволит рассчитать геометрическую форму поперечного сечения заготовки, обусловленную процессом свободной усадки стали при ее затвердевании и охлаждении.

Результатами работы представленной математической модели являются тепловое поле и геометрическая форма поперечного сечения НЛЗ (рис. 2).

Прогнозирование геометрического профиля заготовки позволяет оценивать условия взаимодействия затвердевающей корочки со стенками кристаллиза-

тора и роль их конусности в процессе формирования непрерывнолитой заготовки. Абсолютные значения величины усадки корочки стали по длине широкой грани существенно превосходят значения по длине узкой грани. Это приводит к искажению профиля заготовки в ее углах, что хорошо видно на рис. 2. Применение неравномерной расчетной сетки позволяет детально (размеры элементов в углах заготовки на рис. 2 находятся на уровне 1,5 – 2,0 мм) оценить характер искажений профиля заготовки.

В представленных примерах расчета (рис. 2, б – г) рассмотрены несколько вариантов взаимодействия корочки стали со стенками кристаллизатора. Анализ результатов расчета позволяет сделать следующий ряд заключений.

На величину усадки корочки стали, сформированной по широкой грани заготовки, основное влияние оказывают физические свойства разливаемой стали и условия теплообмена по широким граням кристаллизатора. При этом локальные уменьшения коэффициента теплоотдачи в углах заготовки, вызванные изменением условий контакта и возникновением газового зазора, практически не оказывают влияния на величину усадки корочки в целом. Негативное влияние резких изменений теплового потока в углах заготовки сказывается на термонапряженном состоянии твердой корочки стали, что в результате увеличивает вероятность образования различного рода трещин.

Действие ферростатического давления на твердую оболочку слитка противоположно по направлению силам, возникающим в результате усадки. Превосходст-

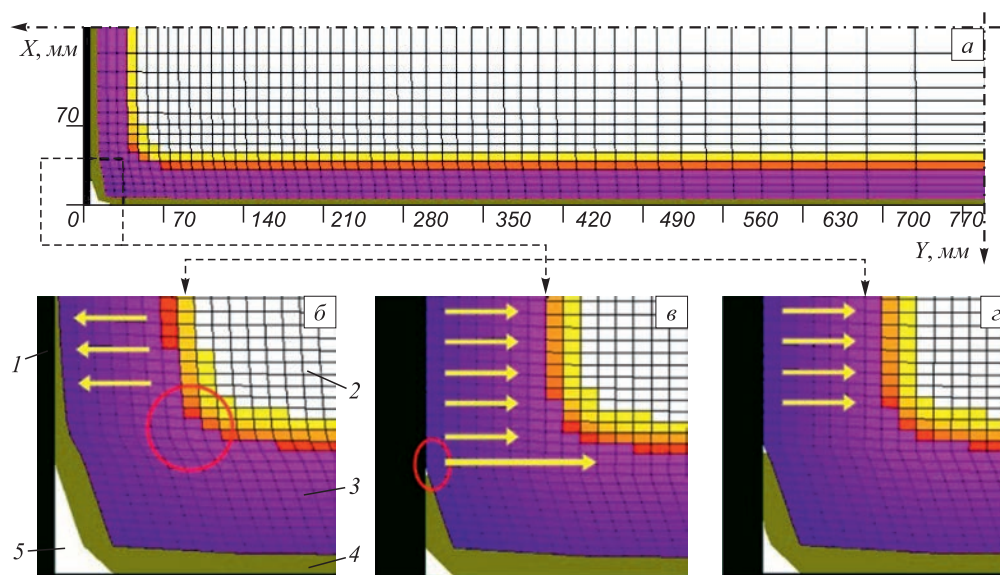


Рис. 2. Результаты расчета теплового и геометрического профилей поперечного сечения НЛЗ в нижней точке кристаллизатора: а – общий вид расчетной сетки; б – недостаточная конусность; в – избыточная конусность; г – рациональная конусность; 1 – кристаллизатор; 2 – жидкая сталь; 3 – твердая корочка стали; 4 – ШОС; 5 – газовый зазор

Fig. 2. Calculation results of thermal and geometrical profiles of cross-sections of a continuously cast billet in a bottom point of a crystallizer: а – general view of an estimated net; б – insufficient conicity; в – excess conicity; г – rational conicity; 1 – crystallizer; 2 – liquid steel; 3 – steel solid crust; 4 – slag-forming layer; 5 – gas clearance

во первой из сил приводит к выпучиванию заготовки и возникновению растягивающих деформаций, сопровождающихся образованием трещин в твердой корочке стали. В этом случае стенки кристаллизатора выступают в роли формообразователя заготовки и принимают на себя воздействие ферростатического давления. В зависимости от соотношения величин конусности стенок кристаллизатора и усадки твердой оболочки могут иметь место три варианта условий взаимодействия слитка и кристаллизатора.

На рис. 2, б представлен вариант недостаточной конусности узких стенок кристаллизатора. В этом случае происходит выпучивание узких граней слэба, что сопровождается появлением и развитием различных трещин в углах НЛЗ. Резкое уменьшение теплового потока в результате возникновения газового зазора в углах также усугубляет ситуацию.

Рис. 2, в – вариант избыточной конусности. В этом случае узкие стенки кристаллизатора воздействуют на корку стали, сформированную по широкой грани непрерывнолитой заготовки, поджимая ее в направлении оси заготовки. Усилия, приложенные к корке с двух сторон, могут вызывать ее деформацию и изменение условий контакта с широкими стенками кристаллизатора. Кроме этого, возрастает величина сил трения в углах нижней части кристаллизатора, что приводит к повышенному износу рабочих стенок кристаллизаторов и ухудшению качества поверхности НЛЗ.

Решая задачу оптимизации в рамках предложенной модели, возможно определение третьего варианта взаимодействия стенок кристаллизатора и корочки слитка – вариант рациональной конусности (рис. 2, г). В этом случае производится минимизация негативных факторов, имеющих место в первых двух представленных вариантах конусности кристаллизатора, и обеспечивается максимальное качество поверхности заготовки. Основным условием рациональной конусности стенок кристаллизатора является максимально точная компенсация усадки корочки стали. В результате достигается выравнивание тепловых потоков по периметру контакта заготовки и стенок кристаллизатора, улучшаются условия термонапряженного состояния корочки, минимизируются величины ее деформации и сил трения, возникающих между стенками кристаллизатора и корочкой слитка.

Выводы. Разработан новый вид конечноразностного дискретного аналога дифференциального уравнения нестационарной теплопроводности, позволяющий производить неравномерную геометрическую дискретизацию моделируемого пространства. Применение неравномерных расчетных сеток при моделировании процессов непрерывной разливки позволяет учесть характер распределения температурных градиентов по

сечению заготовки и тем самым существенно повысить эффективность работы модели. Разработанная математическая модель формирования непрерывнолитой заготовки в кристаллизаторе МНЛЗ позволяет проводить прогнозирование теплового и геометрического профилей заготовки. Расчет геометрического профиля дает возможность уточнить условия теплового и механического взаимодействия затвердевающей корочки со стенками кристаллизатора и решать задачу определения рациональной конусности кристаллизаторов МНЛЗ, обеспечивающих уменьшение пораженности заготовок поверхностными и подповерхностными трещинами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. Непрерывная разливка стали: Учебник. – Донецк: изд. ДонНТУ, 2011. – 482 с.
2. Sengupta J., Thomas B.J., Shin H.J. etc. // Mechanism of Hook Formation during Continuous Casting of Ultra-low Carbon Steel Slabs // Metallurgical and Materials Transactions A. 2006. Vol. 37. № 5. P. 1597 – 1611.
3. Mills K.C., Fox A.B. // The role of mould fluxes in continuous casting-so simple yet so complex // ISIJ International. 2003. Vol. 43. № 10. P. 1479 – 1486.
4. Шишкин В.А., Кузнецова Н.П., Чугункова М.С. Исследование и совершенствование тепловой работы кристаллизатора машин непрерывного литья стальных заготовок // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 1. С. 55 – 57.
5. Meng Y., Li C., Parkman J., Thomas B.G. // Simulation of Shrinkage and Stress in Solidifying Steel Shells of Different Grades // Solidification Processes and Microstructures: A symposium in honor of Wilfried Kurz. Edited by M. Rappaz TMS, Charlotte, NC, March 15 – 18, 2004, pp. 33 – 39.
6. Ivanova A.A. // Criteria of the quality of the temperature field of a continuous-cast ingot // Metallurgist. 2012. Vol. 55, No. 9, January, pp. 710 – 719.
7. Гридин С.В. Исследование усадочных явлений при формировании слэбовой заготовки в зоне кристаллизатора // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2004. № 8. С. 176 – 180.
8. Jong-Kyu Yoon // Applications of Numerical Simulation to Continuous Casting Technology // ISIJ International. 2008. Vol. 48, no. 7, pp. 879 – 884.
9. Thomas B.G., Zhang L. // Mathematical modeling of fluid flow in continuous casting // ISIJ International. 2001. Vol. 41, no. 10, pp. 1181 – 1193.
10. Wang Y., Zhang L. // Transient Fluid Flow Phenomena during Continuous Casting: Part II — Cast Speed Change, Temperature Fluctuation, and Steel Grade Mixing // ISIJ International. 2010. Vol. 50, no. 12, pp. 1783 – 1791.
11. Шлютер Й., Фалькенрек У., Кемпкен Й. и др. Цифровое гидродинамическое моделирование в черной металлургии // Черные металлы. 2009. № 2. С. 42 – 49.
12. Патанкар С.В. Численное решение задач теплопроводности и конвективного теплообмена при течении в каналах. – М.: изд. МЭИ, 2003. – 312 с.
13. Журавлев В.А., Китаев Е.М. Теплофизика формирования непрерывного слитка. – М.: Металлургия, 1974. – 216 с.
14. Дюдкин Д.А. Качество непрерывнолитой стальной заготовки. – Киев: Техніка, 1988. – 253 с.
15. Емельянов В.А. Тепловая работа машин непрерывного литья заготовок. – М.: Металлургия, 1988. – 143 с.

Поступила 15 октября 2015 г.

USAGE OF UNEVEN ESTIMATED NETS FOR MATHEMATICAL MODELING OF THE PROCESSES OF CONTINUOUS CAST BILLET FORMATION IN A CCM CRYSTALLIZER

A.V. Fedosov

Azov State Technical University, Mariupol, Ukraine

Abstract. The discrete analog of differential equation of heat conduction allowing applying irregular computational net for the mathematical modeling of continuous casting was proposed. This method of meshing allows taking into account the distribution of temperature gradients in the model. It improves accuracy of the approximation and adequacy of the computation results. The mathematical model of crystallization and shrinkage of slab in CCM mold was developed. Application of irregular computational net allowed using the elements of size of 1–2 mm in modeling. The researches of slab cross-section profile distortion under the influence of the mold were conducted on the basis of this model. Calculation of the geometrical profile allows to specify the conditions of the thermal and mechanical interaction of the solidified shell with the mold walls and to solve the task of determination of optimal mold taper of CCM, ensuring reduction in number of slabs affected by surface and subsurface cracks.

Keywords: finite-difference method, differential equation, discrete analog, continuously cast ingot, crystallizer, conicity, heat flow, heat transfer coefficient, shrinkage.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-82-87

REFERENCES

- Smirnov A.N., Kuberskii S.V., Shtepan E.V. *Nepreryvnaya razlivka stali: Uchebnik* [Continuous casting of steel: Textbook]. Donetsk: izd. DonNTU, 2011, 482 p. (In Russ.).
- Sengupta J., Thomas B.J., Shin H.J. etc. Mechanism of Hook Formation during Continuous Casting of Ultra-low Carbon Steel Slabs. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006, vol. 37, no. 5, pp. 1597–1611.
- Mills K.C., Fox A.B. The role of mold fluxes in continuous casting—so simple yet so complex. *ISIJ International*. 2003, vol. 43, no. 10, pp. 1479–1486.
- Shishkin V.A., Kuznetsova N.P., Chugunkova M.S. Study and improvement of heat work of continuous caster mold. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 1, pp. 55–57. (In Russ.).
- Meng Y., Li C., Parkman J., Thomas B.G. Simulation of Shrinkage and Stress in Solidifying Steel Shells of Different Grades. *Solidification Processes and Microstructures: A symposium in honor of Wilfried Kurz*. Ed. M. Rappaz TMS, Charlotte, NC, March 15–18, 2004, pp. 33–39.
- Ivanova A.A. Criteria of the quality of the temperature field of a continuous-cast ingot. *Metallurgist*. 2012, vol. 55, no. 9, pp. 710–719.
- Gridin S. V. Research of shrinkage phenomena at the formation of slab blanks in a crystallizer zone. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2004, no. 8, pp. 176–180. (In Russ.).
- Jong-Kyu Yoon. Applications of Numerical Simulation to Continuous Casting Technology. *ISIJ International*. 2008, vol. 48, no. 7, pp. 879–884.
- Thomas B.G., Zhang L. Mathematical modeling of fluid flow in continuous casting. *ISIJ International*. 2001, vol. 41, no. 10, pp. 1181–1193.
- Wang Y., Zhang L. Transient Fluid Flow Phenomena during Continuous Casting: Part II—Cast Speed Change, Temperature Fluctuation, and Steel Grade Mixing. *ISIJ International*. 2010, vol. 50, no. 12, pp. 1783–1791.
- Shlyuter I., Fal'kenrek U., Kempken I. etc. Digital hydrodynamic simulation in ferrous metallurgy. *Chernye metally*. 2009, no. 2, pp. 42–49. (In Russ.).
- Patankar Suhas V. *Computation of conduction and duct flow heat transfer*. Innovative Research, Inc. Maple Grove, MN, 1991. (Russ. ed.: Patankar S.V. *Chislennoe reshenie zadach teploprovodnosti i konvektivnogo teploobmena pri techenii v kanalakh*. Moscow: izd. MEI, 2003, 312 p.).
- Zhuravlev V.A., Kitaev E.M. *Teplofizika formirovaniya nepreryvnogo slitka* [Thermal physics of continuously cast ingot formation]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 216 p. (In Russ.).
- Dyudkin D.A. *Kachestvo nepreryvnolitoi stal'noi zagotovki* [Quality of a continuously cast steel billet]. Kiev: Tekhnika, 1988, 253 p. (In Russ.).
- Emel'yanov V.A. *Teplovaya rabota mashin nepreryvnogo lit'ya zagotovok* [Thermal work of CCM]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 143 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.V. Fedosov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Technology and Computerization of Foundry (fedosov-sol@mail.ru)

Received October 15, 2015

УДК 669.162.263

СТАЦИОНАРНЫЙ ТЕПЛООБМЕН В ОРОШАЕМОЙ РАСПЛАВОМ ЗОНЕ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ*

Ярошенко Ю.Г., д.т.н., профессор кафедры теплофизики и информатики в металлургии

Швыдкий В.С., д.т.н., профессор кафедры теплофизики и информатики в металлургии

Спирин Н.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой теплофизики и информатики

в металлургии (n.a.spirin@urfu.ru)

Лавров В.В., д.т.н., профессор кафедры теплофизики и информатики в металлургии

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

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

Аннотация. Сформулирована задача стационарного теплообмена в орошаемой зоне доменной печи, учитывающая особенности процесса фильтрации чугуна и шлака через коксовую насадку. Показано, что в этой зоне происходит одновременный нагрев газом потоков кокса, чугуна и шлака, каждый из которых находится в состоянии теплообмена между собой. Причем процессы взаимного теплообмена осуществляются как конвекцией, так и излучением. Конвекция обеспечивает теплообмен между газом и всеми нагреваемыми материалами, а также между шлаком и коксом, поскольку стекающий по коксу шлак частично покрывает его поверхность. Лучистый теплообмен развивается между коксом, чугуном и шлаком. Его интенсивность увеличивается с ростом температуры нагреваемых материалов. Установлено, что взаимный теплообмен между потоками кокса, чугуна и шлака в орошаемой зоне доменной печи оказывает значительное влияние на формирование температурного поля в этой зоне. Для расчета теплообмена в области заплечиков и горна доменной печи необходимы знания о распределении тепловых эффектов химических реакций прямого восстановления железа, кремния и марганца по высоте орошаемой зоны и доли поверхности кокса, покрываемой шлаком.

Ключевые слова: доменный процесс, теплообмен, зона расплава, математическое моделирование, движение шлака, чугуна, кокса.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-88-93

Процессы теплообмена, протекающие в высокотемпературной зоне доменной печи, в которой образовавшиеся при плавлении железорудных материалов шлак и чугун фильтруются через коксовую насадку навстречу газовому потоку, существенно влияют на показатели плавки, распределение температур газа, кокса, чугуна и шлака по высоте нижней части доменной печи [1 – 6].

При физической формулировке задачи стационарного теплообмена в орошаемой зоне доменной печи следует учитывать особенности процесса фильтрации чугуна и шлака. Эти особенности проявляются в том, что чугун и шлак вследствие различия физических свойств стекают через коксовую насадку как расслоенные потоки жидких фаз. При этом один из потоков (чугун) не смачивает куски кокса, скатываясь по ней в виде капель и струй, а второй (шлак) лишь частично покрывает поверхность кокса. В связи с этим в нижней части доменной печи (начиная с уровня плавления железорудных материалов) происходит одновременный нагрев газом трех потоков, каждый из которых находится в состоянии теплообмена между собой. Причем процесс теплообмена осуществляется как конвекцией, так и излучением. Конвективный

теплообмен существует между газом и всеми нагреваемыми материалами, а также между шлаком и коксом, поскольку стекающий по коксу шлак частично покрывает его поверхность. Кроме того, конвективный теплообмен происходит между чугуном и коксом, а также между чугуном и шлаком, но доля этого вида теплообмена между этими фазами в общем тепловом балансе относительно мала, что позволяет при математической формулировке задачи конвективным теплообменом между этими фазами пренебречь. Лучистый теплообмен происходит между тремя потоками: коксом, чугуном и шлаком.

Физическое и математическое описание задачи для исследуемого случая развивает подход, сформулированный в работах [7; 8] при изучении процессов нагрева (охлаждения) газом двухкомпонентной шихты, и заключается в следующем. В шахте высотой H_0 непрерывным потоком сверху вниз опускается со скоростью w_1 слой кокса. В межкусовом пространстве слоя стекают со скоростями движения w_2 и w_3 расслоенные потоки чугуна и шлака. Каждый из материалов, участвующих в процессах тепло- массообмена, характеризуется удельными поверхностями f_1, f_2, f_3 , $\text{м}^2/\text{м}^3$, плотностями $\rho_{\text{нак}}, \rho_2, \rho_3$, $\text{кг}/\text{м}^3$, и удельными теплоемкостями c_1, c_2, c_3 , $\text{кДж}/(\text{кг} \cdot \text{К})$. Начальные температуры кокса, чугуна и шлака соответственно будут $t'_{\text{м1}}, t'_{\text{м2}}, t'_{\text{м3}}$. Навстречу

* Работа выполнена при финансовой поддержке (постановление № 211) Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.0006.

материалам со скоростью w_r движется газовый поток, конечная температура которого t_r'' , а его теплоемкость и плотность – c_r , кДж/(м³·К), и ρ_r , кг/м³.

Поставленная задача решена для случая, когда материалы обладают бесконечно большой теплопроводностью, а внутренние источники и стоки тепла учитываются кажущейся теплоемкостью материалов. При этом сделаны допущения, обычно принимаемые для такого рода задач [7 – 13].

Теплообмен в рассматриваемом случае описан следующей системой уравнений [7; 8; 11]:

для потока кокса

$$c_1 \rho_{1\text{нас}} w_1 \frac{dt_{m1}}{dy} = \alpha_{r-1} f_1(t_r - t_{m1}) + \alpha_{k13} f_1(t_{m3} - t_{m1}) + \alpha_{л12} f_1(t_{m3} - t_{m1}) + \alpha_{л31} f_1(t_{m3} - t_{m1}); \quad (1)$$

для потока чугуна

$$c_2 \rho_{2\text{нас}} w_2 \frac{dt_{m2}}{dy} = \alpha_{r-2} f_2(t_r - t_{m2}) + \alpha_{л12} f_2(t_{m1} - t_{m2}) + \alpha_{л32} f_2(t_{m3} - t_{m2}); \quad (2)$$

для потока шлака

$$c_3 \rho_3 w_3 \frac{dt_{m3}}{dy} = \alpha_{r-3} f_3(t_r - t_{m3}) - \alpha_{k13} f_1(t_{m3} - t_{m1}) - \alpha_{л32} f_2(t_{m3} - t_{m2}) - \alpha_{л31} f_1(t_{m3} - t_{m1}); \quad (3)$$

для потока газа

$$c_r \rho_r w_r \frac{dt_{m2}}{dy} = \alpha_{r-1} f_1(t_r - t_{m1}) + \alpha_{r-2} f_2(t_r - t_{m2}) + \alpha_{r-3} f_3(t_r - t_{m3}); \quad (4)$$

граничные условия имеют вид

$$y = H_0; \quad t_{m1} = t'_{m1}; \quad t_{m2} = t'_{m2}; \quad t_{m3} = t'_{m3}; \quad t_r = t_r''. \quad (5)$$

В этих уравнениях α_{r-1} , α_{r-2} , α_{r-3} – коэффициенты конвективного теплообмена между газом и коксом, а также между продуктами плавки – чугуном и шлаком, кВт/(м²·К); α_{k13} – коэффициент конвективного теплообмена между коксом и шлаком, кВт/(м²·К); $\alpha_{л21}$, $\alpha_{л31}$, $\alpha_{л32}$ – коэффициенты лучистого теплообмена между чугуном и коксом, шлаком и коксом, а также между шлаком и чугуном, кВт/(м²·К).

Уравнение теплообмена для газового потока целесообразно заменить уравнением теплового баланса, указывающим, что разность энтальпий (теплосодержаний) между потоком газа и потоками материалов в любом горизонтальном сечении слоя равна аналогичной разности энтальпий в начальном по ходу материалов участке.

Решение дифференциальных уравнений (1) – (4) при граничных условиях (5) осуществлялось методом Рунге–Кутты. Коэффициенты теплоотдачи конвекцией

(α_{r-1} , α_{r-2} , α_{r-3} , α_{k13}) и коэффициенты взаимного теплообмена излучением между нагреваемыми материалами ($\alpha_{л21}$, $\alpha_{л31}$, $\alpha_{л32}$) были приняты по данным работ [7 – 11]. Высоту зоны плавления определяли из условия необходимости нагрева чугуна от температуры плавления железорудных материалов до требуемой по технологии конечной температуры, принятой равной 1440 °С.

В нижней части печи протекают процессы плавления железорудных материалов, прямого восстановления оксидов железа, кремния, марганца и науглероживания железа. Поэтому в расчетах тепловые эффекты этих процессов учитывались через кажущуюся теплоемкость шихты ($c_{м, \text{каж}}$). Определение кажущихся теплоемкостей материалов осуществляли делением тепловых эффектов химических реакций на температурный интервал нагрева каждого из составляющих потоков шихты. В расчетах принято допущение о том, что плавление железорудных материалов происходит мгновенно. В этом случае тепловые эффекты плавления железорудных материалов были отнесены к кажущимся теплоемкостям чугуна и шлака. Затраты тепла на прямое восстановление железа, кремния и марганца отнесли к кажущейся теплоемкости кокса, а тепловой эффект науглероживания железа – к кажущейся теплоемкости чугуна. Кажущуюся теплоемкость каждой составляющей потока материалов рассчитывали с помощью метода последовательных приближений, что позволило достичь погрешности, не превышающей 0,5 %.

Из анализа результатов расчетов (рис. 1) следует основной вывод: взаимный теплообмен между потоками значительно влияет на температурное поле в орошаемой зоне доменной печи. Так, разность температур между чугуном и коксом без учета теплообмена излучением составляет более 400 °С, а при его учете – всего лишь 90 – 130 °С. Кроме того, при теплообмене излучением между нагреваемыми потоками высота орошаемой зоны сокращается в 1,5 – 2,0 раза.

Влияние доли поверхности кокса, покрытой шлаком (ϕ), проявляется в том, что с увеличением этого показателя интенсивность нагрева материалов уменьшается (рис. 2), а высота зоны увеличивается от 2,25 м (при $\phi = 0,1$) до 4,35 м (при $\phi = 0,8$). Эта особенность развития тепловых процессов объясняется тем, что чем меньше поверхность контакта газа с коксом, тем менее развит конвективный теплообмен между газом и нагреваемыми материалами, так как коэффициент теплоотдачи от газа к коксу (α_{r-2}) больше, чем от газа к шлаку (α_{r-3}). В сравниваемых случаях эти значения равны 40 и 20 Вт/(м²·К) соответственно.

По этой же причине с ростом показателя ϕ изменяется соотношение конечных температур указанных потоков. Так, при $\phi = 0,1$ температура кокса превышает примерно на 40 °С температуру шлака, при $\phi = 0,4$ их значения сближаются, а при $\phi = 0,8$ уже температура шлака становится на 20 °С выше температуры кокса.

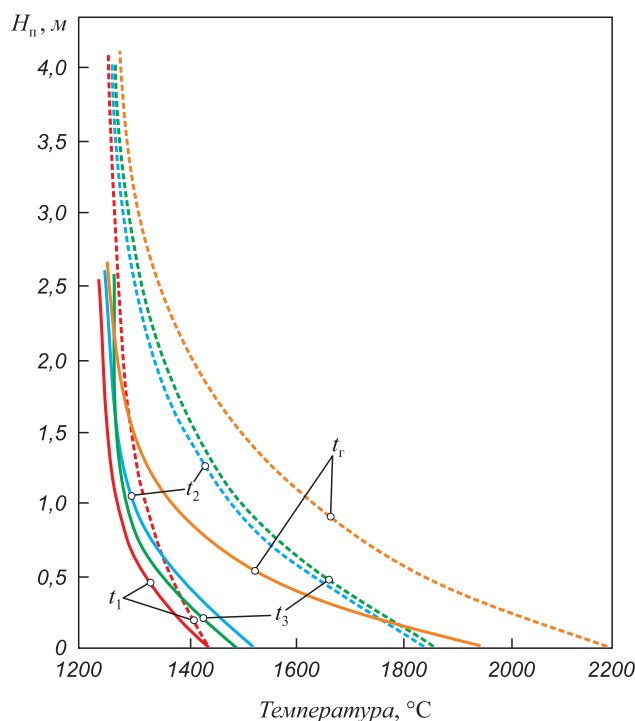


Рис. 1. Распределение температур потоков по высоте орошаемой зоны доменной печи при $\varphi = 0,1$ с учетом теплообмена излучением (—) и без учета теплообмена излучением (---)

Fig. 1. Distribution of the flow temperature adjustment of the irrigated zone of the blast furnace at $\varphi = 0,1$ considering radiation heat transfer (—) and without radiation heat transfer (---)

При этом разность температур между коксом и чугуном возрастает от 90 до 130 °С. Основные причины, которые определяют установленные особенности, заключаются в следующем.

Во-первых, с ростом доли поверхности кокса, покрытой шлаком, сокращается конвективный поток тепла от газа не только на кокс и шлак, но и на чугун и, как следствие, падают их температуры, которые оказывают существенное влияние на коэффициенты излучения ($\alpha_{\text{л}}$) между нагреваемыми материалами. Эти коэффициенты зависят от температуры поверхности твердых и жидких фаз в третьей степени. Снижение температур, таким образом, одновременно уменьшает лучистые потоки тепловой энергии на все составляющие материалов, участвующих в теплообмене. Расчеты показали, что при увеличении доли поверхности кокса, покрытой шлаком, температура чугуна снижается в большей степени, чем температуры кокса и шлака.

Во-вторых, при увеличении доли φ происходит дополнительное снижение интенсивности теплообмена излучением, обусловленное тем, что степень черноты шлака меньше степени черноты кокса.

Влияние коэффициента $\alpha_{\text{л}}$ от газа к коксу на температурное поле в орошаемой зоне доменной печи представлено на рис. 3. Из анализа приведенных на этом рисунке данных следует, что при увеличении $\alpha_{\text{л}12}$ от 20 до 40 Вт/(м²·К) высота орошаемой зоны сокращает-

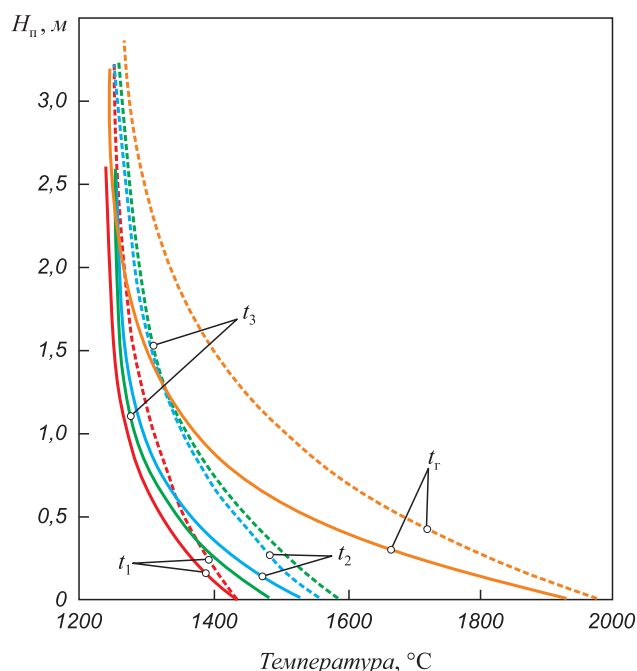


Рис. 2. Распределение температур потоков по высоте орошаемой зоны доменной печи при $\varphi = 0,1$ (—) и при $\varphi = 0,8$ (---)

Fig. 2. Distribution of the flow temperature adjustment of the irrigated area in the blast furnace at $\varphi = 0,1$ (—) and at $\varphi = 0,8$ (---)

ся примерно на 30 %. При этом необходимо отметить, что влияние значения $\alpha_{\text{л}12}$ в верхней и нижней частях доменной печи различно. В верхней части печи нагрев материалов газом осуществляется при соотношении те-

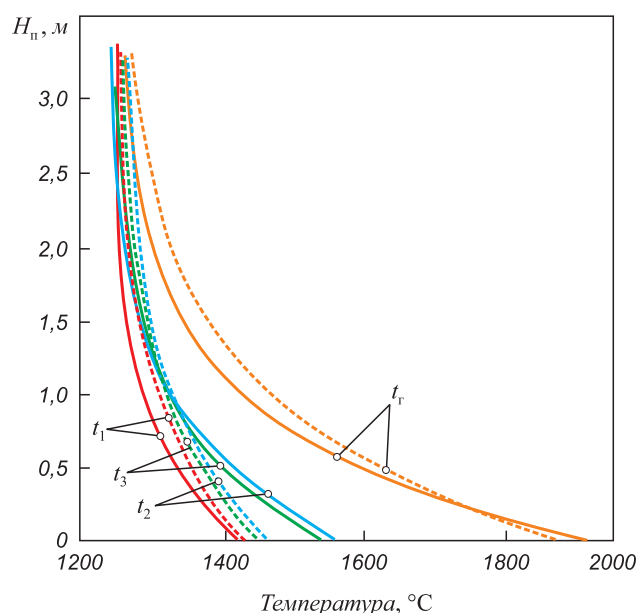


Рис. 3. Распределение температур потоков по высоте орошаемой зоны доменной печи при $\varphi = 0,4$; $\alpha_{\text{r}-2} = 40$ Вт/(м²·К) (—) и $\alpha_{\text{r}-2} = 20$ Вт/(м²·К) (---)

Fig. 3. Distribution of the flow temperature adjustment of the irrigated area in the blast furnace at $\varphi = 0,4$; $\alpha_{\text{r}-2} = 40$ Вт/(м²·К) (—) and $\alpha_{\text{r}-2} = 20$ Вт/(м²·К) (---)

плоемкостей потоков шихты и газа $m = (w_m/w_g) < 1$, поэтому разность температур между газом и материалами по мере опускания последних уменьшается. В связи с этим лимитирующим звеном в теплообмене являются не значения α_{r-1} , α_{r-2} , α_{r-3} , которые достаточно велики, а разность температур между газом и материалами. В нижней части доменной печи отношение теплоемкостей потоков шихты и газа больше единицы ($m > 1$), поэтому по мере опускания кокса, чугуна и шлака разность температур между ними и газом достигает 300–400 °С. Вследствие этого изменение значений α_{r-1} , α_{r-2} , α_{r-3} от газа к материалам значительно влияет на интенсивность нагрева кокса, чугуна и шлака в орошаемой зоне доменных печей.

В работах С.В. Шаврина [14], О.П. Онорина [15] и др. показано, что шлак не вытекает из коксовой насадки вследствие и интенсивного восстановления закиси железа до тех пор, пока содержание ее в шлаке не снизится до 2–3 %. Следовательно, процессы прямого восстановления в основном завершаются в верхней части орошаемой зоны и сопровождаются значительными стоками тепла. Учитывая, что реакции прямого восстановления в основном сосредоточены в верхней части орошаемой зоны печи (в зоне плавления), а в нижней части (в зоне жидких фаз) происходит нагрев материалов при $m < 1$, были определены температурные поля для двух вариантов распределения тепловых эффектов физико-химических процессов:

- 1 – все тепловые эффекты равномерно распределены по всей высоте орошаемой зоны печи;

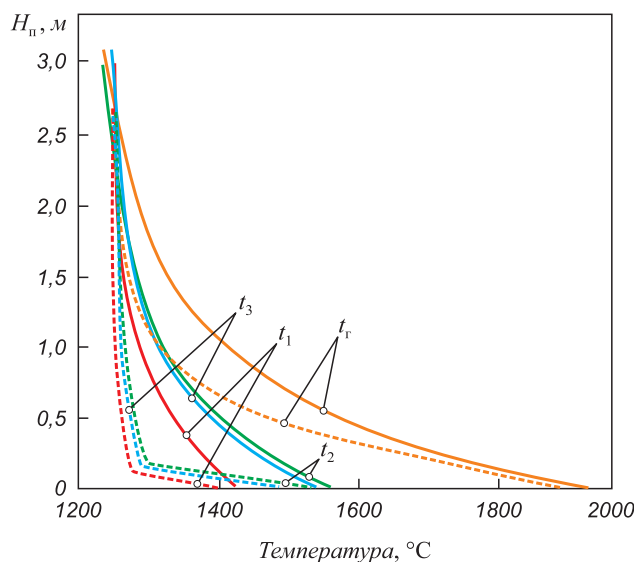


Рис. 4. Распределение температур потоков по высоте орошаемой зоны доменной печи при $\varphi = 0,4$; равномерное распределение тепловых эффектов по высоте зоны (—); тепловые эффекты отнесены к зоне плавления (---)

Fig. 4. Distribution of the flow temperature adjustment of the irrigated zone of the blast furnace at $\varphi = 0,4$; even distribution of the thermal effects of altitude zone (—); thermal effects attributed to the melting zone (---)

- 2 – все тепловые эффекты сосредоточены только в зоне плавления железорудных материалов.

Результаты этих расчетов приведены на рис. 4, откуда следует, что для принятых условий высота орошаемой зоны сокращается примерно в 1,5 раза. Это можно объяснить тем, что в зоне плавления потребляется значительное количество тепловой энергии, так как все затраты тепла на протекание реакций прямого восстановления отнесены только к этой зоне. В связи с этим на входе в зону жидких фаз разность температур между газом и материалами достигает 500 °С. Поэтому чисто физический нагрев потоков кокса, чугуна и шлака в нижней части орошаемой зоны доменной печи осуществляется на очень малой высоте. Таким образом, анализ полученных результатов показал, что на стационарное температурное поле в орошаемой зоне доменной печи существенное влияние оказывают доля поверхности кокса, покрытой шлаком, и характер распределения тепловых эффектов по высоте зоны. Для определения точных значений этих параметров необходимы специальные исследования.

Анализ стационарных тепловых процессов в области горна и заплечиков показал, что нижняя ступень теплообмена за счет «растянутых» процессов плавления и процессов прямого восстановления оксидов железа, кремния, марганца и других увеличивается по высоте в сравнении с тем случаем, когда нагрев материалов до конечных температур осуществляется без учета этих особенностей.

Выводы. Взаимный теплообмен между потоками в орошаемой зоне доменной печи оказывает значительное влияние на температурное поле в этой зоне. В частности, разность конечных температур между коксом и чугуном без учета взаимного теплового излучения составляет около 400 °С, а при учете уменьшается до 90–130 °С. Из анализа полученных результатов также следует, что для расчета теплообмена в области заплечиков и горна доменной печи необходимы знания о распределении тепловых эффектов химических реакций прямого восстановления железа, кремния и марганца по высоте орошаемой зоны и доли поверхности кокса, покрываемой шлаком.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Mathematical model of blast furnace Progress and Application to New Technology Development / Jun-ichiro Yagi. 6th International congress on the science and technology of ironmaking – ICSTI, 42nd International Meeting on ironmaking and 13th International Symposium on Iron Ore, October 14th to 18th, 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brazil. Pp. 1660 – 1674.
2. Numerical simulation on dynamic and static holdups of powder inside pre-reduction shaft furnace / Jian Xu, Sheng-li Wu, Xin-ying Guo, Kai-ping Du. Technical contribution to the 6th International congress on the science and technology of ironmaking – ICSTI, 42nd International Meeting on ironmaking and 13th International Symposium on Iron Ore, October 14th to 18th, 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brazil. Pp. 414 – 424.

3. B.I. Kitaev, Ju.G. Jaroshenko, V.D. Suchkov. Heat Exchange in shaft furnaces. – London: Pergamon Press, 1967. – 320 p.
4. Металлургия чугуна. Учебник для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. / Е.Ф. Вегман, Б.Н. Жеребин, А.Н. Похвиснев, Ю.С. Юсфин и др.; Под ред. Ю.С. Юсфина. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.
5. Товаровский И.Г. Познание процессов и развитие технологии доменной плавки. – Днепропетровск: изд. «Журфонд», 2015. – 912 с.
6. Математическое моделирование металлургических процессов в АСУ ТП / Н.А.Спирин, В.В.Лавров, В.Ю.Рыболовлев и др. – Екатеринбург: УрФУ, 2014. – 558 с.
7. Тепло- и массообмен в плотном слое / Б.И. Китаев, В.Н. Тимофеев, Б.А. Боковиков, В.М. Малкин, В.С. Швыдкий, Ф.Р. Шкляр, Ю.Г. Ярошенко. – М.: Металлургия, 1972. – 432 с.
8. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.Л. Суханов, Ю.Н. Овчинников, В.С. Швыдкий. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
9. Тепловая работа шахтных печей и агрегатов с плотным слоем / Я.М. Гордон, Б.А. Боковиков, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. – М.: Металлургия, 1989. – 120 с.
10. Теплообмен и повышение эффективности доменной плавки / Н.А. Спирин, Ю.Н. Овчинников, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург: изд. УГТУ–УПИ, 1995. – 243 с.
11. Мысик А.Ф., Кукаркин А.С., Китаев Б.И., Швыдкий В.С. Расчет процесса нагрева кокса, чугуна и шлака в нижней части доменной печи // Изв. вуз. Черная металлургия. 1976. № 12. С. 125 – 129.
12. Yaroshenko Yu.G., Shvydkii V.S., Spirin N.A., Lavrov V.V. & Noskov V.Yu. Nosteady heat transfer and transient processes in blast furnaces // Steel in Translation. 2015. Vol. 45, no 9, pp. 654 – 657.
13. Spirin N., Shvydkiy V., Yaroshenko Y. and Gordon Y. Improvement in Energy Efficiency of Blast Furnace, Düsseldorf, 15 – 19 June 2015, s. 114 – 122.
14. Восстановление, теплообмен и гидродинамика в доменном процессе / Под ред. С.В. Шаврина. Труды института металлургии УФАИ СССР. Ч. 1, вып. 24, 1970. – 130 с; Ч. 2, вып. 26, 1972. – 140 с.
15. Онорин О.П., Гладышев В.И., Каплун Л.И. Фильтрация железистых шлаковых расплавов через коксовую насадку // Изв. вуз. Черная металлургия. 1997. № 2. С. 11 – 14.

Поступила 19 февраля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 88–93.

STATIONARY HEAT EXCHANGE IN THE BLAST FURNACE SMELTING ZONE IRRIGATED WITH MELT

Yu.G. Yaroshenko, V.S. Shvydkii, N.A. Spirin, V.V. Lavrov

**Ural Federal University named after the first President of Russia
B.N. Yel'tsin, Ekaterinburg, Russia**

Abstract. The problem of stationary heat exchange in the blast furnace smelting zone irrigated with melt, considering features of process of a filtration of pig-iron and slag through coke nozzle is formulated. It is shown, that in this zone there is a simultaneous heating by gas of streams of coke, pig-iron and slag, each of which is in a heat exchange condition among themselves. The processes of mutual heat exchange are carried out as convection and radiation. Convection provides heat interchange among gas and all the heated up materials, and also between slag and coke as slag flowing down on coke partially coats its surface. Radiant heat exchange develops between coke, pig-iron and slag. Its intensity increases with the growth of temperature of heated up materials. It is fixed, that mutual heat exchange among streams of coke, pig-iron and slag in an irrigated zone of a blast furnace makes considerable impact on formation of a temperature field in this zone. The knowledge of thermal effects distribution of chemical reactions of direct restoration of iron, silicium and manganese are necessary for calculation of heat interchange in the field of bosh and a blast-furnace well on height of an irrigated zone and a fraction of a surface of the coke, coated with slag.

Keywords: blast-furnace process, heat exchange, smelting zone, mathematical modeling, motion of slag, pig-iron, coke.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-88-93

REFERENCES

1. Jun-ichiro Yagi. Mathematical model of blast furnace Progress and Application to New Technology Development. *6th International congress on the science and technology of ironmaking – ICSTI, 42nd International Meeting on ironmaking and 13th International Symposium on Iron Ore, October 14th to 18th, 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brazil.* pp. 1660–1674.
2. Jian Xu, Sheng-li Wu, Xin-ying Guo, Kai-ping Du. Numerical simulation on dynamic and static holdups of powder inside pre-re-duction shaft furnace. *Technical contribution to the 6th International congress on the science and technology of ironmaking – ICSTI, 42nd International Meeting on ironmaking and 13th International Symposium on Iron Ore, October 14th to 18th, 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brazil.* pp. 414–424.
3. Kitaev B.I., Jaroshenko Ju.G., Suchkov V.D. *Heat Exchange in shaft furnaces.* London: Pergamon Press, 1967, 320 p.
4. Vegman E.F., Zherebin B.N., Pokhvisnev A.N., Yusfin Yu.S. etc. *Metallurgiya chuguna. Uchebnik dlya vuzov* [Cast-iron metallurgy. Textbook for universities]. Moscow: IKTs “Akademkniga”, 2004, 774 p. (In Russ.).
5. Tovarovskii I.G. *Poznanie protsessov i razvitie tekhnologii domennoi plavki* [Knowledge of the processes and technology development of blast furnace mel-ting]. Dnepropetrovsk. Izd. “Zhurfond”, 2015. 912 p. (In Russ.).
6. Spirin N.A., Lavrov V.V., Rybolovlev V.Yu. etc. *Matematicheskoe modelirovanie metallurgicheskikh protsessov v ASU TP* [Mathematical modeling of metallurgical processes in automatic control system of technological processes]. Ekaterinburg: UrFU, 2014, 558 p. (In Russ.).
7. Kitaev B.I., Timofeev V.N., Bokovikov B.A., Malkin V.M., Shvydkii V.S., Shklyar F.R., Yaroshenko Yu.G. *Teplo- i massoobmen v plotnom sloe* [Heat- and mass exchange in a dense layer]. Moscow: Metallurgiya, 1972, 432 p. (In Russ.).
8. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Sukhanov E.L., Ovchinnikov Yu.N., Shvydkii V.S. *Teplotekhnika domennogo protsessa* [Heat engineering of a blast furnace process]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 248 p. (In Russ.).
9. Gordon Ya.M., Bokovikov B.A., Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G. *Teplovaya rabota shakhtnykh pechei i agregatov s plotnym sloem* [Heat work of shaft furnaces and units with a dense layer]. Moscow: Metallurgiya. 1989, 120 p. (In Russ.).
10. Spirin N.A., Ovchinnikov Yu.N., Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G. *Teploobmen i povyschenie effektivnosti domennoi plavki* [Heat exchange and efficiency increase of a blast furnace melting]. Ekaterinburg: izd. UGTU–UPI, 1995, 243 p. (In Russ.).
11. Mysik A.F., Kukarkin A.S., Kitaev B.I., Shvydkii V.S. Calculation of the heating process of coke, cast iron and slag in a bottom part

- of a blast furnace. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya*. = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1976, no. 12, pp. 125–129. (In Russ.).
12. Yaroshenko Yu.G., Shvydkii V.S., Spirin N.A., Lavrov V.V., Noskov V.Yu. Nosteady heat transfer and transient processes in blast furnaces. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no 9, pp. 654–657.
 13. Spirin N., Shvidkii V., Yaroshenko Y., Gordon Y. Improvement in Energy Efficiency of Blast Furnace. *METEC and 2nd ESTAD 2015, Düsseldorf, 15–19 June 2015*, pp. 114–122.
 14. *Vosstanovlenie, teploobmen i gidrodinamika v domennom protsesse* [Reduction, heat exchange and hydrodynamics in a blast furnace process] Shavrin S.V. ed. *Trudy instituta metallurgii UFAN SSSR*. Part. 1, vol. 24, 1970, 130 p; Part. 2, vol. 26, 1972, 140 p. (In Russ.).
 15. Onorin O.P., Gladyshev V.I., Kaplun L.I. Filtering of ferrous slag melts through coke packing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya*. = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1997, no. 2, pp. 11–14. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by decree no. 211 of the Government of the Russian Federation, the contract no. 02.A03.0006.

Information about the authors:

Yu.G. Yaroshenko, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy”

V.S. Shvydkii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy”

N.A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (n.a.spirin@urfu.ru)

V.V. Lavrov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy”

Received February 19, 2015

УДК 621.746

АНАЛИТИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ РЕЖИМОВ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ОХЛАЖДЕНИЯ КРУПНОТОННАЖНЫХ ПРОМЫШЛЕННЫХ СЛИТКОВ. СООБЩЕНИЕ 2. ТЕПЛОВОЙ РЕЖИМ СЛИТКОВ В ТЕПЛОТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ЦЕПИ ОТ РАЗЛИВКИ ДО ВЫДАЧИ В ПРОКАТНЫЙ СТАН

Постольник Ю.С., д.т.н., профессор

Тимошпольский В.И.¹, д.т.н., профессор, директор по науке и новой технике (tree-89@mail.ru)

Трусова И.А.², д.т.н., профессор, заведующая кафедрой металлургических технологий

¹ЗАО ПИИ СИТ «НЕФТЕГАЗСТРОЙИЗОЛЯЦИЯ»

(04136, Украина, г. Киев, ул. Маршала Гречко, 14)

²Белорусский национальный технический университет

(220013, Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, д. 65)

Аннотация. Разработана аналитическая методика расчета затвердевания и охлаждения крупнотоннажного блюмингового слитка. В результате анализа исходной модели и полученных решений разработан универсальный способ расчета режима затвердевания и охлаждения слитка в промышленных условиях от разливки до посадки в ячейку нагревательного колодца. Показано удовлетворительное согласование с результатами промышленного эксперимента при использовании аналитического номограммно-графического способа расчета. Способ расчета позволяет определить полное время затвердевания слитка и температуру поверхности в ходе затвердевания, положение фронта кристаллизации в заданный момент времени, продолжительность охлаждения перегретого расплава и другие параметры. При использовании аналитического и номограммно-графического способа расчета усовершенствована технология подготовки промышленного блюмингового слитка к нагреву и в дальнейшем откорректирован действующий режим нагрева слитка с повышенным теплосодержанием (жидкой сердцевиной), который апробирован и внедрен в промышленных условиях. Реализация режима показала сокращение времени нагрева слитков и снижение удельного расхода топлива.

Ключевые слова: крупнотоннажные слитки, затвердевание и охлаждение, тепловая обработка, метод эквивалентных источников, графо-аналитический способ, горячий посад, энергосберегающий режим.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-94-98

В настоящей работе показаны возможности использования методики расчета затвердевания и охлаждения слитка, базирующейся на методе эквивалентных источников [1, 2]. Методика прошла достаточно широкое тестирование по результатам промышленных экспериментов, численного интегрирования исходной задачи и решения по методу Л.С. Лейбензона.

В качестве примера использования разработанной методики приведем расчет слитка в технологической цепи охлаждения – нагрев. Исходные данные: масса слитка 8 т; материал – сталь 45; тип изложницы – сквозная чугунная; размеры слитка 0,734×0,655×2,8 м; толщина стенки изложницы $\delta_{изл} = 195$ мм; температура заливки расплава $T_0 = 1530$ °С; температура ликвидуса $T_{лик} = 1490$ °С; температура солидуса $T_{сол} = 1420$ °С; температура в зазоре $T_{зав} = 900$ °С; температура подогрева изложницы $T_{изл}^0 = 150$ °С; температура окружающего воздуха $T_c = 30$ °С; скрытую теплоту кристаллизации примем равной $q = 270$ кДж/кг; $R_s = \sqrt{F/\pi}$.

Промышленные эксперименты показывают, что температурный перепад между внутренней и наружной поверхностями изложницы в зависимости от

слитка, изложницы, условий разливки и т.д. может достигать значительной величины (порядка 300 °С). Внутренняя поверхность изложницы имеет температуру $T_{изл}^{вн} = 700 - 800$ °С, а в начальный период и на отдельных участках – близкую к температуре плавления чугуна (1100 °С). Температура наружной поверхности составляет $T_{изл}^{нар} = 400 - 500$ °С (при заливке в холодную изложницу) или превышает эту величину на температуру подогрева изложницы (при заливке в горячую изложницу) [3]. Поэтому основное назначение подогрева – уменьшение температурного перепада – позволяет снизить термонапряжения. В нашем случае примем $\Delta T_{изл} = 250$ °С, тогда $T_{изл}^{нар} = (400 + 500)/2 + 150 = 600$ °С; $T_{изл}^{вн} = T_{изл}^{нар} + \Delta T_{изл} = 600 + 250 = 850$ °С.

Ориентировочную среднюю температуру затвердевшего слоя металла определим как

$$\bar{T}_1 = \frac{T_{лик} + T_{зав}}{2} = \frac{1490 + 900}{2} = 1195 \text{ °С.}$$

При температуре стали $\bar{T}_1 = 1195$ °С ее теплофизические характеристики (теплопроводность, теплоемкость, плот-

ность) имеют следующие значения: $\bar{\lambda}_1 = 29,8 \text{ Вт/(м} \cdot \text{°C)}$; $\bar{c}_1 = 0,66 \text{ кДж/(кг} \cdot \text{°C)}$; $\bar{\rho}_1 = 7,41 \text{ т/м}^3$.

Вычислим среднее значение коэффициента температуропроводности застывшего слоя металла и жидкой фазы (при $T_2 = T_0$):

$$\bar{a}_1 = \frac{\bar{\lambda}_1}{\bar{c}_1 \bar{\rho}_1} = \frac{29,8 \cdot 3600}{0,66 \cdot 10^3 \cdot 7,41 \cdot 10^3} = 0,0219 \text{ м}^2/\text{ч};$$

$$\bar{a}_2 = \frac{\bar{\lambda}_2}{\bar{c}_2 \bar{\rho}_2} = \frac{30,6 \cdot 3600}{0,72 \cdot 10^3 \cdot 7 \cdot 10^3} = 0,0219 \text{ м}^2/\text{ч};$$

$$K_a = \frac{0,0219}{0,0219} = 1.$$

Приведенный коэффициент теплообмена α_{13} , рассчитаем по формуле А.И. Вейника [4]

$$\alpha_{13} = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_{\text{заз}}} + \frac{R_3}{\lambda_{\text{изл}}} \ln \frac{R_{\text{изл}}}{R_3} + \frac{R_3}{R_{\text{изл}} (\alpha_{\text{рад}}^{\text{нар}} + \alpha_{\text{конв}}^{\text{нар}})}}.$$

Другие неизвестные значения α определим по графикам (рис. 1). При построении графиков критери-

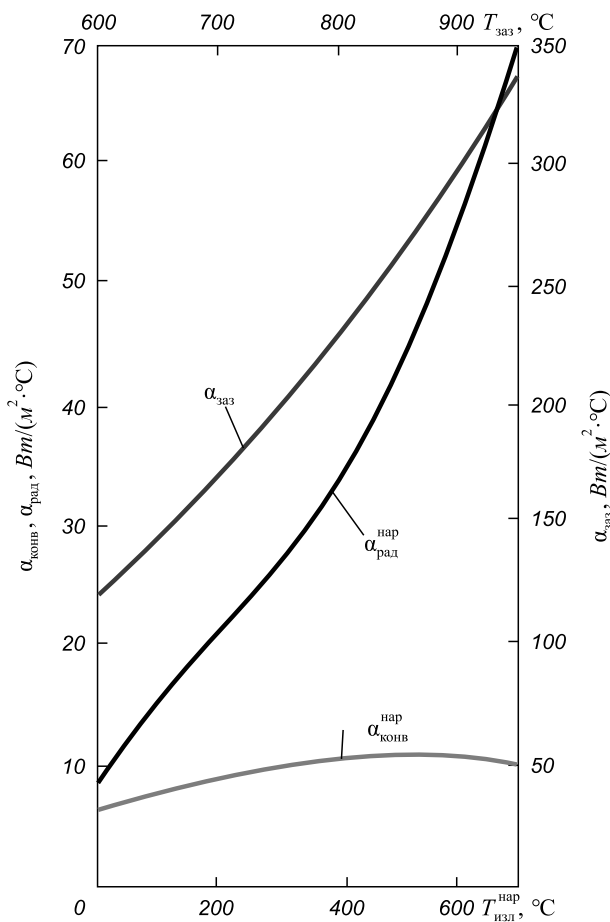


Рис. 1. Зависимость коэффициентов теплоотдачи $\alpha_{\text{заз}}$, $\alpha_{\text{рад}}^{\text{нар}}$, $\alpha_{\text{конв}}^{\text{нар}}$ от температуры

Fig. 1. Dependence of heat-transfer coefficients $\alpha_{\text{заз}}$, $\alpha_{\text{рад}}^{\text{нар}}$, $\alpha_{\text{конв}}^{\text{нар}}$ on temperature

альные числа Bi_1 принимали равными 0,25; 0,5; 0,75; 1,0, так как опыт практической работы показывает, что для массивных стальных слитков, охлаждаемых в изложнице и на воздухе, число Bi_1 не превышает единицы. Промежуточные величины легко получить, используя линейную интерполяцию. В соответствии с рис. 1 имеем $\alpha_{\text{заз}} = 300 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{°C)}$; $\alpha_{\text{рад}}^{\text{нар}} = 55 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{°C)}$; $\alpha_{\text{конв}}^{\text{нар}} = 11 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{°C)}$. Тогда получим

$$\alpha_{13} = \frac{1}{\frac{1}{300} + \frac{0,391}{35,5} \ln \frac{0,586}{0,391} + \frac{0,391}{0,586 (55 + 11)}} = 55,73 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{°C)}.$$

Далее вычисляем числа Bi , Коссовича (Ко), Постольника (По) [1]:

$$Bi_1 = \frac{\alpha_{13} R_3}{\bar{\lambda}_1} = \frac{55,73 \cdot 0,391}{29,8} = 0,731;$$

$$Ko = \frac{q \bar{\rho}_2}{\bar{c}_1 \bar{\rho}_1 (T_{\text{сол}} - T_c)} = \frac{270 \cdot 7}{0,66 \cdot 7,41 (1420 - 30)} = 0,28;$$

$$Po = \frac{q}{\bar{c}_2 (T_0 - T_{\text{лик}})} = \frac{270}{0,72 (1530 - 1490)} = 9,4.$$

По графикам, приведенным на рис. 2, определяем значения следующих параметров:

$$H^* = \tau^* / Ko = 0,95; \tau^* = 0,95 \cdot 0,28 = 0,266;$$

$$\bar{\beta}_1 Ko = 0,12; \bar{\beta}_1 = 0,12 / 0,28 = 0,432;$$

$$\bar{\beta}_2 Po = 0,404; \bar{\beta}_2 = 0,404 / 9,4 = 0,043,$$

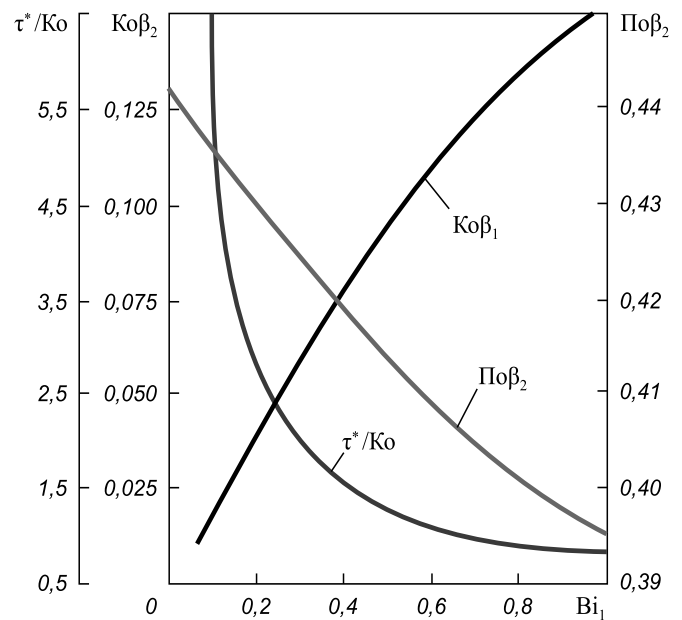


Рис. 2. Графики изменения τ^*/Ko , $Ko\bar{\beta}_1$, $Po\bar{\beta}_2$ в зависимости от величины числа Bi_1

Fig. 2. Change charts of τ^*/Ko , $Ko\bar{\beta}_1$, $Po\bar{\beta}_2$ in dependence on the ratio of Bi_1

где H^* – функция, учитывающая закон продвижения фронта кристаллизации во времени (по решению Лейбензона); τ^* – время затвердевания слитка (по решению Лейбензона); $\bar{\beta}_1$ и $\bar{\beta}_2$ – поправочные функции, учитывающие теплосодержание твердой и жидкой фаз (перегрев) при расчете толщины затвердевшего слоя.

По формуле (6) предыдущей работы [1] вычисляем время полного затвердевания в относительных ($\bar{\tau}$) и абсолютных ($\bar{t}$) единицах:

$$\bar{\tau} = 0,266(1 + 0,432 + 0,043) = 0,392;$$

$$\bar{t} = \frac{\bar{\tau} R_2^2}{\bar{a}_1} = \frac{0,392 \cdot 0,391^2}{0,0219} = 2,74 \text{ ч.}$$

Для оценки адекватности аналитических расчетов в дальнейшем выполнено сравнение с данными промышленного эксперимента для 8-т блюмингового слитка. Такой подход использован ранее [3], а также в работах других исследователей (например [5]). В конкретном случае расхождение расчетного (2,74 ч) и экспериментального (2,75 ч) времени полной кристаллизации блюмингового слитка составляет 0,4 %, что можно считать вполне удовлетворительным как по точности, так и по простоте расчетов. Если не учитывать теплосодержание твердой и жидкой фаз, продолжительность затвердевания будет равна 1,86 ч, что на 32 % меньше реальной.

Для расчета температуры поверхности слитка $\bar{T}_1$ в момент его полного затвердевания по графикам, представленным на рис. 3, находим $\omega_1 \text{Ko} = 0,07$; $\omega_1 = 0,07/0,28 = 0,25$; $\omega_2 \text{Po} = 0$; $\omega_2 = 0$; $\Psi_n \text{Ko} = 0,063$; $\Psi_n = 0,063/0,28 = 0,225$; $\Phi_n = 0,345$; здесь ω_1 и ω_2 – поправочные функции, учитывающие теплосодержание твердой и жидкой фаз (перегрев) при расчете температурного слоя; Ψ_n , Φ_n – безразмерные параметры. Подставив полученные данные в формулу [2]

$$\theta_n(l) = \Phi_n(l) + \frac{\Psi_n(l)}{1 + \omega_1(l) + \omega_2(l)}, \quad (1)$$

получим

$$\theta_n(l) = 0,345 + \frac{0,225}{1 + 0,25 + 0} = 0,525;$$

$$T_n = T_c + (T_{\text{сол}} - T_c)\theta_n = 30 + (1420 - 30) \cdot 0,525 = 760 \text{ }^\circ\text{C}.$$

Ранее, при определении средних значений теплофизических характеристик металла, принимали среднюю температуру равной 1195 °С. Если же вычислить среднюю температуру слитка как

$$\bar{T}_1 = \frac{T_{\text{сол}} - T_n}{2} = \frac{1420 + 760}{2} = 1090 \text{ }^\circ\text{C},$$

то очевидно, что она отличается от ранее принятой на 9 %. С целью достижения необходимого результата расчет можно повторить, задаваясь T_n .

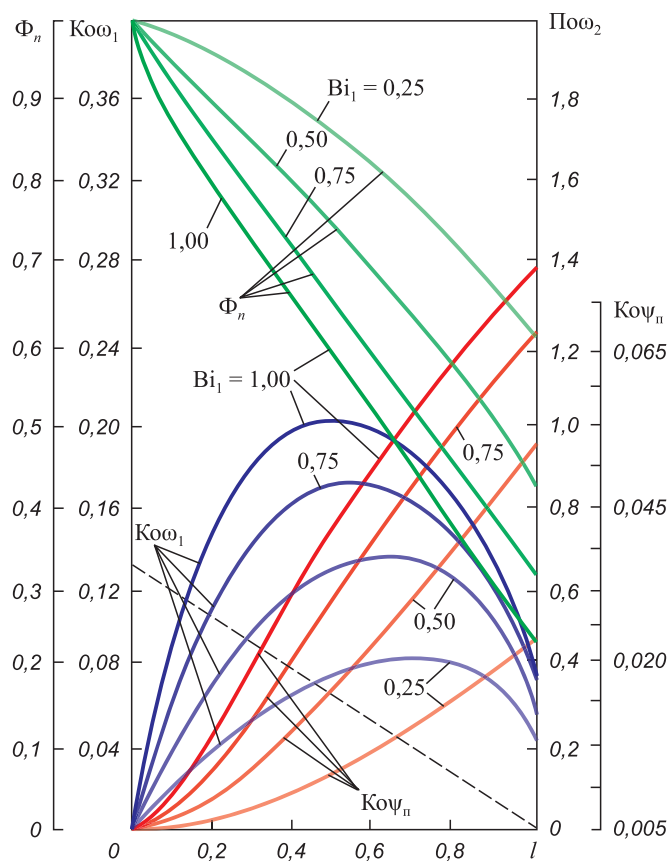


Рис. 3. Графики изменения Φ_n , $\text{Ko}\omega_1$, $\text{Po}\omega_2$, $\text{Ko}\Psi_n$ в зависимости от толщины затвердевшего слоя

Fig. 3. Change charts of Φ_n , $\text{Ko}\omega_1$, $\text{Po}\omega_2$, $\text{Ko}\Psi_n$ in dependence on the thickness of hardened layer

Как правило, в соответствии с действующими технологическими инструкциями отлитые в изложницы слитки поступают в стрипперное отделение не полностью затвердевшими [6, 7]. Снятие изложницы («раздевание») наиболее эффективно при достаточно высоком теплосодержании слитка при наличии жидкой сердцевины на уровне 20 % и выше. К этому стремятся все без исключения специалисты (теплотехники и технологи) ввиду значительной (до 40 – 50 %) экономии топливно-энергетических ресурсов в отделениях регенеративных и рекуперативных нагревательных колодцев [8 – 10].

Далее используем в расчетах графики, приведенные на рис. 3 и 4.

С учетом приведенных выше математических зависимостей в целом вся методика расчета сводится к определению:

- температуры на поверхности слитка в ходе затвердевания (1);
- времени полного затвердевания слитка

$$\bar{\tau} = \tau^* (1 + \bar{\beta}_1 + \bar{\beta}_2); \quad (2)$$

- положения фронта кристаллизации в заданный момент времени

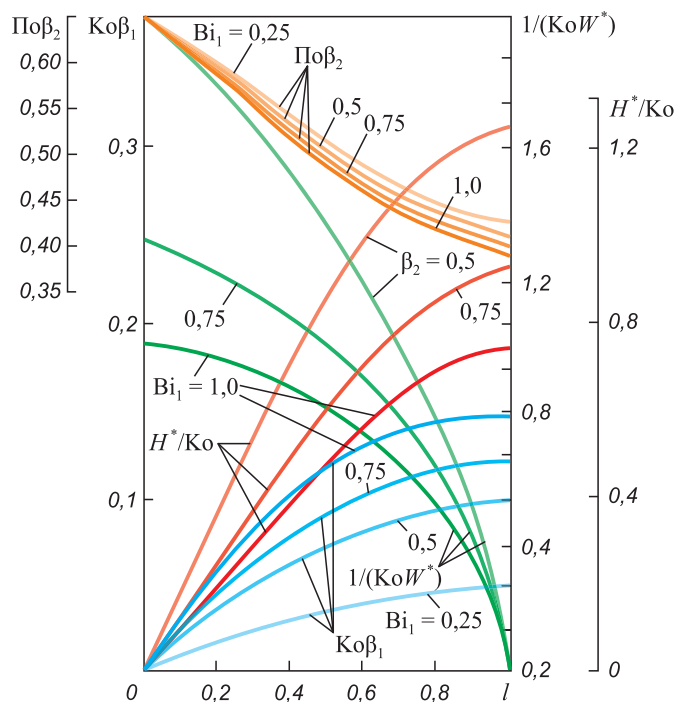


Рис. 4. Изменение H^*/Ko , $Ko\beta_1$, $Po\beta_2$, $1/(KoW^*)$ в зависимости от толщины затвердевшего слоя

Fig. 4. Changes of H^*/Ko , $Ko\beta_1$, $Po\beta_2$, $1/(KoW^*)$ in dependence on the thickness of hardened layer

$$H^*(l)[1 + \beta_1(l) + \beta_2(l)] = \frac{\tau - \tau_0}{K_a Ko}; \quad (3)$$

— продолжительности охлаждения перегретого расплава до момента начала затвердевания

$$\tau_0 = \frac{1}{3(1+n)Bi_2} \left\{ \left(1 + \frac{Bi_2}{4} \right) - \frac{2 + 3Bi_2 + Bi_2^2}{Bi_2} \times \ln \left(1 + \frac{Bi_2}{4} \right) + (3 + Bi_2) \ln(1 + K_T) \right\}. \quad (4)$$

С целью практического использования изложенного способа расчета представляется возможным определить параметры, входящие в выражения (1) – (4), с помощью разработанных графиков-номограмм (рис. 1 – 4), что позволяет исследовать технологию подготовки слитков к нагреву графо-аналитическим способом. Такой способ значительно упрощает всю процедуру вычислений для слитков классической геометрии. Эффективность этого приема в вычислениях доказана множеством публикаций известных ученых металлургов-теплофизиков.

В соответствии с разработанной схемой вычислений выполнены расчеты затвердевания и времени транспортировки крупнотоннажных блюминговых слитков различных марок стали до отделения нагревательных колодцев блюмингов 1150 и 1250 металлургических комбинатов Днепропетровского и «Криворожсталь» (см. таблицу).

В соответствии с разработанным способом расчета режимов затвердевания и охлаждения слитков совмест-

но с заводскими специалистами была усовершенствована технология подачи слитков горячего посада в ячейку рекуперативных нагревательных колодцев блюминга-2 «Криворожсталь» и предложен новый режим нагрева слитков с жидкой сердцевиной, что позволило сократить продолжительность нагрева практически на 1,3 ч и уменьшить удельный расход условного топлива на 1,4 кг у.т./т (рис. 5).

Выводы. Разработан способ расчета режима затвердевания и охлаждения блюмингового слитка в технологической цепи от разливки до посада в ячейку нагревательного колодца. В соответствии с принятой схемой термического слоя и применением в качестве математического аппарата МЭИ выполнен пример расчета с целью уточнения времени полного затвердевания, при этом достигнуто удовлетворительное согласование с результатами промышленного эксперимента при использовании аналитического номограммно-графического способа расчета. Показана эффективность применения аналитической теории затвердевания и охлаждения крупных блюминговых слитков в действующей технологии транспортировки слитка к ячейке нагревательного колодца и последующего нагрева слитка с жидкой сердцевиной. В промышленных условиях достигнуто сокращение времени нагрева слитков и снижение удельного расхода топлива.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И., Трусова И.А. Аналитические расчеты режимов затвердевания крупнотоннажных промышленных слитков. Сообщение 1. Математическая по-

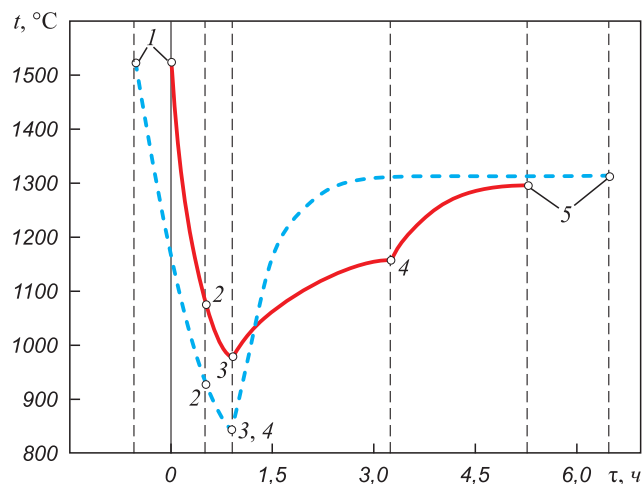


Рис. 5. Динамика температуры поверхности слитков массой 12,5 т от разливки до выдачи из нагревательной ячейки:

- 1 – конец разливки; 2 – разделение слитка; 3 – посад в нагревательный колодец; 4 – подача топлива; 5 – выдача в прокат;
 --- действующий режим; — предложенный режим

Fig. 5. Temperature dynamics of the ingot surface with a mass of 12.5 tones from the casting to the output from the heating cell:
 1 – end of casting; 2 – stripping; 3 – charging into a soaking-pit furnace; 4 – fuel supply; 5 – rolling output;
 --- operating mode; — offered mode

- становка задачи и вывод расчетных соотношений для схемы термического слоя // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 8. С. 550 – 556.
2. Тимошпольский В.И., Постольник Ю.С., Андрианов Д.Н. Теоретические основы теплофизики и термомеханики в металлургии. – Минск: Бел. наука, 2005. – 560 с.
 3. Самойлович Ю.А., Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Филиппов В.В. Стальной слиток: В 3-х т. Т. 2. Затвердевание и охлаждение / Под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. – Минск: Бел. наука, 2000. – 637 с.
 4. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки. – М.: ГНТИ машиностроительной литературы, 1960. – 435 с.
 5. Базайкина О.Л., Темлянец М.В. Расчет нагрева и охлаждения восьмигранных кузнечных слитков при граничных условиях III рода // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 12. С. 29 – 33.
 6. Гольдфарб Э.М., Судоплатов Л.В., Саксаганский А.М. Затвердевание и охлаждение слитков перед посадкой в нагревательные колодцы // Изв. вуз. Черная металлургия. 1963. № 3. С. 195 – 202.

7. Котляревский Е.М., Минеев В.Н., Баженов А.В. и др. Разработка, экспериментальная проверка и практическое применение модели нагрева слитков в колодцах // Сталь. 1976. № 7. С. 665 – 668.
8. Девятков Д.Х. Математическая модель охлаждения и нагрева слитков с незавершенным процессом затвердевания в нагревательных колодцах // Изв. вуз. Черная металлургия. 1980. № 10. С. 100 – 102.
9. Миткалинный В.И., Хлопонин В.Н., Барбаев В.И. Нагрев слитков с жидкой сердцевинкой в нагревательных колодцах с отоплением из центра пода // Изв. вуз. Черная металлургия. 1983. № 7. С. 126 – 130.
10. Тимошпольский И.С., Тимошпольский В.И., Шендрик Б.Ф., и др. Закономерности нагрева слитков горячего посада // Сталь. 1989. № 9. С. 97 – 100.

Поступила 21 сентября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 94–98.

ANALYTICAL CALCULATIONS OF SOLIDIFICATION AND COOLING PROCESSES IN LARGE-TONNAGE COMMERCIAL INGOTS. REPORT 2. THERMAL CONDITIONS OF INGOT IN HEAT-TECHNOLOGICAL PROCESSING CHAIN FROM CASTING TO FEEDING TO A ROLLING MILL

Postol'nik Yu.S., Timoshpol'skii V.I.¹, Trusova I.A.²

¹ CJSC PII SIT “NEFTEGAZSTROIZOLYATSIYA”, Kiev, Ukraine

² Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

Abstract. The article is devoted to the development of the analytical design procedure of solidification and cooling of large-tonnage bloom ingot. As the analysis result of the reference model and the received solutions, a universal way has been worked out to calculate the mode of solidification and cooling of ingot in the industrial conditions from the casting to charging into the cell of soaking-pit furnace. The satisfactory matching with the results of the industrial experiment has been shown when using the analytical nomogram-graphical method of the calculation. The way of calculation allows defining the total time of ingot solidification and the surface temperature in the process of solidification, condition of crystallization front in a set moment of time, duration of cooling of the overheated melt and other parameters. When using the analytical and nomogram-graphical method of the calculation, the preparation technology of industrial bloom ingot to the heat has been improved, as well as corrected the operating heating mode of ingot with the increased heat content (liquid kernel), which has been tested and implemented in industrial conditions. Realization of the mode has shown the heating time reduction of ingots and the decrease of fuel rate.

Keywords: large-tonnage ingots, solidification, cooling, heat treatment, method of equivalent sources, graphic-analytical way, hot charging, energy saving mode.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-94-98

REFERENCES

1. Postol'nik Yu.S., Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A. Analytical calculations of solidification and cooling processes in large-tonnage commercial ingots. Report 1. Mathematical formulation of the problem and derivation of correlations for a thermal layer scheme. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya. = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2015, no. 8, pp. 550–556. (In Russ.).
2. Timoshpol'skii V.I., Postol'nik Yu.S., Andrianov D.N. *Teoreticheskie osnovy teplofiziki i termomekhaniki v metallurgii* [Theoretical foundations of thermal physics and thermal mechanics in metallurgy]. Minsk: Bel. navuka, 2005, 560 p. (In Russ.).

3. Samoilovich Yu.A., Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A., Filippov V.V. *Stal'noi slitok: v 3-kh t. T. 2. Zatverdevanie i okhlazhdenie* [Steel Ingot: in 3 vols. Vol. 2. Solidification and cooling]. Minsk: Bel. nauka, 2000, 637 p. (In Russ.).
4. Veinik A.I. *Teoriya zatverdevaniya otlivki* [Casting solidification theory]. Moscow: Mashgiz, 1960. 434 p. (In Russ.).
5. Bazaikina O.L., Temlyantsev M.V. Heating and cooling calculation of eight-faced forging ingots with boundary condition of the 3-rd kind. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya. = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2011, no. 12, pp. 29–33. (In Russ.).
6. Gol'dfarb E.M., Sudoplatov L.V., Saksaganskii A.M. Solidification and cooling of ingots before the charging into soaking-pit furnaces. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya. = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1963, no. 3, pp. 195–202. (In Russ.).
7. Kotlyarevskii E.M., Mineev V.N., Bazhenov A.V. etc. Development, experimental test and practical usage of the ingot heating model in soaking-pit furnaces. *Stal'.* 1976, no. 7, pp. 665–668. (In Russ.).
8. Devyatov D.Kh. Mathematical model of cooling and heating of ingots with an incomplete process of solidification in soaking-pit furnaces. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya. = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1980, no. 10, pp. 100–102. (In Russ.).
9. Mitkalinniy V.I., Khloponin V.N., Barbaev V.I. Heating of ingots with a liquid kernel in soaking-pit furnaces with the heating from the center of sole. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya. = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1983, no. 7, pp. 126–130. (In Russ.).
10. Timoshpol'skii I.S., Timoshpol'skii V.I., Shendrik B.F., Sevast'yanov P.V., Gurvich E.A., Trusova I.A. Heating regularities of hot-charged ingots. *Stal'.* 1989, no. 9, pp. 97–100. (In Russ.).

Information about the authors:

Postol'nik Yu.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor

Timoshpol'skii V.I., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of Science and Advanced Technology Engineering (tree-89@mail.ru)

Trusova I.A., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Metallurgical Technologies

Received January 21, 2015

УДК 621.791:624

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ УДАЛЕНИЯ ВОДОРОДА ПРИ СВАРКЕ ПОД ФТОРСОДЕРЖАЩИМИ ФЛЮСАМИ*

Крюков Р.Е., аспирант кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (rek_nzrmk@mail.ru)

Бендре Ю.В., к.х.н., доцент кафедры общей и аналитической химии (bendre@list.ru)

Галевский Г.В., д.т.н., профессор, директор института металлургии
и материаловедения (pimm@sibsiu.ru)

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

Горюшкин В.Ф., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой общей
и аналитической химии (koax@sibsiu.ru)

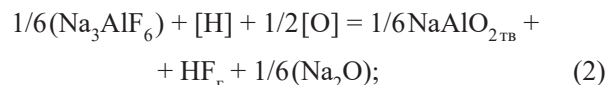
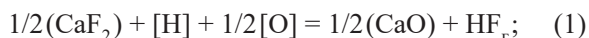
Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Проведена термодинамическая оценка вероятности протекания процессов удаления водорода из металла сварного шва при сварке под фторсодержащим флюсом в стандартных состояниях в интервале температур 1700 – 2200 К. В качестве стандартных состояний для веществ-реагентов были выбраны Na_3AlF_6 , $\text{SiO}_{2\text{ж}}$, $\text{SiF}_{4\text{г}}$, $\text{NaAlO}_{2\text{тв}}$, $\text{Na}_2\text{SiO}_{3\text{ж}}$, $\text{CaF}_{2\text{ж}}$, $\text{CaSiO}_{3\text{тв}}$, $\text{H}_{2\text{г}}$, $\text{SiF}_{2\text{г}}$, $\text{HF}_{\text{г}}$, $\text{O}_{2\text{г}}$, $\text{SiF}_{\text{г}}$, $\text{H}_{\text{г}}$. В результате расчетов стандартной энергии Гиббса и констант равновесия реакций определено, что из реакций прямого взаимодействия фторагентов шлака с водородом и кислородом металла наиболее вероятной является реакция взаимодействия с криолитом. Более сложным взаимодействием с участием в реакции, кроме фторагентов, кремнезема шлака и возможным образованием промежуточного продукта $\text{SiF}_{4\text{г}}$ и более вероятным является процесс взаимодействия с флюоритом. Расчеты показали целесообразность использования соединения Na_3AlF_6 наряду с флюоритом для удаления водорода при сварке под флюсом. Проведенные расчеты легли в основу разработки составов новых флюс-добавок, защищенных патентами РФ.

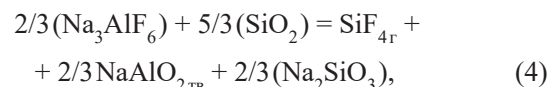
Ключевые слова: сварка, флюс, шлак, водород, неметаллические включения, углерод, фтор.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-99-104

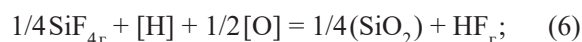
Процесс удаления водорода из металла сварного шва при использовании сварки под флюсом осуществляется введением во флюс фторсодержащих добавок (обычно флюорита или криолита), которые позволяют в результате связывания водорода со фтором проводить удаление водорода в виде соединения HF [1 – 9]. При разработке технологии сварки под флюсом с использованием углеродфторсодержащей добавки [10] на основе отходов алюминиевого производства одним из изучаемых вопросов был химический механизм удаления водорода из металла сварного шва, находящегося в контакте с жидким шлаком. При этом учитывали также то, что наряду с водородом металл содержит растворенный кислород. В качестве вероятных рассматривали реакции между компонентами шлака, металла и газовой фазы



а также превращения в шлаке с образованием газа SiF_4 :



который способен быть промежуточным звеном с последующим связыванием водорода металла с образованием фтороводорода и низших фторидов кремния



* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к.

При испытании, исследовании, измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

В настоящей работе оценивали термодинамическую вероятность протекания реакций (1) – (8) в изучаемой системе жидкий металл шва – оксидный расплав – газ в стандартных состояниях. Результатом этих реакций является снижение содержания водорода в металле сварного шва.

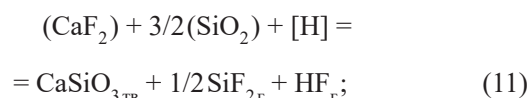
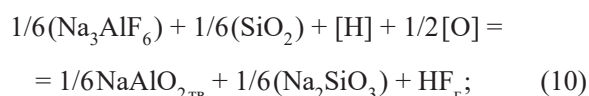
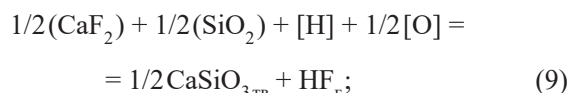
Необходимые для оценки вероятности протекания реакций термодинамические характеристики в стандартных условиях ($\Delta_r H^\circ(T)$, $\Delta_r S^\circ(T)$, $\Delta_r G^\circ(T)$) рассчитывали известными методами [11] в интервале температуры сварочных процессов 1700 – 2200 К [12] по термодинамическим свойствам реагентов ($[H^\circ(T) - H^\circ(298,15 \text{ К})]$, $S^\circ(T)$, $\Delta_f H^\circ(298,15 \text{ К})$) [13, 14]. В качестве стандартных для веществ-реагентов в интервале температур 1700 – 2200 К были выбраны состояния Na_3AlF_6 , $\text{SiO}_{2\text{ж}}$, $\text{SiF}_{4\text{г}}$, $\text{NaAlO}_{2\text{тв}}$, $\text{Na}_2\text{SiO}_{3\text{ж}}$, $\text{CaF}_{2\text{ж}}$, $\text{CaSiO}_{3\text{тв}}$, $\text{H}_{2\text{г}}$ (реакции (1), (2), (5) – (7)), $\text{SiF}_{2\text{г}}$, $\text{HF}_{\text{г}}$, $\text{O}_{2\text{г}}$, $\text{SiF}_{\text{г}}$, $\text{H}_{\text{г}}$ (реакция (8)) в соответствии с реальным агрегатным состоянием фаз в изучаемой системе.

Результаты расчетов приведены в табл. 1.

При прямом взаимодействии фторагентов шлака с водородом и кислородом металла наиболее термодинамически вероятной является реакция (2) (удаление водорода с участием криолита), затем реакция (1) (удаление водорода с участием флюорита). Реакции (3) и (4) в стандартных условиях маловероятны: стандартные энергии Гиббса имеют положительные значения, а константы равновесия по величине составляют десятые, сотые и даже тысячные доли единицы. Однако из

реакций (5) – (8) две (реакции (6) и (8)) отличаются отрицательными значениями $\Delta_r G^\circ(T)$ и высокими значениями $K(T)$. Это означает, что из возможных путей связывания в зоне сварки SiF_4 более вероятными являются процессы с одновременным участием водорода и кислорода (реакция (6)), а также взаимодействие только с водородом металла (стандартное состояние: атомарный водород), но с образованием низшего фторида кремния SiF_2 (реакция (8)). Обоснованием возможности протекания реакций с промежуточным фторидом кремния SiF_4 могут быть данные работы [12], в которых SiF_4 обнаружен при химическом анализе газовой фазы.

Путем попарного алгебраического сложения реакций (3) и (4) с термодинамически вероятными реакциями из (6) – (8) получили еще четыре наиболее вероятных процесса (отрицательные значения $\Delta_r G^\circ(T)$), каждый из которых приводит к уменьшению содержания водорода в металле сварного шва:

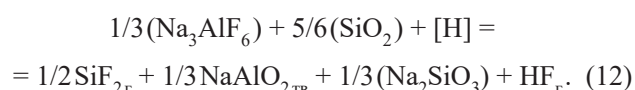


Т а б л и ц а 1

Стандартные энергии Гиббса $\Delta_r G^\circ(T)$ (числитель) и константы равновесия $K(T)$ (знаменатель) реакций (1) – (8) в зависимости от температуры

Table 1. Standard Gibbs energy $\Delta_r G^\circ(T)$ (numerator) and equilibrium constants $K(T)$ (denominator) of reactions (1) – (8) in dependence on the temperature

Реакция	$\Delta_r G^\circ(T)$, кДж, и $K(T)$ при T , К					
	1700	1800	1900	2000	2100	2200
1	$\frac{-16,22}{3,20}$	$\frac{-18,61}{3,50}$	$\frac{-20,93}{3,80}$	$\frac{-23,17}{4,00}$	$\frac{-25,36}{4,30}$	$\frac{-27,47}{4,50}$
2	$\frac{-32,32}{9,80}$	$\frac{-33,82}{9,60}$	$\frac{-35,20}{9,30}$	$\frac{-36,46}{9,00}$	$\frac{-37,62}{8,60}$	$\frac{-38,68}{8,30}$
3	$\frac{41,80}{0,05}$	$\frac{35,98}{0,09}$	$\frac{30,62}{0,14}$	$\frac{25,71}{0,21}$	$\frac{21,22}{0,30}$	$\frac{17,18}{0,39}$
4	$\frac{82,41}{0,003}$	$\frac{76,11}{0,006}$	$\frac{70,40}{0,012}$	$\frac{65,22}{0,020}$	$\frac{60,56}{0,031}$	$\frac{56,38}{0,046}$
5	$\frac{86,62}{0,002}$	$\frac{78,13}{0,005}$	$\frac{69,68}{0,012}$	$\frac{61,27}{0,025}$	$\frac{52,90}{0,048}$	$\frac{44,57}{0,087}$
6	$\frac{-90,16}{589,50}$	$\frac{-89,83}{404,50}$	$\frac{-89,51}{289,10}$	$\frac{-89,21}{213,80}$	$\frac{-88,91}{162,80}$	$\frac{-88,63}{127,20}$
7	$\frac{113,04}{0,0003}$	$\frac{104,93}{0,0009}$	$\frac{96,86}{0,0022}$	$\frac{88,82}{0,0048}$	$\frac{80,80}{0,0098}$	$\frac{72,82}{0,0187}$
8	$\frac{-38,07}{14,78}$	$\frac{-40,60}{15,08}$	$\frac{-43,08}{15,29}$	$\frac{-45,49}{15,42}$	$\frac{-47,84}{15,49}$	$\frac{-50,14}{15,51}$



Термодинамические характеристики реакций (9)–(12) приведены в табл. 2. В ряду (9)–(12) реакции расположены в порядке уменьшения термодинамической вероятности их протекания. Таким образом, как и в случае реакций (1) и (2), наиболее вероятными процессами удаления водорода из металла являются процессы с участием кислорода.

Согласно проведенному термодинамическому анализу можно принять, что использование соединения Na_3AlF_6 для удаления водорода при сварке под флюсом все же более целесообразно в сравнении с флюоритом, так как его прямое взаимодействие с водородом и кислородом металла более вероятно в стандартных условиях. Более корректная оценка направления и глубины протекания реакций (1), (2), (9)–(12) может быть выполнена только при использовании уравнения изотермы Вант-Гоффа.

Исходя из рассмотренных предпосылок, разработана технология сварки под флюсом с использованием углеродфторсодержащей добавки. За основу углеродфторсодержащей добавки были взяты отходы металлургического производства в виде пыли со следующим химическим составом: 21,00–46,23 % Al_2O_3 ; 18–27 % F; 8–15 % Na_2O ; 0,4–6,0 % K_2O ; 0,7–2,3 % CaO; 0,50–2,48 % SiO_2 ; 2,10–3,27 % Fe_2O_3 ; 12,5–30,2 % $\text{C}_{\text{общ}}$; 0,07–0,90 % MnO; 0,06–0,90 % MgO; 0,09–0,19 % S; 0,10–0,18 % P (по массе).

Минералогический состав пыли электрофильтров определен на основе данных рентгенофазового анализа, проведенного на дифрактометре ДРОН-2 в режиме: Fe- K_α -излучение, напряжение 26 кВ, ток 30 мА.

Исследования пыли электрофильтров показало, что материал состоит из двухмерноупорядоченного угле-

рода ($d_{002} = 3,47 \text{ \AA}$, $L_c = 45,8 \text{ \AA}$), рентгеноаморфного вещества, криолита, корунда, хиолита и различных примесей. Анализ дифрактограмм обожженного при 700 °С продукта свидетельствует об отсутствии отражений минерала графита (что связано с практически полным выгоранием в данном температурном интервале углеродистой массы), а также о значительном сглаживании кривой на дифрактограмме (что указывает на уменьшение содержания рентгеноаморфного вещества). Последнее обстоятельство можно объяснить тем, что рентгеноаморфное вещество состоит в основном из углерода и карбидов. На дифрактограммах образцов после озоления зафиксировано изменение интенсивности отражений минералов: криолита, корунда, флюорита, гематита и различных примесей.

Теоретически предложенная добавка должна позволять: проводить удаление водорода за счет фторсодержащих соединений металлов (типа Na_3AlF_6 , CaF_2); осуществлять интенсивный углеродный «кип» и отеснять атмосферные газы из области сварки за счет газов CO и CO_2 , образующихся при взаимодействии углерода с кислородом; повышать устойчивость дуги за счет элементов, облегчающих ионизацию в столбе дуги (калия и натрия).

Технология изготовления добавки к флюсу заключается в смешении углеродфторсодержащего компонента с жидким стеклом, последующей сушке, охлаждении, дроблении и фракционировании. Затем добавку перемешивают с флюсом в специальном смесителе в определенном, строго заданном соотношении. Для исследования взяты флюсы марок АН-348А, АН-60, АН-67 как базовые варианты и их смеси с добавлением флюса-добавки.

Эксперименты проводили на образцах из стали 09Г2С толщиной 16 мм размером 200×500 мм. Сварку стыковых швов без разделки кромок проводили с двух сторон как при сварке полотнищ стенок резервуаров на

Таблица 2

Стандартные энергии Гиббса $\Delta_r G^\circ(T)$ (числитель) и константы равновесия $K(T)$ (знаменатель) реакций (9)–(12) в зависимости от температуры

Table 2. Standard Gibbs energy $\Delta_r G^\circ(T)$ (numerator) and equilibrium constants $K(T)$ (denominator) of reactions (9)–(12) in dependence on the temperature

Реакция	$\Delta_r G^\circ(T)$, кДж, и $K(T)$ при T , К					
	1700K	1800K	1900K	2000K	2100K	2200K
9	$\frac{-79,71}{281,4}$	$\frac{-80,84}{221,8}$	$\frac{-81,86}{178,0}$	$\frac{-82,78}{145,2}$	$\frac{-83,61}{120,1}$	$\frac{-84,33}{100,5}$
10	$\frac{-69,56}{137,2}$	$\frac{-70,80}{113,4}$	$\frac{-71,91}{94,9}$	$\frac{-72,90}{80,2}$	$\frac{-73,77}{68,4}$	$\frac{-74,53}{58,8}$
11	$\frac{-17,17}{3,4}$	$\frac{-22,62}{4,5}$	$\frac{-27,77}{5,8}$	$\frac{-32,63}{7,1}$	$\frac{-37,23}{8,4}$	$\frac{-41,55}{9,7}$
12	$\frac{3,13}{0,8}$	$\frac{-2,55}{1,2}$	$\frac{-7,88}{1,6}$	$\frac{-12,88}{2,2}$	$\frac{-17,56}{2,7}$	$\frac{-21,95}{3,3}$

стенде для рулонирования. В качестве присадочного металла использовали проволоку Св-08ГА diam. 5 мм.

Сварку образцов под флюсами проводили при одинаковых режимах. Из сваренных пластин вырезали образцы и выполняли следующие исследования: рентгеноспектральный анализ состава металла швов; металлографические исследования металла сварных швов; определение содержания общего кислорода в металле швов; определение механических свойств, твердости, ударной вязкости металла швов при температурах 20 и -40°C . Определение химического состава металла сварных швов на содержание углерода, серы и фосфора проводили химическими методами по ГОСТ 12344 – 2003, ГОСТ 12345 – 2001, ГОСТ 12347 – 77 соответственно. Содержание легирующих элементов в металле шва, оксидов кальция, кремния, магния, алюминия, марганца, железа, калия, натрия и фтористых соединений во флюсах с добавками и в полученных после сварки шлаках определяли на рентгенофлуоресцентном спектрометре XRF-1800 фирмы SHIMADZU.

Опыты показали, что при использовании углеродфторсодержащей добавки в количестве до 6 % обеспечивается концентрация углерода в металле шва, соответствующая концентрации углерода в исходном металле (рис. 1), при этом снижается концентрация водорода (рис. 2).

Металлографические исследования полированных микрошлифов сварных соединений проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле при увеличениях 100 и 500. Микроструктуру металла выявляли травлением в 4 %-ом растворе HNO_3 в этиловом спирте. Структура основного металла всех проб состоит из зерен феррита и пластинчатого перлита (4 – 5 мкм). В переходной зоне от основного металла к наплавленному наблюдается мелкозернистая (1 – 2 мкм) структура, образовавшаяся в резуль-

тате рекристаллизации при нагреве в процессе сварки. В микроструктуре сварного шва присутствуют ферритные зерна, вытянутые в направлении отвода теплоты вследствие нагрева и ускоренного охлаждения. Заметного отличия структуры швов, выполненных под разными флюсами, не обнаружено. В образцах, сваренных под флюсами с углеродфторсодержащими добавками, пор и флокенов не наблюдалось.

Проведенные расчеты легли в основу обоснования состава разработанной флюс-добавки, защищенной патентом РФ [15].

Выводы. Проведена термодинамическая оценка вероятности протекания процессов удаления водорода из металла сварного шва при сварке под фторсодержащим флюсом в стандартных состояниях в интервале температур 1700 – 2200 К. При этом в качестве стандартных состояний для веществ-реагентов были выбраны Na_3AlF_6 , $\text{SiO}_{2\text{ж}}$, $\text{SiF}_{4\text{г}}$, $\text{NaAlO}_{2\text{тв}}$, $\text{Na}_2\text{SiO}_{3\text{ж}}$, $\text{CaF}_{2\text{ж}}$, $\text{CaSiO}_{3\text{тв}}$, $\text{H}_{2\text{г}}$, $\text{SiF}_{2\text{г}}$, $\text{HF}_{\text{г}}$, $\text{O}_{2\text{г}}$, $\text{SiF}_{\text{г}}$, $\text{H}_{\text{г}}$. В результате расчетов стандартных энергий Гиббса и констант равновесия реакций определено, что из реакций прямого взаимодействия фторагентов шлака с водородом и кислородом металла наиболее вероятной является реакция взаимодействия с криолитом. В механизме более сложного взаимодействия с участием в реакции, кроме фторагентов, кремнезема шлака и возможным образованием промежуточного продукта $\text{SiF}_{4\text{г}}$ более вероятным является взаимодействие с флюоритом. Расчеты показали целесообразность использования соединения Na_3AlF_6 (наряду с флюоритом) для удаления водорода при сварке под флюсом. Расчеты и эксперименты показали возможность и перспективность использования углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов с целью повышения механических свойств сварных металлоконструкций. При введении разработанной углеродфторсодержащей добавки в количестве

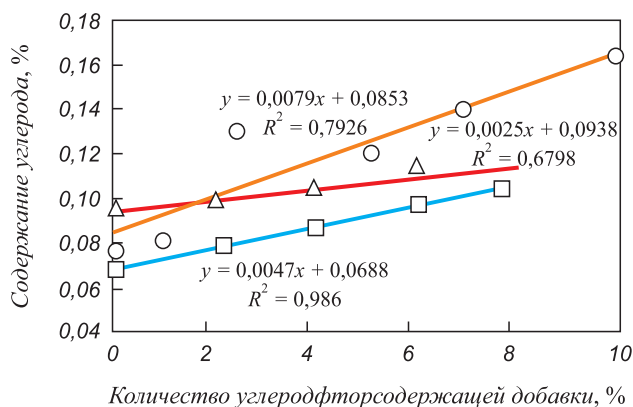


Рис. 1. Содержание углерода в металле сварного шва в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки:
○ – АН-348; □ – АН-60; △ – АН-67

Fig. 1. Carbon content in the metal of welded seam in dependence on the number of carbon-fluorine-containing additives:
○ – АН-348; □ – АН-60; △ – АН-67

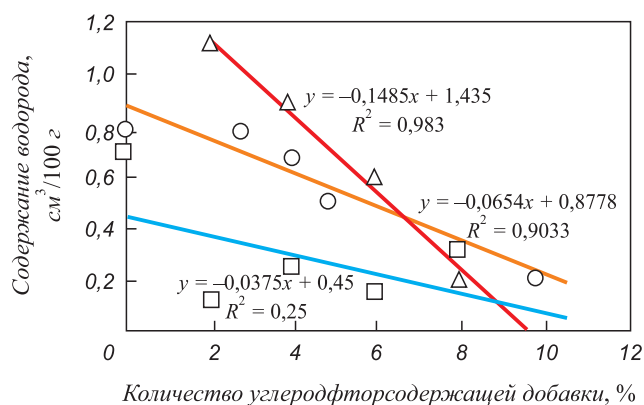


Рис. 2. Изменение содержания водорода в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки:
○ – АН-348; □ – АН-60; △ – АН-67

Fig. 2. Change of hydrogen content in dependence on the number of carbon-fluorine-containing additives:
○ – АН-348; □ – АН-60; △ – АН-67

до 6 % во флюсы АН-348А, АН-60 и АН-67 снижается концентрация водорода и газонасыщенность металла сварного шва, при этом обеспечивается концентрация углерода в металле шва, соответствующая концентрации углерода в исходном металле.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теория сварочных процессов: учебн. изд. / А.В. Коновалов, А.С. Куркин, Э.Л. Макаров и др.; под ред. В.М. Неровного. – М.: изд. МГТУ им. Баумана, 2007. – 752 с.
2. Подгаецкий В.В., Рабкин Д.М. Флюсы для автоматической и полуавтоматической сварки. – Киев: Изд-во АН УССР, 1954. – 56 с.
3. Багрянский К.В., Добротина З.А., Хренов К.К. Теория сварочных процессов. – Киев: Вища школа, 1976. – 559 с.
4. Теория сварочных процессов: учеб. для вузов по спец. «Оборудование и технология свароч. пр-ва» / В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Винокуров и др.; под ред. В.В. Фролова. – М.: Высшая школа, 1988. – 559 с.
5. Петров Г.Л., Тумарев А.С. Теория сварочных процессов (с основами физической химии): учебник для вузов. – М.: Высшая школа, 1977. – 559 с.
6. Тарлинский В.Д., Рогова Е.М., Сбарская Н.П. Электроды, флюсы и проволоки для сварки трубопроводов. – Л.: Недра, 1975. – 96 с.
7. Патон Б.Е. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
8. Головкин В.В. Пути снижения содержания водорода в металле сварных соединений низколегированных сталей при сварке под флюсом // Автоматическая сварка. 2006. № 2. С. 37 – 40.
9. Теория сварочных процессов (с основами физической химии): учеб. пособие для вузов / В.Г. Радченко, В.П. Тимошенко, В.П. Петров, М.В. Радченко; под общ. ред. М.В. Радченко; Алт. гос. техн. ун-т им. И.И. Ползунова. – Барнаул: изд. АлтГТУ, 2006. – 215 с.
10. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Старовацкая С.Н. и др. Влияние углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов на свойства сварных швов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 6. С. 26 – 29.
11. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Справ. Т. 1. Кн. 1 / Под ред. В.П. Глушко, Л.В. Гурвича и др. – М.: Наука, 1978. С. 22.
12. Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие в 2 т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы / Б.П. Конисцев, С.А. Курланов, Н.Н. Потапов и др.; под общ. ред. Н.Н. Потапова. – М.: Машиностроение, 1989. С. 104.
13. John L. Haas, Jr., Gilpin R. Robinson, Jr., and Bruse S. Hemingway // J. Phys. Chem. Ref. Data. 1981. Vol. 10. № 3. P. 575 – 669.
14. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0 [Электронный ресурс]: data compiled and evaluated by M.W. Chase, Jr., C.A. Davies, J.R. Dawney, Jr., D.J. Frurip, R.A. Mc Donald, and A.N. Syvernd. – Режим доступа: <http://kinetics.nist.gov/janaf>.
15. Пат. 2484936 РФ. Керамический флюс-добавка / Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков, З.В. Голдун; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет. Заявл. 13.02.2012; опубл. 20.06.2013.

Поступила 2 июня 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 99–104.

THERMODYNAMIC ASPECTS OF HYDROGEN REMOVAL DURING WELDING UNDER FLUORINE-CONTAINING FLUXES

R.E. Kryukov, Yu.V. Bendre, G.V. Galevskii, N.A. Kozyrev, V.F. Goryushkin

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The article gives the thermodynamic assessment of the probability of hydrogen removal processes from the welded metal during welding under fluoride flux in standard states at the temperature range 1700 – 2200 K. Na_3AlF_6 , $\text{SiO}_{2\text{ж}}$, $\text{SiF}_{4\text{г}}$, $\text{NaAlO}_{2\text{тв}}$, $\text{Na}_2\text{SiO}_{3\text{ж}}$, $\text{CaF}_{2\text{ж}}$, $\text{CaSiO}_{3\text{тв}}$, $\text{H}_{2\text{г}}$, $\text{SiF}_{2\text{г}}$, $\text{HF}_{\text{г}}$, $\text{O}_{2\text{г}}$, SiF_4 , N_2 have been selected as the standard states for substances reagents. As the result of calculation of standard Gibbs energy and the equilibrium constants of the reactions, it has been determined that the reactions of direct interaction between fluorine agents of slag with hydrogen and oxygen in metal are the most probable reactions of the interaction with cryolite. In more complex mechanism of interaction involving in the reactions, except fluorite, silica slag and the possible formation of an intermediate product SiF_4 , process of interaction with the fluorite is more probable. The calculations have shown the feasibility of using Na_3AlF_6 compounds with fluorite for hydrogen removal in submerged-arc welding. The calculations have formed the basis for the development of new compositions of flux-additives, protected by patents of the Russian Federation.

Keywords: welding, flux, slag, hydrogen, non-metallic inclusions, carbon, fluorine.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-99-104

REFERENCES

1. Kononov A.V., Kurkin A.S., Makarov E.L., Neronnyi V.M., Yakushin B.F. *Teoriya svarochnykh protsessov: uchebn. izd.* [Theory of welding processes: instructional aid]. Neronnyi V.M. ed. Moscow: izd. MGTU im. Bauman, 2007. 752 p. (In Russ.).
2. Podgaetskii V.V., Rabkin D.M. *Flyusy dlya avtomaticheskoi i poluavtomaticheskoi svarki* [Fluxes for automatic and semi-automatic welding]. Kiev: Izd-vo AN USSR, 1954. 56 p. (In Russ.).
3. Bagryanskii K.V., Dobrotina Z.A., Khrenov K.K. *Teoriya svarochnykh protsessov* [Theory of welding processes]. Kiev: Vishcha shkola, 1976. 559 p. (In Russ.).
4. Volchenko V.N., Yampol'skii V.M., Vinokurov V.A. etc. *Teoriya svarochnykh protsessov: ucheb. dlya vuzov po spets. «Oborudovanie i tekhnologiya svaroch. pr-va»* [Theory of welding processes (with the basis of physical chemistry): textbook for higher educational institutions]. Frolov V.V. ed. Moscow: Vysshaya shkola, 1988. 559 p. (In Russ.).
5. Petrov G.L., Tumarev A.S. *Teoriya svarochnykh protsessov (s osnovami fizicheskoi khimii): uchebnik dlya vuzov* [Theory of welding processes (with the basis of physical chemistry): textbook for higher educational institutions]. Moscow: Vysshaya shkola, 1977. 559 p. (In Russ.).
6. Tarlinskii V.D., Rogova E.M., Sbarskaya N.P. *Elektrody, flyusy i provoloki dlya svarki truboprovodov* [Electrodes, fluxes and wire for pipeline welding]. Leningrad: Nedra, 1975. 96 p. (In Russ.). (In Russ.).
7. Paton B.E. *Tekhnologiya elektricheskoi svarki metallov i spavlov plavleniem* [Technology of electrical welding of metals and alloys with melting]. Moscow: Mashinostroenie, 1974. 768 p. (In Russ.).
8. Golovko V.V. Ways of reducing hydrogen content in metal of welded joining of low-alloyed steels when welding under fluxes. *Avtomaticheskaya svarka*. 2006, no. 2, pp. 37–40. (In Russ.).
9. Radchenko V.G., Timoshenko V.P., Petrov V.P., Radchenko M.V. *Teoriya svarochnykh protsessov (s osnovami fizicheskoi khimii):*

- ucheb. posobie dlya vuzov* [Theory of welding processes (with the basis of physical chemistry): textbook for higher educational institutions]. Radchenko M.V. ed; Alt. gos. tekhn. un-t im. I.I. Polzunova. Barnaul: izd. AltGTU, 2006. 215 p. (In Russ.).
10. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Starovatskaya S.N., Kryukov R.E., Goldun Z.V. Influence of carbon-fluorine-containing additives for welding fluxes on the properties of welded seams. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 6, pp. 26–29. (In Russ.).
 11. *Termodinamicheskie svoystva individual'nykh veshchestv: Sprav. T. 1. Kn. 1* [Thermodynamic properties of individual substances: Reference book. Vol. 1. Book 1]. Glushko V.P., Gurvich L.V. etc. eds. Moscow: Nauka, 1978, p. 22. (In Russ.).
 12. Konishchev B.P., Kurlanov S.A., Potapov N.N. etc. *Svarochnye materialy dlya dugovoi svarki: Spravochnoe posobie v 2 t. T. 1. Zashchitnye gazy i svarochnye flyusy* [Welded materials for arc welding: Reference book in 2 volumes. Vol. 1. Protective gases and welded fluxes]. Potapov N.N. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, p. 104. (In Russ.).
 13. John L. Haas, Jr., Gilpin R. Robinson, Jr., and Bruse S. Hemingway. *J. Phys. Chem. Ref. Data*. 1981, vol. 10, no. 3, pp. 575–669.
 14. *NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985*. Version 1.0: data compiled and evaluated by M.W. Chase, Jr., C.A. Davies, J.R. Dawney, Jr., D.J. Frurip, R.A. Mc Donald, and A.N. Syvernd. Available at URL: <http://kinetics.nist.gov/janaf>
 15. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Goldun Z.V. *Keramicheskii flyus-dobavka* [Ceramic flux-additive]. Patent RF no. 2484936. *Byulleten' izobretenii*. no. 17, 2013. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was performed in SibSIU in the frameworks of project part of the State task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation no. 11.1531.2014/к. The authors have used the equipment of the Center of multiple access «Material Science» of SibSIU during the researches and tests.
- Information about the authors:**
- R.E. Kryukov**, Postgraduate of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (rek_nzrmk@mail.ru)
- Yu.V. Bendre**, Cand. Sci. (Chem.), Assist. Professor of the Chair of General and Analytical Chemistry (bendre@list.ru)
- G.V. Galevskii**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Institute of Metallurgy and Materials (pimm@sibsiu.ru)
- N.A. Kozyrev**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”, (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)
- V.F. Goryushkin**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of General and Analytical Chemistry (koax@sibsiu.ru)

Received June 2, 2015

УДК 621.921.26

КАРБИДИЗАЦИЯ ТЕХНОГЕННОГО МИКРОКРЕМНЕЗЕМА БУРОУГОЛЬНЫМ ПОЛУКОКСОМ

Аникин А.Е., ст. преподаватель кафедры теплоэнергетики и экологии (kafcmetsibsib.ru)

Галевский Г.В., д.т.н., профессор, директор Института металлургии и материаловедения

Руднева В.В., д.т.н., профессор кафедры цветных металлов и химической технологии

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

Аннотация. Исследована при температурах 1873, 1923, 1973 К и длительности 5 – 30 мин карбидизация брикетированных моношихт, состоящих из микрокремнезема, образующегося при производстве кремния и его сплавов, и различных углеродистых восстановителей: буроугольного и каменноугольного полукоксов, коксовой мелочи и коксовой пыли. Установлено, что самые высокие показатели достигаются при карбидизации с использованием буроугольного полукокса Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна: выход карбида кремния составляет 97,00 – 97,62 % при содержании его в продуктах карбидизации 82,52 – 84,90 %. Определены оптимальные температурно-временные условия и показатели карбидизации: температура 1923 – 1973 К при длительности 20 – 15 мин. Преобладающей фазой в продуктах карбидизации является карбид кремния кубической структуры (β -SiC). В результате химического обогащения содержание SiC в карбиде достигает 90 – 91 %, т.е. выше, чем в абразивных микропорошках зернистостью 1 – 2 мкм. Эффективность обогащения от примесей оксидов и железа высока и составляет 87 – 95 %. Для карбида кремния характерно повышенное содержание кремнезема – более 7 %, что позволяет рассматривать его как перспективный материал для производства карбидокремниевых огнеупоров на кремнеземной связке. Карбид кремния получен в виде микропорошка с частицами неправильной формы размерного диапазона 0,2 – 1,0 мкм.

Ключевые слова: микрокремнезем, буроугольный полукокс, карбидизация, карбид кремния, микропорошок.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-105-111

Производство карбида кремния является одним из важнейших в структуре современной металлургии и составляет около 800 тыс. т в год [1, 2]. Крупнейшими сферами использования карбида кремния являются металлургия (около 45 % мирового спроса), производства абразивов (до 30 %) и огнеупоров (до 25 %). Специфика термомеханических, электрофизических, физико-химических свойств карбида кремния предопределяет следующие направления его традиционного и перспективного применения: материалы на связках; керамика конструкционная и функциональная; композиционные материалы и покрытия; поверхностное и объемное модифицирование материалов [2, 3].

Современное производство карбида кремния почти полностью основано на углеродотермическом способе Ачесона. По этому способу получение карбида кремния осуществляется периодическим блок-процессом в электропечах сопротивления мощностью 4,5 – 5,5 МВА при температуре 2500 – 2900 К. Полученный карбид кремния представляет собой кристаллы, сросшиеся в так называемые друзы (куски), которые после разборки электропечи подвергаются дроблению, обогащению и расसेву по фракциям. Товарной продукцией абразивных заводов является зерно карбида различной крупности: шлифзерно (2500 – 160 мкм), шлифпорошки (160 – 28 мкм), микропорошки (63 – 10 мкм), тонкие микропорошки (10 – 1 мкм). В настоящее время выпус-

кают три вида карбида кремния: черный, зеленый и электротехнический.

В течение достаточно длительного времени потребности металлургии, огнеупорного и керамического производств в карбиде кремния удовлетворялись за счет шлифматериалов абразивного назначения, что неоправданно повышало стоимость огнеупоров и керамики, а в металлургии в отдельных случаях делало применение карбида кремния технологически и экономически нецелесообразным. Ситуация усугублялась постоянным ростом цен на электроэнергию и ужесточением требований национальных экологических законодательств. В связи с этим главные производители карбида кремния – компании «Saint – Gobain» (Франция), «Exolon – ESK» (США – ФРГ), «Carborundum Co» (США), «H. Starck Co» (ФРГ) – и др. в 80-е годы разработали и освоили технологические процессы производства так называемого безразмольного карбида кремния, получаемого, как правило, из высокодисперсных шихт печным синтезом в виде микропорошков с последующим их химическим обогащением. В этот же период времени исследования в этом направлении проводились и в нашей стране и завершились с положительными научно-прикладными результатами, подтверждающими снижение температуры синтеза с 2500 – 2900 до 1900 К, продолжительности синтеза с 26 – 29 до 1 часа, расхода электроэнергии в 2 – 4 раза; достижение содер-

жания карбида кремния в продуктах синтеза до 90,0 % (по массе); получение карбида кремния в виде микропорошка крупностью 1 – 5 мкм; возможность использования для производства карбида кремния забалансового и техногенного сырья, например, низкокачественных песков, шунгитных пород, микрокремнезема, коксовых пылей и мелочи, полукоксов; перспективы реализации производства карбида кремния в непрерывном режиме, например, с использованием туннельных, трубчатых вращающихся, шахтных печей [4 – 7]. В связи с этим было принято решение о внедрении разработок на ряде предприятий Минстанкопрома. Однако прошедшие в стране на рубеже 80 – 90-х годов социально-экономические изменения не позволили реализовать намеченные планы.

Следовательно, научное и технологическое обоснование и реализация производства отечественного безразмольного карбида кремния остается актуальной задачей, имеющей важное прикладное значение. В связи с этим целью настоящей работы явилось изучение процессов карбидизации техногенного микрокремнезема полукоксом из бурых углей Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна, технологические свойства которого были исследованы ранее и подробно описаны в работах [8 – 12].

Исследование карбидизации микрокремнезема проводилось дискретным методом, включающим термическую обработку брикетированной шихты при заданных температурах и длительности и закалку продуктов карбидизации с последующим их химическим анализом.

Термическая обработка шихт проводилась в электропечи сопротивления с цилиндрическим графитовым нагревателем с внутренним диам. 0,075 м (печи Таммана). Контроль температуры в рабочем пространстве печи проводился с помощью вольфрам-рениевой термпары ВР 5/20. Цилиндрические брикеты массой около $2,5 \cdot 10^{-3}$ кг и наружным диам. 0,015 м помещались в графитовые тигли. Три тигля одновременно устанавливались в рабочее пространство нагретой электропечи, нагревались в ней в течение 3 – 4 мин до температуры карбидизации, а затем выдерживались в ней в течение заданного периода времени – от 5 до 90 мин.

По окончании эксперимента графитовые тигли извлекались из электропечи, устанавливались в корундовые стаканы, которые плотно закрывались пробками и помещались на 10 мин в холодную воду для быстрого охлаждения продуктов карбидизации. Это позволяло предотвратить окисление продуктов карбидизации кислородом и влагой атмосферы. После охлаждения продукты карбидизации количественно, т.е. без потерь, извлекались из тиглей, взвешивались, помещались в платиновые емкости, заливались раствором смеси азотной и фтористоводородной кислот концентрацией соответственно 7,5 – 12,5 и 2,0 – 3М, взятых в объемном отношении 1:(3 ÷ 5), и кипятились в течение 2,5 – 3,0 ч.

Обработка карбида кремния смесью азотной и фтористоводородной кислот обеспечивает удаление примесей алюминия, магния, кальция, железа, марганца, никеля, хрома, меди, натрия, калия, кремния и их оксидов и эффективна для порошков карбида кремния крупностью от 5 до 200 мкм. В присутствии азотной кислоты металлические примеси и их оксиды образуют растворимые нитратные комплексы, в то время как при обработке одной фтористоводородной кислотой могут образовываться нерастворимые фториды.

После остывания нерастворимый остаток, представляющий собой карбид кремния с примесью свободного углерода, отфильтровывался на бумажном фильтре, промывался на фильтре дистиллированной водой и ацетоном, высушивался до постоянной массы и взвешивался. После этого нерастворенный остаток подвергался в соответствии с рекомендациями [13 – 15] окислительному обжигу для рафинирования от свободного углерода при температуре 1073 – 1123 К в течение 1,5 – 2,0 ч. По убыли массы рассчитывались содержания в продуктах карбидизации свободного углерода и карбида кремния. По среднему для трех тиглей содержанию карбида кремния рассчитывали его выход как отношение массы практически полученного карбида к теоретически возможной.

При проведении исследований использовалась шихта трех видов: 1 – брикетированная – микрокремнезем, образующийся при производстве кремния (МК-Кр) и высококремнистого ферросилиция (МК-ФС), содержащий диоксида кремния 93,92 и 93,00 % соответственно с удельной поверхностью 25 000 м²/кг. Восстановителями служили: буроугольный полукокс из угля Березовского месторождения (БПК), содержащий 81,9 % углерода; 9,5 % летучих; 8,6 % золы, с удельной поверхностью 260 000 м²/кг; каменноугольный полукокс (КПК) производства Ленинск-Кузнецкого завода полукоксования; коксовая пыль, коксовая мелочь. 2-й вид шихты – порошкообразная – это микрокремнезем МК-ФС и МК-Кр с буроугольным полукоксом; 3 – стандартная карбидная Волжского абразивного завода (кварцевый песок – нефтекокс). Коксовая мелочь, представленная в основном фракцией –10 мм, дополнительно диспергировалась в шаровой мельнице до уровня –10 мкм. Порошкообразная шихта приготавливалась тщательным перемешиванием компонентов вручную. В составе стандартной карбидной шихты использовались обогащенный кварцевый песок Гусаровского месторождения, содержащий: 99,20 % SiO₂; 0,30 % Fe₂O₃; 0,30 % Al₂O₃; 0,10 % CaO; 0,10 % MgO; 4,7 % влаги, крупностью 1 ÷ 10 мм с преимущественным содержанием фракций 1,6 ÷ 1,0 мм (45 %), 3,5 ÷ 1,6 мм (40 %), а также нефтекокс марки К 30, содержащий: 0,7 % золы; 10,0 % летучих; 4,0 % влаги; 1,5 % серы; 83,8 % углерода, крупностью 2 ÷ 0 мм с преимущественным содержанием фракции 1 ÷ 0 мм не менее 65 %. Во всех

случаях использовались шихты стехиометрического для получения карбида состава.

Экспериментальному исследованию предшествовал теоретический расчет прогнозируемого состава карбида кремния для различных шихт. Результаты расчетов приведены в табл. 1. Анализ результатов позволяет сделать следующие технологически значимые выводы:

- 1) самый высокий выход карбида кремния (85 – 87 %) прогнозируется для шихт микрокремнезем – БПК, самый низкий (78 – 82 %) для шихт микрокремнезем – высокозольные углеродистые восстановители (коксовая мелочь и коксовая пыль);
- 2) получение карбида кремния, соответствующего по химическому составу действующему стандарту, прогнозируется лишь при использовании традиционной карбидной шихты из высококачественного сырья – обогащенного кварцевого песка и нефтекоса;
- 3) содержание карбида в продуктах карбидизации остальных шихт составляет 78 – 85 %, что зна-

чительно ниже допустимого (не менее 93 – 97 % для микропорошков зернистостью МЗ – М10);

- 4) получение кондиционного безразмольного карбида кремния с использованием техногенного сырья представляет собой достаточно сложную технологическую задачу, для решения которой потребуется, по-видимому, двухстадийная схема, включающая карбидизацию шихты и последующее химическое обогащение карбида;
- 5) прогнозируемые для обоих видов микрокремнезема результаты достаточно близки, что подтверждает целесообразность применения их в составе шихт для получения карбида кремния.

Экспериментально исследовалось влияние на выход карбида кремния вида микрокремнезема и углеродистого восстановителя, способа подготовки шихты, температуры термической обработки и длительности изотермической выдержки. При этом исследования проводились в два этапа. Первый этап включал опробирование шихт, содержащих микрокремнезем МК-ФС и МК-Кр и различные углеродис-

Т а б л и ц а 1

Показатели карбидизации микрокремнезема МК-ФС (числитель) и кварцевого песка и микрокремнезема МК-Кр (знаменатель) различными углеродистыми восстановителями при температуре 1973 К и длительности 30 мин

Table 1. Carbidity indicators of MK-FS microsilica (numerator) and quartz sand and MK-Kr microsilica (denominator) with different carbon deoxidizers at the temperature of 1973 K and durability of 30 min

Шихта	Содержа- ние, %	Прогнозируемый состав карбида кремния, %								Содержание SiC в продуктах карбидизации, %	Выход SiC, %
		SiC	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	Fe	SiO ₂	C _{св}	V ₂ O ₃		
<u>МК-ФС</u> МК-Кр БПК	<u>58,80</u> 58,04	Брикетируемая моношихта								<u>82,52</u> 84,90	<u>97,01</u> 97,62
	<u>85,22</u> 87,10	<u>0,95</u> 0,97	<u>5,02</u> 4,88	<u>2,16</u> 0,50	<u>1,89</u> 1,30	<u>4,34</u> 4,40	<u>0,42</u> 0,85	<u>0,02</u> 0,02			
	<u>42,20</u> 41,96										
<u>МК-ФС</u> МК-Кр Коксовая пыль	<u>59,00</u> 58,76	<u>82,16</u> 83,71	<u>3,64</u> 3,33	<u>1,61</u> 1,46	<u>1,80</u> 0,29	<u>1,97</u> 1,55	<u>8,40</u> 8,73	<u>0,42</u> 0,82	<u>0,01</u> 0,01	<u>62,50</u> 63,65	<u>80,43</u> 81,03
	<u>41,00</u> 41,24										
<u>МК-ФС</u> МК-Кр Коксовая мелочь	<u>57,20</u> 56,50	<u>77,90</u> 78,58	<u>5,12</u> 5,29	<u>1,48</u> 1,20	<u>2,21</u> 0,65	<u>2,07</u> 2,39	<u>10,80</u> 11,12	<u>0,38</u> 0,78	<u>0,01</u> 0,01	<u>52,26</u> 52,20	<u>60,21</u> 62,43
	<u>42,80</u> 43,50										
<u>МК-ФС</u> МК-Кр КПК	<u>54,50</u> 54,24	<u>82,60</u> 82,96	<u>3,44</u> 3,53	<u>1,70</u> 1,71	<u>2,46</u> 2,49	<u>2,39</u> 2,42	<u>7,00</u> 6,76	<u>0,41</u> 0,40	<u>0,02</u> 0,02	<u>59,72</u> 71,83	<u>85,32</u> 86,01
	<u>45,50</u> 45,76										
Кварцевый песок Нефтекокс К30	59,60 40,40	97,55	0,46	0,17	0,17	0,14	1,00	0,45	0,06	47,16	48,03
<u>МК-ФС</u> МК-Кр БПК	<u>58,80</u> 58,04	Порошкообразная шихта								<u>79,20</u> 81,43	<u>93,05</u> 93,57
	<u>85,22</u> 87,10	<u>0,95</u> 0,97	<u>5,02</u> 4,88	<u>2,16</u> 0,50	<u>1,89</u> 1,30	<u>4,34</u> 4,40	<u>0,42</u> 0,85	<u>0,02</u> 0,02			
	<u>42,20</u> 41,96										

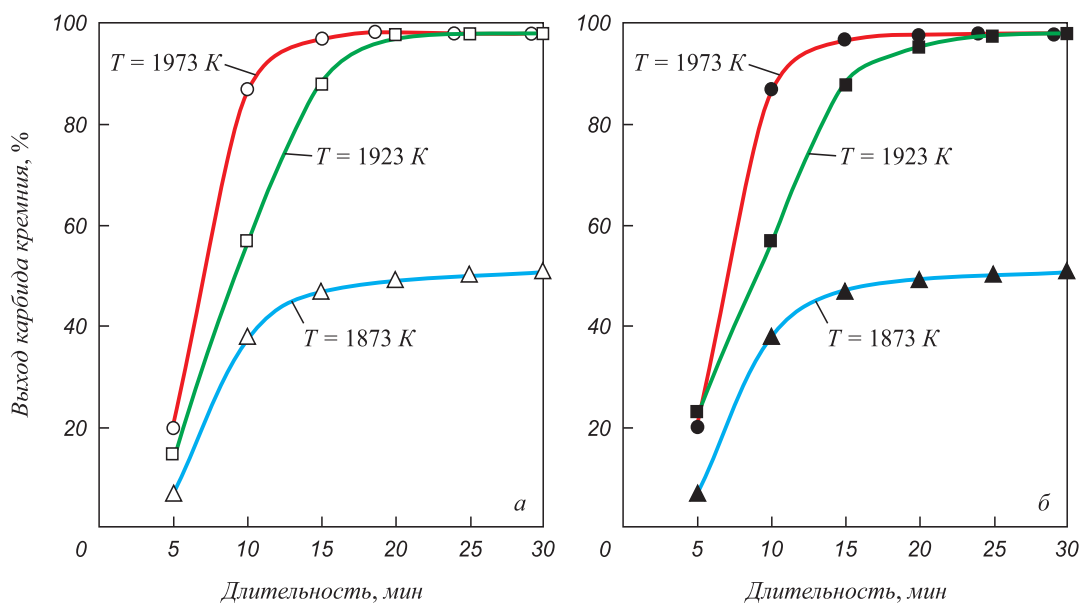
тые восстановители (БПК, КПК, коксовые пыль и мелочь), в брикетированном и порошкообразном видах при одинаковых условиях – температуре 1973 К и длительности карбидизации 30 мин и выборе наиболее перспективных вариантов. На втором этапе исследовались температурно-временные условия реализации наиболее перспективных технологических вариантов. Результаты исследований представлены в табл. 1 и на рисунке.

Можно видеть (см. табл. 1), что самые высокие показатели достигаются при карбидизации брикетированной моношихты, состоящей из микрокремнезема МК-Кр, МК-ФС и БПК: выход карбида составляет 97,62 и 97,01 % при содержании карбида в продуктах карбидизации 84,90 и 82,52 % соответственно. При использовании этих же шихт в порошкообразном состоянии показатели чуть ниже: 93,57 и 93,05, 81,43 и 79,20 % соответственно. Для остальных шихт выход карбида кремния составляет: микрокремнезема МК-Кр, МК-ФС – КПК 86,01 и 85,32 % – коксовая пыль 81,03 и 80,43 %, коксовая мелочь 62,43 и 60,21 %, кварцевый песок – нефтекокс 48,03 %. Эффективность применения БПК обусловлена его высокими реакционной способностью, пористостью, удельной поверхностью, значительно превышающими таковые для остальных используемых углеродистых восстановителей.

Исследование температурно-временных условий карбидизации шихт, состоящих из микрокремнезема МК-Кр, МК-ФС–БПК, проводилось при температурах

1873, 1923, 1973 К при длительности термической обработки 5, 10, 15, 20, 25, 30 мин. Результаты исследований представлены на рисунке. Можно видеть, что в обоих случаях процесс карбидообразования начинается с первых минут и уже к 5-й минуте выход карбида при температурах карбидизации 1873, 1923, 1973 К составляет 5,23 – 7,21, 17,06 – 22,30, 20,20 – 23,51 %. Процесс карбидизации завершается при температуре 1973 К к 15-й минуте, при 1923 К – к 20-й минуте. Содержание карбида в продуктах термической обработки шихт составляет 92,50 % для МК-ФС и 94,90 % для МК-Кр. Такие температурно-временные условия карбидообразования подтверждаются результатами исследования фазового состава продуктов термической обработки. Так, установлено, что в обоих случаях к 10-й минуте преобладающей фазой является карбид кремния кубической структуры (β -SiC), частично перестраивающийся при температуре 1923 – 1973 К и длительности термической обработки 50 – 90 мин в гексагональную (α -SiC_{II}). При карбидизации шихты, состоящей из микрокремнезема МК-ФС–БПК, ему сопутствует α -железо. Во всех исследованных образцах также присутствует стекло-видная фаза, образованная, по-видимому, силикатами кальция, магния и железа.

В результате химического обогащения содержание SiC в карбиде достигает 90 – 91 %, т.е. превышает уровень, регламентированный для абразивных микропорошков зернистостью 1 – 2 мкм. Эффективность обогащения от примесей оксидов и железа достаточно



Зависимость выхода карбида кремния, %, от температуры, К, и длительности термической обработки, мин,

для шихты МК-ФС – БПК (а) и МК-Кр – БПК (б):

Δ – (7,21 $\div$ 53,13) $\pm$ (0,20 $\div$ 1,13); $\square$ – (17,06 $\div$ 96,82) $\pm$ (0,55 $\div$ 1,35); $\circ$ – (20,20 $\div$ 97,01) $\pm$ (0,61 $\div$ 1,45);
 $\blacktriangle$ – (5,23 $\div$ 46,26) $\pm$ (0,19 $\div$ 1,11); $\blacksquare$ – (22,30 $\div$ 96,78) $\pm$ (0,59 $\div$ 1,33); $\bullet$ – (23,51 $\div$ 97,62) $\pm$ (0,67 $\div$ 1,38)

Dependence of silicon carbide yield, % on the temperature, K and durability of thermal treatment, min

for charge MK-FS – BPK (a) and MK-Kr – BPK (b):

Δ – (7,21 $\div$ 53,13) $\pm$ (0,20 $\div$ 1,13); $\square$ – (17,06 $\div$ 96,82) $\pm$ (0,55 $\div$ 1,35); $\circ$ – (20,20 $\div$ 97,01) $\pm$ (0,61 $\div$ 1,45);
 $\blacktriangle$ – (5,23 $\div$ 46,26) $\pm$ (0,19 $\div$ 1,11); $\blacksquare$ – (22,30 $\div$ 96,78) $\pm$ (0,59 $\div$ 1,33); $\bullet$ – (23,51 $\div$ 97,62) $\pm$ (0,67 $\div$ 1,38)

высока и составляет 87 – 95 %. Для карбида кремния характерно повышенное содержание кремнезема – более 7 %, что позволяет рассматривать его как перспективный материал для производства карбидокремниевых огнеупоров на кремнеземной связке, содержащих обычно 84 – 89 % SiC и 6 – 12 % SiO₂.

Оптимальные условия получения и обогащения карбида кремния и диапазон изменения его основных характеристик для серии из пяти параллельных опытов приведены в табл. 2. Можно видеть, что исследованные технологические варианты обеспечивают получение карбида кремния с воспроизводимыми фазовым, химическим и гранулометрическим составами и могут рассматриваться в качестве технологической основы для проектирования промышленного производства безраз-

мольного карбида кремния из брикетированной высокодисперсной шихты микрокремнезем – буроугольный полукокс.

Выводы. Исследована при температурах 1873, 1923, 1973 К и длительности 5 – 30 мин карбидизация брикетированных моношихт – микрокремнезем, образующийся при производстве кремния и его сплавов, – различные углеродистые восстановители. Установлена эффективность применения полукокса из бурых углей Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна. Определены оптимальные температурно-временные условия и показатели карбидизации: температура 1923 – 1973 К при длительности 20 – 15 мин, выход карбида кремния 96,8 – 97,6 %. При карбидизации образуется микропорошок карбида

Т а б л и ц а 2

Оптимальные условия получения и обогащения карбида кремния и его характеристики

Table 2. Optimum conditions of receiving and enrichment of silicon carbide and its characteristics

Условия получения и обогащения карбида кремния и его основные характеристики	Микрокремнезем	
	МК-ФС + БПК	МК-Кр + БПК
Состав шихты, %:		
– микрокремнезем (МК)	58,80	58,04
– буроугольный полукокс (БПК)	42,20	41,96
Удельная поверхность компонентов шихты, м ² /кг:		
– микрокремнезем	20 000 – 22 000	
– буроугольный полукокс	255 000 – 265 000	
Температура карбидизации шихты, К	1923 – 1973	
Длительность карбидизации шихты, мин	25 – 20	
Химическое обогащение продуктов карбидизации:		
– концентрация раствора соляной кислоты, %	35	
– соотношение Т:Ж	1:2	
– температура, К	383	
– длительность, ч	3	
Фазовый состав	β-SiC	
Химический состав, %:		
SiC	90,42 – 90,86	90,94 – 91,18
Al ₂ O ₃	0,10 – 0,25	0,10 – 0,15
CaO	0,32 – 0,53	0,37 – 0,49
MgO	0,12 – 0,18	0,03 – 0,10
Fe	0,08 – 0,12	0,05 – 0,11
SiO ₂	7,32 – 7,94	6,97 – 7,13
C _{св.}	0,41 – 0,54	0,63 – 0,81
Si _{св.}	0,13 – 0,17	0,23 – 0,27
Выход карбида кремния, %	96,84 – 97,12	97,31 – 97,63
Крупность и морфология частиц карбида кремния:		
– удельная поверхность, м ² /кг	8000 – 9000	
– размерный диапазон, мкм	0,2 – 1,0	
– форма	неправильная	

кубической структуры с размерным диапазоном частиц 0,2 – 1,0 мкм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гаршин А.П., Шумячер В.М., Пушкарев О.И. Абразивы и материалы конструкционного назначения на основе карбида кремния. – Волгоград: изд. ВолГАСУ, 2008. – 189 с.
2. Руднева В.В. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния. Том Дополнительный. Плазмометаллургическое производство карбида кремния: развитие теории и совершенствование технологии. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 387 с.
3. Уманский А.П., Душко О.В., Пушкарев О.И. Композиционные износостойкие материалы на основе карбида кремния // Огнеупоры и техническая керамика. 2009. № 2. С. 22 – 24.
4. Полях О.А., Якушевич Н.Ф. Оценка возможности и целесообразности использования мелкодисперсных кремнеземсодержащих материалов в восстановительных процессах // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. 1999. Вып. 8. С. 29 – 40.
5. Зубов В.Л., Гасик М.И. Электрометаллургия ферросилиция. – Днепропетровск: Системные технологии. 2002. – 704 с.
6. Якушевич Н.Ф., Полях О.А. Технология углетермического синтеза микропорошков карбида кремния. – В кн.: Новые материалы и технологии. – М.: МГАТУ, 1994. С. 32 – 35.
7. А.С. СССР 1730035: Способ получения карбида кремния / В.М. Динельт, В.И. Ливенец; опубл. 16.08.1992; бюл. № 22.
8. Страхов В.М. Проблемы с углеродистыми материалами для рудной и химической электротермии и пути их решения // Кокс и химия. 2010. № 8. С. 29 – 33.
9. Страхов В.М. Альтернативные углеродистые восстановители для ферросплавных производств // Кокс и химия. 2009. № 1. С. 20 – 25.
10. Исламов С.Р. Переработка низкосортных углей в высококалорийное топливо // Уголь. 2012. № 3. С. 64 – 66.
11. Улановский М.Л. Формирование заданных свойств углеродистого восстановителя для электротермических процессов // Кокс и химия. 2000. № 4. С. 14 – 20.
12. Нефедов П.Я. О требованиях к качеству углеродистых восстановителей для процессов рудной электротермии // Кокс и химия. 2000. № 8. С. 24 – 32.
13. Пат. РФ 2060935. Способ очистки карбида кремния / В.П. Исаков, К.С. Юдина, Ю.А. Филиппов; опубл. 27.05.1996; бюл. № 24.
14. Галевский Г.В., Руднева В.В., Галевский С.Г. Особенности применения традиционных методов исследования физико-химических и технологических свойств тугоплавких карбидов и боридов для аттестации их высокодисперсного состояния // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. 2003. № 12. С. 78 – 86.
15. Руднева В.В. Галевский Г.В. Термоокислительная устойчивость нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2007. № 4. С. 20 – 24.

Поступила 18 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 105–111.

CARBIDIZATION OF TECHNOGENIC MICROSILICA BY BROWN-COAL SEMI-COKE

A.E. Anikin, G.V. Galevskii, V.V. Rudneva

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The paper presents the researches at the temperatures of 1873, 1923, 1973 K and duration of 5 – 30 min of carbidization of briquetted monocharges, consisting of microsilica, formed at the production of silicon and its alloys and different carbon deoxidizers: brown coal and coal-mine semi-cokes, coke fines and coke dust. It has been established that the highest indicators are reached at carbidization with the use of brown coal semi-coke of Berezhovskii deposits of Kansk-Achinsk basin: the yield of silicon carbide is 97.00 – 97.62 % at its content in the products of carbidization of 82.52 – 84.90 %. The optimum temperature-time conditions and the indicators of carbidization have been defined, namely: the temperature of 1923 – 1973 K at the duration of 20 – 15 min. The dominant phase in the products of carbidization is silicon carbide of a cubic structure (β -SiC). As a result of chemical enrichment, the content of SiC in carbide is 90 – 91 %, i.e. it is higher than in abrasive micropowders with the granularity of 1 – 2 μ m. The enrichment efficiency from the impurity of oxides and iron is high and makes 87 – 95 %. For silicon carbide a high content of silica is typical – more than 7 %; that allows considering it as a perspective material for the production of carbide-silicic refractory materials on a silica band. Silicon carbide has been received in the form of micropowder with the particles of irregular form with a size diapason of 0.2 – 1.0 μ m.

Keywords: microsilica, brown coal semicoke, carbidization, silicon carbide, micropowder.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-105-111

REFERENCES

1. Garshin A.P., Shumyacher V.M., Pushkarev O.I. *Abrazivy i materialy konstruktivnogo naznacheniya na osnove karbida kremniya* [Abrasive and materials of constructional appointment on the basis of silicon carbide]. Volgograd: izd. VolgASU, 2008, 189 p. (In Russ.).
2. Rudneva V.V. *Nanomaterialy i nanotekhnologii v proizvodstve karbida kremniya: monografiya v 3 t. Tom Dopolnitel'nyi. Plazmometallurgicheskoe proizvodstvo karbida kremniya: razvitie teorii i sovershenstvovanie tekhnologii* [Nanomaterials and nanotechnologies in production of carbide of silicon. Plasma metallurgical production of carbide of silicon: development of the theory and improvement of technology]. Moscow: Flinta: Nauka, 2008, 387 p. (In Russ.).
3. Umanskii A.P., Dushko O.V., Pushkarev O.I. Composite wearproof materials on the basis of silicon carbide. *Ogneupory i tekhnicheskaya keramika*. 2009. no 2, pp. 22–24. (In Russ.).
4. Polyakh O.A., Yakushevich N.F. Assessment of opportunity and expediency of use the fine containing silica materials in recovery processes. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sekti RAEN. Otdelenie metallurgii*. 1999, vol. 8, pp. 29–40. (In Russ.).
5. Zubov V.L., Gasik M.I. *Elektrometallurgiya ferrosiliitsiya* [Ferro-silicium electrometallurgy]. Dnepropetrovsk: Sistemnye tekhnologii, 2002, 704 p. (In Russ.).
6. Yakushevich N.F., Polyakh O.A. *Tekhnologiya ugletermicheskogo sinteza mikroporoshkov karbida kremniya* [Technology of coal thermal synthesis of micropowders of silicon carbide]. In: *Novye materialy i tekhnologii* [New materials and technologies]. Moscow: MGATU, 1994, pp. 32–35. (In Russ.).
7. Dinel't V.M., Livenets V.I. *Sposob polucheniya karbida kremniya* [Way of receiving of silicon carbide]. Certificate of authorship USSR no. 1730035, *Byulleten' izobretenii*. 1992, no. 22. (In Russ.).
8. Strakhov V.M. Problems with carbonaceous materials for an ore and chemical electrothermie and a ways of their decision. *Koks i khimiya*. 2010, no. 8, pp. 29–33. (In Russ.).
9. Strakhov V.M. Alternative carbon reducing agents for ferroalloy production. *Coke and Chemistry*. 2009, vol. 52, no. 1, pp. 19–22.
10. Islamov S.R. Processing of low-grade coals into high-calorific fuel. *Ugol'*. 2012, no. 3, pp. 64–66. (In Russ.).

11. Ulanovskii M.L. Formation of the set properties of a carbonaceous reducer for electrothermal processes. *Koks i khimiya*. 2000, no. 4, pp. 14–20. (In Russ.).
12. Nefedov P.Ya. About requirements to quality of carbonaceous reducers for processes of an ore electrothermie. *Koks i khimiya*. 2000, no. 8, pp. 24–32. (In Russ.).
13. Isakov V.P., Yudina K.S., Filippov Yu.A. *Sposob ochistki karbida kremniya* [Way of purification of silicon carbide]. Patent RF no. 2060935. *Byulleten' izobretenii*. no. 24, 1996. (In Russ.).
14. Galevskii G.V., Rudneva V.V., Galevskii S.G. Features of application of traditional methods of research of physical chemical and technological properties of refractory carbides and borides for certification of their high-disperse state. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sekti RAEN. Otdelenie metallurgii*. 2003, no. 12, pp. 78–86. (In Russ.).
15. Rudneva V.V. Galevskii G.V. Thermooxidizing stability of nanopowders of refractory carbides and borides. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya*. = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007, no. 4, pp. 20–24. (In Russ.).

Information about the authors:

A.E. Anikin, Senior Lecturer of the Chair “Thermal Power and Ecology” (kafcm@stsibsiu.ru)

G.V. Galevskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Institute of Metallurgy and Materials

V.V. Rudneva, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Non-ferrous Metallurgy and Chemical Engineering”

Received December 18, 2014

ОСОБЕННОСТИ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ СТЕРЖНЕВОЙ СИСТЕМЫ МЕХАНИЗМА УДЕРЖАНИЯ ОПРАВКИ АВТОМАТИЧЕСКОГО СТАНА С УЧЕТОМ ПЕРЕМЕННОСТИ МАССЫ СИСТЕМЫ

Рахманов С.Р.¹, к.т.н., доцент кафедры теоретической и строительной механики (nrfvostok@mail.ru)
Ольшанский В.П.², д.ф.-м.н., профессор кафедры теоретической механики и деталей машин

¹ Национальная металлургическая академия Украины
(49600, Украина, Днепропетровск, просп. Гагарина, 4)

² Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства им. Петра Василенко
(61002, Украина, г. Харьков, ул. Артема, 44)

Аннотация. Рассмотрена динамика системы гильза (труба) – оправка – стержень автоматического стана трубопрокатного агрегата. Составлено дифференциальное уравнение движения стержня оправки автоматического стана с учетом меняющейся во времени массы механической системы. Динамические процессы в механической системе гильза (труба) – оправка – стержень представлены коэффициентом динамичности перемещения оправки со стержнем. Установлены особенности функционирования стержневой системы механизма удержания оправки автоматического стана и определены параметры динамичности механической системы с учетом изменения во времени массы прокатываемой трубы. Показано, что при мгновенном приложении со стороны очага деформации постоянной силы в упругой системе механизмов выходной стороны, обладающей переменной во времени массой, максимум коэффициента динамичности не равен двум. Его значения монотонно меняются и в ходе колебаний системы с увеличивающейся массой возрастают. Моделированием динамических процессов в системе гильза (труба) – оправка – стержень с учетом изменения во времени массы механической системы выявлена необходимость стабилизации динамичности оправки со стержнем до уровня допустимых величин для оборудования выходной стороны автоматического стана.

Ключевые слова: труба, автоматический стан, оправка, стержень, колебания, вибрация, переменная масса, очаг деформации, дифференциальное уравнение, интегралы Френеля, решение Лагранжа, коэффициент динамичности.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-112-117

Растущие темпы работы трубопрокатных агрегатов (ТПА) с автоматическими станами влекут за собой ужесточение режимов функционирования оборудования станов всей технологической линии. Автоматический стан в силу сложившихся причин в линии ТПА является наиболее узким местом при реализации требуемых технологических процессов производства горячекатаных бесшовных труб [1].

Переходные процессы на выходной стороне при прокатке гильз на автоматическом стане сопровождаются значительными динамическими нагрузками. Последние, как правило, возникают при захвате гильзы (трубы) рабочими валками и в период взаимодействия гильзы с механизмом удержания оправки [2, 3].

Следует отметить, что при принудительной подаче гильзы в калибры стана (предусмотрена подача гильзы вталивателем в очаг деформации) происходит значительное улучшение захвата гильзы рабочими валками. Захват гильзы валками автоматического стана, помимо всего прочего, существенно осложнен тем, что гильза, ударяясь о валок, одновременно взаимодействует с находящейся в калибре оправкой и всей стержневой системой механизма удержания оправки (рис. 1) [4].

Такие условия прокатки труб на автоматическом стане, наряду со всеми другими, формируют началь-

ные условия технологического процесса, сложное напряженно-деформированное состояние очага деформации и нестационарные динамические процессы в элементах выходной стороны стана в целом.

Среди совокупности факторов, определяющих динамические нагрузки, действующие на все базовые элементы выходной стороны автоматического стана трубопрокатного агрегата, наименее изученными являются значительные по величине и меняющиеся во времени кратковременные пиковые и повторяющиеся цикловые динамические нагрузки, вызываемые преимущественно изменяющимся во времени взаимодействием гильзы с оправкой, особенно в период принудительной подачи гильзы. Отметим, что принудительная подача гильзы в очаг деформации автоматического стана пневматическим вталивателем, по сути, формирует начальные силовые условия прокатки и усугубляет динамические процессы в стержневой системе механизма удержания оправки [1 – 4].

Настоящая работа выполнена на основе дальнейшего развития исходной расчетной схемы и корректировки математической модели механической системы. При этом сделана определенная попытка по установлению влияния основных силовых параметров системы и меняющейся во времени массы прокатываемой гильзы на

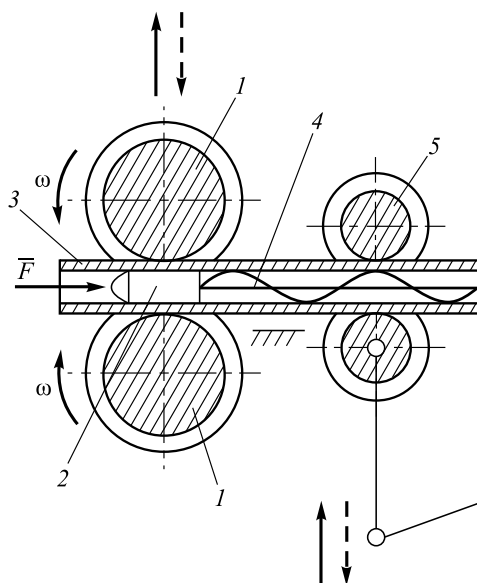


Рис. 1. Схема механизма удержания стержня оправки автоматического стана ТПА:

1 – оправка; 2 – валок рабочий; 3 – гильза (труба); 4 – стержень оправки; 5 – ролики обратной подачи

Fig 1. Scheme of a holding mechanism of a plug rod of TPA automill:
1 – mandrel; 2 – working rollers; 3 – liner (pipe); 4 – mandrel rod;
5 – rollers of reclaiming

динамику оправки со стержнем автоматического стана в линейной постановке задачи.

Анализ и синтез аналогичных динамических процессов взаимодействия гильзы с технологическим инструментом автоматического стана посвящен ряд работ [1 – 4]. При этом приближенная математическая модель процесса взаимодействия гильзы с оправкой и стержнем стана предложена в работе [4], что в дальнейшем позволило получить выражение для упрощенной формы характерного силового взаимодействия со стороны очага деформации на элементы выходной стороны стана.

Для определения динамических характеристик сложной механической системы составим дифференциальное уравнение продольного движения оправки со стержнем механизма удержания оправки в очаге деформации автоматического стана с учетом изменения во времени массы прокатываемой гильзы (трубы).

Рассмотрим подробно уточненную динамическую модель системы гильза (труба) – оправка – стержень автоматического стана в данной постановке. В связи с этим приведем некоторое уточнение расчетной схемы (рис. 2), которая достаточно близка к реальному технологическому процессу прокатки гильз на автоматическом стане. Очевидно, это позволит глубже отражать динамические явления в механизме удержания стержня оправки автоматического стана.

Для исследования динамических процессов оправки со стержнем автоматического стана с учетом силового взаимодействия и изменяющейся во времени массы

прокатываемой гильзы воспользуемся основным законом динамики в дифференциальной форме [5 – 9]:

$$\frac{d}{dt} \left[m(t) \frac{dx(t)}{dt} \right] = \sum_{k=1}^n F_{k_x}, \quad (1)$$

где $m(t)$ – переменная во времени масса механической системы удержания оправки; $x(t)$ – продольное перемещение оправки со стержнем в очаге деформации; F_{k_x} – алгебраическая сумма проекции сил на ось x .

При этом динамические процессы стержня оправки с учетом изменения во времени массы гильзы и механической системы выходной стороны стана в целом описываются исходя из фундаментальной постановки задачи И.В. Мещерского [5]:

$$m(t) \frac{d^2 x(t)}{dt^2} + \frac{dm(t)}{dt} \frac{dx(t)}{dt} = -cx(t) + P(t); \quad (2)$$

здесь c – коэффициент жесткости упругой системы.

Многочисленные экспериментальные исследования энергосиловых параметров очага деформации автоматического стана ТПА показывают, что осевая составляющая усилия прокатки P_o , действующая на стержневую систему, носит преимущественно периодический характер и, очевидно, соответствует гармоническому закону $P(t) = P_o + P_1 \sin(\omega t)$ (рис. 1). Причем периодическая составляющая усилия прокатки гильзы P_1 , амплитуда и частота ее изменения ω являются сравнительно малыми. Тогда есть достаточно полное основание предположить, что в первом приближении можно принять условия, описанные в работах [3 – 6]. При этом горизонтальную составляющую усилия прокатки гильзы можно принимать условно-постоянной: $P(t) = P_o = \text{const}$; здесь P_o – статическая осевая составляющая усилия прокатки гильзы на автоматическом стане.

Силу упругости, действующую на стержень оправки в продольном направлении оси прокатки, принимаем по линейному закону Гука $F(t) = cx(t)$, где c – коэффициент жесткости упругой системы удержания оправки. Тогда дифференциальное уравнение продольных коле-

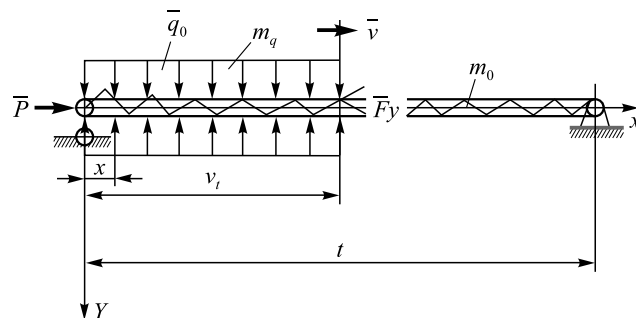


Рис. 2. Расчетная схема продольных колебаний стержня механизма удержания оправки автоматического стана ТПА

Fig. 2. Design diagram of rod longitudinal vibrations of a holding mechanism of the mandrel of TPA automill

баний стержня оправки (2) с учетом вышеизложенного приобретает вид

$$m(t) \frac{d^2 x(t)}{dt^2} + \frac{dm(t)}{dt} \frac{dx(t)}{dt} + cx(t) = P_0. \quad (3)$$

Следовательно, предложенный подход по сравнению с данными работ [1 – 4] более корректен и востребован при изучении сложных динамических процессов в элементах механизмов выходной стороны автоматического стана ТПА с учетом изменения во времени массы механической системы.

Учитывая вышеизложенное, перейдем к детальному исследованию динамики стержневой системы механизма удержания оправки автоматического стана ТПА с учетом изменения во времени массы прокатываемой гильзы (рис. 2). Отметим, что последнее с течением времени обуславливает изменение массы всего механизма удержания оправки.

Принимаем линейный закон изменения массы стержня оправки во время прокатки гильзы на стане. Исходя из этого запишем

$$M(t) = m_0 + m_q \frac{x}{l} \Big|_{x=vt} = m_0 \left(1 + \frac{m_q}{m_0} \frac{vt}{l} \right) = m_0(1 + \gamma t), \quad (4)$$

где $\gamma = \frac{m_q}{m_0} \frac{v}{l}$ – коэффициент скорости изменения массы системы ($\gamma \geq 0$, масса системы всегда увеличивается); m_0 – погонная масса стержня оправки; m_q – погонная масса трубы; v – скорость прокатки гильзы; l – длина стержня оправки; t – время прокатки гильзы на стане.

Базируясь на исследованиях фундаментальных вопросов динамики тела переменной массы, в первом приближении решения задачи в замкнутом виде реактивной слагаемой $\frac{dM(t)}{dt} \frac{dx(t)}{dt}$ в уравнении (3) пренебрегаем [5 – 9]. Далее переходим к установлению величины коэффициента динамичности K_d при продольном перемещении оправки со стержнем без учета реактивной силы. Тогда без учета диссипативных сил продольные перемещения x оправки со стержнем при ее мгновенном нагружении со стороны очага деформации постоянной составляющей усилия прокатки P_0 , исходя из выражения (3), описываются дифференциальным уравнением

$$\frac{d^2 x(t)}{dt^2} + \omega_0^2 \frac{x(t)}{1 + \gamma t} = \frac{P_0}{(1 + \gamma t)m_0} H(t), \quad (5)$$

где $\omega_0 = \sqrt{\frac{c}{m_0}}$ – частота свободных колебаний системы гильза (труба) – оправка – стержень; $H(t)$ – импульсная функция Хевисайда.

Решение дифференциального уравнения (5) ищем в постановке задачи Коши при следующих начальных условиях:

$$x(0) = 0; \quad \frac{dx(0)}{dt} = 0. \quad (6)$$

Задача Коши, представленная равенствами (5) и (6), согласно представлениям Лагранжа, имеет решение в квадратурах

$$x(t) = c_1(t)x_1(t) + c_2(t)x_2(t), \quad (7)$$

где

$$c_1(t) = -\frac{P_0}{m_0} \int_0^t \frac{x_2(t)dt}{(1 + \gamma t)\Delta(t)}; \quad c_2(t) = \frac{P_0}{m_0} \int_0^t \frac{x_1(t)dt}{(1 + \gamma t)\Delta(t)}; \quad (8)$$

$$\Delta(t) = x_1(t) \frac{dx_2(t)}{dt} - x_2(t) \frac{dx_1(t)}{dt};$$

здесь $x_1(t)$, $x_2(t)$ – соответствующие фундаментальные решения однородного дифференциального уравнения

$$\frac{d^2 x(t)}{dt^2} + \omega_0^2 \frac{x(t)}{1 + \gamma t} = 0. \quad (9)$$

В отличие от работ [7 – 9], где уравнение (9) решено с помощью функций Бесселя, упрощая математическую модель колебаний оправки в очаге деформации, фундаментальные решения $x_1(t)$ и $x_2(t)$ определим приближенно методом ВБК [10]. Согласно этому методу

$$x_1(t) = \eta^{1/2} \cos \eta; \quad x_2(t) = \eta^{1/2} \sin \eta, \quad (10)$$

причем $\eta = \eta_0 \sqrt{1 + \gamma t}$; $\eta_0 = \frac{2\omega_0}{|\gamma|}$.

Для удобства анализа зависимостей (10) проводим определенные преобразования:

$$\Delta(t) = \frac{1}{2} \gamma \eta_0^2 = \text{const}; \quad (11)$$

$$(1 + \gamma t) = \frac{\eta^2}{\eta_0^2}; \quad dt = \frac{2\eta}{\gamma \eta_0^2} d\eta.$$

Подставив выражения (10) и (11) в уравнение (8), с учетом равенства (7) находим выражение коэффициента динамичности:

$$K_d(\eta) = \eta^{1/2} [a_1(\eta) \cos \eta + a_2(\eta) \sin \eta], \quad (12)$$

в котором

$$a_1(\eta) = -\int_{\eta_0}^{\eta} \frac{\sin \eta}{\sqrt{\eta}} d\eta = \sqrt{2\pi} [S(\eta_0) - S(\eta)]; \quad a_2(\eta) = \int_{\eta_0}^{\eta} \frac{\cos \eta}{\sqrt{\eta}} d\eta = \sqrt{2\pi} [C(\eta) - C(\eta_0)], \quad (13)$$

где $S(\eta) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^{\eta} \frac{\sin \eta}{\sqrt{\eta}} d\eta$; $C(\eta) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^{\eta} \frac{\cos \eta}{\sqrt{\eta}} d\eta$ – интегралы Френеля [11, 12].

В случаях, когда $\eta \gg 1$ и $\eta_0 \gg 1$, формулу (12) можно преобразовать к упрощенному виду, более удобному для анализа и вычислений. Поскольку при больших значениях η и η_0 имеет место соответствующая асимптотика [10]

$$\begin{aligned} S(\eta_0) - S(\eta) &\approx \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \left(\frac{\cos \eta}{\sqrt{\eta}} - \frac{\cos \eta_0}{\sqrt{\eta_0}} \right); \\ C(\eta) - C(\eta_0) &\approx \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \left(\frac{\sin \eta}{\sqrt{\eta}} - \frac{\sin \eta_0}{\sqrt{\eta_0}} \right), \end{aligned} \quad (14)$$

то, согласно выражениям (12), (13) и (11), можно записать

$$K_d(\eta) = 1 - \frac{\sqrt{\eta}}{\sqrt{\eta_0}} \cos(\eta - \eta_0). \quad (15)$$

В пределе, когда $\lim_{\gamma \rightarrow 0} \frac{\sqrt{\eta}}{\sqrt{\eta_0}} = 1$; $\lim_{\gamma \rightarrow 0} (\eta - \eta_0) = \omega t$, выражение (14) сводится к общеизвестной формуле

$$K_d = 1 - \cos(\omega t),$$

из которой следует, что $K_d^{\max} = 2$.

Исследование выражения (14) на экстремум дает

$$K_d^{\max} = 1 + \frac{\sqrt{\eta^*}}{\sqrt{\eta_0}}, \quad (16)$$

где

$$\eta^* = \begin{cases} n_0 + (2n-1)\pi & \text{при } \gamma > 0; \\ n_0 - (2n-1)\pi & \text{при } \gamma < 0, n=1, 2, 3, \dots \end{cases}$$

Согласно формуле (16) значение $K_d^{\max}$ зависит от номера n . Первый максимум, соответствующий $n=1$, в механической системе с возрастающей массой ($\gamma > 0$) становится больше двух, а последующие больше первого.

Таким образом, без учета реактивной силы коэффициенты динамичности в колебательной системе механизма удержания оправки возрастающей массы всегда больше двух.

Далее переходим к численному анализу и синтезу полученных результатов задачи виброактивности оправки со стержнем автоматического стана ТПА 140 переменной во времени массы.

Уравнение (5) продольных колебаний оправки со стержнем составлено и представлено в виде базовых уравнений тела переменной во времени массы. Определим коэффициент динамичности оправки в очаге деформации при отсутствии реактивной силы. Для проведения расчетов принимаем $m_0 = 100$ кг/м; $m_g = 120$ кг/м; $c = 16 \cdot 10^6$ Н/м; $l = 11$ м; $v = 4$ м/с; $t \in [0; 4,5]$.

Численное решение дифференциального уравнения (5) методом Рунге–Кутты и замкнутое решение за-

дачи (16) позволяют оценить динамические перемещения изображающей точки оправки в очаге деформации, поведение стержня для наиболее распространенных форм колебаний механической системы в продольном направлении оси прокатки стана. Полученные результаты с достаточно высокой степенью точности описывают динамику стержня оправки автоматического стана.

Результаты численного анализа продольных колебаний оправки совместно со стержнем механизма ее удержания при прокатке труб диам. 114×12 из стали 20 на автоматическом стане ТПА 140 приведены на рис. 3.

Ниже представлены значения K_d в разные моменты времени, полученные с помощью численного интегрирования уравнения (5) (первая строка), приближенной формулы (12) (вторая строка), а также приближенной формулы (16) (третья строка), при линейном увеличении массы системы удержания оправки:

t, c	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
$K_{d(5)}$	1,4402	1,456	0,1106	1,8024	0,4557
$K_{d(12)}$	1,4399	1,4543	0,1108	1,8021	0,4526
$K_{d(16)}$	1,4514	1,4447	0,1138	1,8076	0,4454
t, c	3,0	3,5	4,0	4,5	
$K_{d(5)}$	1,4135	0,473	1,666	1,3247	
$K_{d(12)}$	1,4158	0,4678	1,6623	1,3289	
$K_{d(16)}$	1,4255	0,4628	1,6639	1,3391	

Приведенные результаты свидетельствуют о высокой точности асимптотических формул, из которых следует, что в инженерных расчетах проще использовать формулу (16).

На рис. 4 представлена рассчитанная с помощью формулы (12) зависимость коэффициента динамичности K_d от времени t при возрастании массы. График подтверждает ранее сделанный вывод о том, что для системы с линейно возрастающей массой без учета реактивной силы первый максимум $K_d > 2$, а последующие больше первого.

Сравнение математической модели и экспериментальных исследований динамических процессов за вре-

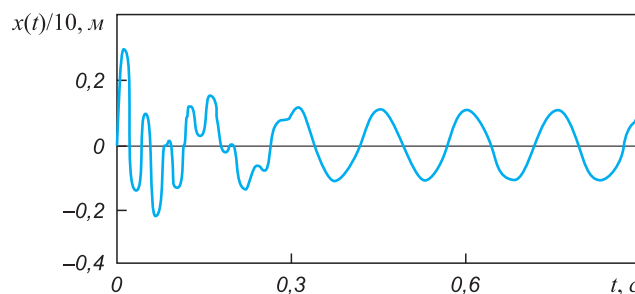


Рис. 3. Продольные колебания оправки со стержнем автоматического стана ТПА 140 при прокатке труб

Fig. 3. Longitudinal vibrations of a mandrel with a rod of TPA 140 automill at pipe rolling

мя реализации всего цикла технологического процесса прокатки гильз на автоматическом стане ТПА 140 [3, 4] указывает на сходимость картин виброактивности системы и достоверность величин амплитудно-частотных характеристик при продольных колебаниях стержневой системы.

Возможность моделирования режимов прокатки гильз на этапе назначения технологических процессов существенно отличается от результатов ранее известных работ в области исследования динамической устойчивости и виброактивности стержневой системы механизма удержания оправки автоматического стана ТПА [1 – 4]. Очевидно, что учет интенсивности воздействия очага деформации и изменяющейся во времени инертности прокатываемой гильзы, надвигающейся со скоростью $\dot{V}$, являются определяющими параметрами в рамках выбранной динамической модели стержневой системы механизма удержания оправки стана.

Применение дополнительных регулируемых центральных проводок на упругом основании приводит к стабилизации динамических процессов на выходной стороне автоматического стана и улучшению качества прокатываемых гильз. Решение дифференциального уравнения (5) с учетом положений опор стержня на упругом основании позволяет на этапе конструирования механизмов выходной стороны стана путем комплексного математического моделирования определить требуемые жесткости опорных узлов и их проектные положения на оси прокатки.

Выводы. Динамические особенности функционирования системы гильза (труба) – оправка – стержень автоматического стана ТПА представлены дифференциальным уравнением продольных колебаний оправки со стержнем с учетом изменения массы механической системы. Исследование динамики системы гильза (труба) – оправка – стержень показало, что при мгновенном нагружении постоянной силой очага деформации упругой системы механизмов выходной стороны, обладающей переменной во времени массой, максимум коэффициента динамичности перемещений оправки вдоль оси прокатки не равен двум. Его значения монотонно меняются и в ходе колебаний системы с увеличивающейся массой возрастают. Математическое моделирование динамических процессов в системе гильза (труба) – оправка – стержень с учетом изменения во времени массы механической системы указывает на необходимость стабилизации динамичности оправки со стержнем автоматического стана до уровня допустимых величин [1 – 4]. Исследование продольных колебаний оправки со стержнем позволяет на этапе проектирования технологических процессов прогнозировать динамику механизмов выходной стороны, назначать рациональные режимы эксплуатации автоматического стана и управлять качеством (разностенностью) выпускаемых труб.

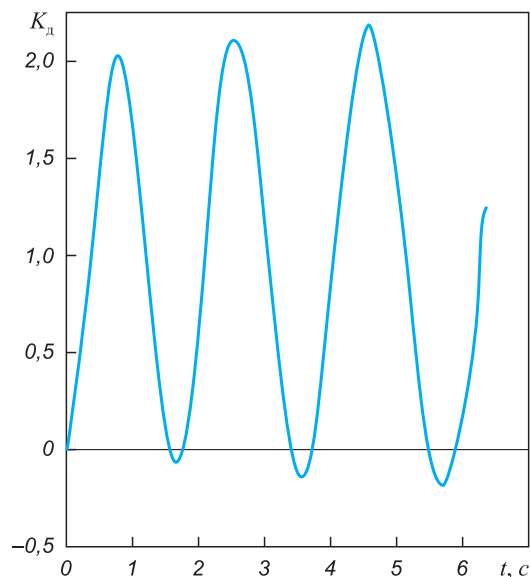


Рис. 4. Зависимость коэффициента динамичности K_d от времени t при возрастании массы системы

Fig. 4. Dependence of a dynamic factor K_d on time t at the increase of system mass

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология трубного производства. Учебник для вузов / В.Н. Данченко, А.П. Коликов, Б.А. Романцев, С.В. Самусев. – М.: Интер. Инжиниринг, 2002. – 640 с.
2. Розов Н.В. Производство труб. Справочник. – М.: Металлургия, 1974. – 598 с.
3. Оклей Л.Н. Качество горячекатаных труб. – М.: Металлургия, 1986. – 144 с.
4. Разработка мероприятий по предотвращению изгиба стержня оправки автоматического стана ТПА 140 / Сулухия Т.М., Р.Ш. Адамия, Л.Н. Оклей, Д.М. Ломсадзе // Труды Грузинского политехнического института, 1976. С. 98 – 102.
5. Мещерский И.В. Работы по механике тел переменной массы. – М.: ГИТЛ, 1952. – 252 с.
6. Бессонов А.П. Основы динамики механизмов с переменной массой звеньев. – М.: Наука, 1967. – 279 с.
7. Ольшанский В.П., Ольшанский С.В. Свободные колебания осциллятора линейно-переменной массы // Вибрация в технике и технологиях. Украинский. науч.техн. журнал. 2013. Вып. № 1 (69). С. 37 – 41.
8. Cveticanin L. Dynamics of Machines with Variable Mass / Taylor & Francis Ltd, 1998. – 300 p.
9. Ольшанский В.П., Ольшанский С.В. Моделирование колебаний осциллятора линейно-переменной массы при импульсном нагружении // Вісник НТУ “ХПІ”: Математичне моделювання в техніці та технологіях. 2013. № 37(2010). С. 125 – 130.
10. Образцов И.Ф., Нерубайло Б.В., Андрианов И.В. Асимптотические методы в механике тонкостенных конструкций. – М.: Машиностроение, 1991. – 416 с.
11. Янке Е., Эмде Ф., Лёш Ф. Специальные функции. Формулы, графики, таблицы. – М.: Наука, 1977. – 344 с.
12. Абрамовиц А., Стиган И. Справочник по специальным функциям с формулами, графиками и математическими таблицами. – М.: Наука, 1979. – 832 с.

Поступила 13 мая 2014 г.

FEATURES OF FUNCTIONING OF THE CORE MECHANISM OF DEDUCTION OF AUTOMATIC MANDREL MILL, TAKING INTO ACCOUNT THE VARIABILITY OF SYSTEM MASS

S.R. Rakhmanov¹, V.P. Ol'shanskii²¹ National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine² Kharkiv Petro Vasylenko National Technical University of Agriculture, Kharkiv, Ukraine

Abstract. The dynamics of a system sleeve (pipe) – mandrel – rod of an automatic mill of the pipe-rolling unit was considered. The differential equation of the movement of a mandrel rod of an automatic mill was worked out taking into account the mass of mechanical system changing in time. The dynamic processes in mechanical system sleeve (pipe) – mandrel – rod is presented by coefficient of movement dynamism of a mandrel with a core. The features of functioning of rod system of the deduction mechanism of an automatic mill mandrel were established and parameters of dynamism of mechanical system were determined according to the change in time of mass of the rolled pipe. It is shown that at the instant appendix from the center of deformation of constant force in elastic system of mechanisms of the output part possessing a variable in time weight, the maximum dynamism coefficient isn't equal to two. Its values monotonously change and increase during the fluctuations of system with the increasing weight. By modeling of dynamic processes in system sleeve (pipe) – mandrel – rod taking into account the change in time of mechanical system mass, the need of stabilization of dynamism of a mandrel with a core to the level of admissible sizes was revealed for the equipment of the output part of an automatic mill.

Keywords: pipe, automatic mill, mandrel, rod, fluctuations, vibration, variable weight, deformation center, differential equation, Fresnel's integrals, Lagrange's decision, dynamism coefficient.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-112-117

REFERENCES

1. Danchenko V.N., Kolikov A.P., Romantsev B.A., Samusev S.V. *Tekhnologiya trubnogo proizvodstva. Uchebnik dlya vuzov* [Technology of pipe production. Manual for higher educational institutions]. Moscow: Inter. Inzheniring, 2002, 640 p. (In Russ.).
2. Rozov N.V. *Proizvodstvo trub. Spravochnik* [Pipe production. Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1974, 598 p. (In Russ.).
3. Oklei L.N. *Kachestvo goryachekatanykh trub* [Quality of hot-rolled pipes]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 144 p. (In Russ.).
4. Sulukhiya T.M., Adamiya R.Sh., Oklei L.N., Lomsadze D.M. Working out of measures on the prevention of a mandrel bending of TPA 140 automill. In: *Trudy Gruzinskogo politekhnicheskogo instituta*. 1976, pp. 98–102.
5. Meshcherskii I.V. *Raboty po mekhanike tel peremennoi massy* [Works on the variable mass mechanics]. Moscow: GITL, 1952, 252 p. (In Russ.).
6. Bessonov A.P. *Osnovy dinamiki mekhanizmov s peremennoi mas-soi zven'ev* [Basis of mechanism dynamics with link variable mass]. Moscow: Nauka, 1967, 279 p. (In Russ.).
7. Ol'shanskii V.P., Ol'shanskii S.V. Free vertical vibration of oscillator with linear variable mass. Free oscillation of an oscillator of a line-variable mass. *Vibratsiya v tekhnike i tekhnologiyakh*. 2013. Issue 1 (69). pp. 37–41. (In Russ.).
8. Cveticanin L. *Dynamics of Machines with Variable Mass*. Taylor & Francis Ltd, 1998. 300 p.
9. Ol'shanskii V.P., Ol'shanskii S.V. Oscillator vibration modeling of a line-variable mass at impulsive loading. *Visnik NTU "KhPI": Matematichne modelyuvannya v tekhnitsi ta tekhnologiyakh*. 2013, no. 37 (1010), pp. 125–130. (In Russ.).
10. Obraztsov I.F., Nerubailo B.V., Andrianov I.V. *Asimptoticheskie metody v mekhanike tonkostennykh konstruksii* [Asymptotic methods in the mechanics of a thin-slab structure]. Moscow: Mashinostroenie, 1991, 416 p. (In Russ.).
11. Eugene Jahnke, Fritz Emde, Friedrich Lösch. *Tafeln höherer Funktionen – Tables of higher functions, with 189 figures*. Stuttgart 1960. (Russ.ed.: Jahnke E., Emde F., Lösch F. *Special functions. Formuly, grafiki, tablitsy*. Moscow: Nauka, 1977. 344 p.).
12. *Handbook of Mathematical Functions With Formulas, Graphs, and Mathematical Tables*. M. Abramowitz and I. A. Stegun eds. National Bureau of Standards. Applied Mathematics Series – 55, Issued June 1964. (Russ.ed.: *Spravochnik po spetsial'nym funktsiyam s formulami, grafikami i matematicheskimi tablitsami*. Abramowitz M., Stegun I.A. eds. Moscow: Nauka, 1979. 832 p.)

Information about the authors:

S.R. Rakhmanov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Theoretical and Structural Mechanics (npfvostok@mail.ru)

V.P. Ol'shanskii, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of Theoretical Mechanics and Machine Parts

Received May 13, 2014

УДК 620.179.16:669.017:53+539.3

ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ РАЗЛИЧНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА АКУСТИЧЕСКИЕ СТРУКТУРНЫЕ ШУМЫ*

Муравьев В.В.¹, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Приборы и методы измерений, контроля, диагностики» (vmuraviev@mail.ru)

Леньков С.В.², д.т.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией электромагнитных явлений, профессор кафедры «Приборы и методы контроля качества» (emp@ftiudm.ru)

Дедов А.И.¹, научный сотрудник кафедры «Приборы и методы контроля качества» (superdedov@mail.ru)

Байтеряков А.В.¹, аспирант кафедры «Приборы и методы контроля качества» (email1990@yandex.ru)

Котоломов А.Ю.³, к.т.н., главный сварщик (kotolomov@ptg.gazprom.ru)

¹ Ижевский государственный технический университет им. М.Т. Калашникова
(426069, Россия, Удмуртская Республика, г. Ижевск, ул. Студенческая, 7)

² Физико-технический институт УрО РАН
(426000, Россия, Удмуртская Республика, г. Ижевск, ул. Кирова, 132)

³ ОАО «Газпром Трансгаз Чайковский»
(617763, г. Чайковский, Пермский край, Приморский бульвар, 30)

Аннотация. В развитие ультразвуковой структуроскопии предложен новый подход к оценке структуры металла по значению отношения амплитуды среднего уровня акустических структурных шумов к амплитуде «пролаза» рэлеевских волн. Исследовано изменение уровня структурных шумов в стали 09Г2С при одноосном растяжении. Показано влияние механических напряжений и структурного состояния металла на уровень структурных шумов. Установлено наличие связи между параметрами акустических структурных шумов и структурным состоянием стали 09Г2С. Выявлена закономерность резкого снижения уровня структурных шумов при достижении металлом предела текучести. Экспериментально подтверждено, что резкое падение уровня структурных шумов (точка перегиба) при достижении предела текучести подтверждает высокую чувствительность метода к изменениям структуры металла. Этот факт позволяет рекомендовать метод измерения акустических структурных шумов для обнаружения подготовительного этапа процесса, связанного с накоплением повреждаемости в металле, а именно, стадию накопления микродефектности.

Ключевые слова: акустические структурные шумы, одноосное растяжение, предел текучести, трубная сталь.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-118-122

Магистральные и технологические нефтегазопроводы в процессе эксплуатации подвергаются воздействию циклически изменяющихся механических и термических нагрузок разного характера. При наличии структурной неоднородности [1 – 5] возможны усталостные изменения металла, в результате которых возникает накопление поврежденности, появляются макродефекты, приводящие к разрушению конструкции.

Существующие в настоящее время ультразвуковые, электромагнитные и вихретоковые дефектоскопы позволяют выявлять наличие уже образовавшихся достаточно крупных трещин. Однако существенно важнее вовремя обнаружить начальный этап процесса накопления поврежденности в металле путем определения изменений структурного состояния металла [6 – 9].

Целью настоящей работы явилось исследование влияния растягивающей одноосной нагрузки образцов

стали 09Г2С после различной термической обработки на акустические структурные шумы.

Исследования проводили на образцах конструкционной низколегированной стали 09Г2С, широко применяемой при производстве труб и другого металлопродукта. Механические свойства стали 09Г2С после отжига: предел прочности (σ_B) 490 МПа; предел текучести (σ_T) 343 МПа; относительное удлинение при разрыве (δ_5) 20 %; ударная вязкость (КСУ) 590 – 640 кДж/м².

Были изготовлены плоские металлические образцы по ГОСТ 1497 – 84 из трех вырезанных фрагментов ранее эксплуатируемого магистрального трубопровода Ду1420×15,7, поставленных ОАО «Газпром Трансгаз Чайковский». Эти фрагменты предварительно подвергали термической обработке для получения различных структурных состояний. Характеристики подготовленных образцов приведены в табл. 1.

Микроструктуры шлифов образцов, полученных с помощью микроскопа «Axio Vert» фирмы «Zeiss», представлены на рис. 1. Геометрические размеры образцов

* Работа выполнена в рамках проекта № 3.751.2014/К по государственному заданию Министерства образования и науки РФ для ФГБОУ ВПО «ИжГТУ имени М.Т. Калашникова» на 2014 – 2016 гг.

Характеристики образцов

Characteristics of samples

Образец	Режим термообработки	Температура нагрева, °C	Выдержка в печи, час	Условия охлаждения	Балл зерна
1	исходное состояние	—	—	—	4
2	высокий отпуск	600 – 650	1,0	с печью	4
3	нормализация	900 – 930	0,5	на воздухе	7

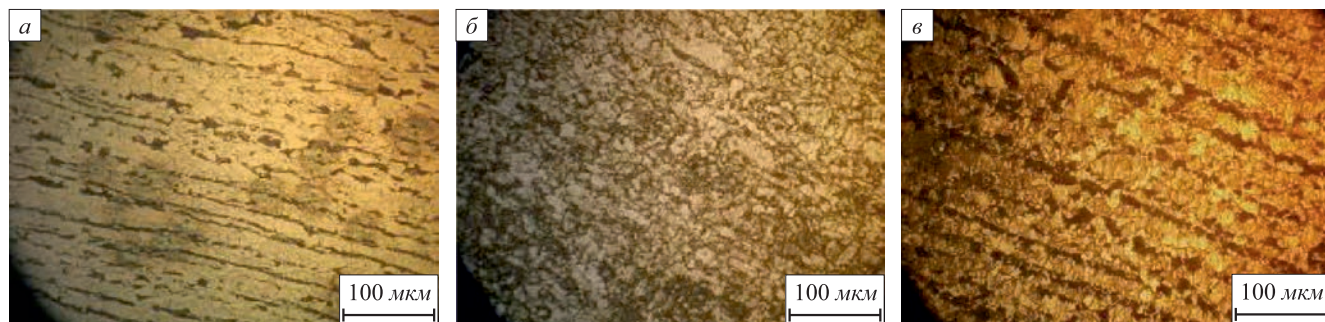


Рис. 1. Микроструктура шлифов образцов 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

Fig. 1. Microstructure of samples slices 1 (a), 2 (b) and 3 (c)

для исследований приведены на рис. 2. Образцы имеют корсетный вырез в средней части для концентрации напряжений в этой области и локализации накоплений повреждений при растяжении.

Реальные размеры сечений (S) концентраторов образцов приведены ниже:

Образец	Толщина, мм	Ширина, мм	S , мм ²
1	14,16	23,61	334,32
2	14,46	24,98	361,21
3	14,34	25,06	359,36

Испытания на растяжение металлических образцов проводили с помощью испытательной машины Instron 300DX. Образцы нагружали поступательно с шагом 10 кН до достижения нагрузки в 100 кН, а далее с шагом 5 кН. Схема испытательной установки приведена на рис. 3.

При проведении испытаний соблюдали следующие основные условия: качественное центрирование образца в захватах испытательной машины; плавность деформирования; возможность приостанавливать нагружение при достижении нижней границы предела текучести, сопровождающейся быстрым удлинением образца; плавность разгрузки.

В эксперименте для возбуждения и приема ультразвуковой волны использовали раздельно-совмещенный (РС) преобразователь П112-5,0-Ø8 с малой мертвой зоной с раздельной функцией излучения и приема, конструктивно объединенный в одном корпусе. Электрическое напряжение, поданное с генератора зондирующих

импульсов ультразвукового дефектоскопа ДУК-66 на излучающую пьезопластину РС преобразователя, приводит к возбуждению продольной волны в передающей призме с малым (7°) углом наклона. На границе раздела сред излучающая призма – объект контроля происходит преломление продольной волны. Отраженная от донной поверхности и рассеянная на неоднородностях структуры продольная волна преломляется на границе раздела сред приемная призма – объект контроля и

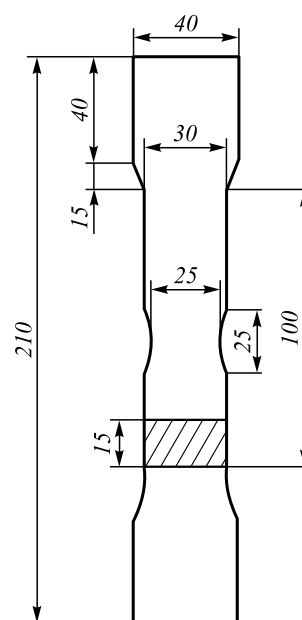


Рис. 2. Образец

Fig. 2. Sample

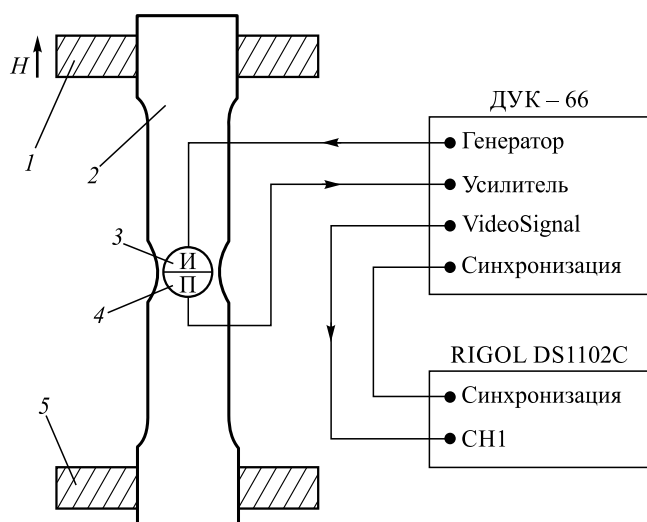


Рис. 3. Схема испытательной установки:

1 – подвижное крепление испытательной машины Instron 300DX; 2 – исследуемый образец; 3 и 4 – излучающий и приемный пьезопреобразователь; 5 – неподвижное крепление испытательной машины

Fig. 3. Scheme of test unit:

1 – movable mount of test unit Instron 300DX; 2 – researched sample; 3 and 4 – radiant and reception piezoelectric transducer; 5 – immovable mount of the test unit

преобразуется в электрический сигнал с помощью приемного РС преобразователя. Далее сигнал усиливается высокочастотным усилителем дефектоскопа ДУК-66 на 80 – 90 дБ. Для сохранения и дальнейшей обработки электрического сигнала к выходу «VideoSignal» дефектоскопа ДУК-66 подключен цифровой осциллограф RIGOL DS1102C, синхронизированный с дефектоскопом через линию синхронизации.

Следует отметить, что в зоне контакта излучающей призмы и объекта контроля возникает рэлеевская волна «пролаз», переизлучаемая в приемную призму. В качестве опорного сигнала использован «пролаз» рэлеевской волны U_R . В отличие от донного сигнал «пролаза» рэлеевской волны является наиболее стабильным при изменении качества контакта, шероховатости поверхности и не зависит от состояния донной поверхности [10].

Ввиду того, что уровень структурных шумов является результатом интерференции волн, многократно рассеянных от зерен материала [11], в методике оценивается интегральная характеристика структурного шума U_{SN} , определяемая как результат интегрирования структурного шума по всей рабочей зоне акустического тракта [12]. Интегрирование реализовано в среде MathCad после интерполяции оцифрованного сигнала [13].

На рис. 4 представлена зависимость отношения уровня структурного шума к уровню «пролаза» рэлеевской волны в зависимости от уровня растягивающих напряжений (E) в образцах.

Согласно полученным данным для всех образцов уровень структурного шума изменяется незначитель-

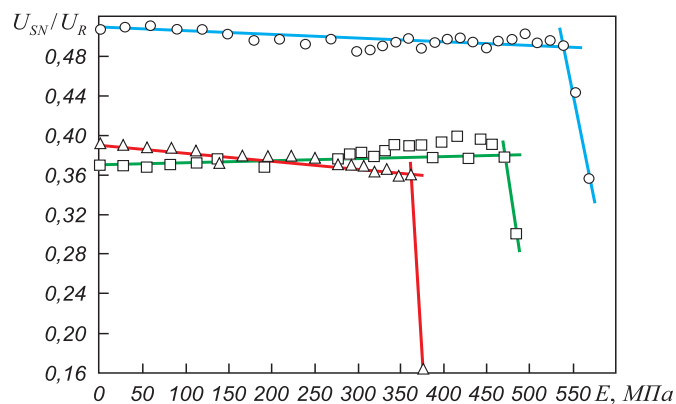


Рис. 4. Зависимость отношения U_{SN}/U_R к величине напряжений образцов 1 (○), 2 (□) и 3 (Δ)

Fig. 4. Dependence of U_{SN}/U_R to sample stress value 1 (○), 2 (□) and 3 (Δ)

но вплоть до достижения предела текучести. В момент достижения предела текучести (точки перегиба, которая характеризует структурные изменения – течение металла) зависимость выражается резким снижением уровня структурного шума.

Таким образом, в зависимости от предварительной термической обработки и соответственно от структуры металла точка резкого снижения уровня структурного шума характеризует начало пластического течения. Эффект объясняется тем, что при механическом нагружении плоского образца в области концентратора напряжений (корсетного выреза) происходит пластическая деформация Чернова–Людерса [14, 15].

Выводы. В результате экспериментов по исследованию влияния растягивающей одноосной нагрузки образцов стали 09Г2С после различной термической обработки на акустические структурные шумы установлено наличие связи между параметрами акустических структурных шумов и структурным состоянием стали 09Г2С; выявлена закономерность резкого снижения уровня структурных шумов при достижении металлом предела текучести. Экспериментально подтверждено, что резкое падение уровня структурных шумов (точка перегиба) при достижении предела текучести подтверждает высокую чувствительность метода к изменениям структуры металла. Этот факт позволяет рекомендовать метод измерения акустических структурных шумов для обнаружения подготовительного этапа процесса, связанного с накоплением повреждаемости в металле, а именно, стадию накопления микродефектов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Косинов Д.А. и др. Структура листового проката из низкоуглеродистой стали после удаления окалины // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 4. С. 51 – 55.
2. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Косинов Д.А. и др. Масштабные уровни структуры листового проката из низкоуглеродистой стали // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 16. № 6. С. 95 – 98.

3. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Костерев В.Б. и др. Физическая природа упрочнения низкоуглеродистой стали при термомеханической обработке // *Черные металлы*. 2013. № 3 (975). С. 25 – 31.
4. Громов В.Е., Юрьев А.Б., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф. Микроструктура закаленных рельсов. – Новокузнецк: Интер-кузбасс, 2014. – 213 с.
5. Громов В.Е., Юрьев А.Б., Морозов К.В. и др. Сравнительный анализ структурно-фазовых состояний в рельсах после объемной и дифференцированной закалки // *Сталь*. 2014. № 7. С. 91 – 95.
6. Муравьев В.В. Взаимосвязь скорости ультразвука в сталях с режимами их термической обработки // *Дефектоскопия*. 1989. № 2. С. 66 – 68.
7. Буденков Г.А., Недзвецкая О.В., Буденков Б.А. и др. Акустическая дефектоскопия прутков с использованием многократных отражений // *Дефектоскопия*. 2004. № 8. С. 50 – 55.
8. Буденков Г.А., Недзвецкая О.В., Лебедева Т.Н. Новая прогрессивная технология дефектоскопии протяженных объектов металлургической и нефтедобывающей промышленности // *Тяжелое машиностроение*. 2004. № 11. С. 18.
9. Муравьева О.В., Злобин Д.В. Акустический тракт метода многократных отражений при дефектоскопии линейно-протяженных объектов // *Дефектоскопия*. 2013. № 2. С. 43 – 51.
10. Буденков Г.А., Недзвецкая О.В. К расчету преобразователей рэлеевских волн // *Дефектоскопия*. 1992. № 10. С. 76 – 81.
11. Ермолов И.Н., Ланге Ю.В. Неразрушающий контроль: справочник. В 7 т. / Под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 3. Ультразвуковой контроль. – М.: Машиностроение, 2004. – 864 с.
12. Муравьев В.В., Муравьева О.В., Байтеряков А.В., Дедов А.И. Методика определения акустических структурных шумов металла // *Интеллектуальные системы в производстве*. 2013. № 1. С. 143 – 148.
13. Муравьев В.В., Котоломов А.Ю., Байтеряков А.В., Дедов А.И. Определение размера зерна металла по акустическим структурным шумам // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2014. Т. 57. № 11. С. 65 – 69.
14. Баранникова С.А., Косинов Д.А., Надежкин М.В. и др. Закономерности макроскопической локализации пластической деформации при растяжении низкоуглеродистой стали // *Изв. вуз. Физика*. 2014. Т. 57. № 3. С. 101 – 107.
15. Иванов Ю.Ф., Косинов Д.А., Попова Н.А. и др. Эволюция структуры и фазового состава низкоуглеродистой ферритной стали в условиях наводороживания и деформирования // *Известия РАН. Серия физическая*. 2014. Т. 78. № 3. С. 361.

Поступила 28 ноября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 118–122.

INFLUENCE OF SINGLE-AXIS TENSION OF 09G2S STEEL SAMPLES AFTER DIFFERENT THERMAL TREATMENT ON ACOUSTIC STRUCTURAL NOISES

V.V. Murav'ev¹, S.V. Len'kov², A.I. Dedov¹, A.V. Baiteryakov¹, A.Yu. Kotolomov³

¹ Izhevsk State Technical University after M.T. Kalashnikov, Izhevsk, Russia

² Institute of Applied Physics of Ural Branch of Russian Academy of Science, Izhevsk, Russia

³ JSC "Gasprom Transgas Tchaikovsky", Tchaikovsky, Russia

Abstract. In the development of ultrasound structurescopy the authors have offered a new approach to the assessment of metal structure by ratio value of amplitude of a middle level of acoustic structural noises to the amplitude of «appear» of Rayleigh waves. The level change of structural noises in 09G2S steel at single-axis tension has been researched. The influence of mechanical stresses, as well as structural metal states on the level of structural noises has been shown. The authors have determined the presence of relation between the parameters of acoustic structural noises and structural state of 09G2S steel. Also the authors revealed the regularity of sharp decrease of the level of structural noises when metal reaches the yield point. It has been experimentally confirmed that the sharp drop of the level of structural noises (the inflection point), when reaching the yield point, confirms a high sensitivity of the method to the changes of metal structure. This fact allows recommending the measurement method of acoustic structural noises to reveal the preparatory stage of the process, connected with the accumulation of the damageability in metal, namely, the stage of accumulation of microimperfektion.

Keywords: acoustic structural noises, single-axis tension, fluidity limit, pipe steel.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-118-122

REFERENCES

1. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kosinov D.A., Konovalov S.V., Barannikova S.A. The structure of low carbon steel rolled sheets after mill

scale removing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 4, pp. 51–55. (In Russ.).

2. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kosinov D.A., Popova N.A., Konovalov S.V. Scale levels of flats structure from low-carbon steel. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2013, vol. 16, no. 6, pp. 95–98. (In Russ.).
3. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kosterev V.B., Efimov O.Yu., Yur'ev A.B., Konovalov S.V. Physical nature of low-carbon steel hardening at thermo-mechanical treatment. *Chernye metally*. 2013, no. 3 (975), pp. 25–31. (In Russ.).
4. Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. *Mikrostruktura zakalennykh rel'sov* [Microstructure of hardened rails]. Novokuznetsk: Inter-kuzbass, 2014, 213 p. (In Russ.).
5. Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Volkov K.V., Ivanov Yu.F. Structural and phase states of bulk-quenched rail and differentially quenched rail. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 7, pp. 553–557.
6. Murav'ev V.V. Velocity interdependence of ultrasound in steel with the modes of their thermal treatment. *Defektoskopiya*. 1989, no. 2, pp. 66–68. (In Russ.).
7. Budenkov G.A., Nedzvetskaya O.V., Budenkov B.A., Lebedeva T.N., Zlobin D.V. Acoustic nondestructive testing of rods using multiple reflections. *Defektoskopiya*. 2004, no. 8, pp. 51–55. (In Russ.).
8. Budenkov G.A., Nedzvetskaya O.V., Lebedeva T.N. New progressive defectoscopy technology of drawling objects of metallurgical and oil industries. *Tyazheloe mashinostroenie*. 2004, no. 11, pp. 18. (In Russ.).
9. Murav'eva O.V., Zlobin D.V. Acoustic channel of the multiple reflection method at defectoscopy of linear-drawling objects. *Defektoskopiya*. 2013, no. 2, pp. 43–51. (In Russ.).
10. Budenkov G.A., Nedzvetskaya O.V. On calculation of the piezoelectric transducers of Rayleigh waves. *Defektoskopiya*. 1992, no. 10, pp. 76–81. (In Russ.).
11. Ermolov I.N., Lange Yu.V. *Nerazrushayushchii kontrol': spravochnik*. V 7 t. T. 3. *Ul'trazvukovoi kontrol'* [Nondestructive testing: Reference book. Vols. 1–7. Vol. 3. Ultrasonic check]. Klyuev V.V. ed. Moscow: Mashinostroenie, 2004. 864 p. (In Russ.).

12. Murav'ev V.V., Murav'eva O.V., Baiteryakov A.V., Dedov A.I. Testing method of acoustic structural noises of metals. *Intellektual'nye sistemy v proizvodstve*. 2013, no. 1, pp. 143–148. (In Russ.).
13. Murav'ev V.V., Kotolomov A.Yu., Baiteryakov A.V., Dedov A.I. The methodology of determining the grain size by acoustic structural noise of steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 11, pp. 65–69. (In Russ.).
14. Barannikova S.A., Kosinov D.A., Nadezhkin M.V., Lunev A.G., Gorbatenko V.V., Zuev L.B., Gromov V.E. Regularities of Macroscopic Localization of Plastic Deformation in the Stretching of a Low-Carbon Steel. *Russian Physics Journal*. 2014, vol. 57, no. 3, pp. 396–402.
15. Ivanov Yu.F., Kosinov D.A., Popova N.A., Gromov V.E., Konovalov S.V. Evolution of the structure and phase composition of low-carbon ferrite steel under conditions of hydrogen saturation and deformation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2014, vol. 78, no. 3, pp. 237–240.

Acknowledgements. The work was performed in the frameworks of project no. 3.751.2014/K according to state task of the Ministry of Education

and Science of RF for Federal State Budget Educational Institution of Higher Professional Education “Kalashnikov State Technical University” for 2014 – 2016 years.

Information about the authors:

V.V. Murav'ev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Devices and Methods for Quality Control” (vmuraviev@mail.ru)

S.V. Len'kov, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Electromagnetics, Professor of the Chair “Devices and Methods for Quality Control” (emp@ftiudm.ru)

A.I. Dedov, Research Associate of the Chair “Devices and Methods for Quality Control” (superdedov@mail.ru)

A.V. Baiteryakov, Postgraduate of the Chair “Devices and Methods for Quality Control” (email1990@yandex.ru)

A.Yu. Kotolomov, Cand. Sci. (Eng.), Chief Welder (kotolomov@ptg.gazprom.ru)

Received November 28, 2015

УДК 621.7.044: 669.14: 620.18

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ*

Копцева Н.В., д.т.н., профессор кафедры литейного производства
и материаловедения (kopceva1948@mail.ru)

Ефимова Ю.Ю., к.т.н., доцент кафедры машиностроительных
и металлургических технологий (jefimova78@mail.ru)

Никитенко О.А., к.т.н., старший преподаватель кафедры
машиностроительных и металлургических технологий

Барышников М.П., к.т.н., доцент кафедры машиностроительных
и металлургических технологий

Жеребцов М.С., аспирант

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

Аннотация. Увеличение скорости пластической деформации приводит к значительным изменениям в микроструктуре металлических материалов. Структуру и свойства металла определяют такие факторы, как величина давления (или импульса), скорость деформации (или продолжительность процесса) и температура. В работе исследовано влияние высокоскоростной деформации на микроструктуру материалов. С использованием исследовательского комплекса Gleeble 3500 осуществлена высокоскоростная деформация стали 20 при температурах 800, 900, 1000 и 1200 °С. Изучена микроструктура и определена микротвердость образцов. Показана принципиальная возможность обеспечить деформационное измельчение структуры низкоуглеродистой стали 20 при высокоскоростной деформации при температурах 800 – 1000 °С до размера зерна около 400 нм подобно тому, как это достигается при больших пластических деформациях без нагрева металла или с небольшим нагревом, не превышающим температуру рекристаллизации.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, высокоскоростная деформация, повышенная температура, ультрамелкозернистая структура, микротвердость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-123-127

В настоящее время известны различные способы получения объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов, большинство из которых основаны на интенсивных пластических деформациях [1 – 3]. К числу основных методов, с помощью которых были достигнуты большие деформации с истинными степенями, равными 10 и более, без разрушения образцов относятся кручение под высоким давлением [4] и равноканальное угловое прессование (РКУП) [5]. Имеются работы по получению УМЗ структур в ряде металлов и сплавов путем использования всестороннейковки [6], равноканальной угловой протяжки [7], винтовой экструзии [8] и др. Однако перечисленные методы получения УМЗ структуры не применимы для массового производства, что затрудняет их практическое использование.

* Работа проведена в рамках реализации комплексного проекта по созданию высоко-технологичного производства с участием высшего образовательного учреждения (контракт 02.G25.31.0040), а также программы стратегического развития университета на 2012 – 2016 гг. (конкурсная поддержка Минобразования РФ программ стратегического развития ГОУ ВПО).

На сегодняшний день имеются разработки, направленные на совершенствование методов больших пластических деформаций в целях их практического использования [9, 10]. В последние годы в связи с развитием ряда областей новой техники, а также в связи с разработкой и внедрением в промышленность новых перспективных технологических приемов обработки материалов большой научный и практический интерес вызывает высокоскоростное деформирование металлов [11 – 14].

Известно, что увеличение скорости пластической деформации приводит к значительным изменениям в микроструктуре металлических материалов [15, 16]. При этом структуру и свойства металла определяют такие факторы, как величина давления (или импульса), скорость деформации (или продолжительность процесса) и температура. В то же время влияние высокоскоростной деформации на микроструктуру материалов исследовано недостаточно.

Большие возможности для моделирования процесса высокоскоростной деформации при повышенных

температурах предоставляют комплексы физического моделирования Gleeble 3150, 3500, 3800 [17, 18]: они являются, по сути, высокоскоростными пластометрами с возможностью реализации практически неограниченного числа стадий обработки металлов давлением с постоянной или переменной по ходу обработки температурой или скоростью деформации. Простое в использовании собственное программное обеспечение формирует очень удобный интерфейс для создания программ термомеханических испытаний и физического моделирования, а также сбора и анализа полученных данных.

Нагрев образца осуществляется прямым пропусканием электрического тока, что позволяет нагревать образцы со скоростью до 10 000 °C/с, а также позволяет поддерживать постоянную температуру с точностью 1 °C. Благодаря высокой теплопроводности медных захватов, в которых закрепляется образец, в комплексе Gleeble 3500 возможно достигать высоких скоростей охлаждения.

В связи с вышесказанным целью настоящей работы являлось исследование возможности получения УМЗ состояния в стали 20 высокоскоростным деформированием (ВСД), которое выполняли на комплексе Gleeble 3500 с использованием модуля «сжатие – растяжение».

Образцы diam. 10 и длиной 100 мм деформировали на сжатие при температурах 800, 900, 1000 и 1200 °C со скоростью деформирования 1000 мм/с и в последующем охлаждали со скоростью 34 °C/с. Степень деформации при различных температурах была одинаковой, ее задавали сжатием образца на 25 мм, которое осуществляли перемещением траверсы на соответствующее расстояние. Для выявления качественных и количественных характеристик микроструктуры использовали оптический микроскоп Meiji Techno с системой компьютерного анализа изображений Thixomet PRO [19], а также растровую электронную микроскопию (РЭМ) (сканирующий электронный микроскоп JSM 6490 LV).

В исходном состоянии объемная доля основной структурной составляющей стали 20 (феррита) составляла 76 %, перлита – 24 % (рис. 1, а), размер зерен находился в пределах 10 – 30 мкм, среднее межпластинчатое расстояние в перлите составляло 0,32 мкм (рис. 1, б).

Микроструктура после ВСД при различных температурах приведена на рис. 2. Микроструктура характеризуется наличием параллельных или взаимно перпендикулярных деформационных полос, расположенных с шагом 300 – 1000 нм, которые образуются в наиболее благоприятно ориентированных зернах и подобны полосовым структурам, возникающим при традиционных способах деформации со степенями $\varepsilon \leq 3 \div 4$. Одновременно прослеживается разбиение деформационных полос и исходных «чистых» зерен феррита (в которых отсутствовали деформационные полосы) на более мелкие по размерам области (фрагменты), которые имеют вид зерен равноосной формы с тонкими прямолинейными границами и равновесны-

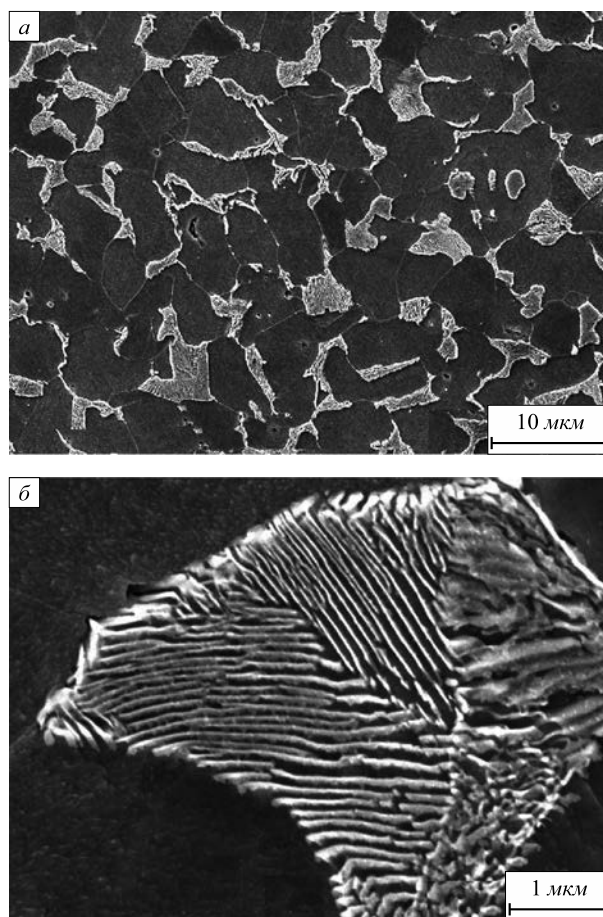


Рис. 1. Микроструктура стали 20 в исходном состоянии

Fig. 1. Microstructure of steel 20 in an initial state

ми углами в тройных стыках. Это свидетельствует о формировании большеугловых границ, измельчении ферритных зерен до 300 – 400 нм (фрагментировании) и образовании УМЗ структуры.

Наименьший размер зерен и большее относительное количество фрагментированного феррита наблюдали в образце, деформированном при температуре 800 °C (рис. 2, а). При этой температуре деформация стали 20 происходила в межкритическом интервале $A_{c1} - A_{c3}$, т.е. в двухфазной области аустенит + феррит, когда одновременно деформировались и аустенитные, и ферритные зерна. При этом происходила частичная динамическая рекристаллизация, в результате чего фрагменты феррита приобрели практически равноосную форму.

Образование рекристаллизованных зерен обусловлено повышением температуры в местах локализации деформации и является механизмом релаксации напряжений. Рекристаллизованные зерна группируются в деформационных полосах и в цепочках, располагающихся между полосами (рис. 2, б). Однако процесс рекристаллизации, очевидно, полностью завершиться не успевает, значительного роста рекристаллизованных зерен не происходит, и поэтому зерна диспергированного феррита остаются ультрамелкими – размером в среднем около 400 нм. Нерекристаллизованные участ-

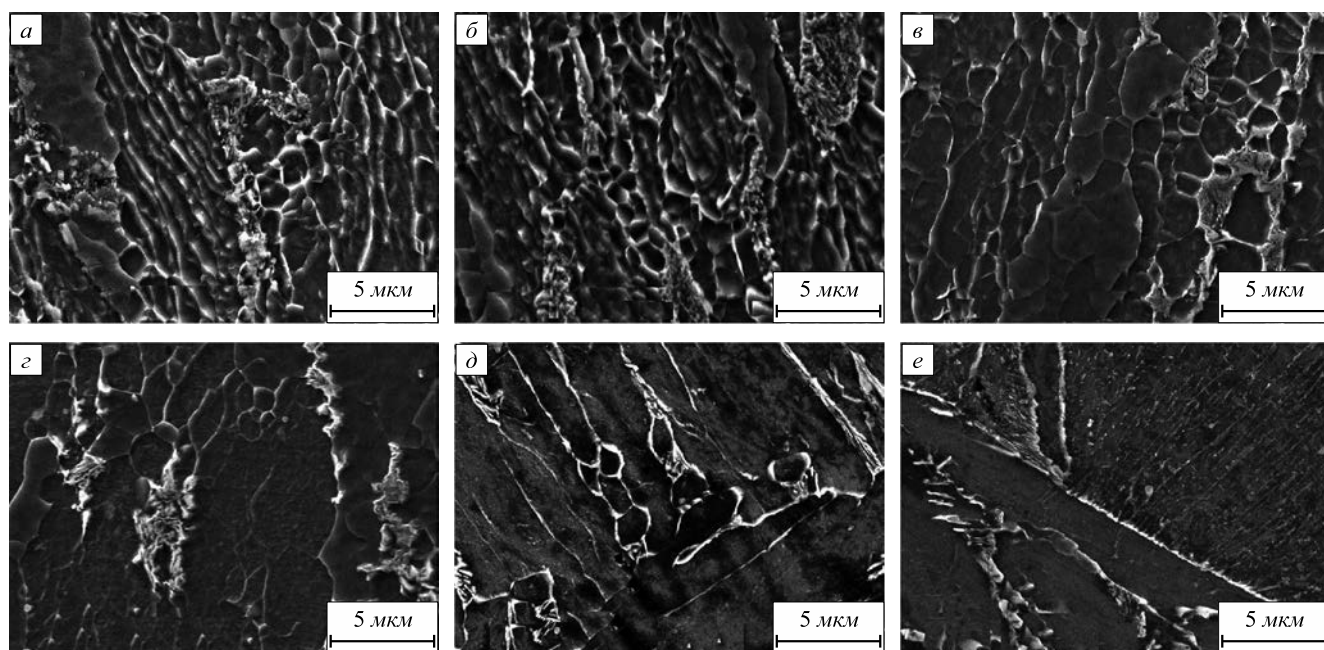


Рис. 2. Микроструктура стали 20 после высокоскоростной деформации при температуре 800 °C (а, б), 900 °C (в), 1000 °C (г) и 1200 °C (д, е)

Fig. 2. Microstructure of steel 20 after high-velocity deformation at the temperature of 800 °C (a, б), 900 °C (в), 1000 °C (г) and 1200 °C (д, е)

ки, видимо, представляют собой удлиненные зерна, состоящие из субзерен, образовавшихся, видимо, в результате динамической полигонизации.

Структура, полученная высокоскоростной деформацией при температуре 800 °C, оказалась во многом аналогична структуре, которую наблюдали в стали 20 после РКУП при температуре 400 °C (в микроструктуре также формировались деформационные полосы и ультрамелкие зерна размером 300 – 500 нм [20, 21]), а также при динамическом канально-угловом прессовании титана при повышенных температурах [11].

Деформация при температуре выше температуры A_{c3} (900, 1000 и 1200 °C) протекала в однофазной аустенитной области и также обеспечивала деформационное измельчение структуры. При этом структура после ВСД при 900 и 1000 °C оказалась во многом аналогична структуре после деформации при 800 °C и отличалась только большей величиной зерна (рис. 2, в, г). При охлаждении, которое осуществляли немедленно после деформации, выделяющийся феррит, видимо, наследовал особенности дислокационной структуры деформированного аустенита и претерпевал рекристаллизацию. Вследствие более высокой температуры деформации динамическая рекристаллизация протекала более полно, а также происходил рост рекристаллизованных зерен, что привело к увеличению размера зерна до 750 – 2500 нм. Перлитные участки в такой структуре также диспергированы.

После деформации при 1200 °C основным структурным элементом, формирующимся в результате деформации, являются деформационные полосы шириной 1 – 5 мкм (рис. 2, д). При этом в структуре

очень редко обнаруживаются ультрамелкие зерна феррита, что говорит о практически полном протекании динамической рекристаллизации. После ВСД при температуре 1200 °C, кроме того, изменяется морфология структурных составляющих: феррит имеет игольчатое строение, а вместо пластинчатой феррито-карбидной смеси часто наблюдается структура низкоуглеродистого бейнита (рис. 2, е).

Цементитная фаза при температурных режимах деформирования в области фрагментации аустенита частично претерпевает сфероидизацию.

Изменения микротвердости стали 20, полученной при высокоскоростной деформации при повышенной температуре и при РКУП, показаны на рис. 3.

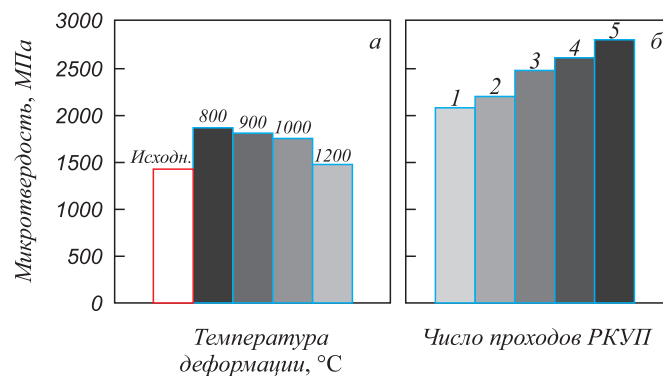


Рис. 3. Сопоставление микротвердости стали 20 после высокоскоростной деформации при различных температурах (а) и после РКУП при 400 °C (б)

Fig. 3. Comparison of microhardness of steel 20 after high-velocity deformation at different temperatures (a) and after ECAP at 400 °C (b)

Заметное уменьшение твердости наблюдается только после деформации при температуре 1200 °С, а по сравнению с РКУП твердость после ВСД понижена. Однако после ВСД при температурах 800 – 1000 °С твердость по сравнению с твердостью в исходном состоянии возросла примерно на 20 %, что обусловлено измельчением зерна и фрагментацией феррита.

Выводы. Результаты исследования, полученные с использованием комплекса Gleeble 3500, показали принципиальную возможность обеспечить деформационное измельчение структуры стали 20 при высокоскоростной деформации при температурах 800 – 1000 °С до размера зерен около 400 нм подобно тому, как это достигается при больших пластических деформациях без нагрева металла или с небольшим нагревом, не превышающим температуру рекристаллизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Song R., Speer J.G., Matlock D.K., Ponge D., Raabe D. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 441. № 1-2. P. 1 – 17.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
3. Zrník J., Dobatkin S.V., Kovarik T., Dzugan J. Ultrafine grain structure development in steels with different carbon content subjected to severe plastic deformation. – *The Minerals, Metals and Materials Society – 3-rd International Conference on Processing Materials for Properties 2008, PMP III*. – Bangkok, 2009. P. 850 – 855.
4. Колмогоров Г.Л. Технологические особенности получения наноструктурных материалов методом интенсивной пластической деформации кручением // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2008. № 9. С. 18 – 20.
5. He T., Xiong Y., Ren F., Guo Z., Volinsky A.A. Microstructure of ultra-fine-grained high carbon steel prepared by equal channel angular pressing // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 535. P. 306 – 310.
6. Ситдинов О.Ш. Эволюция микроструктуры высокопрочного алюминиевого сплава в процессе высокотемпературной всестороннейковки с большой степенью деформации // *Деформация и разрушение материалов*. 2011. № 1. С. 15 – 26.
7. Чукин М.В., Емалеева Д.Г. Влияние термической обработки на эволюцию структуры и свойств стальной проволоки в процессе РКУ протяжки // *Вестник Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова*. 2008. № 2. С. 70, 71.
8. Бейгельзимер Я.Е., Сынов С.Г., Орлов Д.В. Винтовая экструзия // *Обработка металлов давлением*. 2006. № 4. С. 17 – 22.
9. Валиев Р.З., Рааб Г.И., Боткин А.В., Дубинина С.В. Получение ультрамелкозернистых металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации: новые подходы в разработке технологий // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2012. № 8. С. 44 – 47.
10. Chukin M.V., Korchunov A.G., Polyakova M.A., Emaleeva D.G. Forming ultrafine-grain structure in steel wire by continuous deformation // *Steel in Translation*. 2010. Vol. 40. № 6. P. 595 – 597.
11. Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Хомская И.В., Шорохов Е.В., Насонов П.А. Повышение механических свойств титана методом динамического канально-углового прессования // *Вопросы материаловедения*. 2012. № 1 (69). С. 29 – 37.
12. Дун Юечэн, Ситдинов В.Д., Александров И.В., Ванг Д.Т. Влияние высокоскоростной деформации на микроструктуру и кристаллографическую текстуру меди в различных структурных состояниях // *Письма о материалах*. 2013. Т. 3. № 2 (10). С. 169 – 172.
13. Бондарь М.П., Псахье С.Г., Дмитриев А.И., Никонов А.Ю. Об условиях локализации деформации и фрагментации микроструктуры при высокоскоростном нагружении // *Физическая мезомеханика*. 2013. Т. 16. № 2. С. 5 – 13.
14. Петрова А.Н., Бродова И.Г., Ширинкина И.Г. и др. Особенности ультрамелкозернистого и нанокристаллического состояний в сплаве АМЦ, полученных при интенсивных воздействиях // *Письма о материалах*. 2013. Т. 3. № 2 (10). С. 126 – 129.
15. Meyers M.A. *Dynamic Behavior of Materials*. John Wiley & Sons. – New York, 1994. P. 393.
16. Bhattacharyya A., Rittel D., Ravichandran G. Effect of strain rate on deformation texture in OFHC copper // *Scripta Mater*. 2005. Vol. 52. P. 657 – 661.
17. 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.
18. Чукин Д.М., Ишимов А.С., Жеребцов М.С. Использование комплекса Gleeble 3500 для анализа фазовых превращений в стали эвтектоидного состава, микролегированной бором. – В кн.: *Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр.* / Под ред. М.В. Чукина. – Магнитогорск: изд. Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. Вып. 38. С. 53 – 57.
19. Koptseva N.V., Chukin M.V., Nikitenko O.A. Use of the Thixomet PRO software for quantitative analysis of the ultrafine-grain structure of low-and medium-carbon steels subjected to equal channel angular pressing // *Metal Science and Heat Treatment*. 2012. Vol. 54. № 7-8. С. 387 – 392.
20. Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Барышников М.П., Никитенко О.А. Формирование структуры и механических свойств углеродистой конструкционной стали в процессе наноструктурирования методом равноканального углового прессования // *Деформация и разрушение материалов*. 2011. № 7. С. 11 – 17.
21. Копцева Н.В. Деформационное измельчение структуры углеродистых конструкционных сталей методом равноканального углового прессования для повышения прочности продукции метизного производства // *Сталь*. 2012. № 8. С. 50 – 56.

Поступила 9 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 123–127.

ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE FORMATION IN CARBON STEEL BY HIGH-SPEED COMPRESSION DEFORMATION AT INCREASED TEMPERATURES

N.V. Koptseva, Yu.Yu. Efimova, O.A. Nikitenko, M.P. Baryshnikov, M.S. Zharebtsov

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

Abstract. The velocity increase of plastic deformation leads to significant changes in the microstructure of metallic materials. The structure and properties of the metal define such factors as pressure value (or impulse), deformation velocity (or the duration of the process) and temperature. The work is devoted to the research of the influ-

ence of high-velocity deformation on the microstructure of materials. Using research complex Gleeble 3500 high-speed deformation of steel grade 20 at temperatures of 800, 900, 1000 and 1200 °C was carried out. The microstructure was studied and the microhardness of samples was determined. The principal possibility to provide strain refinement of low-carbon steel structure up to a grain size of about 400 nanometers during high-speed deformation at temperatures of 800–1000 °C is shown, just as it is achieved at a severe plastic deformation without heating or with a slight heating which doesn't exceed the recrystallization temperature.

Keywords: low-carbon steel, high-speed deformation, high temperature, ultrafine-grained structure, microhardness.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-123-127

REFERENCES

1. Song R., Speer J.G., Matlock D.K., Ponge D., Raabe D. Overview of pro-processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2006, vol. 441, no. 1–2, pp. 1–17.
2. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Ob"emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy* [Volumetric nanostructural metallic material]. Moscow: IKTs "Akademkniga", 2007. 398 p. (In Russ.).
3. Zrník J., Dobatkin S.V., Kovarik T., Dzugan J. Ultrafine grain structure development in steels with different carbon content subjected to severe plastic deformation. *The Minerals, Metals and Materials Society – 3-rd International Conference on Processing Materials for Properties 2008, PMP III*. Bangkok, 2009, pp. 850–855.
4. Kolmogorov G.L. Technological peculiarities of receiving nanostructural materials by the method of intensive plastic torsional deformation. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, no. 9, pp. 18–20. (In Russ.).
5. He T., Xiong Y., Ren F., Guo Z., Volinsky A.A. Microstructure of ultra-fine-grained high carbon steel prepared by equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*. 2012, vol. 535, pp. 306–310.
6. Sitdikov O.Sh. Microstructure evolution of extrahigh tensile aluminum alloy in the process of high-temperature all-round forging with a great deformation degree. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2011, no. 1, pp. 15–26. (In Russ.).
7. Chukin M.V., Emaleeva D.G. Heat treatment influence on the evolution of structure and properties of steel wire in the process of equal channel angular broaching. *Vestnik Magnitogorskogo gos. tekhn. un-ta im. G.I. Nosova*. 2008, no. 2, pp. 70–71. (In Russ.).
8. Beigel'zimer Ya.E., Synkov S.G., Orlov D.V. Screw extrusion. *Obrabotka metallov davleniem*. 2006, no. 4, pp. 17–22. (In Russ.).
9. Valiev R.Z., Raab G.I., Botkin A.V., Dubinina S.V. Obtaining of ultra-fine-grained metals and alloys using the intensive plastic deformation: new approaches to the technology development. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 8, pp. 44–47. (In Russ.).
10. Chukin M.V., Korchunov A.G., Polyakova M.A., Emaleeva D.G. Forming ultrafine-grain structure in steel wire by continuous deformation. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 6, pp. 595–597.
11. Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Kheifets A.E., Khomskaya I.V., Shorokhov E.V., Nasonov P.A. Increase of titanium mechanical properties by the method of dynamic channel angular pressing. *Voprosy materialovedeniya*. 2012, no. 1 (69), pp. 29–37. (In Russ.).
12. Dun Yuechen, Sitdikov V.D., Aleksandrov I.V., Vang D.T. Influence of high-velocity deformation on copper microstructure and crystallographic texture in different structural states. *Pis'ma o materialakh*. 2013, vol. 3, no. 2 (10), pp. 169–172. (In Russ.).
13. Bondar' M.P., Psakh'e S.G., Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. On the conditions of strain localization and microstructure fragmentation under high-rate loading. *Physical Mesomechanics*. 2013, vol. 16, no. 3, pp. 191–199.
14. Petrova A.N., Brodova I.G., Shirinkina I.G., Nasonov P.A., Shorokhov E.V. Peculiarities of ultrafine-grained and nanocrystal states in the AlMn alloy obtained at intensive impacts. *Pis'ma o materialakh*. 2013, vol. 3, no. 2 (10), pp. 126–129. (In Russ.).
15. Meyers M.A. *Dynamic Behavior of Materials*. John Wiley & Sons. New York, 1994, pp. 393.
16. Bhattacharyya A., Rittel D., Ravichandran G. Effect of strain rate on deformation texture in OFHC copper. *Scripta Mater*. 2005, vol. 52, pp. 657–661.
17. Rudskoi A.I., Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Ringinen D.A., Nemtinov A.A., Kuznetsov V.V. Research of the structure and properties of TRIP-steels on the complex GLEEBLE-3800. *Chernye metall*. 2010, no. 2, pp. 8–14. (In Russ.).
18. Chukin D.M., Ishimov A.S., Zhrebtsov M.S. The use of the complex Gleeble 3500 for the analysis of phase transformation in steel of the eutectoid composition, microalloyed by boron. In: *Obrabotka sploshnykh i sloistykh materialov: mezhvuz. sb. nauch. tr.* [Treatment of solid and layered materials: interuniversity scientific collected papers]. Chukin M.V. ed. Magnitogorsk: izd. Magnitogorsk. gos. tekhn. un-ta im. G.I. Nosova, 2012. Issue 38, pp. 53–57. (In Russ.).
19. Koptseva N.V., Chukin M.V., Nikitenko O.A. Use of the Thixomet PRO software for quantitative analysis of the ultrafine-grain structure of low-and medium-carbon steels subjected to equal channel angular pressing. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012, vol. 54, no. 7–8, pp. 387–392.
20. Koptseva N.V., Efimova Yu.Yu., Baryshnikov M.P., Nikitenko O.A. Formation of the structure and mechanical properties of carbon structural steel in the process of nanostructuring by the method of equal channel angular pressing. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2011, no. 7, pp. 11–17. (In Russ.).
21. Koptseva N.V. Deformation grinding of the structure of carbon structural steel by the method of equal channel angular pressing to increase hardware production durability. *Stal'*. 2012, no. 8, pp. 50–56. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in the frameworks of realization of the complex project to create high-technological production with the participation of higher educational institution (contract 02.G25.31.0040), as well as the program of the strategic development of the University on 2012 – 2016 (competitive support of the Ministry of Education of RF of the strategic development programs of the of State Educational Institutions of Higher Professional Education).

Information about the authors:

N.V. Koptseva, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Foundry and Materials Science" (kopceva1948@mail.ru)

Yu.Yu. Efimova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Engineering and Metallurgical Technology" (jefimova78@mail.ru)

O.A. Nikitenko, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Engineering and Metallurgical Technology"

M.P. Baryshnikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Engineering and Metallurgical Technology"

M.S. Zhrebtsov, Postgraduate

Received January 9, 2014

УДК 533.9

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТРУКТУРУ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ НАСЫЩЕНИИ*

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

Иванов Ю.Ф.^{4, 3}, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник (yuf@mail2000.ru)

Косинов Д.А.⁵, аспирант кафедры физики В.М. Финкеля

Коновалов С.В.⁵, д.т.н., доцент кафедры физики им. В.М. Финкеля (konov@physics.sibsiu.ru)

Громов В.Е.⁵, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

(634055, Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/4)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

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

³ Томский государственный архитектурно-строительный университет

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

⁴ Институт сильноточной электроники СО РАН

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

⁵ Сибирский государственный индустриальный университет

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

Аннотация. Исследованы особенности макроскопической локализации пластической деформации и структуры поликристаллов листовой низкоуглеродистой стали 08пс после горячей прокатки и в результате электролитического насыщения водородом в термостатической трех-электродной ячейке при постоянном потенциале. Методом двухэкспозиционной спекл-фотографии на разных стадиях деформационного упрочнения определены основные типы и параметры макроскопической локализации пластического течения: скорость перемещения и длина волны. С использованием методов оптической и электронной микроскопии показано влияние атомов внедрения водорода на изменение дефектной субструктуры и морфологию цементита. Рассмотрено формирование дислокационных субструктур, выявлен изгиб-кручение кристаллической решетки α -фазы, о чем свидетельствует присутствие изгибных экстинкционных контуров. Показано, что основными источниками полей напряжений являются границы зерен и фрагментов.

Ключевые слова: структура, пластичность, спекл-фотография, локализация деформации, длина волны, водород, дислокационная субструктура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-128-133

Повышение надежности и увеличение сроков эксплуатации стальных изделий находятся в зависимости от содержания вредных примесей. Одной из таких примесей является водород, который попадает в металл не только на всех этапах технологии изготовления, но и в процессе эксплуатации изделий, значительно снижая их технологические и служебные свойства [1 – 3]. Равновесное содержание водорода в α -железе мало, но может быть увеличено при электролитическом насыщении [4, 5]. Трудности объяснения водородных эффектов связаны с сочетанием его высокой диффузионной подвижности и возможности его транспортировки движущимися дислокациями на большие расстояния, значительно превышающие длину путей решеточной диффузии [6].

Различные микроскопические модели [1, 2], базирующиеся на теории дислокаций, объясняют водород-

ные эффекты. Однако такие подходы представляются недостаточными, поскольку не учитывают того обстоятельства, что пластическая деформация твердых тел развивается локализованно на протяжении всего процесса течения [7]. Особенно интенсивно этот процесс проявляется на макромасштабном уровне, когда формирующиеся локализационные паттерны оказываются однозначно связанными с законами деформационного упрочнения $\theta(\epsilon)$, действующими на соответствующей стадии процесса. В этом случае паттерны принимают форму автоволн разных типов (автоволны переключения, фазовые автоволны и т.д.) [7].

В связи с этим в настоящем исследовании предпринята попытка выяснить влияние наводороживания на макроскопическую локализацию и структуру низкоуглеродистой стали.

Комплексные исследования характера неоднородности пластической деформации выполнены на образцах стали 08пс после горячей прокатки (состояние 1) и на образцах стали 08пс после горячей прокатки и лабо-

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2013 – 2020 гг. и Программы «Научный фонд им. Д.И. Менделеева Томского государственного университета» в 2014 – 2015 гг.

раторного электролитического насыщения водородом (состояние 2). Средний размер зерен в исходном состоянии в поперечном сечении образцов составил примерно 14 ± 6 мкм, а в продольном – 12 ± 5 мкм. Образцы с размерами рабочей части $50 \times 10 \times 2$ мм растягивали на испытательной машине «Instron-1185» при температуре 300 К со скоростью 0,1 мм/мин. Для исследований картин макролокализации пластического течения использовали технику двухэкспозиционной спекл-фотографии [7]. Образцы наводороживали при температуре 323 К в течение 24 ч (аналогично работам [4, 5]) в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом катодном потенциале -600 мВ относительно хлорсеребряного электрода сравнения в

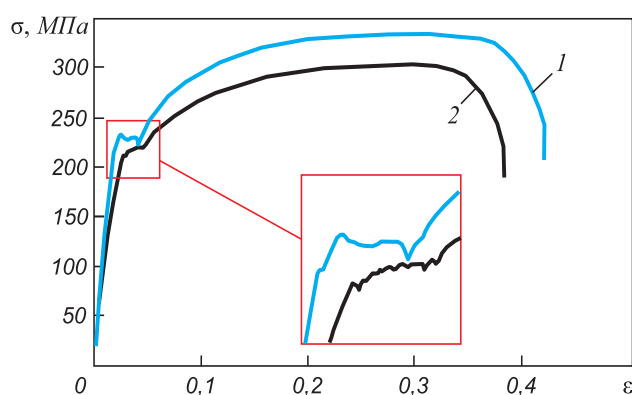


Рис. 1. Кривые нагружения стали 08пс при 300 К:
1 – образцы в исходном состоянии; 2 – образцы, наводороженные в трехэлектродной ячейке при постоянном потенциале в течение 24 ч (на вставке выделена площадка текучести для исходного и наводороженного образцов)

Fig. 1. Curves of 08ps steel loading at 300 K:
1 – samples in an initial state; 2 – samples, hydrotreated in a three-electrode cell at constant potential during 24 hours (on the insert the fluidity area for initial and hydrotreated samples is marked)

1-нормальном растворе серной кислоты с добавлением 20 мг/л тиомочевины. Вольт-амперные кривые фиксировали с помощью потенциостата IPC-Compact. До механических испытаний наводороженные образцы хранили в жидком азоте. Абсолютную концентрацию водорода в образцах определяли методом плавления в инертной атмосфере на анализаторе RHEN 602. Для послойного анализа распределения водорода по толщине образцов использовали метод атомно-эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда (Profiler-2). Исследования микроструктуры проводили с использованием оптической микроскопии (Neophot-21). Исследования фазового состава и дефектной субструктуры образцов осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии (ЭМ-125).

По сравнению с исходным состоянием 1 (после горячей прокатки) в состоянии 2 (после электролитического насыщения водородом в течение 24 ч) на кривых пластического течения (рис. 1) вырождается площадка текучести, наблюдается снижение предела текучести и временного сопротивления примерно на 25 МПа, относительного удлинения после разрыва – на 5 %.

Использование техники спекл-фотографии позволило установить, что на площадке текучести характер развития картин локализации пластического течения в двух состояниях существенно различается. Данные о скоростях движения одиночных фронтов локализованной деформации, соответствующих полосам Чернова-Людерса, приведены в табл. 1.

На стадии линейного деформационного упрочнения в образцах формируется фазовая автоволна локализованной пластичности (v_{aw} – скорость распространения волны; λ – пространственный период – длина автоволны). На рис. 2 приведены распределения локальных удлинений (компонента ϵ_{xx} тензора ϵ_{ij}) по осям образцов. В состоянии 1 $\lambda = 8$ мм, $v_{aw} \approx 5,3 \cdot 10^{-5}$ м/с; в состоянии 2

Т а б л и ц а 1

Основные данные о локализации деформации при растяжении листовой стали 08пс

Table 1. Basic data on the localization of deformation at tensile of 08ps sheet steel

Состояние	Стадии деформационного упрочнения	Картинки локализации деформации
1	Площадка текучести	Встречное движение одиночных зон локализации деформации (v_{aw} : $8,5 \cdot 10^{-5}$ м/с; $3,8 \cdot 10^{-5}$ м/с; $6,8 \cdot 10^{-5}$ м/с; $8,5 \cdot 10^{-5}$ м/с)
	Линейная стадия	Бегущая автоволна локализации деформации ($v_{aw} \approx 5,3 \cdot 10^{-5}$ м/с; $\lambda \approx 8$ мм)
	Параболическая стадия	Стационарная система зон локализации деформации ($\lambda \approx 7,5$ мм)
2	Площадка текучести	Встречное движение одиночных зон локализации деформации (v_{aw} : $1,3 \cdot 10^{-4}$ м/с и $5,5 \cdot 10^{-5}$ м/с)
	Линейная стадия	Бегущая автоволна локализации деформации ($v_{aw} \approx 6,3 \cdot 10^{-5}$ м/с; $\lambda \approx 6$ мм)
	Параболическая стадия	Стационарная система зон локализации деформации ($\lambda \approx 6$ мм)

П р и м е ч а н и е. Для двух состояний стали 08пс стадии предразрушения соответствует схождение очагов локализованного пластического течения в месте образования шейки.

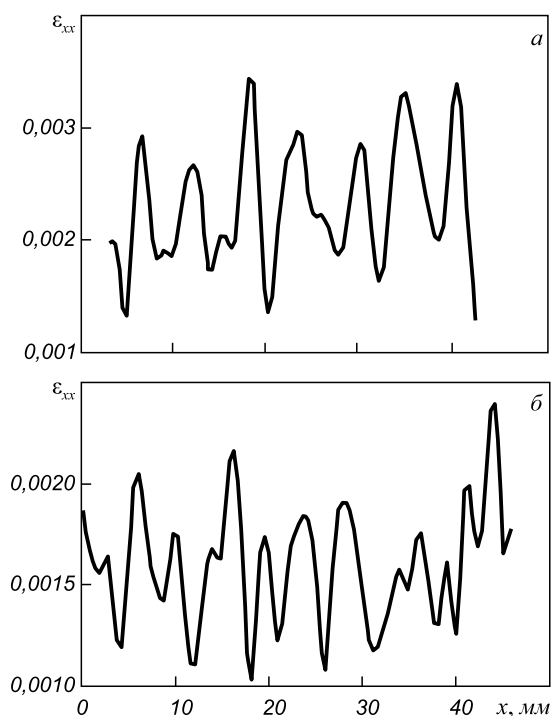


Рис. 2. Картины локализации пластической деформации образцов стали 08пс на стадии линейного деформационного упрочнения в виде распределений локальных удлинений: *а* – образцы в исходном состоянии, $\varepsilon = 6,5\%$; *б* – образцы, наводороженные в трехэлектродной ячейке при постоянном потенциале в течение 24 ч, $\varepsilon = 7,5\%$

Fig. 2. Pattern of plastic deformation localization of 08ps steel samples at the stage of linear strain hardening in the form of distribution of local elongations:

a – samples in an initial state, $\varepsilon = 6,5\%$; *b* – samples, hydrotreated in a three-electrode cell at constant potential during 24 hours, $\varepsilon = 7,5\%$

$\lambda = 6$ мм, $v_{aw} \approx 6,3 \cdot 10^{-5}$ м/с. Структура очагов локализации в состоянии 2 (в отличие от состояния 1) оказывается сложной, при этом выявляются высокоамплитудные максимумы локальных деформаций, разделенные совокупностью низкоамплитудных максимумов.

На стадии параболического деформационного упрочнения сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации становится стационарной. Пространственный период автоволн локализации деформации составляет 7,5 и 6,0 мм для состояний 1 и 2 соответственно.

На стадии предразрушения система стационарных очагов локализованной деформации, характерная для стадии параболического упрочнения, сменяется одним, постепенно растущим стационарным максимумом, характеризующимся большой амплитудой компоненты локального удлинения ε_{xx} тензора пластической дилатации. Этот максимум указывает на место будущего вязкого разрушения образцов стали 08пс в состояниях 1 и 2, и с момента его появления практически вся деформация локализуется в этой узкой зоне образца.

Установлено, что водород усиливает локализацию деформации и изменяет количественные параметры

картин локализации пластической деформации (длину и скорость автоволн локализации пластической деформации). В табл. 1 приведены обобщающие данные о скоростях распространения и длинах автоволн локализации пластического течения, полученные для исследованных состояний стали 08пс.

Исследование фазового состава и дислокационной субструктуры образцов стали 08пс проводили с использованием методов дифракционной электронной микроскопии [8]. Анализ фрагментированной структуры, формирующейся в стали 08пс в состоянии 1, показал, что относительная площадь зерен, занятая неравноосными и квазиравноосными фрагментами, составляет 0,7 и 0,1 соответственно (0,2 – зерна, не содержащие фрагментов). Средние поперечные размеры фрагментов квазиравноосной формы – примерно 1,6 мкм, неравноосной формы – 0,6 мкм. В объеме фрагментов, а также в объеме зерен, не содержащих малоугловых границ, присутствует дислокационная субструктура сетчатого типа (0,6 объема зерна) и хаотически распределенные дислокации (0,4 объема зерна). Скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle$, усредненная по всем типам субструктуры, составляет $2,4 \cdot 10^{10}$ см⁻². На электронно-микроскопических изображениях структуры стали присутствуют изгибные экстинкционные контуры с плотностью $1,3 \cdot 10^5$ мм⁻² и средним поперечным размером 90 нм. Наличие таких контуров указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки α -железа в состоянии 1 (то есть на поля внутренних напряжений, формирующиеся в стали при ее термомеханической обработке). Основными источниками этих полей являются границы зерен и фрагментов.

Электролитическое наводороживание образцов в течение 24 ч не приводит к существенному изменению структуры стали. Электронно-микроскопическими методами исследования образцов в состоянии 2 в объеме зерен выявляется фрагментированная субструктура; в объеме фрагментов присутствует дислокационная сетчатая субструктура или хаотически распределенные дислокации; границы зерен и фрагментов являются источниками кривизны-кручения кристаллической решетки стали, о чем свидетельствуют изгибные экстинкционные контуры. Различия в структуре стали в состоянии после горячей прокатки и в структуре стали, подвергнутой после горячей прокатки лабораторному электролитическому наводороживанию, выявляются при количественном анализе структуры (табл. 2). Электролитическое наводороживание приводит к незначительному увеличению средних размеров фрагментов и существенному расширению спектра размеров фрагментов. Одновременно с этим наводороживание стали сопровождается формированием в стыках границ зерен областей с квазиравноосной фрагментированной субструктурой. Размеры фрагментов в таких областях изменяются в пределах 100 – 550 нм. Присутствие большого числа

Количественные характеристики субструктуры стали 08пс

Table 2. Quantitative characteristics of 08ps steel substructure

Состояние	Размеры фрагментов, мкм		$\langle \rho \rangle \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	Характеристики контуров		$\Delta\alpha, \text{град.}$
	H	L		$h, \text{нм}$	$\eta \cdot 10^{-5}, \text{мм}^{-2}$	
1	$0,60 \pm 0,31$	$> 2,5$	2,4	188,6	1,3	2,8
2	$0,37 \pm 0,16$	$0,85 \pm 0,37$	2,8	172,5	2,2	4,3

наноразмерных фрагментов отражается и на строении микроэлектронограмм, рефлексy которых проявляют тенденцию к формированию дифракционных колец. Следует отметить, что в структуре стали перед наводороживанием подобные области не обнаруживались. Формирование областей с наноразмерными фрагментами вызвано процессами релаксации внутренних полей напряжений, формирующихся в стыках границ зерен наводороженной стали. Наблюдается незначительное снижение скалярной плотности дислокаций стали при электролитическом наводороживании. Выявлено незначительное (в 1,14 раза) уменьшение средних поперечных размеров изгибных экстинкционных контуров, что соответствует пропорциональному увеличению амплитуды внутренних полей напряжений. Данный эффект, очевидно, обусловлен процессами, имеющими место при внедрении водорода в кристаллическую решетку стали. Обнаружено незначительное (в 1,2 раза) увеличение азимутальной составляющей угла полной разориентации дефектной субструктуры стали. Этот эффект может быть обусловлен влиянием на дефектную субструктуру стали водорода, расположенного на субграницах фрагментов. Наводоро-

живание стали оказывает существенное влияние на состояние карбидной фазы исследуемого материала. Пластины цементита теряют огранку, в объеме пластин выявляется крапчатый контраст (рис. 3). Подобные изменения морфологии и структуры пластин могут свидетельствовать о распаде цементита в процессе его взаимодействия с атомами водорода, а именно, об «уходе» атомов углерода из кристаллической решетки цементита. Предпочтительными местами локализации атомов углерода могут быть границы и стыки границ зерен.

После электролитического насыщения образцов водородом основное его количество сосредоточено в поверхностном слое, в котором одновременно действуют два механизма влияния водорода на структуру и свойства стали. С одной стороны, происходят изменения, связанные с наклепом и образованием микропор (флокенов при достаточных концентрациях), с другой – изменения, обусловленные разложением цементита с образованием углеводородов (метана CH_4 или метана CH_4 при больших концентрациях водорода) [9, 10]. При разложении цементита под действием растворенного атомарного водорода образуется непре-

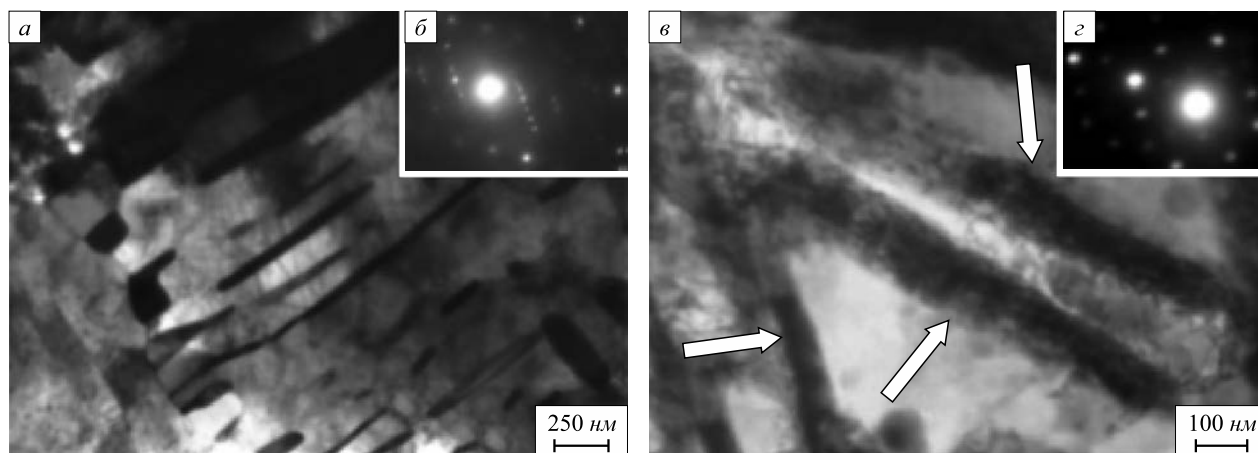


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 08пс в исходном состоянии (а, б) и предварительно наводороженные (в, г) (на поз. в стрелками указаны пластины цементита):

а, в – светлопольные изображения; б, г – микроэлектронограммы

Fig. 3. Electron microscope image of the structure of 08ps steel in an initial state (a, b) and hydrotreated beforehand (c, d) (at the position c the pointers show cement plates):

a, c – bright-field images; b, d – microelectron-diffraction patterns

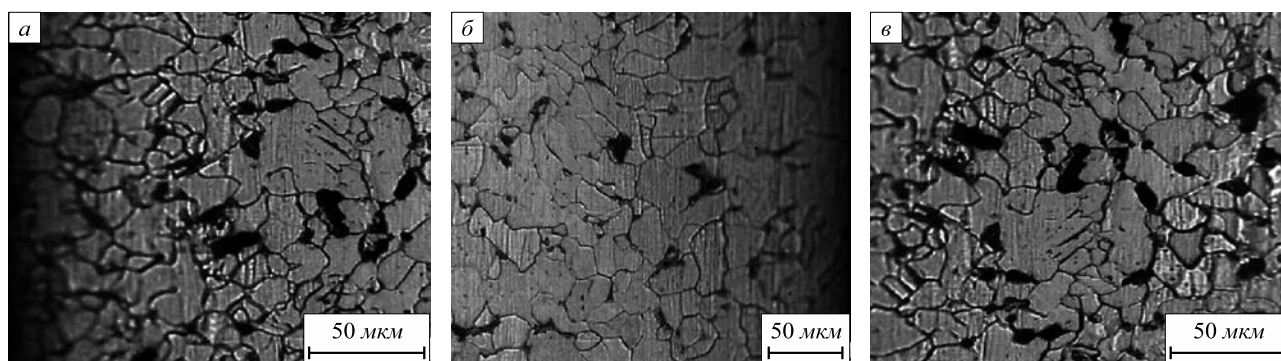


Рис. 4. Структура стали 08пс: оптическая микроскопия микрошлифа по толщине в исходном состоянии вблизи поверхности (а), в наводороженном состоянии вблизи поверхности (б) и в сердцевине (в)

Fig. 4. 08ps steel structure: optical microscopy of microsection along the thickness in an initial state nearby the surface (a), in a hydrotreated state nearby the surface (b) and in the core (c)

дельный углеводород метин, молекулы которого, имея достаточно малый размер, могут находиться в дефектах кристаллической решетки, включая субграницные дислокации. Химическая реакция в этом случае имеет вид $\text{Fe}_3\text{C} + \text{H} = \text{CH} + 3\text{Fe}$. Нагрев под обезводороживание сдвигает химическое равновесие в сторону образования цементита, поскольку в этом направлении реакция идет с уменьшением объема [10].

В настоящей работе металлографические исследования образцов проводили на оптическом микроскопе. Исследования микроструктуры стали 08пс в исходном состоянии показали, что основной ее структурной составляющей является феррит, имеется также перлит (рис. 4, а); эти составляющие характерны для низкоуглеродистых сталей после горячей прокатки. После наводороживания в сердцевине структура практически не наблюдается (рис. 4, в), в то время как вблизи поверхностного слоя перлита наблюдается меньше (рис. 4, б). Такой эффект идентифицируется как частичное обезуглероживание при наводороживании углеродистой стали [10]. Средние значения микротвердости по толщине образцов (определяли на приборе ПМТ-3) в сердцевине образцов в исходном состоянии в продольном сечении составляют 1130 ± 10 МПа, вблизи поверхности 1100 ± 15 МПа. Микротвердость в сердцевине образцов после электролитического наводороживания составляет 1330 ± 20 МПа, а вблизи поверхности 1250 ± 10 МПа. Статистическая обработка этих данных показала, что значения микротвердости в стали до и после наводороживания отличаются значимо.

Выводы. Электролитическое насыщение водородом образцов низкоуглеродистой стали 08пс приводит к изменению дефектной субструктуры, морфологии пластин цементита и сопровождается формированием в стыках границ зерен областей с наноразмерными фрагментами. На границе раздела фаз водород реагирует с цементитом с образованием углеводородных соединений [9, 10], давление которых, достигая критических

величин, может приводить к разрушению. Таким образом, при последующей деформации предварительно наводороженной стали выявленные в стыках границ зерен области с повышенным уровнем дефектности (наноразмерная фрагментированная субструктура, образование метина) будут являться в последующем местами образования микротрещин. Изменения в микроструктуре стали отражаются на деформационных кривых и картинах локализации пластической деформации. Сравнение данных для стали 08пс показало, что при растяжении в исходном и наводороженном состояниях на всем протяжении процесса пластического течения в этих материалах закономерно формируются и эволюционируют очаги локализованной пластичности. Водород усиливает локализацию и меняет количественные параметры макроскопической локализации пластической деформации: длину и скорость автоволн локализации пластической деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Birnbaum H.K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity-a mechanism for hydrogen-related fracture // Mater. Sci. & Eng. A. 1994. Vol. 176. P. 191 – 202.
2. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys // J. Mech. A. Solids. 2001. Vol. 20. P. 857 – 872.
3. Ramunni V.P., De Paiva Coelho T., de Miranda P.E.V. Interaction of hydrogen with the microstructure of low-carbon steel // Mater. Sci. Eng. A. 2006. Vol. 435-436. P. 504 – 514.
4. Yagodzinsky Yu., Tarasenko O., Smuk S., Aaltonen P. and Hänninen H. A new method for studying thermal desorption of hydrogen from metals based on internal friction technique // Physica Scripta. 2001. Vol. 94. P. 11 – 120.
5. Yagodzinsky Y., Todoshchenko O., Papula S., Hänninen H. Hydrogen solubility and diffusion in austenitic stainless steels studied with thermal desorption spectroscopy // Steel Res. Int. 2011. Vol. 82. Is. 1. P. 20 – 25.
6. Robertson I.M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics // Eng. Frac. Mech. 2001. Vol. 68. P. 671 – 692.
7. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A., Zikov I.Y. A new type of plastic deformation waves in solids // Appl. Phys. 2000. Vol. A 71. P. 91 – 94.

8. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Косинов Д.А. и др. Структура листового проката из низкоуглеродистой стали после удаления окалины // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 4. С. 51 – 55.
9. Грдина Ю.В., Крепышева Л.Б. О механизме образования флокенов // Изв. вуз. Черная металлургия. 1961. № 10. С. 94 – 103.
10. Криштал М.М., Караванова А.А., Еремичев А.А., Ясников И.С. Эффект обратимости разложения цементита при наводороживании углеродистой стали // Доклады Академии наук. 2009. Т. 425. № 6. С. 754 – 756.

Поступила 23 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 128–133.

EFFECT OF HYDROGEN ON THE LOCALIZATION OF PLASTIC DEFORMATION AND STRUCTURE OF THE ELECTROLYTICALLY SATURATED LOW-CARBON STEEL

S.A. Barannikova^{1, 2, 3}, Yu.F. Ivanov^{3, 4}, D.A. Kosinov⁵,
S.V. Konovalov⁵, V.E. Gromov⁵

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

² National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

³ Tomsk State University of Architecture and Building (TSUAB), Tomsk, Russia

⁴ Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

⁵ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The main features of plastic strain macrolocalization and structure of low-carbon steel after hot rolling and electrolytic hydrogen saturation in a thermostatted three-electrode electrochemical cell at a controlled constant cathode potential have been studied. Using the method of double-exposure speckle photography at different stages of strain hardening the main types and parameters of plastic flow macrolocalization (propagation rate and wavelength) have been identified. The effect of interstitial impurity of hydrogen on the change of the substructure and cementite morphology has been determined using methods of optical and electron microscopy. Attention has been given to the formation of dislocation substructures; bending-torsion of the α -phase lattice has been revealed, as evidenced by the presence of bend extinction contours. The main sources of stress field have been found to be grain and fragment boundaries.

Keywords: structure, plasticity, speckle photography, strain localization, wave length, hydrogen, dislocation substructure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-128-133

REFERENCES

1. Birnbaum H.K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture. *Mater. Sci. & Eng. A*. 1994, vol. 176, pp. 191–202.
2. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys. *J. Mech. A. Solids*. 2001, vol. 20, pp. 857–872.
3. Ramunni V.P., De Paiva Coelho T., de Miranda P.E.V. Interaction of hydrogen with the microstructure of low-carbon steel. *Mater. Sci. Eng. A*. 2006, vol. 435–436, pp. 504–514.

4. Yagodzinskyy Yu., Tarasenko O., Smuk S., Aaltonen P. and Hänninen H. A new method for studying thermal desorption of hydrogen from metals based on internal friction technique. *Physica Scripta*. 2001, vol. 94, pp. 11–120.
5. Yagodzinskyy Yu., Todoshchenko O., Papula S., Hänninen H. Hydrogen solubility and diffusion in austenitic stainless steels studied with thermal desorption spectroscopy. *Steel Res. Int.* 2011, vol. 82, Issue 1, pp. 20–25.
6. Robertson I.M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics. *Eng. Frac. Mech.* 2001, vol. 68, pp. 671–692.
7. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A., Zykov I.Y. A new type of plastic deformation waves in solids. *Appl. Phys.* 2000, vol. A 71, pp. 91–94.
8. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kosinov D.A., Konovalov S.V., Barannikova S.A. The structure of low carbon steel rolled sheets after mill scale removing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 4, pp. 51–55. (In Russ.).
9. Grdina Yu.V., Krepyshcheva L.B. On the formation of lemon spots. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1961, no. 10, pp. 94–103. (In Russ.).
10. Krishtal M.M., Karavanova A.A., Eremichev A.A., Yasnikov I.S. On the reversibility of cementite decomposition upon the hydrogenation of carbon steel. *Doklady Physics*. 2009, vol. 54, no. 4, pp. 193–195.

Acknowledgements. The work was performed in the frames of Program of fundamental researches of State Academy of Sciences in 2013 – 2020 and the Program “D.I. Mendeleev Science Foundation of Tomsk State University” in 2014 – 2015.

Information about the authors:

S.A. Barannikova, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Leading Researcher (bsa@ispms.tsc.ru)

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Leading Researcher (yuf@mail2000.ru)

D.A. Kosinov, Postgraduate of the Chair of Physics named after V.M. Finkel

S.V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (konovalov@physics.sibsiu.ru)

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

Received December 23, 2013

УДК 620.186.14:[669.14.018.294.2:621.77.016.2]

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ

Симачев А.С., ведущий инженер кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК»

Осколкова Т.Н., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК» (oskolкова@kuz.ru)

Темлянец М.В., д.т.н., проректор по научной работе и инновациям, профессор кафедры теплоэнергетики и экологии

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

Аннотация. Представлены результаты изучения влияния неметаллических включений на высокотемпературную пластичность рельсовой стали Э76Ф. Установлен максимум пластичности всех трех зон непрерывнолитой заготовки, критерием которого является степень деформации сдвига. Представлены результаты высокотемпературного кручения образцов, нагретых в диапазоне температур 950 – 1250 °С и выдержке 10 мин при этих температурах всех трех зон непрерывнолитой заготовки рельсовой электростали. Выявлено наличие оксидов и силикатов в корковой зоне, оксидов и оксисиликатов в зоне столбчатых кристаллов, а также сульфидов, оксидов, силикатов и алюмосиликатов в центральной зоне непрерывнолитой заготовки. Установлено, что наибольшее количество негативно влияющих на критерий пластичности включений наблюдается в центральной зоне заготовки.

Ключевые слова: неметаллические включения, силикаты, сульфиды, оксиды, непрерывнолитая заготовка, рельсовая электросталь, микроструктура, высокотемпературная пластичность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-134-137

Чистота рельсовой стали по неметаллическим включениям является одним из основных факторов, определяющих качество рельсов, их долговечность и склонность к образованию усталостных трещин. Образование контактно-усталостных дефектов, как правило, начинается от внутренних концентраторов напряжений в виде скоплений неметаллических включений [1 – 3].

Полный анализ неметаллических включений состоит из определения их химического состава, структуры и количественной оценки загрязненности металла различными включениями. Определяют такие признаки включений, как форма, цвет, прозрачность, деформируемость, взаимодействие с определенными химическими реактивами и др. Сопоставляя данное включение с эталонами и используя классификационные таблицы, его идентифицируют.

В зависимости от химического состава сталь может содержать включения различных видов (оксиды, сульфиды, нитриды), различающиеся по размерам, форме и распределению. Металлографический метод наиболее удобен и во многих случаях позволяет достаточно надежно идентифицировать включения без использования других методов [4].

Все известные механизмы разрушения металлов и сплавов предполагают развитие предшествующей пластической деформации [5, 6]. Влияние неметаллических

включений на разрушение стали определяется изменениями, которые они могут внести в известные механизмы деформации и разрушения. Механические свойства стали существенно изменяются с повышением температуры и реагируют на все структурные изменения: рекристаллизацию, полиморфное превращение, рост зерен. Неметаллические включения способствуют локализации деформации независимо от механизма ее развития путем взаимодействия с движущимися в плоскостях дислокациями, тормозя миграцию границ зерен [7, 8].

Целью настоящей работы являлось изучение влияния неметаллических включений, образующихся в процессе кристаллизации непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) рельсовой стали Э76Ф, на высокотемпературную пластичность.

Объектом изучения являлись цилиндрические образцы, вырезанные из трех зон (корковой, столбчатых кристаллов и центральной) НЛЗ рельсовой стали марки Э76Ф. Исследовали микроструктуру и оценивали виды неметаллических включений по ГОСТ 1778 – 70.

В корковой зоне НЛЗ были обнаружены оксиды точечные (балл 1) и небольшое количество нитридов алюминия (балл 1). В зоне столбчатых кристаллов также наблюдали присутствие оксидов точечных (балл 1) и незначительное количество силикатов недеформирующихся (балл 1). Центральная зона НЛЗ рельсовой стали

марки Э76Ф оказалась самой загрязненной по количеству и видам неметаллических включений: выявлены оксиды точечные (балл 2, 3, 5), сульфиды (балл 1, 2, 4), силикаты недеформирующиеся (балл 1, 4, 5), силикаты хрупкие (балл 3, 4) [9, 10].

После изучения типа неметаллических включений проводили высокотемпературное кручение образцов, нагретых в диапазоне температур 950 – 1250 °С с разным временем выдержки при этих температурах, до их разрушения. За предельную степень деформации металла до разрушения (критерий пластичности) принимали степень деформации сдвига. Проведенные исследования показали, что максимальная пластичность наблюдается при температуре нагрева 1150 °С и выдержке 10 мин во всех трех зонах НЛЗ (рис. 1) [11].

Изучение неметаллических включений после высокотемпературной пластической деформации проводили с помощью растрового электронного микроскопа «Philips SEM-515». Необходимо отметить, что в процессах нагрева под обработку металлов давлением образуются оксиды железа различного состава (FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4). В целом следует отметить, что после проведения испытаний на высокотемпературное кручение в местах, прилежащих к неметаллическим включениям, произошел разрыв стали [12, 13].

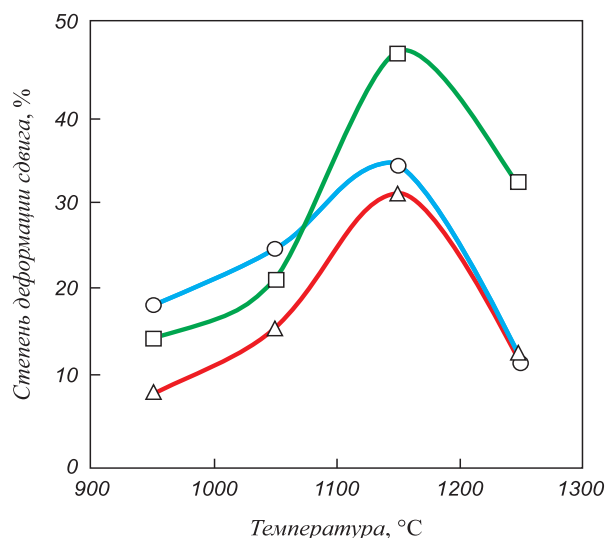


Рис. 1. Степень деформации сдвига в корковой зоне (O), в зоне столбчатых кристаллов (□) и в центральной зоне (Δ)

Fig. 1. Shear deformation degree in the skin zone (O), in the zone of columnar crystal (□) and in the central zone (Δ)

В корковой зоне располагаются оксиды состава $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (рис. 2, а). Также наблюдается незначительное количество силикатов железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ – фаялит) и

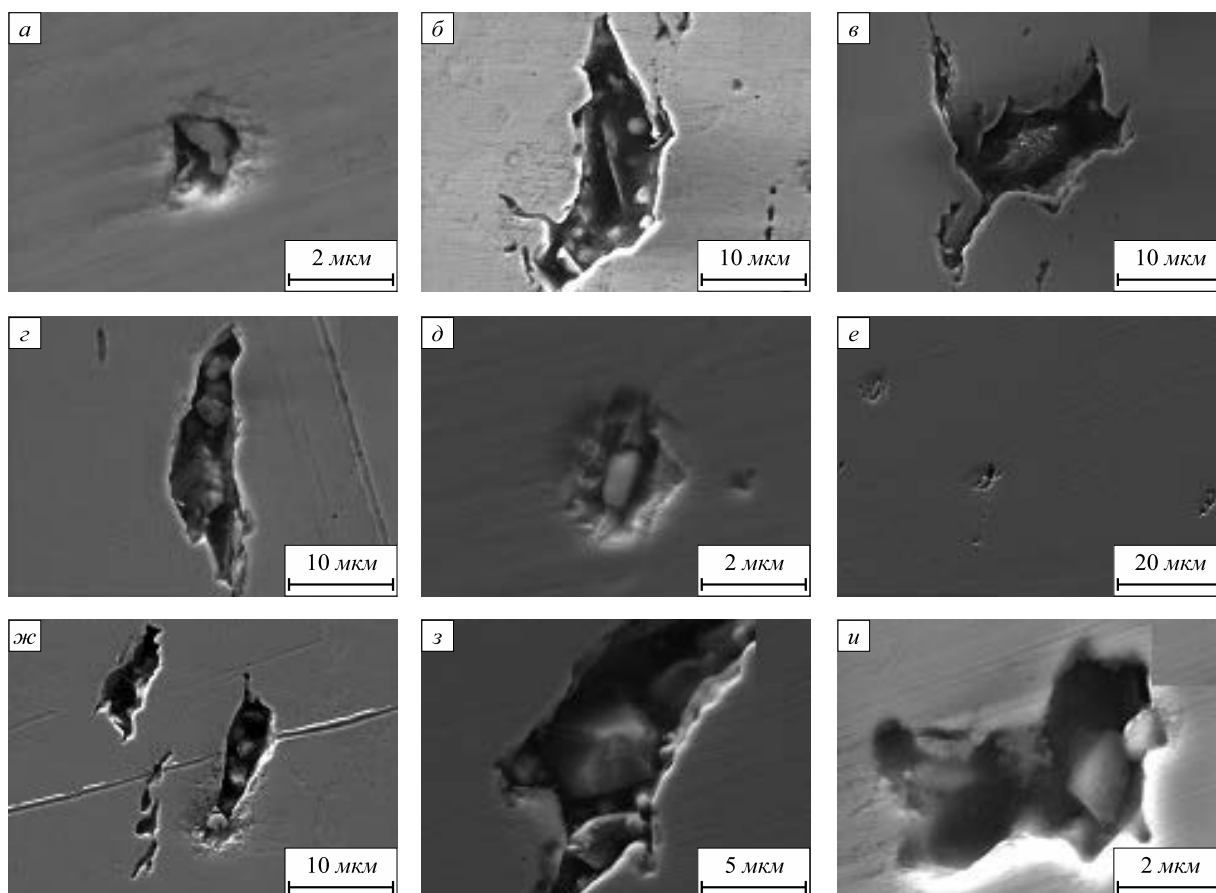


Рис. 2. Неметаллические включения в различных зонах НЛЗ стали марки Э76Ф

Fig. 2. Non-metallic inclusions in different zones of continuously cast ingot of E76F steel

марганца ($\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ – родонит), которые имеют шаровидную форму (рис. 2, б).

В зоне столбчатых кристаллов наблюдаются точечные оксиды алюминия Al_2O_3 , а также двухфазные оксиды $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ и оксисиликатные включения типа $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ (рис. 2, в, г).

Исследование образцов центральной зоны НЛЗ рельсовой стали с помощью растровой электронной микроскопии и рентгенофазового анализа (рис. 3) выявило наличие сульфидов марганца (рис. 2, д, е).

На рис. 2, ж представлены неметаллические включения, расположенные в виде скоплений. Результаты рентгенофазового анализа и растровой электронной микроскопии позволяют идентифицировать данные соединения как сульфид марганца (MnS), оксиды железа (FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4), силикаты железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) и марганца ($\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$). Также обнаружены включения неправильной кубической и ромбической формы: алюмосиликаты ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ – силлиманит) (рис. 2, з, и), которые относятся к недеформирующимся силикатам и значительно снижают пластические свойства стали, увеличивая скорость роста усталостных трещин [14, 15].

Ранее было установлено [16], что при проведении высокотемпературного кручения образцы, вырезанные из центральной зоны НЛЗ, наиболее склонны к росту зерен в сравнении с корковой более мелкозернистой зоной, что способствует потере пластичности стали.

Выводы. Присутствие большого количества недеформирующихся силикатов алюминия ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), силикатов железа ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) и марганца ($\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$) способствует локализации деформации и совместно с ростом зерен аустенита приводит к уменьшению степени деформации сдвига.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дефекты и качество рельсовой стали / В.В. Павлов, М.В. Темлянец, Л.В. Корнева и др. – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.
2. Фейлер С.В., Полевой Е.В., Дементьев В.П. Исследование ликвационных процессов при непрерывной разливке рельсовой стали // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2014. № 2. С. 23 – 25.
3. Луценко В.А., Боровик И.В., Заблудский И.Н., Куберский С.В. Моделирование неуставившегося процесса горячей прокатки непрерывнолитых слябов с учетом ликвации. – В кн.: Сб. науч. тр. Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні. – Луганск, 2010. С. 10 – 17.
4. Еланский Г.Н., Линчевский Б.В., Кальменев А.А. Основы производства и обработки металлов. – М.: изд. Московского гос. вечернего металлургического ин-та, 2005. – 417 с.
5. Дзугутов М.Я. Пластичность и деформируемость высоколегированных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1990. – 303 с.
6. Пуарье Ж.П. Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. – М.: Металлургия, 1982. – 272 с.

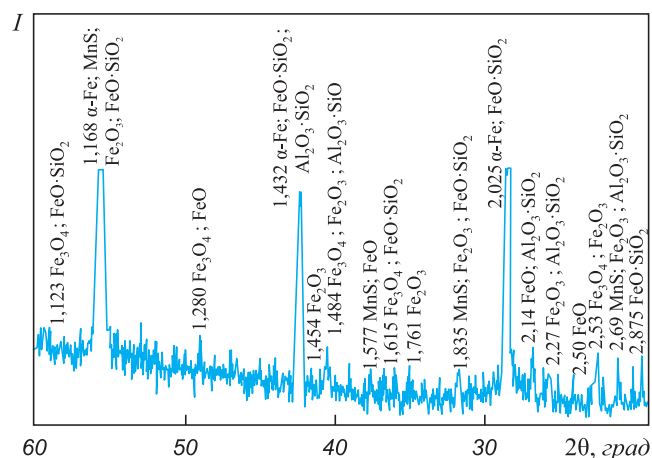


Рис. 3. Фрагмент дифрактограммы образца из центральной зоны непрерывно литой заготовки рельсовой стали марки Э76Ф

Fig. 3. Diffraction pattern fragment of the sample from the central zone of continuously cast ingot of E76F steel

7. Голубцов В.А., Шубя Л.Г., Усманов Р.Г. Внепечная обработка и модифицирование стали // Бюллетень «Черная металлургия». 2006. № 11. С. 47 – 51.
8. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
9. Симачёв А.С. Изучение влияния неметаллических включений на высокотемпературную пластичность непрерывнолитой заготовки рельсовой стали Э76Ф. – В кн.: Сб. науч. тр. IV-ой Международной науч.-практич. конф. «Современные инновации в науке и технике». Т. 4. – Курск, 2014. С. 122 – 124.
10. Протопопов Е.В., Ганзер Л.А., Фейлер С.В. Экспериментальные исследования гидродинамики металла в промежуточном ковше машины непрерывного литья заготовок // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 6. С. 25 – 29.
11. Симачев А.С., Темлянец М.В., Осолкова Т.Н. и др. Исследование высокотемпературной пластичности зон кристаллизации непрерывнолитых заготовок рельсовой стали Э76Ф // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 10. С. 33 – 37.
12. Рошин В.Е., Рошин А.В. Электрометаллургия и металлургия стали: учебник. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2013. – 572 с.
13. Рошин В.Е., Рошин А.В. Дефекты стальных слитков и заготовок: учебное пособие для вузов. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2008. – 281 с.
14. Великанов А.В., Рейхарт В.А., Капорцев В.Н. Влияние методов внепечной обработки на качество рельсов из кислородно-конверторной стали. – В кн.: Сб. науч. тр. «Неметаллические включения в сталях». – М.: Металлургия, 1983. С. 35 – 42.
15. Губенко С.И. Особенности процессов локального разрушения стали вблизи неметаллических включений // Новости науки Приднпровья. 2002. № 1-2. С. 75 - 84.
16. Simachev A.S., Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N., etc. High-temperature plasticity of the solidification zones of continuous-cast Э76Ф rail-steel billet // Steel in Translation. 2015. Vol. 44. № 10. P. 719 – 722.

Поступила 20 апреля 2015 г.

INFLUENCE OF NON-METALLIC INCLUSIONS IN RAIL STEEL ON ITS HIGH-TEMPERATURE PLASTICITY

A.S. Simachev, T.N. Oskolkova, M.V. Temlyantsev

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The article presents the research results of the influence of non-metallic inclusions on high-temperature plasticity of E76F rail steel. The maximum plasticity of all three zones of the continuously cast ingot, the criterion of which is the degree of shear strain, was established. The results of high-temperature twisting of samples which were heated from 950° to 1250° and soaked for 10 minutes in all three zones of the continuous casting ingot made from rail steel are presented. The presence of oxides and silicates in the rim zone, oxides and oxisilicates in the zone of radial-columnar crystals, as well as sulfides, oxides, silicates and aluminosilicates in the central zone of the continuous casting ingot were found. It was established that the greatest amount of inclusions is concentrated in the central zone of the continuously cast ingot which leads to reducing of plasticity criterion.

Keywords: non-metallic inclusions, silicates, sulphides, oxides, continuously cast ingot, rail electric steel, microstructure, high-temperature plasticity.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-134-137

REFERENCES

1. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Korneva L.V., Oskolkova T.N., Gavrilov V.V. *Defekty i kachestvo rel'zovoi stali* [Defects and quality of rail steel]. Moscow: Teplotekhnika, 2006, 218 p. (In Russ.).
2. Feiler S.V., Polevoi E.V., Dement'ev V.P. The study of phase separation processes in continuous casting of rail steel. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2014, no. 2, pp. 23–25. (In Russ.).
3. Lutsenko V.A., Borovik I.V., Zablodskii I.N., Kuberskii S.V. Modeling of an unsteady-state process of hot rolling of continuously cast slabs subject to the liquidation. In: *Sb. nauch. tr. Resursozberigayuchi tekhnologii virobnitstva ta obrobki tiskom materialiv u mashinobuduvanni* [Collected scientific papers Resource-saving production technologies and material pressure processing in mechanical engineering]. Lugansk, 2010, pp. 10–17. (In Russ.).
4. Elanskii G.N., Linchevskii B.V., Kal'menev A.A. *Osnovy proizvodstva i obrabotki metallov* [Basis of production and treatment of metal]. Moscow: izd. Moskovskogo gos. vechernego metallurgicheskogo in-ta, 2005, 417 p. (In Russ.).
5. Dzugutov M.Ya. *Plastichnost' i deformiruemost' vysokolegirovannykh stalei i splavov* [Plasticity and deformability of high-alloy steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 303 p. (In Russ.).
6. Gean-Paul Poirier. *Plasticite a haute temperature des solides cristallins*. Paris: Eyrolles, 1976. (Russ.ed.: Poirier G.- P. *Vysokotemperaturnaya plastichnost' kristallicheskikh tel*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 272 p.).
7. Golubtsov V.A., Shubya L.G., Usmanov P.G. Out-of-furnace processing and steel modification. *Byulleten' "Chernaya metallurgiya"*. 2006, no. 11, pp. 47–51. (In Russ.).
8. Gubenko S.I., Parusov V.V., Derevyanchenko I.V. *Nemetallicheskie vklucheniya v stali* [Non-metallic inclusions in steel]. Dnepropetrovsk: ART-PRESS, 2005, 536 p. (In Russ.).
9. Simachev A.S. The study of the influence of non-metallic inclusions on high-temperature plasticity of continuously cast ingot of E76F rail steel. In: *Sb. nauch. tr. IV-oi Mezhdunarodnoi nauch.-praktich. konf. "Sovremennye innovatsii v nauke i tekhnike"* [Collected scientific papers of IVth International Scientific Conference "Modern innovations in science and engineering"]. Vol. 4. Kursk, 2014, pp. 122–124. (In Russ.).
10. Protopopov E.V., Ganzer L.A., Feiler S.V. Experimentai study of metal melt hydrodynamics in continuous casting tundish. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 6, pp. 25–29. (In Russ.).
11. Simachev A.S., Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N., Peretyat'ko V.N., Bazaikin V.I. Research of high-temperature plasticity of crystallization zones in continuously cast ingots of EH76F rail steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 10, pp. 33–37. (In Russ.).
12. Roshchin V.E., Roshchin A.V. *Elektrometallurgiya i metallurgiya stali: uchebnik* [Electrometallurgy and steel metallurgy: Textbook]. Izdatel'skii tsentr YuUrGU, 2013, 572 p. (In Russ.).
13. Roshchin V.E., Roshchin A.V. *Defekty stal'nykh slitkov i zagotovok: uchebnoe posobie dlya vuzov* [Defects of steel ingots and workpieces: manual for higher educational institutions]. Chelyabinsk: Izd-vo YuUrGU, 2008, 281 p. (In Russ.).
14. Velikanov A.V., Reikhart V.A., Kaportsev V.N. Influence of out-of-furnace treatment methods on the rail quality from oxygen-converter steel. In: *Sb. nauch. tr. "Nemetallicheskie vklucheniya v stalyakh"* [Collected scientific papers "Non-metallic inclusions in steels"]. Moscow: Metallurgiya, 1983, pp. 35–42. (In Russ.).
15. Gubenko S.I. Peculiarities of steel local destruction processes near non-metallic inclusions. *Novosti nauki Pridneprov'ya*. 2002, no. 1–2, pp. 75–84. (In Russ.).
16. Simachev A.S., Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N., Peretyat'ko V.N., Bazaikin V.I. High-temperature plasticity of the solidification zones of continuous-cast E76F rail-steel billet. *Steel in Translation*. 2015, vol. 44, no. 10, pp. 719–722.

Information about the authors:

A.S. Simachev, Leading Engineer of the Chair "Metal Forming and Metal Science. OJSC "EVRAZ ZSMK"

T.N. Oskolkova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming and Metal Science. OJSC "EVRAZ ZSMK" (osolkova@kuz.ru)

M.V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Power and Ecology", Vice-Rector for Research and Innovations

Received April 20, 2015

УДК 669.046:658.52.011.56

УПРАВЛЕНИЕ ЗАКЛЮЧИТЕЛЬНЫМ ПЕРИОДОМ ПРОДУВКИ КИСЛОРОДНО-КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКИ СТАЛИ С ИДЕНТИФИКАЦИЕЙ МОДЕЛИ*

Мышляев Л.П.¹, д.т.н., профессор кафедры автоматизации и информационных систем

Агеев Д.А.², к.т.н., инженер лаборатории «Системы исследований

технических объектов» (Now_dm@mail.ru)

Чернявский С.В.², инженер лаборатории «Системы исследований технических объектов»

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

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

² Кемеровский государственный университет, Новокузнецкий институт (филиал) (НФИ КемГУ)

(654000, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Циолковского, 23)

Аннотация. Предложен алгоритм дуального управления с одновременной идентификацией модели изменение интенсивности расхода кислорода на продувку – изменение содержания СО в отходящих газах конвертерной плавки стали и корректировкой расхода кислорода в заключительный период плавки. Такое объединение достигнуто за счет нанесения управляющего воздействия ступенчатого типа в заданный момент времени и фиксации его на интервале времени переходного процесса от этого воздействия, регистрации на интервале времени переходного процесса данных об управляющем и выходном воздействиях, расчета по этим данным коэффициентов модели и величины управляющего воздействия с использованием полученных оценок коэффициентов, реализация управляющих воздействий на следующем интервале управления. Представлены результаты оценки эффективности предложенного алгоритма управления: показатель «гладкости» временного ряда содержания углерода в металле в особой точке и процент попадания содержания углерода в стали в заданный интервал на повалке конвертера.

Ключевые слова: алгоритм идентификации, алгоритм дуального управления, замкнутая динамическая система, математическое моделирование, управляющее воздействие, параметры модели, «особая» точка, кислородно-конвертерный процесс, информативные данные.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-138-141

Развитые в работах [1, 2] методы оперативной идентификации позволили эффективно объединить процедуры построения моделей объектов управления с одновременной выработкой управляющих воздействий, т. е. осуществить идею дуального управления [3].

Это положение конкретизировано на примере коррекции величины расхода кислорода в заключительный период кислородной продувки с совместным уточнением параметров модели изменение интенсивности расхода кислорода на продувку – изменение содержания СО в отходящих газах конвертерной плавки стали.

В теории и практике кислородно-конвертерной плавки стали разработаны и функционируют алгоритмы расчета количества кислорода на продувку с корректировкой этого расхода в зависимости от так называемой «особой» точки [4]. Эта точка характеризуется резким уменьшением содержания СО в отходящих газах в заключительный период продувки [5, 6]. Моменту появления особой точки соответствует определенное содержание углерода в металле [7]. Зная содержание углерода в металле практически перед самым концом

продувки, можно достаточно точно рассчитать количество необходимого для продувки кислорода [8, 9], чтобы получить требуемое (заданное) содержание углерода в стали. На этих представлениях и построены алгоритмы корректировки расхода кислорода.

Положение осложняется тем, что содержание углерода в металле в особой точке ($C_{от}$) не является постоянной величиной и зависит от многих факторов [10, 11], поэтому этот параметр на текущей i -й плавке приходится рассчитывать или экстраполировать по оценкам $C_{от}$ на предшествующих плавках. Вместе с тем, экстраполяция точек такого временного ряда даже на один такт не дает большого эффекта.

Содержание углерода в металле зависит от интенсивности расхода кислорода [12] на продувку и тесно связано с содержанием СО в отходящем газе. Стабилизация содержания газа $CO_{от}$ дает основание утверждать о стабилизации содержания углерода в металле в особой точке.

Зависимость $CO_{от}$ от интенсивности продувки нестационарная, что обусловлено изменением по ходу кампании характеристик газоотводящего тракта и газоанализирующей аппаратуры.

* Работа поддержана грантом РФФИ по проекту № 15-07-01972.

Зависимость изменение интенсивности продувки (I_{O_2}) – изменение содержания $CO_{от}$ в отходящих газах можно аппроксимировать моделью

$$T(t) \frac{d\delta CO_{от}(t)}{dt} + \delta CO_{от}(t) = k(t) \delta I_{O_2}(t - \tau(t)), \quad (1)$$

где $T(t)$, $k(t)$ и $\tau(t)$ – постоянная времени, коэффициент передачи и время чистого запаздывания; t – непрерывное время.

Время чистого запаздывания увеличивается по ходу кампании, что объясняется снижением пропускной способности газоотводящего тракта, и практически линейно зависит от номера плавки кампании.

Оперативная идентификация коэффициентов T и k модели (1) предполагает выполнение следующих операций.

1. Переход от модели (1) к разностной форме

$$y(j) = b_1(j)y(j-1) + b_2(j)u(j-l)^*, \quad (2)$$

где b_1 и b_2 – коэффициенты; j – дискретное время; l – время дискретного запаздывания, и приведение к линейно-параметрическому виду

$$\delta CO_{от}(j) = b_1(j)\delta CO_{от}(j-1) + b_2(j)\delta I_{O_2}(j); \quad (3)$$

$$u_1(j-l_1) = y(j-1) = \delta CO_{от}(j-1); \quad (4)$$

$$u_2(j-l_2) = u(j-l_2) = \delta I_{O_2}(j-l_2), \quad (5)$$

где $l_2 = \text{int} \left\{ \frac{\tau}{\Delta} \right\}$, Δ – шаг дискретизации.

2. Оценивание коэффициентов b_1 и b_2 [1]

$$u_p(i) = u_{p,p}(i) + u_{p,u}(i); \quad (6)$$

$$u_{p,p}(i) = a_p \varepsilon(i); \quad (7)$$

$$u_{p,u}(i) = u_{p,u}(i-1) + a_u \varepsilon(i); \quad (8)$$

$$\varepsilon(i) = y(i) - y^m(i); \quad (9)$$

$$y^m(i) = b_1(i)y^m(i-1) + b_2(i)u(i); \quad (10)$$

$$u_{p,j}(i) = b_j(i). \quad (11)$$

3. Переход от «промежуточных» коэффициентов b_1 и b_2 к исходным коэффициентам T и k

$$\hat{T}(j) = -\frac{\Delta}{\ln b_1(j)}; \quad (12)$$

$$\hat{k}(j) = -\frac{b_2(j)}{1 - b_1(j)}. \quad (13)$$

Поскольку оперативная идентификация коэффициентов T и k модели (1) осуществляется по данным, полученным в ходе промышленной эксплуатации объекта, т.е. когда объект охвачен управляющими связями, необходимо специальное формирование исходных данных. Процедура формирования таких данных совмещена с процедурой выработки и реализации управляющих воздействий [3].

Суть такой процедуры заключается в выполнении операций:

- нанесения в заданный момент времени управляющего воздействия ступенчатого типа и фиксации его на интервале времени переходного процесса от этого воздействия;
- регистрации на интервале времени переходного процесса данных об управляющем δI_{O_2} и выходном $\delta CO_{от}$ воздействии и расчета по этим данным коэффициентов T и k ;
- расчета величины управляющего воздействия $\delta I_{O_2}(i^*)$ с использованием полученных оценок T и k и реализации на следующем интервале переходного процесса, величина которого определяется также с использованием новых оценок T и k .

Алгоритм оперативной идентификации коэффициентов модели и выработки управляющих воздействий содержит основные блоки

$$I_{O_2}(i^*) = I_{O_2}(i^* - 1) + \delta I_{O_2}(i^*); \quad (14)$$

$$\delta I_{O_2}(i^*) = \frac{CO_{от}(i^*) - CO_{от}^*(i^*)}{\hat{k}(i^*)}; \quad (15)$$

$$i^* = (i^* - 1) + T_{п.п}(i-1); \quad (16)$$

$$T_{п.п}(i-1) = 3\hat{T}(i-1) + \hat{\tau}(i-1), \quad (17)$$

где i^* – момент времени окончания переходного процесса (индекс «п.п») от ступенчатого изменения $\delta I_{O_2}(i^* - 1)$ на предыдущем $(i^* - 1)$ такте управления.

В результате оперативно уточняются коэффициенты модели объекта, функционирующего в контуре управления, и одновременно вырабатываются управляющие воздействия с использованием уточненных коэффициентов модели.

Оценка эффективности алгоритма идентификации коэффициентов T , k , τ проводилась путем имитационного пересчетного моделирования [13 – 15].

На рис. 1 дана гистограмма распределения ошибок регулирования содержания CO в отходящих газах, полученных на 1150 плавках.

Из полученных данных следует, что при оперативном уточнении коэффициентов T и k модели (1) процент попадания ошибок регулирования содержания CO в диапазон $\pm 2\%$ на 35% выше, чем без уточнения коэффициентов.

* Дискретное время обозначено как j внутри интервала переходного процесса для того, чтобы не совмещать с номером плавки i .

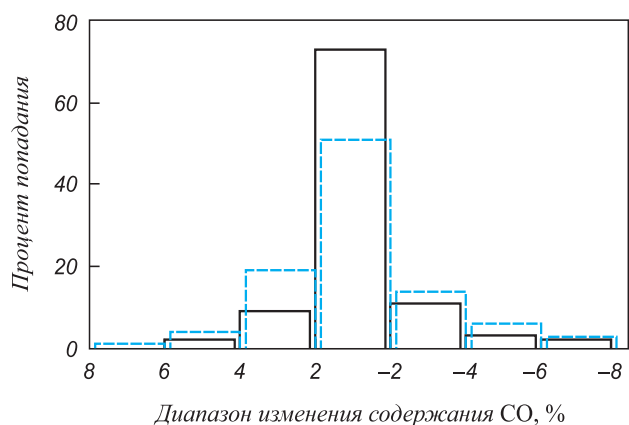


Рис. 1. Гистограмма распределения ошибок регулирования содержания СО в отходящих газах:

— с уточнением коэффициентов по предложенному алгоритму;
 - - - без уточнения коэффициентов

Fig. 1. Distribution chart of errors of carbon dioxide content control in exit gases:

— with the coefficient refinement by the offered algorithm;
 - - - without the coefficient refinement

Стабилизация содержания СО в отходящих газах привела к меньшей изменчивости содержания углерода в металле в особой точке. На рис. 2 показан пример динамики содержания углерода в особой точке в период со стабилизацией и без стабилизации содержания СО в отходящих газах. Даже визуально видно улучшение «гладкостных» свойств временного ряда, что повысило точность его экстраполяции.

Окончательная оценка эффективности оперативной идентификации коэффициентов сделана по ошибкам содержания углерода в готовой стали.

На рис. 3 приведены соответствующие гистограммы, из которых видно, что попадание на первой повалке конвертера в заданный интервал по содержанию углерода в стали увеличилось на 25 % и соответственно уменьшилось на 14 % количество корректирующих операций по углероду.

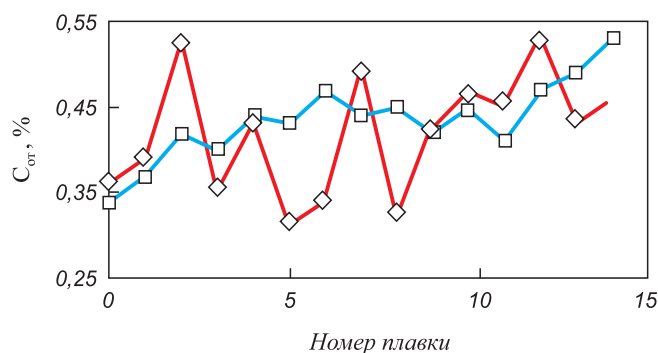


Рис. 2. Динамика содержания углерода в особой точке:

◇ – без стабилизации содержания СО; □ – со стабилизацией

Fig. 2. Dynamics of carbon content in the critical point:

◇ – without the carbon dioxide content stabilization; □ – with the stabilization

Выводы. Нестационарность кислородно-конвертерного процесса выплавки стали значительно усложняет управление им и вызывает необходимость оперативной «поднастройки» параметров моделей при выработке управляющих воздействий. Эффективным методом получения информативных данных для идентификации коэффициентов модели изменение интенсивности продувки – изменение содержания СО в отходящих газах конвертерной плавки служит объединение операции выработки управляющих воздействий и идентификации модели. Применение предложенного алгоритма идентификации динамических объектов с объединением метода формирования информативных данных позволило увеличить на 25 % число плавов с получением заданного содержания углерода в стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мышляев Л.П., Агеев Д.А. Синтез идентификаторов в виде замкнутых динамических систем // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 12. С. 60 – 62.
2. Численные исследования идентификаторов на базе замкнутых динамических систем / Л.П. Мышляев, Д.А. Агеев, К.Г. Венгер и др. // Вестник КемГУ. 2011. № 4. С. 259 – 263.
3. Фельдбаум А.А., Бутковский А.Г. Методы теории автоматического управления. – М.: Металлургия, 1971. – 744 с.
4. Способы расчета масс материалов конвертерного процесса / В.П. Авдеев, Р.С. Айзатулов, Л.П. Мышляев и др. – М.: Металлургия, 1994. – 192 с.
5. Явойский В.И. Теория процессов производства стали. – М.: Металлургия, 1967. – 792 с.
6. Филиппов С.И. Теория критических концентраций. – В кн.: Физико-химические основы процессов производства стали. – М.: Наука, 1979. С. 79 – 87.
7. Iida Yoshiharu, Emoto Kanji, Ogawa Masakatsu, Masuda Yasuo, Onishi Massayuki, Yamada Hirosuke. Fully Automatic Blowing Technique for Steelmaking Furnace. Kawasaki Steel Giho, 1983, 15, no 2, p. 126 – 131.
8. Ойкс Г.Н., Иоффе Х.М. Производство стали (расчеты). – М.: Металлургия, 1975. – 480 с.

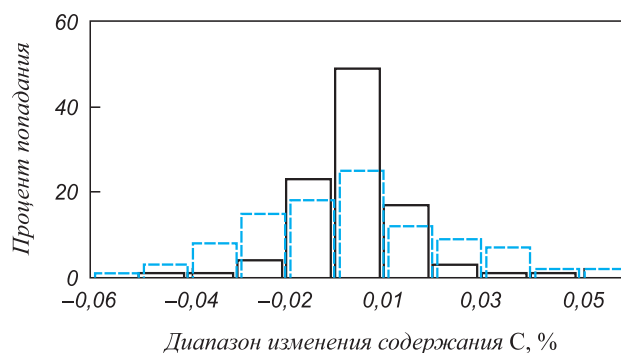


Рис. 3. Гистограмма распределения отклонений содержания углерода в стали на повалке конвертера от заданного значения:

— с уточнением коэффициентов по предложенному алгоритму;
 - - - без уточнения коэффициентов

Fig. 3. Distribution chart of errors of carbon dioxide content in steel on turn-down of converter from the given point:

— with the coefficient refinement by the given algorithm;
 - - - with the coefficient refinement

9. Кочо В.С., Богушевский В.С., Сорокин Н.А. и др. Математическое описание и алгоритм управления конверторной плавкой // Изв. вуз. Черная металлургия. 1977. № 5. С. 41 – 44.
10. Zaplowicz W., Stachowicz M. // Zesz. Nauk. PSw. Ciek. 1981. № 8. p. 53 – 68.
11. Varkey G. Process automation in steel melting shop-from static modelling to expert systems // Electron.-Inf. and Plann. 1989. 17, № 1, p. 19 – 26.
12. Туркенич Д.И. Управление плавкой стали в конвертере. – М.: Металлургия, 1971. – 360 с.
13. Натурно-математическое моделирование в системах управления: Учеб. пособие. / В.П. Авдеев, С.Р. Зельцер, В.Я. Карташов, С.Ф. Киселев. – Кемерово: изд. КемГУ, 1987. – 85 с.
14. Авдеев В.П. К основам натурно-математического моделирования // Изв. вуз. Черная металлургия. 1979. № 6. С. 131 – 135.
15. Волович М.И., Авдеев В.П., Парпаров Я.Г. Контроль и оценивание конвертерной плавки по косвенным параметрам. – Кемеровское кн. изд-во, 1989. – 124 с.

Поступила 26 октября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 138–141.

CONTROL OF THE FINAL BLOWING PERIOD OF OXYGEN-CONVERTER STEEL MELTING WITH MODEL IDENTIFICATION

L.P. Myshlyaev¹, D.A. Ageev², S.V. Chernyavskii²

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

² Novokuznetsk Branch of the Kemerovo State University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The authors have offered the algorithm of dual-mode control with the simultaneous identification of the change model of oxygen expense intensity for blowing – carbon dioxide content change in exit gases of steel converter melting and the correction of oxygen expense during the final period of melting. Such a unification was reached at the expense of control action of a step type in the given point of time and its fixation on the time interval of a transient process from this action, registration of the data of control and output actions at the time interval of a transient process, calculation by these data of model coefficient and the size of control action with the use of the received coefficient assessment, realization of control actions on the next control interval. The article also presents the results of efficiency assessment of the proposed control algorithm: the indicator of “smoothness” of the time series of carbon control in metal in the critical point and the percentage of hits of carbon content in steel in the set interval at the turn-down of the converter.

Keywords: identification algorithm, algorithm of dual-mode control, closed dynamic system, mathematical modeling, control action, model parameters, “critical” point, oxygen-converter process, informative data.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-138-141

REFERENCES

1. Myshlyaev L.P., Ageev D.A. Identifier synthesis in the form of closed dynamic systems. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 12, pp. 60–62. (In Russ.).
2. Myshlyaev L.P., Ageev D.A., Venger K.G. etc. Identifier numerical investigations on the basis of closed dynamic systems. *Vestnik KemGU*. 2011, no. 4, pp. 259–263. (In Russ.).
3. Fel'dbaum A.A., Butkovskii A.G. *Metody teorii avtomaticheskogo upravleniya* [Theory methods of automated control]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 744 p. (In Russ.).
4. Avdeev V.P., Aizatulov R.S., Myshlyaev L.P. etc. *Sposoby rascheta mass materialov konverternogo protsessa* [Ways of material mass calculation of a converter process]. Moscow: Metallurgiya. 1994, 192 p. (In Russ.).
5. Yavoiskii V.I. *Teoriya protsessov proizvodstva stali* [Theory of steel production]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 792 p. (In Russ.).
6. Filippov S.I. *Teoriya kriticheskikh kontsentratsii* [Theory of critical concentrations]. In: *Fiziko-khimicheskie osnovy protsessov proizvodstva stali* [Physical and chemical basis of steel production]. Moscow: Nauka, 1979, pp. 79–87. (In Russ.).
7. Iida Yoshiharu, Emoto Kanji, Ogawa Masakatsu, Masuda Yasuo, Onishi Masayuki, Yamada Hirosuke. Fully Automatic Blowing Technique for Steelmaking Furnace. *Kawasaki Steel Giho*, 1983, 15, no. 2, p. 126 – 131.
8. Oiks G.N., Ioffe Kh.M. *Proizvodstvo stali (raschety)* [Steel production (calculations)]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 480 p. (In Russ.).
9. Kocho V.S., Bogushevskii V.S., Sorokin N.A. Mathematical description and algorithm of converter melting control. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1977, no. 5, pp. 41–111. (In Russ.).
10. Zaplowicz W., Stachowicz M. Control of BOF steelmaking in the conditions of incomplete information using the static mathematical model. *Zesz. Nauk. PSw. Ciek*. 1981, no. 8, pp. 53–68.
11. Varkey G. Process automation in steel melting shop-from static modeling to expert systems. *Electron.-Inf. and Plann*. 1989. 17, no. 1, pp. 19–26.
12. Turkenich D.I. *Upravlenie plavkoi stali v konvertere* [Steel melting control in a converter]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 360 p. (In Russ.).
13. Avdeev V.P., Zel'tser S.R., Kartashov V.Ya., Kiselev S.F. *Naturno-matematicheskoe modelirovanie v sistemakh upravleniya: Ucheb. posobie* [Full-scale mathematical modeling in control systems: Manual]. Kemerovo: KemGU, 1987, 85p. (In Russ.).
14. Avdeev V.P. On the basis of full-scale mathematical modeling. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1979, no. 6, pp. 131–135. (In Russ.).
15. Volovich M.I., Avdeev V.P., Parparov Ya.G. *Kontrol' i otsenivanie konverternoi plavki po kosvennym parametram* [Control and estimation of converter melting by the indirect parameters]. Kemerovskoe kn. izd-vo, 1989, 124 p.

Acknowledgements. The work is supported by the grant of RFBR according to the project no.15-07-01972.

Information about the authors:

L.P. Myshlyaev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Automation and Information Systems”

D.A. Ageev, Cand. Sci. (Eng.), Engineer of Laboratory “Research Systems of Technical Objects” (Now_dm@mail.ru)

S.V. Chernyavskii, Engineer of the Laboratory “Research Systems of Technical Objects”

Received 26 October, 2015

УДК 621.967.1:621.77

РАСЧЕТ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ИЗГИБА ПОЛОСЫ ПРИ РЕЗКЕ НА НОЖНИЦАХ

Никитин А.Г., д.т.н., доцент, зав. кафедрой машин и агрегатов
технологического оборудования (nikitin1601@yandex.ru)

Епифанцев Ю.А., к.т.н., доцент кафедры технической механики и графики

Демина Е.И., аспирант кафедры транспорта и логистики

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

Аннотация. Разработана методика расчета расстояния от верхней поверхности ролика подводящего рольганга до верхней поверхности ролика отводящего рольганга устройства для резки предварительно изогнутой полосы исходя из условий минимизации усилия резания полосы при выполнении требования ее прямолинейности после реза.

Ключевые слова: ножницы, резка, предварительно изогнутая полоса, допустимый прогиб, упругая деформация.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-142-143

Для поперечной резки проката на станах применяют ножницы с параллельными ножами. Допускаемые размеры поперечного сечения проката, разрезаемого на ножницах такого типа, определяются максимальным усилием резания, на которое рассчитаны ножницы [1]. С целью уменьшения энергоемкости процесса резки холодного проката разработана установка резки предварительно изогнутой полосы [2], на которой полоса в зоне резания под действием силы тяжести изгибается за счет того, что уровень отводящего рольганга (см. рисунок) расположен ниже уровня подводящего рольганга.

Процесс резки осуществляется следующим образом. Перед началом резания ножи раскрыты, и полоса проходит между ними по рольгангу; верхний нож при этом находится выше уровня верхней поверхности полосы и не мешает движению полосы. Затем полоса останавливается в необходимом положении по длине при помощи упора. При этом, лежа на ролики отводящего рольганга, она изгибается под действием силы тяжести. Оставшаяся часть полосы на подводящем рольганге прижимается к его роликам с помощью прижима.

В изогнутой части полосы до процесса резки возникают нормальные напряжения, которые в зоне резания достигают своего максимального значения в крайних по высоте заготовки волокнах.

Далее верхний нож опускается и происходит процесс резания, во время которого под действием поперечной силы движущегося ножа в плоскости резания возникают касательные напряжения. Таким образом, в зоне резания возникает сложное напряженное состояние. За счет этого усилие резания, необходимое для разделения полосы, будет меньше, чем усилие резания

при порезке не изогнутой полосы [3]. Таким образом уменьшается расход энергии при порезке полосы.

Необходимым условием получения качественного продукта (отрезанной заготовки) является прямолинейность заготовки, поэтому деформация изгиба полосы перед резом должна быть в зоне упругости, т. е. возникающие нормальные напряжения в полосе при ее изгибе должны быть меньше предела текучести материала полосы:

$$\sigma = M_{\text{изг}} / W \leq \sigma_T; \quad (1)$$

здесь W – момент сопротивления сечения полосы; $M_{\text{изг}}$ – внутренний изгибающий момент, возникающий в полосе под действием силы тяжести не опирающейся на ролики отводящего рольганга ее части длины.

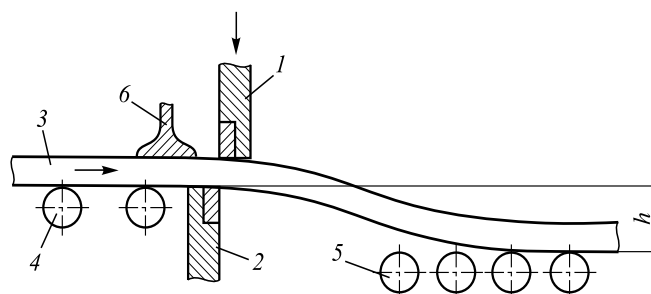


Схема устройства для резки предварительно изогнутой полосы:
1 – верхний нож; 2 – нижний нож; 3 – полоса; 4 – подводящий рольганг; 5 – отводящий рольганг; 6 – прижим

Scheme of device for cutting of a pre-curved strip:
1 – upper blade; 2 – lower blade; 3 – strip; 4 – feeding roll table;
5 – discharge roll table; 6 – clamp

Для рассматриваемой схемы нагружения [4] имеем

$$M_{изг} = ql^2/2, \quad (2)$$

где $q = F\gamma g$ – распределенная нагрузка, действующая на изогнутую часть полосы под действием силы тяжести; F – площадь поперечного сечения полосы; γ – удельная масса материала полосы; g – ускорение свободного падения; l – длина полосы, при которой в части полосы, не опирающейся на ролики отводящего рольганга, нормальные напряжения удовлетворяют условию упругой деформации.

Максимально допускаемое значение длины полосы определяется (с учетом выражения (1)) из уравнения (2) зависимостью $l_{доп} = \sqrt{\frac{2W\sigma_T}{F\gamma g}}$. Если длина отрезаемой полосы меньше $l_{доп}$, то полоса деформируется упруго без дополнительной опоры в виде верхней поверхности ролика отводящего рольганга. Если длина отрезаемой полосы больше $l_{доп}$, то полоса без дополнительной опоры деформируется пластически, что не допустимо.

Расстояние от верхней поверхности ролика подводящего рольганга до верхней поверхности ролика отводящего рольганга определяется из условия, что при максимально допустимом прогибе возникающие в полосе нормальные напряжения будут меньше предела текучести материала полосы. Максимально допустимый прогиб, задаваемый разностью верхних уровней подводящего и отводящего рольгангов, определяется

из величины допустимой длины полосы, при которой деформация полосы упругая [5]: $h_{max} = \frac{ql_{доп}^4}{8EJ} = \frac{W^2\sigma_T^2}{2F\gamma gEJ}$, где E – модуль упругости первого рода материала полосы; J – момент инерции сечения полосы.

Очевидно, что чем больше прогиб, тем большие по величине нормальные напряжения возникают в изогнутой полосе и тем меньшую по величине силу необходимо прикладывать для совершения операции резки. Однако из-за рассеивания механических характеристик материала при максимальной расчетной величине прогиба возможно остаточное пластическое деформирование полосы [6], поэтому максимально допустимый прогиб необходимо брать меньше расчетного, т. е. $h = 0,8h_{max}$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Машины и агрегаты металлургических заводов Т. 3 / Под ред. А.И. Целикова. – М.: Металлургия. 1988. – 680 с.
2. Пат. 91911 РФ. Устройство для резки проката / Никитин А.Г., Белов Е.Г., Полторацкий Л.М. Опубл. 2010, бюл. № 7.
3. Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Демина Е.И. Определение усилия резания на ножницах предварительно изогнутой полосы // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 5. С. 386, 387.
4. Беляев Н.М. Соппротивление материалов. – М.: Наука. 1965. – 312 с.
5. Степин П.А. Соппротивление материалов. – СПб.: Лань, 2012. – 320 с.
6. Краткий справочник металлиста / Под общ. ред. П.Н. Орлова, Е.А. Скороходова. – М.: Машиностроение, 1986. – 960 с.

Поступила 20 ноября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 2, pp. 142–143.

CALCULATION OF PRELIMINARY BENDING OF STRIP DURING CUTTING BY SHEARS

A.G. Nikitin, Yu.A. Epifantsev, E.I. Demina

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The authors have developed the calculation method for the distance from the upper surface of the roller of feeding roll table to the upper surface of the roller of discharge roll table of the device for cutting of pre-curved stripes, proceeding from conditions of the band cutting force minimization in performing the requirements of its straightness after cutting.

Keywords: shears, cutting, pre-curved strip, allowable deflection, elastic deformation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-142-143

REFERENCES

1. *Mashiny i agregaty metallurgicheskikh zavodov. T. 3* [Machines and equipment for steel plants, vol.3]. Tselikov A.I. ed. Moscow: Metallurgiya. 1988, 680 p. (In Russ.).
2. Nikitin A.G., Belov E.G., Poltoratskii L.M. *Ustroistvo dlya rezki prokata* [A device for cutting of rolled products]. Patent RF no. 91911, *Byulleten' izobretenii*. 2010, no. 7. (In Russ.).

3. Nikitin A.G., Epifantsev Yu.A., Demina E.I. The determination of cutting force on the scissors at pre-curved strip cutting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, no. 5, pp. 386–387. (In Russ.).
4. Belyaev N.M. *Soprotivlenie materialov* [Strength of materials]. Moscow: Nauka. 1965. 312 p. (In Russ.).
5. Stepin P.A. *Soprotivlenie materialov* [Strength of materials]. St. Petersburg: Lan', 2012, 320 p. (In Russ.).
6. *Kratkii spravochnik metallista* [Brief reference guide for metalworker]. Orlov P.N., Skorokhodov E.A. eds. Moscow: Mashinostroyeniye, 1986, 960 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.G. Nikitin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair of Machinery and Technological Equipment
(nikitin1601@yandex.ru)

Yu.A. Epifantsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Technical Mechanics and Graphics"

E.I. Demina, Postgraduate of the Chair of Transport and Logistics

Received November 20, 2015

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Олендаренко Н.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Бащенко Л.П., ведущий редактор

Неунывахина Д.Т., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 29.02.2016. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4974. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35