

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 3, 2016

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 59

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

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

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

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

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

Члены редакционной коллегии:

АЛЕШИН Н.П. (Российская Академия Наук, г. Москва)
АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)
БЕЛОВ В.Д. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
БРОДОВ А.А., редактор раздела «Экономическая эффективность металлургического производства» (ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», г. Москва)
ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
ГЛЕЗЕР А.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ГОРБАТЮК С.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «Металлургические технологии» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
ГРОМОВ В.Е. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
ДУБ А.В., редактор раздела «Инжиниринг в черной металлургии» (Госкорпорация «Росатом», г. Москва)
ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)
ЗИНИНГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)
ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский Государственный Университет, г. Тула)
КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)
КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)
КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва)
ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия)
ЛЫСАК В.И. (Волгоградский Государственный Технический Университет, г. Волгоград)
МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «Ресурсосбережение в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Инновации в металлургическом и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)
РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «Стали особого назначения» (Академия наук Болгарии, Болгария)
СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «Рациональное природопользование в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
СОЛОДОВ С.В., редактор раздела «Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
СПИРИН Н.А. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)
ТАНГ ГУОИ (Институт перспективных материалов университета Цинхуа, г. Шеньжень, Китай)
ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «Материаловедение» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)
ЮРЬЕВ А.Б. (ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

Адреса редакции:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

M. ZININGRAD (Ariel University, Israel)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

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

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

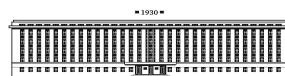
M.R. FILONOV, Editor of the section "**Material science**" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

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

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

This issue of the journal was prepared by
National Research Technological University "MISIS"

Editorial Addresses:

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

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Иванова В.А., Вдовин К.Н. Метод испытания для определения истираемости и абразивной способности литейного кокса	149
Самусев С.В., Жигулев Г.П., Фадеев В.А., Манахов К.С. Моделирование процесса формоизменения трубной заготовки на специализированной профилирующей установке	154
Рябчиков М.Ю., Гребенникова В.В., Рябчикова Е.С., Богданов Н.В. Модель разрушения металлургического агломерата ...	159
Харитонов Е.А., Романенко В.П., Будников А.С. Разработка методики расчета деформационных параметров при раскатке гильз в трехвалковом стане винтовой прокатки	167
Максимов А.Б., Гуляев М.В., Ерохина И.С. Исследование повреждаемости толстолистовой стали при циклическом пластическом изгибе	173

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Иванов Д.И., Кожухов А.А., Уразова Л.Ф. Механизм высокотемпературной коррозии жаростойкой хромоникелевой стали	180
Хлыбов А.А., Углов А.Л. Исследование накопления усталостных повреждений в образцах из стали 08X18N10T при малоциклового усталости	185

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Ивашко А.Г., Цыганова М.С., Набатов Р.И. Исследование кинетики распада переохлажденного аустенита порошковых сталей различной пористости методом имитационного моделирования	191
Сошкин С.В., Рутковский А.Л., Сошкин Г.С., Мешков Е.И., Ковалева М.А. Разработка и сопоставительный анализ математических моделей формирования качества электродной продукции при обжиге	197
Чикишев Д.Н., Пожидаева Е.Б. Анализ причин вертикального изгиба переднего конца полосы при горячей прокатке на основе математического моделирования	204

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Баженков О.В. Технико-технологические и инвестиционные преимущества охлаждения коксового газа посредством использования спиральных конечных газовых холодильников	209
---	-----

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

V.A. Ivanova, K.N. Vdovin Test method for the determination of abrasion strength and abrasive ability of foundry coke	149
S.V. Samusev, G.P. Zhigulev., V.A. Fadeev, K.S. Manakhov Simulation of forming of pipe billet at specialized forming installation	154
M.Yu. Ryabchikov, V.V. Grebennikova, E.S. Ryabchikova, N.V. Bogdanov Fracture model of metallurgical sinter	159
E.A. Kharitonov, V.P. Romanenko, A.S. Budnikov Development of calculating method of the deformation parameters during rolling out in a three-roll mill liners of screw rolling	167
A.B. Maksimov, V.M. Gulyaev, I.S. Erokhina The study of damageability of plate steel under cyclic plastic bending	173

MATERIAL SCIENCE

D.I. Ivanov, A.A. Kozhukhov, L.F. Urazova Mechanism of high-temperature corrosion of heat-resistant chromium-nickel steel	180
A.A. Khlybov, A.L. Uglov The research of accumulation of fatigue damage in samples of 08Cr18Ni10Ti steel at low-cycle fatigue	185

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

A.G. Ivashko, M.S. Tsyganova, R.I. Nabatov The study of decomposition kinetics of supercooled austenite of powder steels with different porosity by simulation modeling	191
S.V. Soshkin, A.L. Rutkovskii, G.S. Soshkin, E.I. Meshkov, M.A. Kovaleva Development and comparative analysis of mathematical models of forming of electrode production quality at burning ...	197
D.N. Chikishev, E.B. Pozhidaeva Analysis of the causes of vertical bending of the strip front end at hot rolling on the basis of mathematical modeling	204

ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

O.V. Bazhenov Technical, technological and investment benefits of coke gas cooling using spiral final gas cooler	209
--	-----

УДК 662.749.2

МЕТОД ИСПЫТАНИЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ИСТИРАЕМОСТИ И АБРАЗИВНОЙ СПОСОБНОСТИ ЛИТЕЙНОГО КОКСА*

Иванова В.А.¹, к.т.н., доцент, зав. кафедрой технологии материалов,
стандартизации и метрологии (ivanova-waleriya@mail.ru)

Вдовин К.Н.², д.т.н., профессор, зав. кафедрой литейного производства
и материаловедения (vdovin@magtu.ru)

¹ Ярославский государственный технический университет
(150023, Россия, Ярославль, Московский пр., 88)

² Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова
(455000, Россия, Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

Аннотация. В настоящее время отсутствуют стандартные методы определения истираемости и абразивной способности кокса в условиях, приближенных к условиям движения кокса по ленте транспортера, конвейеру или в шахте печи. В данной работе предложен метод испытания для определения истираемости и абразивной способности литейного кокса. Для испытаний отбирались образцы классов крупности 40 – 60 и 60 – 80 мм из четырех различных партий литейного кокса. Испытания проводились на вибрационной установке с действительной суммарной амплитудой колебаний 1,6 мм. Вибратором, оснащенный специальным приспособлением в виде емкости с закрепленной на дне алюминиевой пластиной, создавались колебания, передающиеся на образец кокса и обеспечивающие условия испытания. Время испытания составляло 30 мин. Относительные потери массы образцов кокса свидетельствуют о его истираемости, а относительные потери алюминиевой пластины – об абразивной способности кокса. Полученные значения истираемости и абразивной способности после испытаний согласуются с показателем прочности M_{40} . Кокс класса 60 – 80 мм обладает большей абразивной способностью, чем кокс класса 40 – 60 мм. При этом с увеличением прочности литейного кокса его истираемость для классов 40 – 60 и 60 – 80 мм снижается на ~ 22 и 41 % соответственно, а абразивная способность возрастает в 7,6 и в 2,3 раза соответственно.

Ключевые слова: литейный кокс, метод испытаний, истираемость, абразивная способность, крупность кокса, прочность, транспортировка.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-149-153

Прочность литейного кокса, влияющая на появление мелочи и пыли в процессе плавки, характеризуется рядом показателей и относится к свойствам, определяющим его качество [1 – 19]. Прочность кокса зависит от многих его свойств: реакционная способность, содержание серы, крупность, пористая структура [5, 6, 10 – 13]. На прочность большое влияние оказывает транспортировка [13 – 16] литейного кокса в связи с удаленностью плавильных участков от коксохимических предприятий. При испытаниях на прочность определяют показатели истираемости кокса (по МИКУМ – M_{10} , %; по Ирсид – I_{10} , %), которые по мнению некоторых исследователей также относятся к показателям качества каменноугольного кокса [4, 12, 17 – 19].

Истираемость каменноугольного кокса определяется различными стандартными способами. В одном случае истираемость после реакции с диоксидом углерода характеризуется отношением массы кокса, прошедшего через сито 0,5 мм, к массе кокса, оставшегося после реакции и подвергнутого меха-

нической обработке в барабане (ГОСТ Р 50921-2005, ГОСТ Р 54250-2010) в процентах. В другом – выходом класса менее 10 мм после механической обработки в барабане (ГОСТ 8929-75). В любом случае сущность этих методов заключается в определении количества образующейся коксовой мелочи после обработки в барабане, которая имитирует условия пересыпания и способствует разрушению кокса в основном под воздействием ударных нагрузок. При этом стандартный метод определения истираемости кокса в условиях, имитирующих движение кокса по ленте транспортера, конвейеру или в шахте печи в настоящее время отсутствует.

Знание абразивной способности литейного кокса имеет значение для оценки стойкости футеровки вагранки. Метод определения абразивной способности (ГОСТ 30827-2002) разработан для углей с целью определения износа деталей и узлов конвейерного, дробильного и складировочного оборудования. Сущность метода заключается в определении массового износа четырех стальных ножей, вращающихся при определенных условиях в горизонтальной плоскости лабораторной мельницы в твердом топливе массой 2 кг. Истирающая

* Работа выполнена при участии В.В. Хапеевой, магистранта Ярославского государственного технического университета, выпуск 2014 г.

способность выражается потерей массы металла на 1 кг топлива. Однако стандартных методов, позволяющих оценить абразивную способность каменноугольного кокса, в настоящее время нет.

Таким образом, в данной работе предложен новый метод испытания, позволяющий оценить истираемость и абразивную способность литейного кокса, условия которого моделируют движение кокса по транспортеру или конвейеру, а также в шахте вагранки.

Для проведения испытаний отбирали образцы литейного кокса классов крупности 40 – 60 мм (20 образцов) и 60 – 80 мм (14 образцов) из четырех партий, поставляемых на одно из предприятий Ярославля (табл. 1).

Исследования проведены на базе испытательно-го центра ОАО «Ярославский завод «Красный маяк»» на вибрационной установке, которая включает в себя

верхнюю и нижнюю плиты, соединенные четырьмя пружинами (см. рисунок). На верхней плите станда установлен электромеханический вибратор общего назначения модели ИВ-107А. На верхней крышке вибратора смонтировано приспособление в виде закрытой коробки. Внутренняя поверхность коробки (боковые стенки и крышка) обшита резиновыми прокладками для исключения контакта образца кокса с внутренней поверхностью коробки во время испытания. Для определения абразивной способности литейного кокса в приспособлении вибрационной установки на дне коробки двумя винтами плотно закреплена алюминиевая пластина.

Колебания по осям X, Y и Z составляют 1,50; 0,06 и 0,70 мм соответственно, действительная суммарная амплитуда колебаний вибрационной установки при проведении испытаний – 1,6 мм.

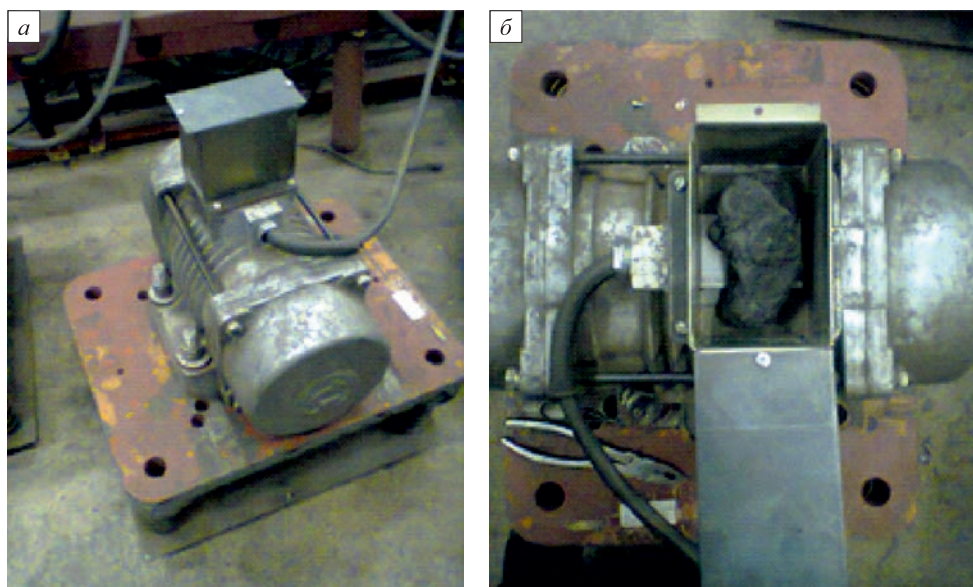
Таблица 1

Показатели качества литейного кокса*

Table 1. Indicators of foundry coke quality

Партия кокса	Массовая доля общей влаги в рабочем состоянии, W_t^r , %	Зольность, A^d , %	Массовая доля общей серы, S_t^d , %	Показатель прочности, M_{40} , %	Массовая доля кусков размером менее нижнего предела, %
1	4,8	12,0	0,48	73,2	5,9
2	4,8	11,8	0,48	73,3	5,9
3	4,5	11,7	0,44	73,3	5,9
4	4,8	11,6	0,60	73,8	5,8

* Данные сертификатов качества поставщиков на партии кокса.



Вибрационная установка:

a – общий вид; *б* – вид сверху с образцом литейного кокса

Vibration unit:

a – general view; *б* – top view with a foundry coke sample

При определении абразивной способности образцов литейного кокса класса 40 – 60 мм применялись алюминиевые пластины с габаритами 60×42×5 мм (класс А), а для образцов кокса класса 60 – 80 мм – с габаритами 70×50×5 мм (класс Б). Выбор размеров алюминиевых пластин обусловлен достижением примерно одинаковой площади контакта поверхности образцов кокса с пластинами, пропорциональной классу размеров образцов кокса. Рабочая поверхность пластины была подвергнута механической обработке шлифованием. Твердость рабочей поверхности пластин составила 41 – 46 НВ. Массу пластин до и после испытаний определяли взвешиванием на лабораторных равноплечих весах модели ВЛР-200г.

При проведении испытания вибратором создавались колебания, вынуждавшие образец кокса подвижно контактировать с алюминиевой пластиной. Прижим образца кокса к пластине обеспечивался силой его тяжести. Время испытания составляло 30 мин. По окончании испытания образец кокса и пластину извлекали из приспособления, очищали от коксовой пыли путем обдува сжатым воздухом и взвешивали.

В процессе испытаний происходила потеря массы как образца кокса, свидетельствующая об его истираемости, так и алюминиевой пластины, характеризующая абразивную способность кокса. Потери образцов кокса (Δm_k , г) и пластины (Δm_{Al} , г) после испытаний рассчитывали по формулам:

$$\Delta m_k = m_{1k} - m_{2k}; \quad (1)$$

$$\Delta m_{Al} = m_{1Al} - m_{2Al}, \quad (2)$$

где m_{1k} , m_{1Al} – масса образцов кокса и пластины соответственно до испытаний, г; m_{2k} , m_{2Al} – масса образцов кокса и пластины соответственно после испытаний, г.

Истираемость литейного кокса (И, %) определяли по формуле (3), а абразивную способность (АС, %) – по формуле (4):

$$И = \frac{\Delta m_k}{m_{1k}} \cdot 100; \quad (3)$$

$$АС = \frac{\Delta m_{Al}}{m_{1Al}} \cdot 10^5. \quad (4)$$

Результаты испытаний литейного кокса класса 40 – 60 и 60 – 80 мм представлены в табл. 2.

Как видно из данных табл. 2, полученные значения истираемости и абразивной способности кокса после испытаний согласуются с показателем прочности M_{40} : чем выше прочность литейного кокса, тем меньше он подвергается разрушению при истирающих нагрузках и тем большей абразивной способностью он обладает. При этом кокс класса 60 – 80 мм обладает большей абразивной способностью, чем кокс класса 40 – 60 мм. Для исключения влияния большей массы образцов кокса класса 60 – 80 при испытаниях, был проведен анализ зависимости массы на истираемость и абразивную способность литейного кокса (табл. 3).

Как видно из данных табл. 3, истираемость литейного кокса не зависит от массы образцов и связана с механическими свойствами вещества кокса. Наибольшая корреляционная связь наблюдается между массой образцов и абразивной способностью кокса класса 40 – 60 мм, а также между массой и абразивной способностью кокса независимо от класса размеров кусков. Кроме того, наблюдается корреляционная связь между значениями истираемости и абразивной способностью кокса именно класса 60 – 80. Это может быть объяснено особенностями пористого строения кокса класса 60 – 80. В любом случае высокая абразивная способность литейного кокса класса 60 – 80 может вызывать разрушение футеровки вагранки.

Выводы. Разработан метод испытаний, позволяющий оценить истираемость и абразивную способность литейного кокса, а также прогнозировать степень его разрушения в условиях транспортировки и движения в шахте вагранки. Испытания литейного кокса по данной методике свидетельствуют об увеличении абразивной способности более тяжелого кокса независимо от крупности, а также о повышении способности литейного кокса разрушаться при вибронагрузках с уменьшением традиционных показателей прочности.

Таблица 2

Средние значения истираемости и абразивной способности литейного кокса

Table 2. Average values of abrasion index and abrasive ability of foundry coke

Партия кокса	Показатель прочности M_{40} , %	Зольность, A^d , %	Класс размеров 40 – 60 мм		Класс размеров 60 – 80 мм	
			И, %	АС, %	И, %	АС, %
1	73,2	12,0	12,775	24,07	13,975	89,77
2	73,3	11,8	12,696	51,88	12,428	137,68
3	73,3	11,7	13,807	79,32	11,525	143,11
4	73,8	11,6	9,963	183,02	8,197	210,29

Влияние массы образцов на истираемость и абразивную способность литейного кокса

Table 3. Influence of samples mass on abrasion index and abrasive ability of foundry coke

Класс размеров 40 – 60 мм	Класс размеров 60 – 80 мм
Значение истираемости, И, %	
$I = -0,0004m^2 + 0,0525m + 10,98;$ $R^2 = 0,0136$	$I = 0,0006m^2 - 0,158m + 21,671;$ $R^2 = 0,0877$
$I = 0,0001m^2 - 0,0342m + 13,964; R^2 = 0,0548$	
Абразивная способность, АС, %	
$AC = 0,1447m^{1,5714};$ $R^2 = 0,6855$	$AC = -0,0179m^2 + 5,1633m - 203,54;$ $R^2 = 0,1458$
$AC = 2,8392m^{0,8078}; R^2 = 0,5652$	
$AC = 0,8742I^2 - 41,002I + 482,15; R^2 = 0,5245$	
$I = 14,066e^{-0,001AC};$ $R^2 = 0,2298$	$I = 1E - 05AC^2 - 0,0492AC + 18,521;$ $R^2 = 0,8559$
Примечание: m – масса исходных образцов литейного кокса, г; R^2 – коэффициент детерминации.	

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Липницкий А.М. Плавка чугуна и сплавов цветных металлов. – Л.: Машиностроение, 1973. – 192 с.
2. Иванов Е.Б., Мучник Д.А. Технология производства кокса. – Киев: Издательское объединение «Вища школа», 1976. – 232 с.
3. Долотов Г.П., Кондаков Е.А. Печи и сушилки литейного производства: Учебник для металлургических техникумов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1990. – 304 с.
4. Плужников А.И., Риферт О.Г., Трембач А.А. Критерии оценки качества доменного кокса. Перспективы его улучшения на ОАО «Испат-Кармет» // Кокс и химия. 2001. № 1. С. 8 – 10.
5. Титов В.В., Морозов О.С., Юхименко В.И. Зависимость показателя CSR от прочности пористого тела кокса CBS и химического состава его золы // Кокс и химия. 2004. № 12. С. 21 – 22.
6. Филоненко Ю.Я. Основы оценки качества доменного кокса и прогноз эффективности использования его в процессе доменной плавки: Дис. ... д-ра техн. наук. – М., 1984. – 356 с.
7. Глуценко И.М. Теоретические основы технологии горючих ископаемых: Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1990. – 296 с.
8. Степанов Ю.В., Гилязетдинов Р.Р., Попова Н.К., Махортова Л.А. Влияние оптимизации состава шихты и ее зольности на показатели качества кокса // Кокс и химия. 2005. № 7. С. 14 – 18.
9. Мизин В. Г., Зиновьева Л.А., Клюкин С.Н. Комплексный подход к оценке металлургического кокса, производимого в условиях ОАО «НЛМК» // Кокс и химия. 2009. № 9. С. 44 – 50.
10. Оценка высокотемпературных свойств кокса // Новости черной металлургии за рубежом. 2001. № 2. С. 27 – 29. (Bai Chenguang, Zou Deyu, Li Rensheng et al. The investigation of the high temperature properties of the coke used in blast furnaces of CISCO // Asia Steel International Conference. 2000. Vol. B. Ironmaking. С. 72 – 77. Англ.).
11. Гайниева Г.Р., Рябенко А.Д., Никитин Л.Г. Составление шихт для коксования по минеральным составляющим золы углей // Кокс и химия. 2003. № 10. С. 18 – 22.
12. Улановский М.Л., Мирошниченко Д.В. О методе фирмы «Ниппон СтирКорпорейшн» определения качества кокса // Кокс и химия. 2005. № 6. С. 18 – 21.
13. Шукин П. А. Исследование свойств металлургического кокса. – М.: Металлургия, 1971. – 184 с.
14. Нефедов П.Я., Страхов В.М. Качество и эффективность использования литейного кокса в вагранках // Кокс и химия. 2003. № 7. С. 16 – 26.
15. Сосненко М.Н. Шихтовщик литейного цеха: Учебник для подготовки рабочих на производстве. – М.: Высшая школа, 1971. – 232 с.
16. Мучник Д. А., Иванов Е.Б. Сортировка кокса. – М.: Металлургия, 1968. – 296 с.
17. Сысов К.И., Вербицкая О.В. Основные закономерности поведения кокса при вторичном нагревании. – М.: Металлургиздат, 1962. – 112 с.
18. Сысов К.И. Теория поведения кокса в доменном процессе. – М.: Изд-во АН СССР, 1949. – 199 с.
19. Гайниева Г. Р., Чуднова Н.Т., Бызова В.И. и др. Комплексная оценка свойств доменного кокса // Кокс и химия. 2002. № 6. С. 10 – 12.

Поступила 18 февраля 2015 г.

TEST METHOD FOR THE DETERMINATION OF ABRASION STRENGTH AND ABRASIVE ABILITY OF FOUNDRY COKE

V.A. Ivanova¹, K.N. Vdovin²

¹Yaroslavl State Technical University, Yaroslavl, Russia

²Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov, Magnitogorsk, Russia

Abstract. Nowadays there are no standard methods for the determination of abrasion strength and abrasive ability of foundry coke under conditions close to the conditions of coke moving on a conveying belt, conveyor or in a furnace shaft. The present work presents the test method for the determination of foundry coke abrasion strength and abrasive ability.

For tests making the coke samples with particle sizes of 40–60 and 60–80 mm were selected from four different coke lots. The testing was carried out in the vibration machine with total amplitude of vibration of 1.6 mm. Vibrator was equipped with a special tool of the form of container with the aluminum plate fixed at the bottom. It created vibrations which were communicated to the coke sample and created testing conditions. The testing time was 30 min. The fractional losses of coke sample mass indicate its abrasion strength and the fractional losses of aluminum plate – the coke abrasive ability. Obtained values of abrasion strength and abrasive ability after testing were in agreement with M_{40} strength index. The coke of 60–80 mm size has more abrasive ability than coke of 40–60 mm. At this time, the coke abrasion strength decreases about 22 and 41 % correspondingly for coke of 40–60 and 60–80 mm with increase in foundry coke strength, and the abrasive ability increases by 7.6 and 2.3 times correspondingly.

Keywords: foundry coke, test method, abrasion strength, abrasive ability, size of coke pieces, coke strength, transportation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-149-153

REFERENCES

1. Lipnitskii A.M. *Plavka chuguna i splavov tsvetnykh metallov* [Melting of cast iron and non-ferrous alloys]. Leningrad: Mashinostroyeniye, 1973, 192 p. (In Russ.).
2. Ivanov E.B., Muchnik D.A. *Tekhnologiya proizvodstva koksa* [Technology of coke production]. Kiev: Izdatel'skoe ob"edineniye "Vishcha shkola", 1976, 232 p. (In Russ.).
3. Dolotov G.P., Kondakov E.A. *Pechi i sushila liteinogo proizvodstva: Uchebnik dlya metallurgicheskikh tekhnikumov* [Furnaces and driers for foundry: Textbook for metallurgical colleges]. Moscow: Mashinostroyeniye, 1990, 304 p. (In Russ.).
4. Pluzhnikov A.I., Rifert O.G., Trembach A.A. Criteria of evaluating the quality of blast furnace coke. Prospects for its improvement at Ispat-Karmet. *Koks i khimiya*. 2001, no. 1, pp. 8–10. (In Russ.).
5. Titov V.V., Morozov O.S., Yukhimenko V.I. Dependence of the strength of CIR porous body of CBS coke and chemical composition of its ash. *Koks i khimiya*. 2004, no. 12, pp. 21–22. (In Russ.).
6. Filonenko Yu.Ya. *Osnovy otsenki kachestva domennogo koksa i prognoz effektivnosti ispol'zovaniya ego v protsesse domennoi plavki: dis. ... d-ra tekhn. nauk* [Basis for assessing the quality of coke and the forecast efficiency of its use in the blast furnace process: Dr. Tech. Sci. Diss.]. Moscow: 1984, 356 p. (In Russ.).
7. Glushchenko I.M. *Teoreticheskie osnovy tekhnologii goryuchikh iskopaemykh: Uchebnik dlya vuzov* [Theoretical foundations of technology combustible IP Cop: Textbook for Universities]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 296 p. (In Russ.).
8. Stepanov Yu.V., Gilyazetdinov R.R., Popova N.K., Makhortova L.A. Influence of composition of coal materials on coke quality. *Koks i khimiya*. 2005, no. 7, pp. 14–18. (In Russ.).
9. Mizin V.G., Zinov'eva L.A., Klyukin S.N. Assessing the metallurgical coke produced at OAO NLMK. *Coke and Chemistry*. 2009, vol. 52, no. 9, pp. 412–417.
10. Bai Chenguang, Zou Deyu, Li Rensheng et al. The investigation of the high temperature properties of the coke used in blast furnaces of CISCO. *Asia Steel International Conference*. 2000. V.B: Ironmaking, pp. 72–77.
11. Gainieva G.R., Ryabchenko A.D., Nikitin L.G. Compilation of charge for coking of mineral constituents of coal ash. *Koks i khimiya*. 2003, no. 10, pp. 18–22. (In Russ.).
12. Ulanovskii M.L., Miroshnichenko D.V. Method of "Nippon Steel Corporation" for determination of coke quality. *Koks i khimiya*. 2005, no. 6, pp. 18–21. (In Russ.).
13. Shchukin P.A. *Issledovanie svoystv metallurgicheskogo koksa* [The study of properties of metallurgical coke]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 184 p. (In Russ.).
14. Nefedov P.Ya., Strakhov V.M. Quality and efficiency of utilization of foundry coke in cupola. *Koks i khimiya*. 2003, no. 7, pp. 16–26. (In Russ.).
15. Sosnenko M.N. *Shikhtovshchik liteinogo tsekha: Uchebnik dlya podgotovki rabochikh na proizvodstve* [Charge worker of foundry shop: Textbook for training of workers in manufacturing]. Moscow: Vysshaya shkola, 1971, 232 p. (In Russ.).
16. Muchnik D.A. Ivanov E.B. *Sortirovka koksa* [Coke sorting]. Moscow: Metallurgiya, 1968, 296 p. (In Russ.).
17. Syskov K.I., Verbitskaya O.V. *Osnovnye zakonomernosti povedeniya koksa pri vtorichnom nagrevanii* [Basic laws of coke behavior at secondary heating]. Moscow: Metallurgizdat, 1962, 112 p. (In Russ.).
18. Syskov K.I. *Teoriya povedeniya koksa v domennom protsesse* [Coke behavior at blast furnace process]. Moscow: Izd-vo AN SSSR, 1949, 199 p. (In Russ.).
19. Gainieva G.R., Chudnova N.T., Byzova V.I., Nikitin L.D., Bazegskii A.E. Comprehensive assessment of properties of domain coke. *Koks i khimiya*. 2002, no. 6, pp. 10–12. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed with the assistance of V. Khapaeva, a student of the Yaroslavl State Technical University, 2014.

Information about the authors:

V.A. Ivanova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair of Materials Technology, Standardization and Metrology (ivanova-waleriya@mail.ru)

K.N. Vdovin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials Science and Foundry" (vdovin@magtu.ru)

Received February 18, 2015

УДК 621.774.2

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ НА СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЙ ПРОФИЛЕГИБОЧНОЙ УСТАНОВКЕ

Самусев С.В., д.т.н., профессор кафедры технологии и оборудования
трубного производства

Жигулев Г.П., к.т.н., доцент, эксперт кафедры технологии и оборудования
трубного производства

Фадеев В.А., инженер (fdv_viktor@mail.ru)

Манахов К.С., магистрант

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

Аннотация. Представлена методика и результаты измерения профиля трубной заготовки для технологического процесса формовки листовой заготовки. При производстве сварных прямошовных труб большого диаметра зафиксировано явление отрыва заготовки от деформирующего инструмента в зоне очага деформации. Указанное явление отрыва исследовано на гибочной установке. Эксперименты показали, что заготовка в зоне отставания от рабочего инструмента имеет сложную кривизну профиля. Разработана программа расчета координат и радиусов кривизны поверхности заготовки по фотографиям очага деформации. Получена кривая профиля заготовки с учетом изменения кривизны отрыва от пуансона. Явление отрыва использовано при расчетах радиуса кривизны после разгрузки.

Ключевые слова: трубная заготовка, электросварная труба, шаговая формовка, очаг деформации, полный контакт, отрыв заготовки, пуансон, изгиб заготовки.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-154-158

Одним из наиболее продуктивных и надежных методов исследования процессов обработки металлов давлением является физическое моделирование на реальном металле. Ограничения моделирования связаны с отсутствием специализированного оборудования для конкретного процесса и математических разработок, позволяющих адекватно описать процесс формоизменения. На кафедре технологии и оборудования трубного производства НИТУ «МИСиС» ведутся работы по моделированию наиболее распространенных процессов формовки сварных прямошовных труб большого диаметра [1]. Физическое моделирование осуществляется на профилегибочной установке PBT 25 фирмы Profilbiegetechnik AG (Швейцария), которая позволяет моделировать существующие на трубных заводах (ОАО «Выксунский металлургический завод», ОАО «Ижорский трубный завод», ОАО «Челябинский трубопрокатный завод», ОАО «Волжский трубный завод») дискретные процессы формовки труб большого диаметра: UOE, Roll-bedding, JCOE. Для экспериментальных исследований разработана методика, позволяющая моделировать дискретные процессы формовки труб большого диаметра.

Основные технические характеристики гибочной машины PBT 25 приведены ниже:

Число валков	Максимальная ширина заготовки, мм	Диаметр валков, мм	Расстояние между валками, мм	Максимальный крутящий момент, Н·м	Усилие гидроцилиндра, т
3	300	110 – 300	200 – 1000	300	27

Гибочная машина состоит из сварного корпуса, на котором крепятся рабочие механизмы, обеспечивающие процесс гибки различных профилей. Все валки (два опорных и один гибочный) данной установки выполнены консольно и приводятся во вращение от электродвигателей через цепные передачи. С целью фиксации заготовки на входе и выходе из очага деформации в горизонтальной плоскости в конструкции машины предусмотрены боковые ролики. Изгиб заготовки может осуществляться либо только за счет начального перемещения гибочного валка, либо за счет протяжки ее между вращающимися опорными валками.

Для исследования процесса формоизменения на образец предварительно наносили разметку, которая фиксировалась фотосъемкой при нагрузке и после разгрузки [2].

При изгибе зафиксировали в очаге деформации два случая: полный контакт заготовки с поверхностью ги-

бочного вала (рис. 1, *а*), а также отрыв заготовки от гибочного вала (неполный контакт) (рис. 1, *б*). Указанные виды контактного взаимодействия заготовки и гибочного инструмента характерны как для формовки на прессах, так и для Roll-bedding процесса [3]. Явление отрыва практически не учтено в работах, посвященных этому вопросу, и зависит от величины нажатия гибочного вала (величина обжатия) и других параметров настройки.

Схема очага деформации, моделирующая условие полного контакта заготовки и инструмента, представлена на рис. 2, *а*, а условие неполного контакта – на рис. 2, *б* [4 – 6]. Очаг деформации согласно рис. 2 симметричный. Система координат прямоугольная. Ось x проходит через центры опорных валков, ось y – через центр межосевого расстояния. Участки заготовки

АВМКС (см. рис. 2, *а*) и *аАВМКСб* (см. рис. 2, *б*) являются жесткими, недеформированными. Вследствие симметрии нагруженная заготовка изгибается по дуге окружности [7 – 12].

Параметры настройки очага деформации для изгиба заготовки из стали 45 (см. рис. 2) представлены ниже, где $2L$ – расстояние между опорными валками, h_a , h_b – ход гибочного вала, S – толщина заготовки, R_n , r_b – радиусы гибочного вала и опорных валков:

R_n , мм	r_b , мм	S , мм	h_a , мм	h_b , мм	L , мм
137,5	97,5	6	27,19	18,08	130

Для замеров геометрических параметров заготовки в процессе формоизменения производилась фотосъем-

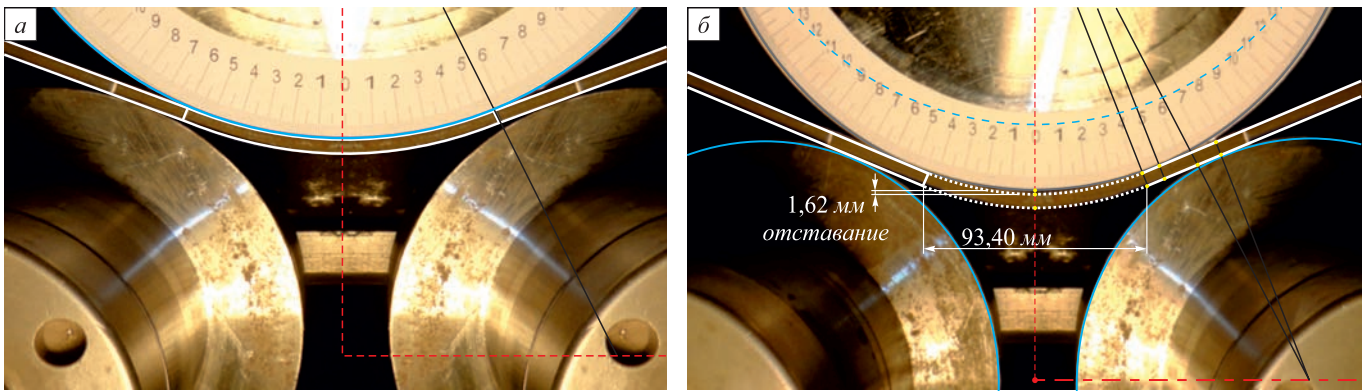


Рис. 1. Виды контактного взаимодействия заготовки с валком в очаге деформации при изгибе: *а* – полный контакт ($h_a = 18,30$ мм); *б* – отрыв заготовки ($h_b = 27,19$ мм)

Fig. 1. Types of contact interaction of the blank with the roll in the deformation zone at bending: *а* – full contact ($h_a = 18.30$ мм); *б* – workpiece separation ($h_b = 27.19$ мм)

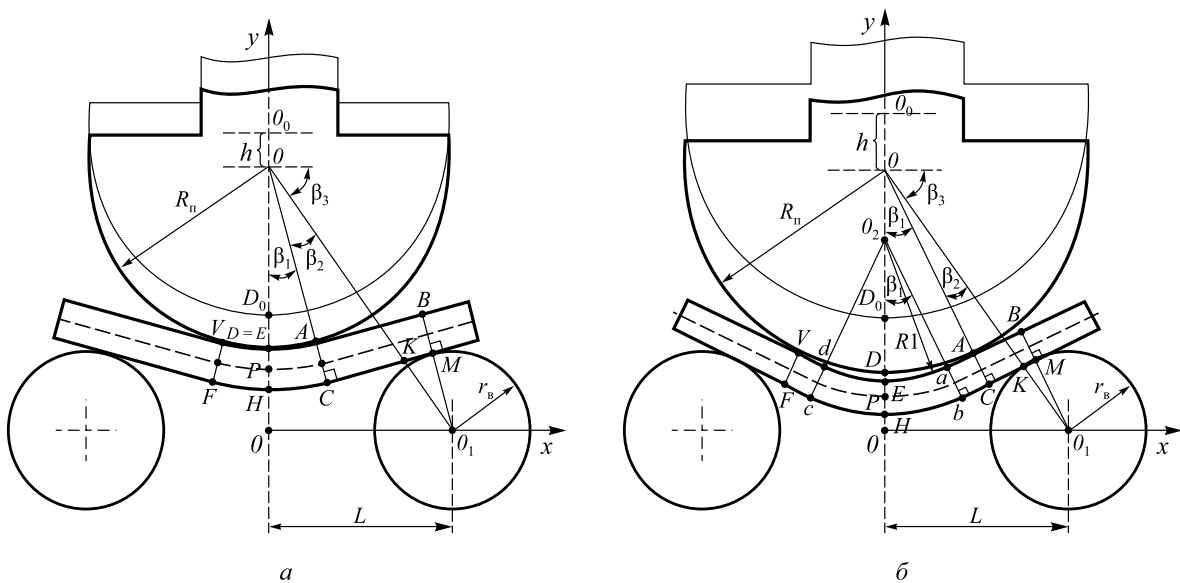


Рис. 2. Схема очага деформации при изгибе: *а* – полный контакт заготовки с гибочным валком; *б* – отрыв заготовки от гибочного вала

Fig. 2. Scheme of the deformation zone at bending: *а* – full contact with the workpiece bending roll; *б* – workpiece separation from the bending roll

Таблица 1

Сводная таблица маркировки точек и значений координат (см. рис. 2)

Table 1. Summary table of the marking points and coordinate values (Fig. 2)

Точка	Расчетные координаты, мм		Экспериментальные координаты, мм		Величина отклонения, %	
	x	y	x	y	Δx	Δy
O_o	0	241,00	0	241,20	–	–0,08
O	0	213,81	0	214,01	–	–0,09
A	50,04	85,74	51,95	86,53	–3,68	–0,91
D	0	76,31	0	76,51	–	–0,26
M	79,52	90,81	78,26	90,25	1,61	0,63
K	68,48	86,50	68,45	86,68	0,04	–0,21
B	77,33	96,40	75,87	96,13	1,93	0,28

ка. Обработка экспериментальных фотографий заготовки выполнена в системе Autodesk Autocad.

Обработка фотографии включает следующие операции: перенос фотографии в систему Autodesk Autocad, построение координатных осей на фотографии, получение координат фиксированных точек в масштабе 1:1 для наружной и внутренней поверхностей заготовки [13]. Результаты замеров геометрических параметров заготовки при нагрузке и при расчетах по схеме очага деформации (см. рис. 2), а также координаты характерных точек для расчета радиусов кривизны заготовки при нагрузке представлены в табл. 1.

Для детального анализа формы трубной заготовки в очаге при неконтактном взаимодействии были выбраны шесть характерных точек (рис. 3). Модель обжатия устанавливалась на основе упруго-пластичной деформации [14]. На участке отрыва заготовки от поверхности пуансона (см. рис. 3, дуга 1 – 6) по точкам рассчитывались радиусы формовки четырех участков, проходящих по трем соседним точкам заготовки с последующим сдвигом от центра до конечной точки

ки участка отрыва. Некоторые особенности режима деформации между заготовкой и пуансоном заключаются в том, что заготовка отрывается от пуансона и лишь небольшая ее часть контактирует с пуансоном, в результате чего получается неточная геометрия [15]. Результаты расчетов по участкам представлены в табл. 2.

Как следует из расчетов, внутренняя поверхность заготовки в очаге деформации, отстающая от гибочного вала, имеет сложную кривизну. Эксперименты показали, что радиусы четырех участков поверхности отрыва заготовки увеличиваются от центра заготовки до точки ее контакта с гибочным валком. График изменения величины радиусов поверхности отрыва заготовки от инструмента представлен на рис. 4. Зависимость изменения радиусов кривизны заготовки в очаге деформации

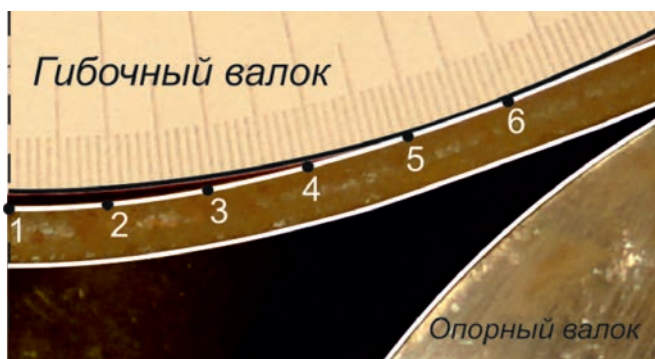


Рис. 3. Правый фрагмент очага деформации при отставании заготовки с точками

Fig. 3. Right fragment of deformation zone at lagging of workpiece with dots

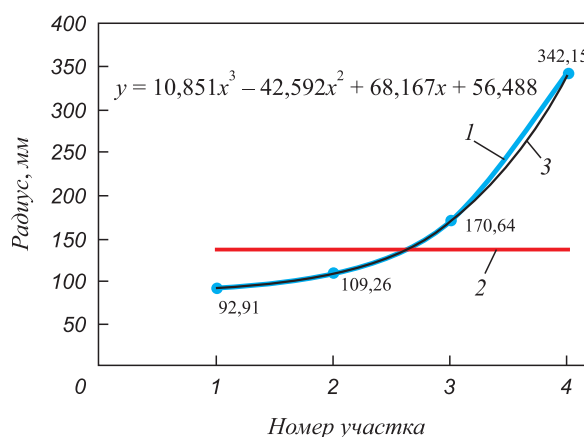


Рис. 4. Изменение радиусов кривизны для четырех размеченных участков поверхности отрыва заготовки: 1 – кривизна отставания; 2 – радиус пуансона; 3 – полиномиальная (кривизна отставания)

Fig. 4. Changes schedule of the radii of curvature for the four marked portions of the surface of workpiece separation: 1 – curvature of the lagging; 2 – radius of the punch; 3 – polynomial curvature of the lagging

Значения радиусов кривизны экспериментальной поверхности отрыва

Table 2. Values of the curvature radii of the experimental surface of separation

	1	2	3	4	5	6
x	0	5,09	15,06	24,61	37,95	51,95
y	75,10	75,25	76,36	78,31	82,01	86,53
R_{1-2-3}	92,91 участок № 1			—	—	—
R_{2-3-4}	—	109,26 участок № 1			—	—
R_{3-4-5}	—	—	170,64 участок № 1			—
R_{4-5-6}	—	—	—	342,15 участок № 1		

в зоне отрыва при нагрузке аппроксимирована полиномом третьей степени: $y = 10,85x^3 - 42,59x^2 + 68,16x + 56,48$, где y – величина изгиба профиля заготовки в фиксированных точках; x – текущее значение расстояния фиксированных точек от оси y (табл. 2). Точность аппроксимации кривой на графике (см. рис. 4) лежит в пределах 5 – 10 %.

Выводы. Разработана и освоена методика свободной гибки листовой заготовки применительно к производству сварных прямошовных труб.

На основе экспериментальных значений координат точек внутренней поверхности заготовки при нагрузке в зоне ее отрыва от инструмента рассчитаны радиусы кривизны и подобран полином изменения радиусов по всей поверхности заготовки.

Эксперименты показали, что явление отрыва заготовки оказывает существенное влияние на ее геометрические параметры и должно быть учтено.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Самусев С.В., Фадеев В.А. Установки физического моделирования процесса формовки сварных прямошовных труб в лабораторном комплексе кафедры ТОПИ НИТУ «МИСИС» // Сб. докл. Междунар. науч.-технич. конгресса «ОМД 2014. Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии». Ч. 2. – М.: Белый ветер, 2014. С. 136 – 143.
- Ильюшин А.А. Пластичность. – М.: Гостехиздат, 1948. – 376 с.
- Самусев С.В., Жигулев Г.П., Фадеев В.А., Файзулаев Ф.Х. Расчет энергосиловых параметров процесса гибки на участке производства сварных труб для магистральных трубопроводов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 7. С. 39 – 42.
- Мошнин Е.Н. Гибка и правка на ротационных машинах. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1967. – 272 с.
- Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести: Учебник для вузов. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Машиностроение, 1975. – 400 с.
- Ильюшин А.А. Механика сплошной среды. – М.: Изд-во Моск. ун-та, 1978. – 287 с.
- Малинин Н.Н. Технологические задачи пластичности и ползучести: Учеб. пособие. – М.: Высшая школа, 1989. – 119 с.
- Матвеев Ю.М. Теоретические основы производства сварных труб. – М.: Металлургия, 1967. – 168 с.
- Рымов В.А., Полухин П.И., Потапов И.Н. Совершенствование производства сварных труб. – М.: Металлургия, 1983. – 312 с.
- Романцов А.И., Жигунов К.Л., Больдт В.В., Сигида М.С. Разработка технологических режимов участка формовки трубной заготовки в линии ТЭСА 1420 ОАО «Челябинский трубопрокатный завод» // Производство проката. 2011. № 10. С. 20 – 28.
- Ильюшин А.А. Труды. Т. 2 (1946 – 1966). Пластичность / Составители Е.А. Ильюшина, М.Р. Короткина. – М.: Физматлит, 2004. – 480 с.
- Феодосьев В.И. Сопротивление материалов: Учебник для вузов. – 11-е изд. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 592 с.
- Самусев С.В., Люскин А.В., Романцев Б.А. и др. Исследование очага деформации на прессе шаговой формовки в условиях Челябинского трубопрокатного завода // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 3. С. 49 – 52.
- Fan Lifeng, Gao Ying, Li Qiang, Xu Hongshen. Quality control on crimping of large diameter welding pipe // Chinese Journal of Mechanical Engineering. 2012. November. Vol. 25. Issue 6. P. 1264 – 1273.
- Shiro Kobayashi, Soo-ik Oh, Taylan Altan. Metal forming and the finite-element method. – New York: Oxford University Press, 1989. P. 145 – 151.

Поступила 20 апреля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 3, pp. 154–158.

SIMULATION OF FORMING OF PIPE BILLET AT SPECIALIZED FORMING INSTALLATION

S.V. Samusev, G.P. Zhigulev, V.A. Fadeev, K.S. Manakhov

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

Abstract. A method and results of measuring the billets profile are described for the process of slab molding. The phenomenon of separa-

tion from the workpiece deforming tool in the area of the deformation zone was recorded at the production of longitudinal welded large-diameter pipes. This phenomenon was studied on the separation bending installation. The experiments have shown that the billet in the area of the working gap tool has a complex curvature profile. The authors have worked out a program for calculating the coordinates and radii of curvature of the surface of the workpiece on photographs

of the deformation zone. The curve of the workpiece profile based on the change of curvature of the punch was determined. The phenomenon of billets separation can be used to calculate the radius of curvature after unloading.

Keywords: tubular billet, pipe electric welding, stepping molding, deformation zone, full contact, separation of billets, punch, billet bending.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-154-158

REFERENCES

1. Samusev S.V., Fadeev V.A. Units of physical modeling of the forming process of welded longitudinal pipes in a laboratory complex "MISIS". In: *Sbornik dokladov mezhdunarodnogo nauchno-tekhnicheskogo kongressa "OMD 2014. Fundamental'nye problemy. Innovatsionnye materialy i tekhnologii"* [Proceedings of the international scientific-technical conference "OMD 2014. Fundamental problems. Innovative materials and technologies"]. Part. 2. Moscow: Belyi veter, 2014. pp. 136–143. (In Russ.).
2. Il'yushin A.A. *Plastichnost'* [Plasticity]. Moscow: Gostekhizdat, 1948, 376 p. (In Russ.).
3. Samusev S.V., Zhigulev G.P., Fadeev V.A., Faizulaev F.Kh. Calculation of energy-power parameters of bending process in production of welded pipes for gas pipelines. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 7, pp. 39–42. (In Russ.).
4. Moshnin E.N. *Gibka i pravka na rotatsionnykh mashinakh* [Bending and straightening on rotary machines]. Moscow: Mashinostroenie, 1967, 272 p. (In Russ.).
5. Malinin N.N. *Prikladnaya teoriya plastichnosti i polzuchesti: uchebnik dlya vuzov* [Applied theory of plasticity and creep: a textbook for universities]. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 400 p. (In Russ.).
6. Il'yushin A.A. *Mekhanika sploshnoi sredy* [Continuum Mechanics]. Moscow: Izd-vo Mosk. un-ta, 1978, 287 p. (In Russ.).
7. Malinin N.N. *Prikladnaya teoriya plastichnosti i polzuchesti: uchebnik dlya vuzov* [Applied theory of plasticity and creep]. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 400 p. (In Russ.).
8. Matveev Yu.M. *Teoreticheskie osnovy proizvodstva svarnykh trub* [Theoretical basis of the production of welded pipes]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 168 p. (In Russ.).
9. Rymov V.A., Polukhin P.I., Potapov I.N. *Sovershenstvovanie proizvodstva svarnykh trub* [Improving the production of welded pipes]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 312 p. (In Russ.).
10. Romantsov A.I., Zhigunov K.L., Bol'dt V.V., Sigida M.S. Development of technological modes portion forming billets in TESA 1420 line of OJSC "Chelyabinsk Tube Rolling Plant". *Proizvodstvo produktov*, 2011, no. 10, pp. 20–28. (In Russ.).
11. Il'yushin A.A. *Trudy, T. 2 (1946–1966): Plastichnost'* [Proceedings, vol. 2 (1946–1966), Plasticity]. Moscow: Fizmatlit, 2004, 480 p. (In Russ.).
12. Feodos'ev V.I. *Soprotivlenie materialov: uchebnik dlya vuzov* [Strength of Materials]. Moscow: Izd-vo MGTU im. N.E. Baumana, 2003, 592 p. (In Russ.).
13. Samusev S.V., Lyuskin A.V., Romantsev B.A., Zhigunov K.L., Fortunatov A.N. Research of the deformation zone on stepwise molding press in conditions of JSC "Cherepovets pipe-rolling plant". *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 3, pp. 49–52. (In Russ.).
14. Fan Lifeng, Gao Ying, Li Qiang, Xu Hongshen. Quality control on crimping of large diameter welding pipe. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, November 2012, vol. 25, Issue 6, pp. 1264–1273.
15. Shiro Kobayashi, Soo-ik Oh, Taylan Altan. *Metal forming and the finite-element method*. New York: Oxford University Press, 1989.

Information about the authors:

S.V. Samusev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Technology and Equipment for Pipe Production"

G.P. Zhigulev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Technology and Equipment for Pipe Production"

V.A. Fadeev, Engineer (fdv_viktor@mail.ru)

K.S. Manakhov, MA Student

Received April 20, 2015

УДК 622.781

МОДЕЛЬ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО АГЛОМЕРАТА

Рябчиков М.Ю., к.т.н., доцент кафедры автоматизированных систем управления (mr_mgn@mail.ru)

Гребенникова В.В., старший преподаватель кафедры автоматизированных систем управления (greb1981@mail.ru)

Рябчикова Е.С., к.т.н., старший преподаватель кафедры автоматизированных систем управления (mika.elena@mail.ru)

Богданов Н.В., магистрант кафедры автоматизированных систем управления (engelwelt89@mail.ru)

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

Аннотация. Рассмотрены особенности современных испытаний металлургического агломерата на прочность, их недостатки, связанные с проблемами комплексной оптимизации аглодоменного производства, требующими применения моделей разрушения агломерата. Дан обзор теорий перемещения расплава при спекании и особенностей формирования структуры агломерационного спека, а также предложена модель разрушения металлургического агломерата, основанная на комбинированном использовании модели напряженного состояния твердого включения в матрице и модели разрушения на основе закона Риттингера. Определены нагрузки, действующие на куски агломерата в испытательном барабане, и предложен способ адаптации модели разрушения агломерата с использованием данных о гранулометрических характеристиках продуктов испытаний. При адаптации предложено использовать вероятностные распределения параметров модели разрушения. Получены зависимости этих параметров от основности агломерата, содержания углерода в шихте и крупности известняка.

Ключевые слова: качество металлургического агломерата, модель разрушения агломерата, холодная механическая прочность, прочность на истирание, оптимизация управления аглодоменным производством.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-159-166

В настоящее время многие крупные металлургические предприятия ставят перед собой цели, связанные с решением задач комплексной оптимизации аглодоменного или даже аглококсодоменного производства. Например, на ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» запланирован ряд работ, направленных на решение подобной задачи, включающий подготовку информационных потоков, алгоритмического и программного обеспечения для реализации упреждающего модельного управления аглококсодоменным производством. Необходимость подобных разработок связана с непостоянством сырьевой базы предприятия, потребностью гибкого решения задач стратегического планирования при управлении производством.

Качество производимого предприятием агломерата во многом определяет эффективность доменного процесса и является связующим понятием, позволяющим решать задачи комплексной оптимизации аглодоменного производства. К параметрам оценки качества относят восстановимость, холодную механическую прочность и прочность после восстановления. Непостоянство сырьевой базы может приводить к значимым колебаниям данных параметров даже при постоянных значениях основности шихты, расхода и параметрах топлива.

Организация управления качеством агломерата требует решения двух основных проблем. Во-первых,

требуется разработка системы расчета необходимых плановых затрат топлива и прогнозируемой производительности агломашин при заданных параметрах шихты и ограничениях на качество агломерата. Во-вторых, нужна система оперативного управления дозированием топлива, поддерживающая качественные характеристики агломерата на заданном уровне в условиях поставки материалов с усреднительного склада и, тем самым, позволяющая обеспечить соответствие технологического процесса предварительно спрогнозированным плановым показателям. Решение рассмотренных задач возможно при наличии моделей агломерационного процесса [1], дополненных статистическими моделями качества металлургического агломерата [2, 3].

Статистические модели качества агломерата позволяют прогнозировать значения параметров качества в форме индексов TI , RI , RDI , определяемых требованиями стандарта ISO и ГОСТ. В то же время, в полной мере неясно, каким образом подобные оценки могут быть интегрированы с моделями доменного процесса [4, 5]. Как правило, при решении подобных задач ограничиваются усредненным влиянием показателя на общую эффективность доменного процесса. Список таких эффектов представляют в форме таблиц отклонения показателей процесса от базового режима [6]. Например известно, что уменьшение содержания фракции 5 – 0 мм

в железорудной шихте на 1 % приводит к уменьшению расхода кокса в доменном процессе на 0,5 % и росту производительности доменных печей на 1 %.

Одним из способов уточнения эффектов, связанных с изменением холодной механической прочности агломерата, является использование моделей разрушения, адаптируемых по результатам испытаний агломерата на прочность в испытательном барабане.

Нагрузки на агломерат в испытательном барабане (ГОСТ 15137-77)

Под механической прочностью агломерата понимают его способность сопротивляться разрушающим усилиям (сжатию и удару) при транспортировке, загрузке и движении в доменной печи. На металлургических предприятиях агломерат на прочность испытывают согласно ГОСТ 15137-77 в барабане диаметром 1000 мм и длиной 500 мм с приваренными внутри двумя полками высотой 50 мм. Специально отобранную пробу агломерата крупностью 5 – 40 мм и массой 15 кг загружают в барабан, который затем совершает 200 оборотов со скоростью 25 об/мин. Показателем холодной механической прочности является отношение массы фракции 5 – 0 мм (6,3 – 0 мм согласно ISO) к массе исходной пробы, выраженное в процентах.

Движение кусков агломерата в испытательном барабане определяется скоростью вращения барабана, коэффициентом трения кусков с полочками, размерами кусков. Численное моделирование траекторий движения кусков в барабане (рис. 1) показало относительно слабое влияние последних двух факторов. Полученное среднее значение скорости, при которой происходит удар, составляет $\vartheta_0 = 4,15$ м/с.

Куски агломерата испытывают динамическую нагрузку в виде кратковременных ударов при падении с полочек барабана. При реальном ударе макроскопических тел происходит деформация соударяющихся тел и распространение по ним упругих волн, передающих взаимодействие от сталкивающихся границ по всему телу. Согласно работе [7], время удара можно оценить из выражения

$$\Delta t = \frac{2L}{C_p}, C_p = \sqrt{\frac{K + (4/3)G}{\rho}} = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)\rho}}, \quad (1)$$

где Δt – продолжительность удара, с; C_p – скорость распространения упругой продольной волны; $2L$ – характерный размер куса агломерата с учетом распространения волны в прямом и обратном направлении; K – модуль объемного сжатия; G – модуль сдвига; E – модуль Юнга, Па; ν – коэффициент Пуассона; ρ – плотность вещества, кг/м³.

Согласно данным работы [8], где выполнено исследование физико-механических свойств минеральных фаз аглоспексов, полученных из концентратов железных

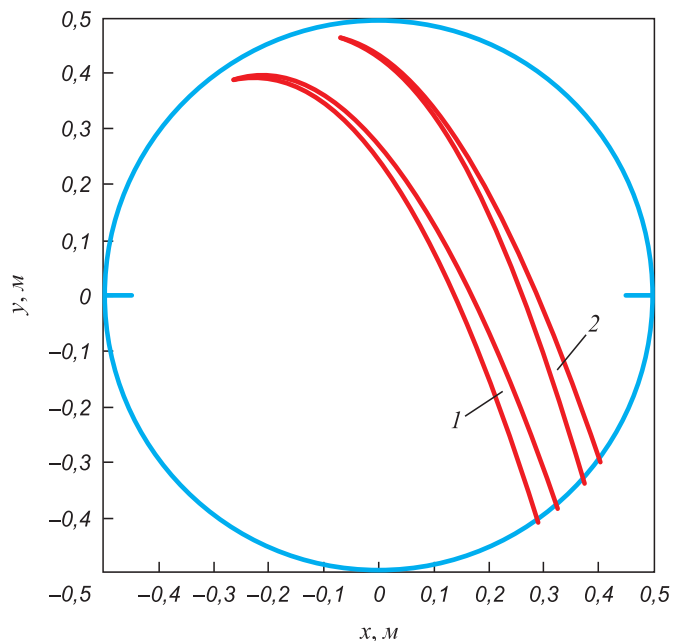


Рис. 1. Траектории движения кусков агломерата различного размера при падении в испытательном барабане:
1 – при коэффициенте трения 0,1 (скорости удара 4,13 – 4,17 м/с);
2 – при коэффициенте трения 0,8 (скорости удара 4,09 – 4,15 м/с);
x, y – координаты относительно центра барабана, м

Fig. 1. Movement patterns for sinter lumps of various size upon falling in a test drum:

1 – at the friction coefficient of 0.1 (impact velocity of 4.13 – 4.17 m/s);
2 – at the friction coefficient of 0.8 (impact velocity of 4.09 – 4.15 m/s);
x, y – coordinates relative to the drum center, m

руд разных месторождений, модуль Юнга принят на минимальном уровне $E = 150$ ГПа. Объемная плотность агломерата, определяемая внешним объемом твердого образца, без учета присутствующих в нем пустот (открытых и закрытых пор, трещин и щелей) принята на уровне 3500 кг/м³. Среднее значение коэффициента Пуассона $\nu = 0,15$ [9].

Считаем, что происходит неупругий удар, тогда из закона сохранения энергии находим силу, действующую на кусок агломерата:

$$F = ma_t = m \frac{\Delta \vartheta}{\Delta t} = \rho V \frac{\vartheta_0 - 0}{\Delta t} = \rho V \frac{\vartheta_0}{\Delta t}, \quad (2)$$

где m – масса куса агломерата; V – объем куса агломерата, м³; a_t – ускорение торможения, м/с².

Для перехода от размера кусков агломерата к их массе и расчету давления, связанного с ударом, необходимо задаться формой кусков, что требует в общем случае принятия допущений. Исходя из результатов скелетизации и морфологической обработки изображений агломерата (рис. 2) в работе [10] формой принят додекаэдр (пять сторон у грани).

Считая, что сила удара F воздействует на грань, определим нагрузку (давление) Q , которую испытывает кусок при ударе:

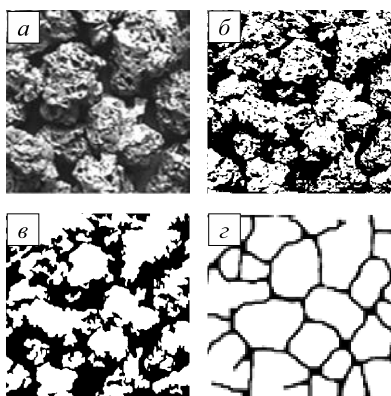


Рис. 2. Этапы обработки изображения насыщенного слоя агломерата: *a* – исходное изображение; *б* – бинарное изображение; *в* – результат бинарной рекурсивной фильтрации; *г* – результат скелетизации и морфологической обработки [6]

Fig. 2. Sinter filling layer, stages of image processing: *a* – initial image; *б* – binary image; *в* – result of binary recursive filtering; *г* – result of thinning operation and morphological processing [6]

$$Q = \frac{F}{S_{\text{гр}}}; S_{\text{гр}} = \frac{3l^2 \sqrt{5(5+2\sqrt{5})}}{12}; l = \sqrt[3]{\frac{4V}{15+7\sqrt{5}}}, \quad (3)$$

где V – объем куска, м^3 ; l – длина ребра, м ; $S_{\text{гр}}$ – площадь грани, м^2 .

Таким образом, принятые допущения позволяют решать задачи адаптации моделей разрушения по результатам испытаний в барабане.

Описание процессов формирования агломерационного спека

Известно, что результат разрушения руд и агломерата во многом определяется их структурными характеристиками [8]. Закономерности разрушения агломерата изучены меньше, чем металлов и других твердых тел.

Согласно работе [11], шихту можно представить как совокупность примыкающих друг к другу элементарных ячеек размером максимум до 2 см. Неокомкованная мелкая часть шихты (0 – 2 мм), включая часть частиц топлива, располагается в зазорах между комочками шихты размером от 12 до 2 мм. Закристаллизовавшийся агломерационный спек представляет собой структуру, состоящую из уплотненных объемов железорудного материала размером от 5 до 25 мм, соединенных друг с другом перегородками небольшой толщины. Такие уплотненные объемы чередуются с порами размером 5 – 10 мм. В работе [12] такая блочная макроструктура спека объяснена точечным расположением частиц топлива в шихте – очаги горения частиц топлива удалены друг от друга на расстояние от 5 до 10 – 15 мм.

Известны различные теории перемещения расплава при спекании. Согласно Е.Ф. Вегману, образующийся вокруг горящей частицы топлива расплав натекает

на нее и постепенно заполняет пространство, которое занимала эта частица. После полного выгорания на ее месте образуется блок. Согласно рассмотренной в работе [11] теории В.И. Коротича считается, что процессам, идущим в высокотемпературной зоне спекаемого материала, предшествует период, в котором появляются железистые расплавы при температурах 1100 – 1200 °С. Наиболее интенсивно все эти процессы идут в поровом пространстве между комочками шихты. По этим порам-каналам с большой скоростью движется газовый поток, обеспечивающий горение топливных частиц. Первые порции расплава появляются вблизи горящих частиц коксика, имеющих температуру на поверхности выше 1600 °С. Образовавшийся расплав удаляется от частиц топлива, втягиваясь капиллярными силами в поры еще не расплавившейся шихты.

На среднестатистический характер макроструктуры спека оказывают влияние такие факторы, как содержание топлива в шихте, крупность частиц топлива, гранулометрический состав шихты, основность шихты, влияющая на вязкость и динамику перемещения расплава. В зависимости от сочетания этих факторов возможно получение различных по макроструктуре железорудных агломератов.

Агломераты с мелкопористой губчатой структурой получаются при спекании шихт из концентратов с небольшим размером кусков. При спекании образуется большое количество равномерно распределенных очагов горения коксика. Для соединения комочков в этих условиях не требуется большого количества расплава, и процесс ведется при минимальном содержании углерода в шихте, который составляет 2,5 – 3,5 %. Основным связующим элементом в структуре спека является манжета агломерационного расплава, защемленная между соседними элементами шихты (комочками, образованными вокруг кусков возврата).

Блочная крупнопористая структура образуется при использовании шихт из железорудных компонентов с эквивалентным диаметром комочков до 10 – 12 мм. Для достижения полного сплавления крупных комочков шихты требуется более продолжительное воздействие высоких температур, что требует применения более крупных частиц коксика (1,5 – 3,0 мм), а также большего расхода топлива (до 5,0 – 5,5 %). Это приводит к образованию значительного количества расплава, который сплавляется с зародышем комочка в единое целое.

Монолитная структура образуется при высоких расходах твердого топлива в шихте, а также при ее высокой основности. Для такого типа структуры характерны сильно оплавленные участки рудного материала [4].

Общий принцип формирования блочной структуры агломерационного спека иллюстрирует рис. 3. Исходя из приведенного обзора, можно сделать заключение, что прочность агломерата мелкопористой структуры определяется прочностью манжеты агломерационного расплава. В таком случае элемент разрушаемой струк-

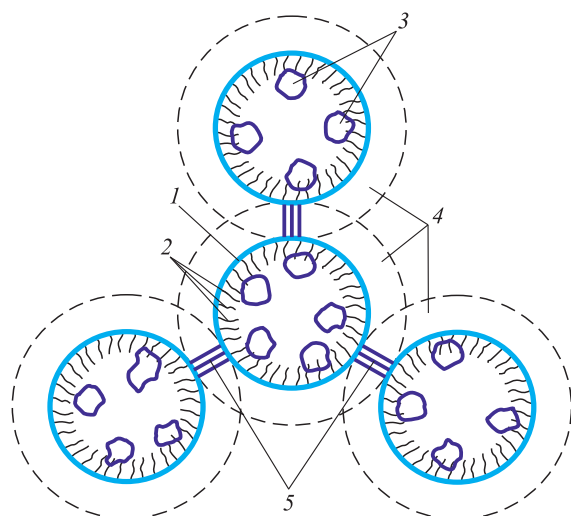


Рис. 3. Общий принцип формирования блочной структуры агломерационного спека:

1 – окомкованный кусок шихты; 2 – накатанная часть; 3 – окомкованные частицы топлива; 4 – область манжеты (пространство стяжек и пор); 5 – условные стяжки

Fig. 3. Sinter cake block structure, general concept of formation:

1 – pelletized lump of charge material; 2 – distributed portion; 3 – pelletized particles of fuel; 4 – clamping area (area of constrictions and pores); 5 – conventional constrictions

туры может быть представлен как тело с твердым включением, которым является кусок возврата, упрочненный расплавом окомкованной шихты, вокруг которого расположена манжета агломерационного расплава, имеющая более низкую прочность вследствие неоднородной структуры и наличия пор. При переходе к крупнопористой и монолитной структуре можно предположить, что роль твердого включения могут также выполнять крупные области застывшего расплава.

Одним из наиболее распространенных механизмов образования зародышевых трещин общепризнан дислокационный механизм. Схема модели для случая сжимающих нагрузок, приложенных к внешней поверхности, приведена на рис. 4.

На рис. 4 рассмотрен случай разрушения с формированием одноосного напряженного состояния. Приведенную модель можно обобщить на случай гидростатического давления – аналог включения одного минерала в другой, испытывающего всестороннее давление со стороны окружающих его зерен других минералов. Радиальные и угловые составляющие нормальных напряжений в матрице σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$ являются функцией множества параметров. Аналитическое решение задачи предложено в работе [8]. Значения σ_{rr}^r , $\sigma_{\theta\theta}^r$ на границе срастания при гидростатическом давлении могут быть найдены из выражений:

$$\begin{aligned}\sigma_{rr}^r &= -P \frac{3E_B(1-\nu_M)}{E_B(1+\nu_M) + 2E_M(1-2\nu_B)}; \\ \sigma_{\theta\theta}^r &= -P \frac{3E_B\nu_M - 3E_M(1-2\nu_B)}{E_B(1+\nu_M) + 2E_M(1-2\nu_B)}.\end{aligned}\quad (4)$$

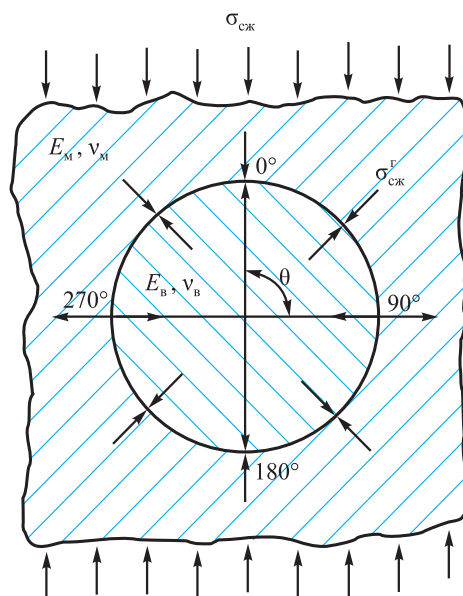


Рис. 4. Модель напряженного состояния твердого включения в матрице:

E_B, E_M, ν_M, ν_B – модуль упругости и коэффициент Пуассона включения и матрицы; $\sigma_{сж}$ – величина приложенного напряжения; $\sigma_{сж}^r$ – величина напряжения на границе срастания [5]

Fig. 4. Model of hard inclusion tension in the matrix:

E_i, E_m, ν_m, ν_i – modulus of elasticity and Poisson's ratio for inclusion and matrix; σ_{compr} – applied tension; $\sigma_{сж}^r$ – tension at the intergrowth boundary [5]

Авторами показано, что характер разрушения руд со структурами подобного типа будет определяться соотношением прочности вмещающей среды и включения. Частный случай решения разобран в работе [13] на примере задачи деформирования руды с жесткими включениями в условиях сжатия. Рассмотрена одномерная задача о деформировании упругого шара с внешним радиусом b с абсолютно жестким сферическим включением радиуса a в центре шара под действием равномерного давления Q на внешней поверхности шара. Разрушение происходит при достижении максимальным касательным напряжением $\tau = |\sigma_{\max} - \sigma_{\min}|/2$ предельного значения $\sigma_c/2$, где $\sigma_{\max}$ и $\sigma_{\min}$ – максимальное и минимальное значение главного напряжения, а σ_c – прочность на одноосное сжатие. Максимальное касательное напряжение на расстоянии r от центра шара равно

$$\tau = \frac{Q}{2} \frac{3(1-2\nu_M) \frac{a^3}{r^3}}{(1+\nu_M) + 2(1-2\nu_M) \frac{a^3}{b^3}}, \quad (a \leq r \leq b). \quad (5)$$

Наибольшая величина максимального касательного напряжения достигается на контакте руды с жестким включением, т. е. разрушение начинается на внутренней границе шара. Поскольку в процессе деформирования руды напряжения не превышают величины прочности руды на сжатие σ_c , то в случае равенства

сжимающей гидростатической нагрузки Q прочности на сжатие, разрушение начинается изнутри на контакте жесткого включения с рудой ($r = a$).

Рассмотренный способ позволяет выполнить моделирование разрушения манжеты, однако при приближении размеров кусков к размерам жесткого включения $2a$, модель (5) не позволяет оценить ход дальнейшего разрушения. Учитывая максимальные размеры $2a = 10 - 12$ мм и требования ГОСТ по оценке долей менее 5 и 6,3 мм, необходимо моделирование дальнейшего разрушения и образования мелочи.

Для описания разрушения частиц размером менее $2a$ используем математическую модель разрушения, основанную на законе Риттингера, рассмотренную в работе [14]. Согласно этому закону, расход энергии U на измельчение породы пропорционален вновь образованной поверхности с площадью S_n и не зависит от формы механизма измельчения и величины энергии удара:

$$U = KS_n = K \left(\frac{1}{d_{cp}} - \frac{1}{D_{cp}} \right) n = Kn \left(\frac{\gamma - 1}{D_{cp}} \right), \quad d_{cp} = \frac{D_{cp}}{\gamma}, \quad (6)$$

где K – коэффициент пропорциональности или показатель удельной поверхностной энергоемкости разрушения; D_{cp} и d_{cp} – средние диаметры кусков породы до и после дробления соответственно; n – количество кусков породы; γ – кратность дробления.

Примем, что разрушение происходит при $\tau > \sigma'_c$, где $\sigma'_c = \sigma_c/b$; b – внешний радиус куска; σ_c – параметр адаптации модели, не зависящий от размера куска. Тогда, учитывая, что разрушение происходит при малых значениях $a \approx 0$ в точке $r = a$, получим условие разрушения:

$$\frac{Q}{2} \frac{3(1 - 2v_m)}{1 + v_m} > \frac{\sigma_c}{b} \quad \text{или} \quad \tau' > \sigma_c, \quad \text{где} \\ \tau' = b \frac{Q}{2} \frac{3(1 - 2v_m)}{1 + v_m}. \quad (7)$$

Для практического использования рассмотренной модели требуется разработка способа ее адаптации и настройки в соответствии с результатами, полученными при тестировании агломерата на прочность в барабане.

Адаптация модели разрушения и полученные результаты

Сопоставление результатов расчетов по уравнениям (5), (7) с экспериментальными данными затруднено случайным характером величин σ_m (прочность манжеты на одноосное сжатие) и σ_c для различных кусков агломерата. Поэтому параметрами адаптации модели разрушения приняты нормальные распределения $N(M(\sigma_m), S^2(\sigma_m))$ и $N(M(\sigma_c), S^2(\sigma_c))$, а также параметр a . Для расчета стабильного гранулометрического

состава агломерата после испытаний выполняли моделирование разрушения 20 тыс. кусков агломерата.

Модель разрушения настраивалась по данным работы [15]. Использовались сведения по шестидесяти трем гранулометрическим составам агломератов из руд различных месторождений и разного фракционного состава. Для каждого случая удалось подобрать параметры, обеспечивающие соответствие расчетной плотности распределения размеров кусков экспериментальным данным. На рис. 5 приведен пример расчетной функции плотности распределения.

На рис. 6 приведены зависимости M , S , a от содержания углерода в шихте для агломератов различной основности из оленегорского концентрата, высокогорской магнетитовой аглоруды и соколовской руды, позволяющие отметить ряд общих тенденций, связанных с расходом топлива.

С ростом содержания углерода математическое ожидание $M(\sigma_m)$ увеличивается, т. е. прочность манжеты растет, что, однако, сопровождается ростом дисперсии прочности $S^2(\sigma_m)$.

Следует отметить высокую степень соответствия полученных зависимостей для параметров a , $M(\sigma_c)$, $S(\sigma_c)$, характеризующих прочность твердых включений, окруженных манжетой. Можно предположить, что с ростом содержания углерода роль расплава в формировании таких центров растет, что приводит к уменьшению разброса значений $M(\sigma_c)$ различных агломератов. Это также может являться причиной стабилизации среднего размера твердых включений a наряду с большим оплавлением кусков агломерируемых окомкованных материалов.

Настройка моделей по представленным в работе [15] производственным данным, полученным при достаточном расходе топлива (высокая степень постоянства индекса механической прочности TI), показало наличие ряда тенденций, связанных с основностью агломерата (рис. 7).

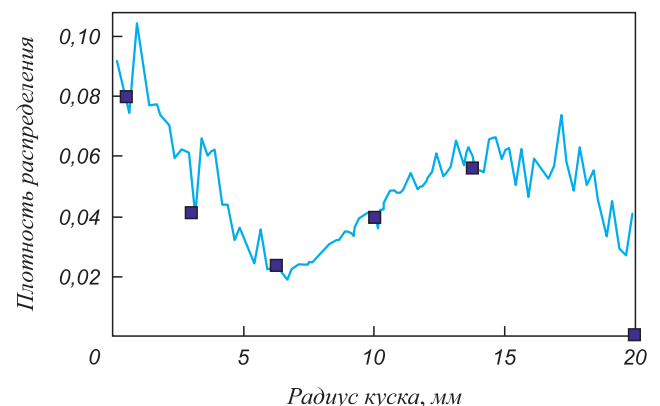


Рис. 5. Пример расчетной функции плотности распределения радиусов кусков после моделирования разрушения агломерата (точками показаны экспериментальные данные)

Fig. 5. Distribution density of lump radii after sinter fracture simulation, example of calculated function (points denote experimental data)

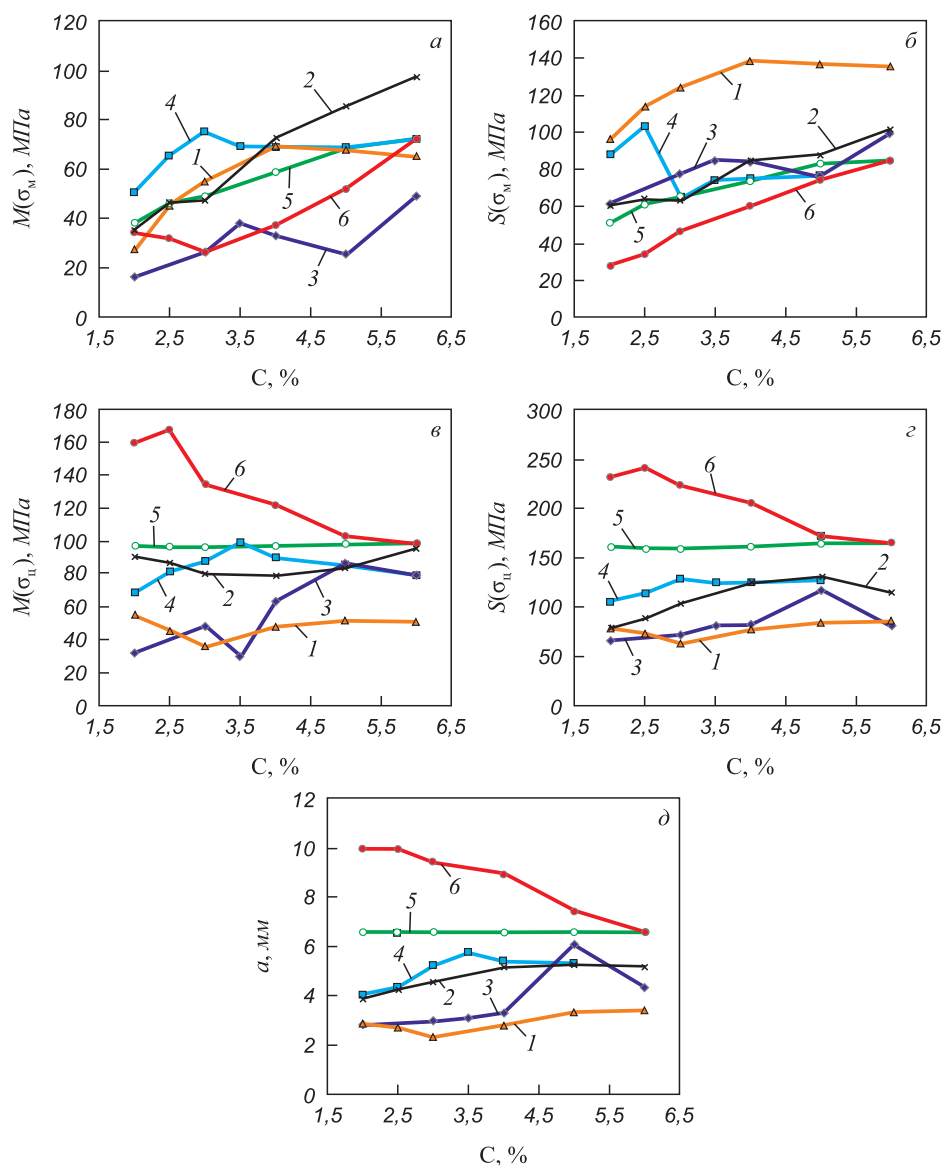


Рис. 6. Зависимости настроек модели разрушения от содержания углерода топлива в шихте:

1, 2 – высокогорская магнетитовая аглоруда при основности 0,1 и 1,2 соответственно; 3, 4 – оленегорский концентрат при основности 0,3 и 0,75 соответственно; 5, 6 – соколовская руда при основности 0,1 и 1,2 соответственно

Fig. 6. Dependences of fracture model adjustments from fuel carbon content in charge material:

1, 2 – magnetite sintering ore from Vysokogorskii mining and processing works with basicity of 0.1 and 1.2 respectively; 3, 4 – concentrate from Olenegorskii mining and processing works, with basicity of 0.3 and 0.75 respectively; 5, 6 – ore from Sokolovskii mining and processing works with basicity of 0.1 and 1.2 respectively

С ростом основности в диапазоне 0,1 – 1,2 происходит увеличение средней прочности включений, а также стабилизация прочности манжеты.

В таблице приведены результаты настройки модели при различном размере частиц известняка в шихте.

Из таблицы видно, что при большем размере частиц известняка увеличивается размер и прочность твердого центра, но существенно снижается прочность манжеты, что приводит к снижению индекса холодной механической прочности.

Выводы. Из полученных в ходе настройки модели результатов следует, что прочность агломерата определяется совокупностью параметров, описывающих как

средние значения прочности манжеты и включений, так и их разброс. При этом одному и тому же индексу холодной механической прочности TI могут соответствовать различные комбинации значений параметров адаптации, что свидетельствует о том, что барабанные индексы прочности как параметры стабилизации качества агломерата могут не гарантировать стабилизацию показателей доменного процесса при значимом изменении рудной базы металлургического предприятия.

Для настройки модели разрушения в таком случае требуются данные о гранулометрическом составе агломерата до и после испытаний в барабане. Адаптация модели по заданному индексу TI может быть выполне-

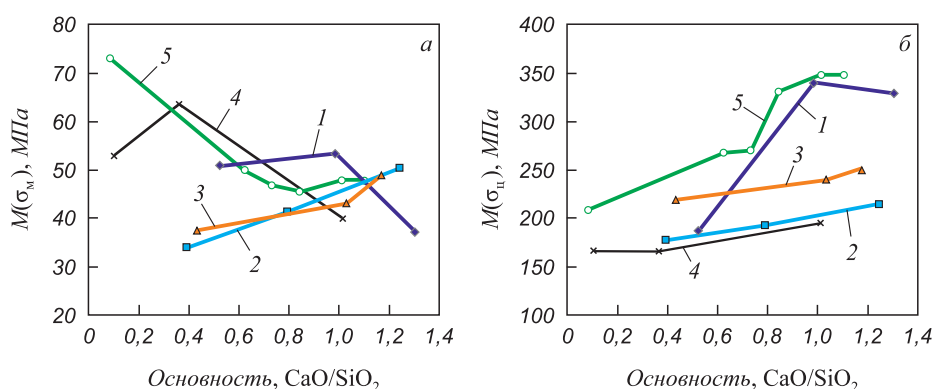


Рис. 7. Зависимости настроек модели разрушения от основности, полученные по производственным данным при достаточном расходе топлива: 1 – ПАО «Северсталь»; 2 – ЕВРАЗ НТМК; 3 – ОАО «Высокогорский горно-обогатительный комбинат»; 4 – ЗАО «Макеевский металлургический завод»; 5 – ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог»

Fig. 7. Dependences of fracture model adjustments from basicity parameters based on production data, at sufficient fuel consumption: 1 – PJSC Severstal; 2 – “EVRAZ NTMK”; 3 – OJSC “Vysokogorskii GOK”; 4 – CJSC “Makeevskii Metallurgical Plant”; 5 – PJSC “ArcelorMittal Krivoy Rog”

Влияние крупности известняка на параметры модели разрушения

Influence of limestone lump size on fracture model parameters

Крупность известняка, мм	a , мм	$M(\sigma_m)$, МПа	$S(\sigma_m)$, МПа	$M(\sigma_{ц})$, МПа	$S(\sigma_{ц})$, МПа	TI , %
3	14	12,9	32,2	264,8	309,3	62,65
1	8	56,4	45,0	167,3	187,5	68,87

на при наличии данных об общих тенденциях и взаимосвязях между параметрами адаптации для рассматриваемых условий агломерационного процесса.

Основным достоинством предложенных моделей является возможность их последующего использования в составе моделей транспортировки агломерата, а также в доменном процессе с целью решения задач комплексной оптимизации аглодоменного производства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рябчиков М.Ю., Гребенникова В.В. Комплекс моделей автоматизированной системы интеллектуальной поддержки управления качеством металлургического агломерата // Автоматизированные технологии и производство. 2015. № 2 (8). С. 4 – 8.
2. Ryabchikov M. Y., Grebennikova V. V. Simulation of the combined effect of production factors on metallurgical sinter mechanical strength // Metallurgist. 2013. Vol. 57. No. 3/4. P. 274 – 283.
3. Рябчиков М.Ю., Гребенникова В.В., Рябчикова Е.С. Контроль качества металлургического агломерата с использованием модели восстановимости // Сталь. 2014. № 2. С. 4 – 8.
4. Дмитриев А.Н., Витькина Г.Ю., Чесноков Ю.А. Создание методических основ анализа влияния качественных характеристик железорудного сырья и кокса на технико-экономические показатели доменного процесса: Сб. тр. «Физическая химия и технология в металлургии». – Екатеринбург: Имет УрО РАН, 2015. С. 309 – 314.
5. Перминов А.И. Повышение эффективности доменной плавки на основе рационального выбора состава шихты: Дис. ... канд. техн. наук. – Екатеринбург, 2008. – 153 с.
6. Товаровский И.Г. Нормативная оценка влияния параметров доменной плавки на расход кокса и производительность // Сталь. 2014. № 5. С. 4 – 11.
7. Сивухин Д.В. Общий курс физики: Учеб. пособие для вузов. – М.: Физматлит, Изд-во МФТИ, 2005. – 560 с.
8. Хопунов Э.А. Селективное разрушение минерального и техногенного сырья (в обогащении и металлургии). – Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2013. – 429 с.
9. Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. Акустическая механика кристаллических материалов // Известия РАН. Механика твердого тела. 2010. № 4. С. 43 – 62.
10. Ершов Е.В. Методы, модели и алгоритмы управления технологическим процессом производства агломерата на основе оптико-электронного контроля его качества: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Курск: ГОУ ВПО КурскГТУ, 2009. – 36 с.
11. Коротич В.И., Фролов Ю.А., Бездежский Г.Н. Агломерация рудных материалов. – Екатеринбург: ГОУ ВПО «УГТУ-УПИ», 2003. – 400 с.
12. Вегман Е.Ф., Похвиснев А.Н., Шаров С.И. и др. Исследование текстуры железорудного агломерата // Сталь. 1969. № 10. С. 873 – 877.
13. Болтенгаген И.Л., Власов В.Н., Клишин В.И. Расчет параметров валкового пресса для дробления кимберлитовой руды // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2003. № 3. С. 61 – 72.
14. Дырда В.И., Калашников В.А., Хмель И.В., Калганков Е.В. Кинетика измельчения минерального сырья в шаровых мельницах с резиновой футеровкой // Геотехнічна механіка. 2013. № 108. С. 89 – 96.
15. Базилевич С.В., Вегман Е.Ф. Агломерация. – М.: Металлургия, 1967. – 368 с.

Поступила 12 октября 2015 г.

FRACTURE MODEL OF METALLURGICAL SINTER

**M.Yu. Ryabchikov, V.V. Grebennikova, E.S. Ryabchikova,
N.V. Bogdanov**

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

Abstract. The paper covers specific features of up-to-date test methods for metallurgical sinter strength, deficiencies of these methods, related to issues of overall improvement of sintering and blast-furnace production processes requiring application of sinter fracture models. Theories of liquid melt migration upon sintering as well as features of sinter cake formation are reviewed; a model of metallurgical sinter fracture is suggested as well, which is based on combined use of the model for hard inclusion tension in the matrix along with the fracture model based on Rittinger's law. Forces applied to sinter lumps in a test drum are determined and a method for adjustment of the sinter fracture model is suggested with use of granulometric properties of products under testing. It is suggested to use probability distribution of fracture model parameters for the purpose of adjustment. Dependences of these parameters from sinter basicity, carbon content in the charge material and limestone lump size are determined.

Keywords: quality of metallurgic sinter; sinter fracture model; cold mechanical strength; abrasion resistance; improvement of control over sintering and blast-furnace production.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-159-166

REFERENCES

1. Ryabchikov M.Yu., Grebennikova V.V. Set of models for automated intelligent assistance system for quality control of metallurgical sinter. *Avtomatizirovannye tekhnologii i proizvodstva*. 2015, no. 2(8), pp. 4–8. (In Russ.).
2. Ryabchikov M. Y., Grebennikova V. V. Simulation of the combined effect of production factors on metallurgical sinter mechanical strength. *Metallurgist*. 2013, vol. 57, no. 3/4, pp. 274–283.
3. Ryabchikov M.Yu., Grebennikova V.V., Ryabchikova E.S. Control of metallurgical sinter quality using reducibility model. *Stal'*. 2014, no. 2, pp. 4–8. (In Russ.).
4. Dmitriev A.N., Vit'kina G.Yu., Chesnokov Yu.A. Development of methodological basis for analysis of iron-ore raw material and coke quality influence on technical and economic performance of blast-furnace melting process. In: *Fizicheskaya khimiya i tekhnologiya v metallurgii. Sbornik trudov, posvyashchennyi 60-letiyu IMET UrO RAN* [Physical chemistry and technology of metallurgy. Coll. of works dedicated to the 60th anniversary of IMET UB RAS]. Ekaterinburg, 2015, pp. 309–314. (In Russ.).
5. Perminov A.I. *Povyshenie effektivnosti domennoi plavki na osnove ratsional'nogo vybora sostava shikhty: dis. ... kand. tekhn. nauk.* [Improvement of blast-furnace melting productivity based on reasonable selection of charge material composition. Cand. Tech. Sci. Diss.]. Ekaterinburg, 2008, 153 p. (In Russ.).
6. Tovarovskii I.G. Influence of blast-furnace parameters on coke consumption and productivity. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 5, pp. 350–358.
7. Sivukhin D.V. *Obshchii kurs fiziki: ucheb. posobie dlya vuzov* [General physics course: manual for universities]. Moscow: Fizmatlit: Izd-vo MFTI, 2005, 560 p. (In Russ.).
8. Khopunov E.A. *Selektivnoe razrushenie mineral'nogo i tekhnogen-nogo syr'ya (v obogashchenii i metallurgii)* [Selective fracture of mineral and industrial raw material (in terms of concentration and metallurgy)]. Ekaterinburg: OOO "UIPTs", 2013, 429 p. (In Russ.).
9. Gol'dshteyn R.V., Gorodtsov V.A., Lisovenko D.S. Acoustic mechanics of crystalline materials. *Izvestiya RAN, MTT*. 2010, no. 4, pp. 43–62. (In Russ.).
10. Ershov E.V. *Metody, modeli i algoritmy upravleniya tekhnologicheskimi protsessami proizvodstva aglomerata na osnove optiko-elektronnogo kontrolya ego kachestva: avtoref. diss.: dok. tekhn. nauk.* [Methods, models and procedures of sinter production process control based on electro-optical inspection of its quality. Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Kursk: GOU VPO KurskGTU, 2009, 36 p. (In Russ.).
11. Korotich V.I., Frolov Yu.A., Bezdezhskii G.N. *Agglomeratsiya rudnykh materialov* [Sintering of ore materials]. Ekaterinburg: GOU VPO "UGTU-UPI", 2003, 400 p. (In Russ.).
12. Pokhvisnev A.N., Sharov S.I., Vegman E.F. Investigation of iron-ore sinter texture. *Stal'*. 1969, no. 10, pp. 873–877. (In Russ.).
13. Boltengagen I.L., Vlasov V.N., Klishin V.I. Calculation of roller-press parameters for kimberlite ore crushing. *Journal of Mining Science*. 2003, vol. 39, no. 3, pp. 260–270.
14. Dyrda V.I., Kalashnikov V.A., Khmel' I.V., Kalgankov E.V. Kinetics of crushing of mineral raw materials in rubber-lining ball mills. *Geotekhnicheskaya mekhanika*. 2013, no. 108, pp. 89–96. (In Russ.).
15. Bazilevich S.V., Vegman E.F. *Agglomeratsiya* [Sintering]. Moscow: Metallurgiya. 1967, 368 p. (In Russ.).

Information about the authors:

M.Yu. Ryabchikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Automated Control Systems (mr_mgn@mail.ru)

V.V. Grebennikova, Senior Lecturer of the Chair of Automated Control Systems (greb1981@mail.ru)

E.S. Ryabchikova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair of Automated Control Systems (mika.elena@mail.ru)

N.V. Bogdanov, MA Student (engelwelt89@mail.ru)

Received October 12, 2015

УДК 621.771.014.2

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ РАСЧЕТА ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ РАСКАТКЕ ГИЛЬЗ В ТРЕХВАЛКОВОМ СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ

Харитонов Е.А., к.т.н., доцент, старший научный сотрудник кафедры

«Обработка металлов давлением» (nx-omd@mail.ru)

Романенко В.П., к.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением»

Будников А.С., магистр, инженер кафедры «Обработка металлов давлением» (far128@yandex.ru)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

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

Аннотация. Рассмотрены основные особенности процесса винтовой раскатки стальных труб в трехвалковом стане винтовой прокатки. Учитывая различие в распределении удельных сил по очагу деформации, разработана методика расчета деформационных параметров процесса раскатки гильзы-трубы в очаге деформации на длинной оправке. Приведены методики расчета частных обжатий и площади контактной поверхности металла с валком в зонах обжатия по диаметру (редуцирования) и обжатия по стенке гильзы, которые учитывают тангенциальное истечение металла в зазоры между валками, характерное для процессов раскатки тонкостенных труб с соотношением диаметра к толщине стенки $D_t/S_t > 8$. Результаты исследования предназначены для промышленного использования при производстве труб с отношением $D_t/S_t = 8 - 15$ с допусками по толщине стенки $\pm 6\%$, по диаметру $\pm 0,5\%$. Результаты исследования позволяют расширить понимание особенностей процесса получения тонкостенных труб на трубопрокатных агрегатах с раскатными станами винтовой прокатки.

Ключевые слова: винтовая прокатка, ширина контактной поверхности, частное обжатие, зона редуцирования, зона обжатия, особенности контактной поверхности, удельная сила, входной участок, гребень вала, трехвалковый стан.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-167-172

Процесс винтовой раскатки труб используется для получения высокоточных труб, применяющихся при производстве подшипников, муфт, колец и других изделий из шарикоподшипниковых средне- и высоколегированных марок сталей, таких как ШХ-15, 20Х, 40Х, 32Г2С и др.

Процесс раскатки производится на длинной плавающей оправке. На рис. 1, а приведена схема очага деформации трехвалкового раскатного стана, валки которого повернуты на угол подачи β (в горизонтальной плоскости), обеспечивающий осевое перемещение заготовки и угол раскатки γ (в вертикальной плоскости). Очаг деформации состоит из четырех основных участков: входной конус, состоящий из участка редуцирования (посадки внутреннего диаметра гильзы на оправку) и участка обжатия перед гребнем, участка интенсивного обжатия гребнем, калибрующего участка и выходного участка.

В процессе раскатки, при входе в контакт металла с валком, в начале осуществляется редуцирование диаметра раската, затем обжатие стенки трубы. Удельная сила на этих участках различна. Можно привести пример процесса прошивки, где так же выделяются два участка очага деформации: участок прошивки и раскатки гильзы. Удельная сила металла на валок участка прошивки больше [1 – 7], что соответствует зоне обжатия стенки в раскатном стане. На участке раскатки удельная сила составляет 70 – 75 % удельной силы участка прошивки, что соответ-

ствует зоне редуцирования диаметра раската в раскатном стане. Поэтому необходимо рассматривать отдельно две зоны контактной поверхности металла с валком.

На рис. 1, б представлен разрез очага деформации раскатного стана. Радиус раската в зазоре между валками R проведен в точку A , которая является точкой начала контакта металла с валком. Радиус раската r проведен в точку B отрыва металла от валка. Точка C соответствует переходу из области редуцирования в область обжатия стенки. Касание металла с валком происходит по дуге ACB , а суммарная ширина контактной поверхности b равна хорде AB , которую можно определить по уравнению [5, 8]

$$b = \sqrt{\frac{2R_r}{R+r}} \Delta S, \quad (1)$$

где b – ширина контактной поверхности металла с валком; R_b – радиус валка, мм; r – радиус раската, мм; ΔS – величина частного обжатия.

Величина частного обжатия равна суммарному частному обжатию, обозначенному на рис. 1, б как ΔS_Σ . Обжатие ΔS_Σ равно сумме величины частного обжатия раската по диаметру (редуцирования) ΔS_p и частного обжатия стенки ΔS_c .

Как видно из рис. 1, б, редуцирование происходит по дуге AC , а обжатие стенки по CB . Ширина редуциро-

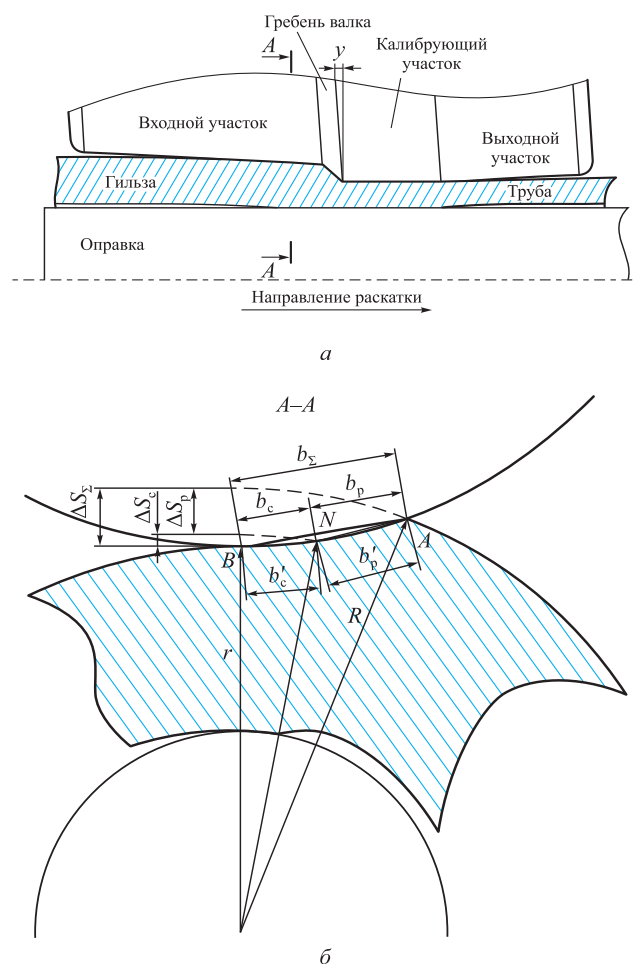


Рис. 1. Схема очага деформации раскатного стана:
а – вид очага деформации раскатного стана; б – схема определения ширины контактной поверхности в поперечном сечении А–А

Fig. 1. Scheme of deformation of reeler:
а – view of the deformation reeler; б – scheme of determination of width of the contact surface in the cross section А–А

вания определяется хордой b'_p , обжатия – b'_c . Необходимо определить соответствующие ширины на хорде AB . Опустив перпендикуляр на хорду AB из точки C в N , получим отрезки AN и NB , равные проекциям b'_p и b'_c соответственно. Обозначим AN и NB как b_p и b_c , тогда величина b_p является шириной при редуцировании диаметра, а b_c – шириной обжатия стенки.

Решая два треугольника ANC и BNC , получаем уравнения для определения ширины контактной поверхности b_p и b_c :

$$\begin{aligned} b_p &= \left(\sqrt{\frac{2R_b r}{(R+r)\Delta S_\Sigma}} \right) \Delta S_p; \\ b_c &= \left(\sqrt{\frac{2R_b r}{(R+r)\Delta S_\Sigma}} \right) \Delta S_c. \end{aligned} \quad (2)$$

Соотношения (2) позволяют определить ширину контактной поверхности металла с валком в зоне редуцирования и обжатия.

На рис. 2 представлена схема обжатия стенки на участках очага деформации раскатного стана в районе гребня, где осуществляется основная деформация [9]. Для расчета ширины контактной поверхности необходимо выбрать несколько характерных сечений и точек очага деформации, определить частное обжатие стенки ΔS_c и частное редуцирование ΔS_p .

Рассмотрим четыре характерных сечения (см. рис. 2): сечение I – I в основании гребня валка; сечение II – II на его вершине; сечение III – III, находящееся от основания гребня на треть последующего шага подачи; сечение IV – IV, удаленное на треть последующего шага подачи от вершины гребня. Этим сечениям соответствуют точки A, B, A', B' соответственно. Точки A^0, B^0 отстоят от точек A и B на треть предыдущего шага подачи. Треть предыдущего шага подачи между точками A^0 и A можно определить по соотношению [6, 10 – 12]

$$L_{A^0} = \frac{1}{3} \pi D_r \operatorname{tg}(\beta) \frac{\mu_l \eta'_{\text{о.ор}}}{\mu_\Sigma \eta'_{\text{т.ор}}}, \quad (3)$$

где L_A – треть шага подачи между точкам A^0 и A ; D_r – диаметр готовой трубы; β – угол подачи валков раскатного стана; μ_l – коэффициент вытяжки в рассматриваемом сечении; μ_Σ – суммарный коэффициент вытяжки; $\eta'_{\text{о}}, \eta'_{\text{т}}$ – коэффициенты осевой и тангенциальной скорости соответственно.

Величина частного обжатия стенки ΔS_{CA} определяется из уравнения [13]

$$\Delta S_{CA} = L_{A^0} \operatorname{tg}(\varphi), \quad (4)$$

где φ – угол наклона входного участка к оси прокатки.

Треть предыдущего шага подачи между точками B^0 и B , обозначенная на схеме как L_B , с учетом особенностей определения коэффициента вытяжки в сечении II – II соответствует следующему соотношению:

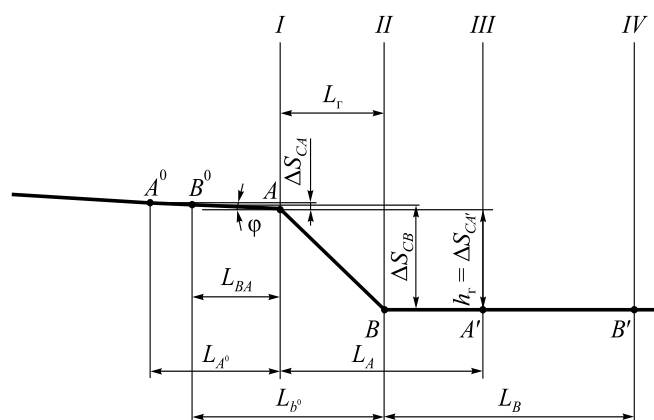


Рис. 2. Схема к расчету обжатия по стенке гильзы на участке гребня валка в продольном сечении очага деформации

Fig. 2. Scheme of the calculation of reduction at the wall of the compression sleeve on the portion of tongue in the longitudinal section of deformation zone

$$L_{B^0} = \frac{1}{3} \pi D_T \operatorname{tg}(\beta) \sqrt[3]{\frac{\mu_I^2}{\mu_\Sigma^2} \frac{\eta'_{\text{ог}}}{\eta'_{\text{г ог}}}}. \quad (5)$$

Обжатие стенки ΔS_{CB} в общем случае равно сумме обжатия стенки гребнем h_r и обжатия ΔS_{CB^0A} , которое осуществляется на участке B^0A очага деформации:

$$\Delta S_{CB} = \Delta S_{CB^0A} + h_r. \quad (6)$$

Величину ΔS_{CB^0A} (см. рис. 2) можно определить как

$$\Delta S_{CB^0A} = L_{B^0A} \operatorname{tg}(\varphi). \quad (7)$$

Длина участка L_{B^0A} определяется как разница между L_B и L_r , тогда ΔS_{CB} равно

$$\Delta S_{CB} = (L_B - L_r) \operatorname{tg}(\varphi) + h_r. \quad (8)$$

Рассмотрим сечение III – III, которому соответствует точка A' . Данное сечение располагается на калибрующем участке очага деформации на расстоянии трети последующего шага подачи от точки $A - L_{A'}$, которая определяется как

$$L_A = L_{A^0} \left(\frac{\mu_\Sigma}{\mu_I} \right)^{2/3}. \quad (9)$$

Из рис. 3 видно, что частное обжатие стенки в сечении III – III, ΔS_{CA} , равно высоте гребня вала h_r .

Сечение IV – IV проведено через точку B' и отстоит от сечения III – III на длину $L_{B'}$ – длина трети

последующего шага подачи от точки B . Обжатие стенки раската в данном сечении не осуществляется, а толщина его стенки по всему периметру равна толщине стенки трубы. В связи с этим, в данном сечении нет зоны обжатия стенки раската, однако в результате значительного истечения металла в зазоры между валками осуществляется частное редуцирование раската по диаметру.

Величина частного редуцирования раската по диаметру ΔS_p в полной мере зависит от затекания металла в зазоры между валками или овальности раската в очаге деформации. В работе [14] овальность раската определяется коэффициентом овальности ξ , который равен отношению радиуса раската в зазоре R к радиусу раската под валком r (см. рис 1).

Компьютерное моделирование процесса раскатки гильзы типоразмера $D_r \times S_r = 181 \times 28$ мм в готовую трубу типоразмера $D_T \times S_T = 150 \times 12,5$ мм проведено с использованием программного комплекса DEFORM [15]. Раскатка осуществлялась в очаге деформации, образованном валками, развернутыми на угол подачи 10° и угол раскатки 4° по грибовидной схеме. Входной участок имеет угол конусности к оси прокатки 3° , гребень вала – 42° , высота гребня $h_r = 12,5$ мм [9]. Калибрующий участок расположен параллельно оси прокатки, длина 90 мм. Выходной участок наклонен к оси прокатки на 3° . Процесс раскатки моделировался при исходной температуре 1160°C . Проверка адекватности компьютерного моделирования для процесса раскатки, представленная в работе [14], показала, что отклонение по геометрии раската, полученного путем моделирования и в процессе раскатки в стане МИСиС 130Т, не

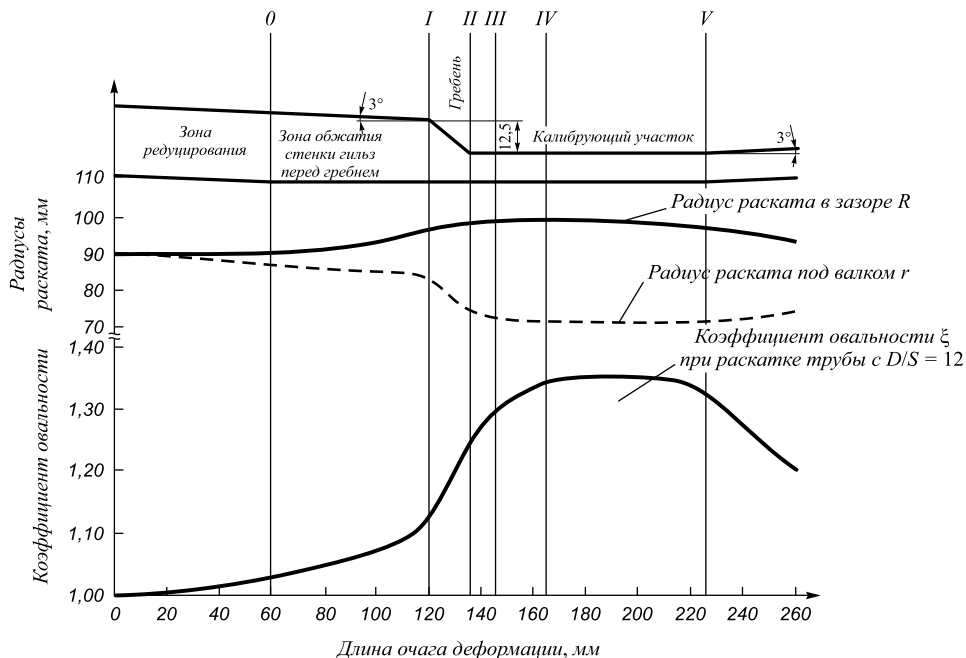


Рис. 3. Распределение радиусов раската и коэффициента овальности по длине очага деформации

Fig. 3. Distribution of roll radius and roundness factor at the length of deformation zone

превышает 10 %. При моделировании процесса раскатки измерялись радиусы раската под валком и в зазоре между валками (см. рис. 3), по которым определялся коэффициент овальности.

График распределения коэффициента овальности по длине очага деформации представлен на рис. 3. Координата 0 оси абсцисс соответствует встрече гильзы с валком (начало очага деформации). До сечения 0–0 осуществляется только редуцирование, а после сечения 0–0 осуществляется как редуцирование, так и обжатие стенки. Сечения I–I–IV–IV соответствуют сечениям, показанным на рис. 2. Выход трубы из калибрующего участка осуществляется в сечении V–V.

Зная величину ξ и ΔS_{Σ} , можно определить ΔS_p . Из рис. 1 видно, что суммарное частное обжатие ΔS_{Σ} равно разнице радиусов R в зазоре между валками и r под валком, тогда с учетом коэффициента овальности ΔS_{Σ} можно определить как

$$\Delta S_{\Sigma} = R - r = r(\xi - 1). \quad (10)$$

Исходя из уравнения (4), ΔS_p равно

$$\Delta S_p = r(\xi - 1) - \Delta S_c. \quad (11)$$

Пользуясь уравнением (11), можно определить величину ΔS_p для любого сечения очага деформации. Так в сечении 0–0 на входном участке очага деформации нет обжатия стенки гильзы (см. рис. 3), суммарная ширина контактной поверхности включает в себя только ширину зоны редуцирования b_p , которую можно определить, пользуясь уравнениями (2), (11). Согласно графику коэффициента овальности раската, $\xi_{0-0} = 1,03$, тогда $\Delta S_{p0-0} = 2,6$ мм, а $b_{p0-0} = 17,7$ мм. Зная распределение овальности ξ , с помощью урав-

нения (11) определим величину редуцирования в рассматриваемых сечениях. В табл. 1 сведены результаты расчета величин ΔS_p , ΔS_c , ΔS_{Σ} в основных сечениях очага деформации.

По уравнению (5) можно определить b_p и b_c для рассматриваемых сечений. Результаты расчета представлены в табл. 2.

Зная ширину контактной поверхности металла с валком в зоне редуцирования и обжатия стенки, определим площадь контактной поверхности металла с валком. Для простоты определения площади контактной поверхности представим ее в виде простейших геометрических фигур, а именно прямоугольных треугольников и трапеций (рис. 4). До сечения 0–0 и после сечения IV–IV площадь контактной поверхности включает в себя только зону редуцирования и находится как площадь прямоугольного треугольника. В сечении 0–0 производится посадка гильзы на оправку (см. рис. 4) и начинается обжатие по стенке раската, в связи с чем площадь контактной поверхности разделяется на зону редуцирования F_p (площадь, на которой осуществляется редуцирование раската по диаметру) и зону обжатия F_c (площадь, на которой осуществляется обжатие стенки раската).

Площадь F_c на участке от сечения 0–0 до I–I определяется как площадь прямоугольного треугольника, а площадь редуцирования F_p можно определить как площадь трапеции, заключенной между рассматриваемыми сечениями. На участке между сечениями I–I и II–II площади F_c и F_p определяется как площади трапеций. Необходимо отметить, что площадь F_c определяется по ширинам b_c , а F_p – по b_p .

Выводы. В процессе раскатки трубы в трехвалковом стане винтовой прокатки из-за значительной овальности раската площадь контактной поверхности металла с валком состоит из двух зон: в первой осуществляется редуцирование раската (уменьшение его диаметра), а во второй обжатие стенки. Уравнение (5)

Таблица 1

Частные обжатия по стенке раската и частные редуцирования по диаметру в сечениях

Table 1. Partial reductions at the wall of breakdown bar and partial reducing at diameter in sections

Сечение очага деформации	Частные обжатия стенки и величина редуцирования при раскатке гильзы типоразмера $D_r \times S_r = 181 \times 28$ мм в трубу типоразмера $D_t \times S_t = 150 \times 12,5$ мм		
	величина редуцирования, ΔS_p , мм	величина частного обжатия, ΔS_c , мм	суммарное обжатие в сечении ΔS_{Σ} , мм
0–0	2,6	0,0	2,6
I–I	9,7	0,9	10,6
II–II	5,1	12,9	18,0
III–III	12,0	12,5	24,5
IV–IV	23,1	0,0	23,1

Таблица 2

Ширина контакта металла с валком

Table 2. The width of the metal contact with the roll

Сечение очага деформации	Ширина контактной поверхности при раскатке гильзы типоразмера $D_r \times S_r = 181 \times 28$ мм в трубу типоразмера $D_t \times S_t = 150 \times 12,5$ мм		
	зоны редуцирования, b_p	зоны обжатия, b_c	общая зона b
0–0	17,7	0,0	17,7
I–I	32,6	3,0	35,6
II–II	12,8	32,2	45,0
III–III	25,1	26,3	51,4
IV–IV	50,0	0,0	50,0

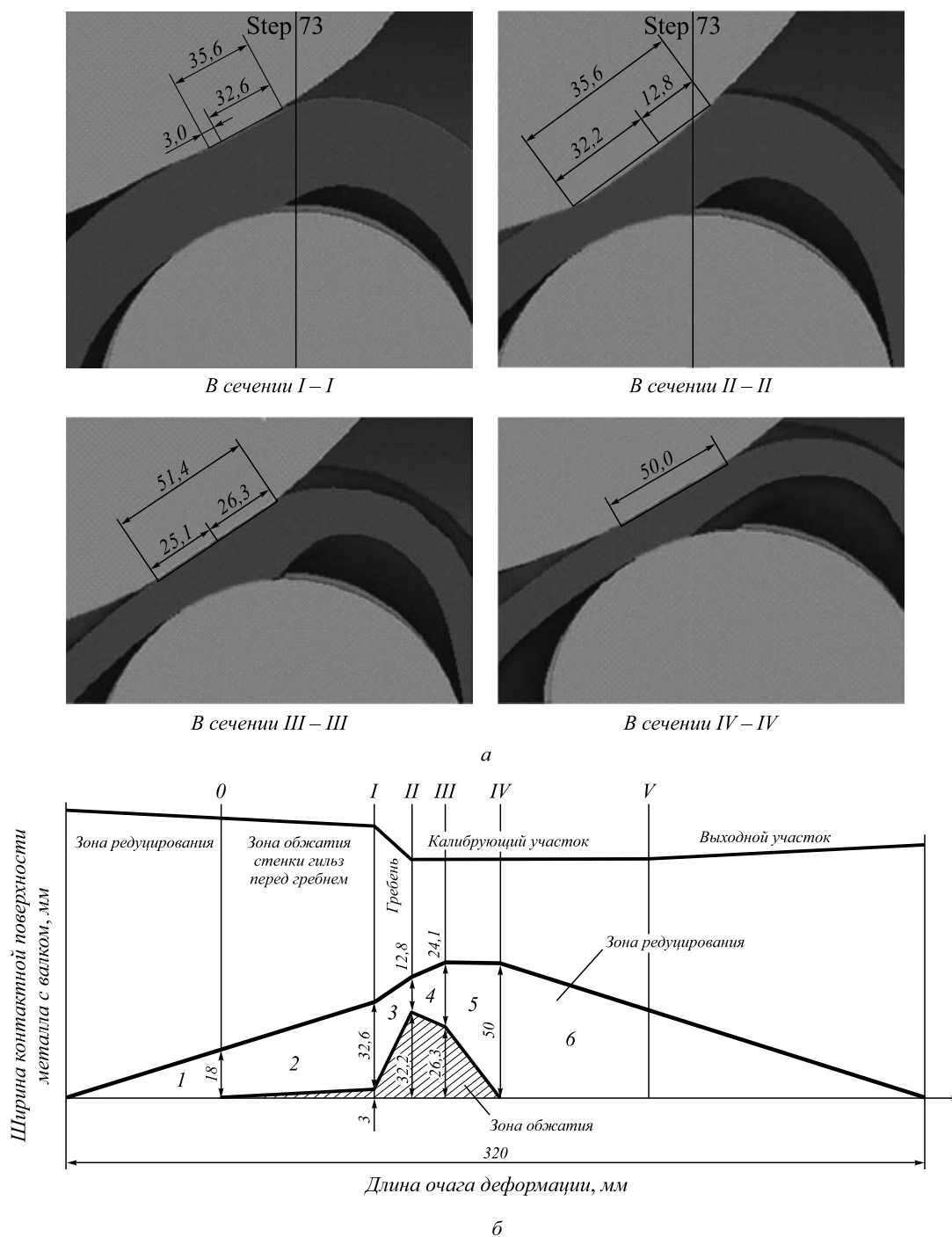


Рис. 4. Ширина контактной поверхности в рассматриваемых сечениях (а) и площадь контактной поверхности в зоне редуцирования и обжатия стенки (б)

Fig. 4. Width of the contact surface in given sections (a) and the contact surface area in the reduction zone and reducing of the wall (b)

позволяет определить ширину контактной поверхности в зонах редуцирования и обжатия стенки, что дает возможность более точного определения силы металла на валок. Детальное рассмотрение механизма деформации раската в зоне гребня вала позволило представить более точный способ расчета частного обжатия стенки, а также величины редуцирования, которые необходимы для определения ширины и площади контактной поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коликов А.П., Романцев Б.А. Теория обработки металлов давлением: Учебник. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. – 451 с.
2. Технология трубного производства: Учебник для вузов / В.Н. Данченко, А.П. Коликов, Б.А. Романцев, С.В. Самусев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 640 с.
3. Шевакин Ю.Ф., Коликов А.П., Райков Ю.Н. Производство труб: Учебник для вузов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2005. – 568 с.
4. Громов Н.П. Теория обработки металлов давлением: Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1978. – 360 с.

5. Тетерин П.К. Теория поперечно-винтовой прокатки. – М.: Металлургия, 1971. – 368 с.
6. Обработка металлов давлением: Учебник / Б.А. Романцев, А.В. Гончарук, Н.М. Вавилкин, С.В. Самусев. – М.: Изд. дом МИСиС, 2008. – 960 с.
7. Потапов И.Н., Полухин П.И. Технология винтовой прокатки. – М.: Металлургия, 1990. – 344 с.
8. Никулин А.Н. Винтовая прокатка. Напряжения и деформации. – М.: Металлургия, 2014. – 380 с.
9. Технология трубного производства: Учебник для вузов / В.Н. Данченко, А.П. Коликов, Б.А. Романцев, С.В. Самусев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 640 с.
10. Потапов И.Н., Коликов А.П., Друян В.М. Теория трубного производства. – М.: Металлургия, 1991. – 399 с.
11. Лакашин Н.Д., Кохан Л.С. Обработка металлов давлением: Учеб. пособие для вузов. – М.: МГВМИ, 2006. – 424 с.

12. Харитонов Е.А., Буров И.А., Вольшонок И.З., Харитонов Д.Е. Особенности геометрии очага деформации и калибровка валков станов радиально-сдвиговой прокатки при больших углах подачи // Цветные металлы. 1995. № 8. С. 64 – 66.
13. Харитонов Е.А., Буров И.А., Романенко В.П., Вольшонок И.З. Совершенствование методики расчета геометрии очага деформации и калибровок валков станов радиально-сдвиговой прокатки при больших углах подачи // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 3. С. 29 – 31.
14. Харитонов Е.А., Романенко В.П., Будников А.С. Моделирование процесса раскатки труб на трехвалковом раскатном стане винтовой прокатки // Сталь. 2014. № 10. С. 44 – 47.
15. Паршин В.С. и др. Практическое руководство к программному комплексу DEFORM 3D: Учеб. пособие. – Екатеринбург: УрФУ, 2010. – 266 с.

Поступила 19 ноября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 3, pp. 167–172.

DEVELOPMENT OF CALCULATING METHOD OF THE DEFORMATION PARAMETERS DURING ROLLING OUT IN A THREE-ROLL MILL LINERS OF SCREW ROLLING

E.A. Kharitonov, V.P. Romanenko, A.S. Budnikov

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

Abstract. The main features of the process of screw rolling of steel pipes by a three-roll mill of screw rolling are considered. Taking into account the variety in distribution of specific forces at the deformation zone, the calculation method for the deformation parameters of rolling process of pipe liner in the deformation at the mandrel length was developed. The design procedure of partial reductions and contact of the metal surface area with the roll in zones of compression in diameter (reduction) and compression of the liner wall, which takes into account the tangential outflow of the metal in the gaps between the rollers, are characteristic for rolling processes of thin-walled pipes with diameter ratio of the thickness D_r/S_m wall > 8 . The results of the study are intended for industrial use in the production of pipes with the ratio $Dt/S_m = 8 - 15$ with tolerances on wall thickness $\pm 6\%$; diameter $\pm 0,5\%$. These results would increase the understanding and especially the process of obtaining thin-walled pipes on pipe-rolling units with roll-off of screw rolling mills.

Keywords: screw rolling, width of the contact surface, partial reduction, reducing zone, compression zone, features of the contact surface, specific power, input portion, tongue, three-roll mill.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-167-172

REFERENCES

1. Kolikov A.P., Romantsev B.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem: uchebnik* [Theory of metal forming: textbook]. Moscow: Izd. Dom MISiS, 2015, 451 p. (In Russ.).
2. Danchenko V.N., Kolikov A.P., Romantsev B.A., Samusev S.V. *Tekhnologiya trubnogo proizvodstva: ucheb. dlya vuzov* [Pipe production technology: textbook for universities]. Moscow: Intermetinzhiniring, 2002, 640 p. (In Russ.).
3. Shevakin Yu.F., Kolikov A.P., Raikov Yu.N. *Proizvodstvo trub: ucheb. dlya vuzov* [Pipe production: textbook for universities]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2005, 568 p. (In Russ.).
4. Gromov N.P. *Teoriya obrabotki metallov davleniem: ucheb. dlya vuzov* [Theory of metal forming: : textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 360 p. (In Russ.).
5. Teterin P.K. *Teoriya poperechno-vintovoi prokatki* [Theory of cross-screw rolling]. Moscow: Metallurgiya 1971, 368 p. (In Russ.).

6. Romantsev B. A., Goncharuk A.V., Vavilkin N.M., Samusev S.V. *Obrabotka metallov davleniem: uchebnik* [Metal forming: textbook]. Moscow: Izd. dom MISiS, 2008, 960 p. (In Russ.).
7. Potapov I.N., Polukhin P.I. *Tekhnologiya vintovoi prokatki* [Technology of screw rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1990. 344 p. (In Russ.).
8. Nikulin A.N. *Vintovaya prokatka. Napryazheniya i deformatsii. Monografiya* [Screw rolling. Stress and strain. Monograph]. Moscow: Metallurgiya 2014, 380 p. (In Russ.).
9. Danchenko V.N., Kolikov A.P., Romantsev B.A., Samusev S.V. *Tekhnologiya trubnogo proizvodstva: uchebnik dlya vuzov* [Technology of pipe production: textbook for universities]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2002, 640 p. (In Russ.).
10. Potapov I.N., Kolikov A.P., Druyan V.M. *Teoriya trubnogo proizvodstva* [Theory of pipe production]. Moscow: Metallurgiya 1991, 399 p. (In Russ.).
11. Lakashin N.D., Kokhan L.S. *Obrabotka metallov davleniem: ucheb posobie dlya vuzov* [Metal forming: manual]. Moscow: MGVMi, 2006, 424 p. (In Russ.).
12. Kharitonov E.A., Burov I.A., Vol'shonok I.Z., Kharitonov D.E. Features of the roll gap geometry and sizing of mill radial-shear rolls at high angles of supply. *Tsvetnye metally*, 1995, no. 8, pp. 64–66. (In Russ.).
13. Kharitonov E.A., Burov I.A., Romanenko V.P., Vol'shonok I.Z. Improvement of angle computation method for deformation and grooving of rolls at continuous billet multiroll mill with large roll feed direction. Moscow: *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2010, no. 3, pp. 29–31. (In Russ.).
14. Kharitonov E.A., Romanenko V.P., Budnikov A.S. Pipe Behavior in a Three-Roller Screw-Rolling Mill. *Steel in Translation*, vol. 44, no. 10, pp. 769–772.
15. Parshin V.S., Karamyshev A.L., Nekrasov I.I., Pugin A.I., Fedulov A.A. *Prakticheskoe rukovodstvo k programnomu kompleksu DEFORM 3D: uchebnoe posobie* [A practical guide to program complex DEFORM 3D: manual]. Ekaterinburg: UrFU, 2010, 266 p. (In Russ.).

Information about the authors:

E.A. Kharitonov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher of the Chair “Metal Forming” (nx-omd@mail.ru)
V.P. Romanenko, Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Metal Forming”
A.S. Budnikov, MA Student, Engineer of the Chair “Metal Forming” (fiar128@yandex.ru)

Received November 19, 2015

УДК 621.771.23.09

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ТОЛСТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ИЗГИБЕ

Максимов А.Б., к.т.н., доцент (aleksandrms@yandex.ru)
Гуляев М.В., к. воен. н., доцент кафедры информатики и прикладной математики
Ерохина И.С., инженер, преподаватель

Керченский государственный морской технологический университет
(98300, Россия, Крым, Керчь, ул. Орджоникидзе, 82)

Аннотация. Исследовано послойное развитие повреждаемости толстолистовой стали 10Г2С1 при холодной пластической деформации циклическим изгибом. Деформацию циклическим изгибом проводили по схеме чистого изгиба по симметричному циклу с амплитудой деформации 5,5 %. Характер изменения прочностных свойств стали свидетельствует о кинетике повреждаемости в процессе пластической деформации. Установлено, что в области обратимой повреждаемости интенсивность упрочнения возрастает, достигая наибольшего значения, а затем снижается. В области обратимой повреждаемости прочностные свойства стали не изменяются вплоть до разрушения. Предложен критерий верхней границы повреждаемости стали, равный $(0,2 - 0,3)N_p$, где N_p – число циклов до разрушения при циклическом растяжении–сжатии. В качестве структурного критерия обратимой повреждаемости выбран процесс трансформации ячеистой дислокационной структуры в полосовую.

Ключевые слова: толстолистовая сталь, циклический изгиб, амплитуда деформации, повреждаемость стали, дислокационная структура, обратимая и необратимая повреждаемость, циклическое растяжение–сжатие, количество циклов до разрушения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-173-179

Исследованию развития кинетики повреждаемости при мало-и многоциклового усталости с позиции работоспособности стальной конструкции посвящено достаточное количество публикаций [1 – 5]. В данной работе циклическая деформация рассматривается как элемент термомеханической обработки и направлена на упрочнение стали. Для разработки оптимальных режимов упрочнения необходимо учитывать повреждаемость стали в процессе деформации [6]. Основными параметрами упрочняющей обработки толстолистового проката при пластическом циклическом изгибе являются амплитуда деформации и число циклов деформирования [7]. Холодная деформация циклическим изгибом горячекатаных и нормализованных толстолистовых сталей сопровождается упрочнением и развитием процессов повреждаемости. Общепринятым считается проведение деформационной обработки с целью упрочнения стали в области обратимой повреждаемости. Оценка степени повреждаемости стали при деформации может быть проведена по изменению дислокационной структуры, уровню остаточных напряжений в стали, а также методами, учитывающими многие факторы изменения структуры стали, например, коэрцитиметрии. Известно [8], что коэрцитивная сила является наиболее структурно-чувствительной характеристикой изменений, происходящих в стали при термическом и деформационном воздействиях по сравнению, например, с акустическим, электросопротивлением и др. В связи с тем, что при изгибе изменение структуры неравномерно

по сечению, то метод коэрцитиметрии может только интегрально оценить повреждаемость.

Вследствие того, что при пластическом изгибе распределение деформации по сечению бруса неравномерно, выполненный послойный электронно-микроскопический анализ образцов, подвергнутых циклической деформации изгибом, показал [9], что кинетика изменения дислокационной структуры по всем слоям одинаковая. Вначале происходит увеличение плотности дислокаций и образуются дислокационные стенки, а затем, достигая определенного уровня плотности, формируется ячеистая структура. С увеличением степени пластической деформации ячеистая дислокационная структура переходит в полосовую. Дальнейшее развитие полосовой структуры приводит к образованию микротрещины. Чем дальше слой находится от средней геометрической линии бруса, тем при меньшем числе циклов изгиба начинаются эти процессы.

Аналогичное развитие дислокационной структуры в зависимости от числа циклов изгиба было установлено ранее в работе [5].

Исследования по развитию повреждаемости низколегированных сталей при пластическом циклическом изгибе с амплитудами деформации в несколько процентов в научной литературе освещены недостаточно.

Целью настоящей работы было изучение повреждаемости низколегированной стали по толщине широкого бруса при циклическом пластическом знакопеременном изгибе.

В качестве материала исследования использована толстолистовая низколегированная конструкционная сталь 10Г2С1. Из горячекатаных листов толщиной $8 \cdot 10^{-3}$ м вдоль направления прокатки вырезались заготовки размером $(25 \times 250) \cdot 10^{-3}$ м, которые подвергались нормализации от температуры 950 °С.

Полученные заготовки циклически деформировали чистым изгибом по жесткой схеме нагружения с амплитудой деформации ε_a , равной 5,5 % по поверхностному волокну. Поскольку ширина заготовки в 2,5 – 3,0 раза превосходила толщину, то это соответствовало напряженно-деформированному состоянию изгиба широкого бруса [10]. Расчет деформации по толщине бруса проводили по уравнению

$$\varepsilon_a = \frac{x_i}{R} \cdot 100 \%, \quad (1)$$

где ε_a – деформация i -го слоя бруса на расстоянии x_i от геометрически средней линии, м; R – радиус изгиба геометрически средней линии, м.

Ниже представлены данные по величине амплитуды деформации по сечению бруса, рассчитанной по уравнению (1):

$x_i \cdot 10^{-3}$, м	1	2	3	4
ε_i , %	1,4	2,8	4,3	5,7

Из заготовок вырезали образцы для испытания на растяжение по ГОСТ 1497–84 с определением условного предела текучести σ_T и временного сопротивления разрыву σ_B .

Твердость определяли по методу Виккерса с нагрузкой 100 Н (ГОСТ 2999–75). Измерение твердости проводили по толщине бруса через каждые $1 \cdot 10^{-3}$ м по обе стороны от геометрически средней линии.

Степень повреждаемости стали при деформировании рассчитывали по уравнению [5]

$$\Psi_i = \frac{N_i}{N_p}, \quad (2)$$

где Ψ_i – степень повреждаемости стали при числе циклов N_i ; N_p – число циклов деформирования до разрушения.

Поскольку при изгибе по толщине бруса деформация распределена неравномерно, то для уравнения (2) число циклов до разрушения N_p экспериментально находили при циклическом растяжении – сжатии специальных образцов на усовершенствованной установке ИМАШ-5С-65 [11]. Циклическое растяжение – сжатие проводили по симметричному циклу по жесткой схеме нагружения. Амплитуда деформации составляла 2 и 5 %.

В таблице представлены результаты расчета величины повреждаемости стали Ψ по уравнению (2) для различных слоев широкого бруса по толщине.

Распределение повреждаемости стали бруса в зависимости от числа циклов изгиба

Distribution of damage of steel timber according to the number of bending cycles

Число циклов изгиба	Повреждаемость при $x_i \cdot 10^{-3}$, м/ ε_i , %			
	1/1,4	2/2,8	3/4,3	4/5,7
1	0,030	0,077	0,125	0,200
2	0,060	0,155	0,250	0,400
4	0,120	0,311	0,500	–
8	0,240	0,622	1,000	–
15	0,450	1,000	–	–

На рис. 1 представлено изменение твердости в зависимости от числа циклов изгиба на расстояниях $(1, 2, 3, 4) \cdot 10^{-3}$ м от геометрически средней линии (показано изменение твердости по одну сторону от геометрически средней линии, по другую сторону – зависимость аналогичная).

Наблюдаются три стадии изменения твердости в каждом слое в зависимости от количества циклов изгиба. На первой стадии (для всех слоев до двух циклов изгиба) происходит увеличение твердости. Чем больше амплитуда деформации, тем выше интенсивность возрастания твердости и величина ее наибольшего увеличения.

После двух циклов деформирования происходит снижение твердости на 2 – 4 единицы. Для поверхностного слоя после двух циклов изгиба наступает стабилизация вплоть до разрушения ($N = 27$ циклов). Чем ближе слой расположен к геометрически средней линии, тем за большее число циклов происходит снижение

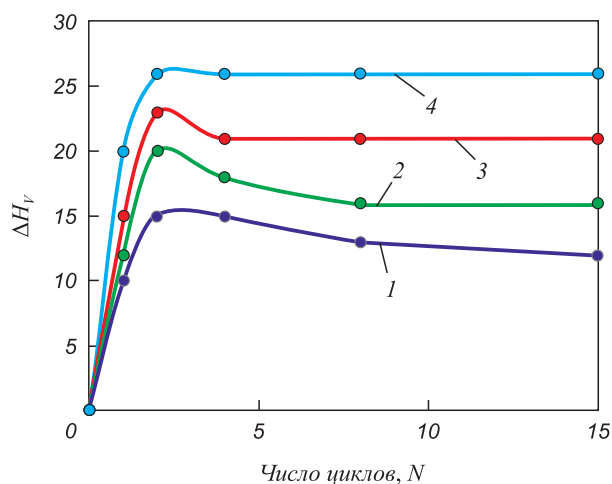


Рис. 1. Послойное изменение твердости по толщине бруса при циклическом изгибе. Цифры у кривых – расстояние от геометрически средней линии до слоя, мм

Fig. 1. Layer-by-layer hardness change along the timber thickness under cyclic bending. The numbers on the curves – the distance from the geometric center line to the layer, mm

твердости. Например, для слоя $x_3 = 3 \cdot 10^{-3}$ м ($\varepsilon_3 = 4,3$ %) снижение заканчивается при $N = 4$ цикла, а для слоя $x_1 = 1 \cdot 10^{-3}$ м заканчивается при $N = 15$ циклов.

Третья стадия состоит в стабилизации уровня твердости, чем меньше амплитуда деформации, тем при большем числе циклов это происходит.

Повреждаемость оценивает структуру стали и поэтому имеет физический смысл. Наиболее распространенной характеристикой, оценивающей повреждаемость стали в условиях усталости, является отношение данного числа циклов к числу циклов до разрушения [5] (уравнение (2)). Эта характеристика применяется при много- и малоциклового усталости при деформации изгибом, растяжении – сжатии и кручении. Число циклов деформирования до разрушения при определенной амплитуде деформации определяет работу внешних сил. Энергия, подводимая к термодинамической системе, т. е. к образцу, по первому началу термодинамики затрачивается на его нагрев и изменение внутренней энергии [12]. По четвертой теории прочности (энергетической) [10] разрушение наступает при достижении определенного уровня удельной энергии изменения формы при растяжении.

На рис. 2 представлено изменение предела текучести стали 10Г2С1 в зависимости от степени повреждаемости при одноосном растяжении. Дифференцируя кривую зависимости предела текучести от степени повреждаемости для одноосного растяжения, получим величину, характеризующую интенсивность изменения предела текучести $\left(\frac{d\sigma_T}{d\psi}\right)$ (см. рис. 2, кривая 2). Вначале интенсивность изменения предела текучести увеличивается, достигая максимального значения при степени деформации порядка 3 % (степень повреждаемости составляет 0,21), а затем уменьшается (при растяжении до 10 %). При растяжении свыше 10 % начинается

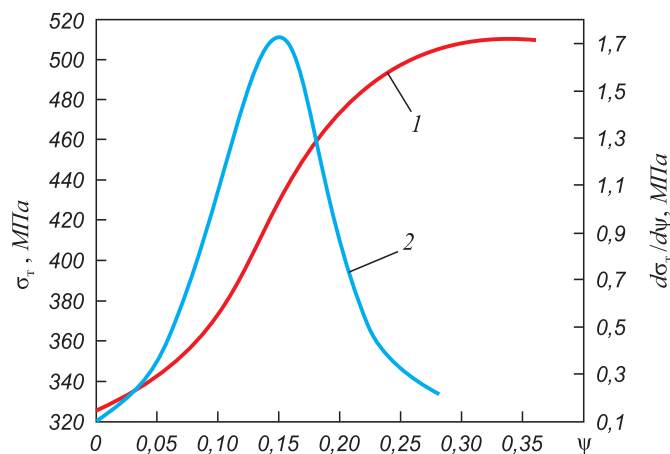


Рис. 2. Изменение предела текучести при растяжении (1) и скорости изменения предела текучести (2) в зависимости от повреждаемости

Fig. 2. Change of yield strength in tension (1) and rate of limit yield change (2), depending on the damage

локализация деформации с образованием шейки. При этом схема одноосного напряженного состояния переходит в трехосное. Поэтому сравнение с твердостью или прочностью, соответствующим большим степеням деформации, не корректно.

На рис. 3 представлено послойное изменение твердости в зависимости от степени повреждаемости стали, рассчитанной по уравнению (2). Представленные кривые имеют три стадии: повышение твердости с достижением максимального значения, дальнейшее разупрочнение, переходящее в стабилизацию. На стадии повышения явно выражено, что вначале интенсивность изменения твердости возрастает и при некоторой повреждаемости (в точке перегиба графика кривой) снижается, достигая при этом максимального значения твердости. С увеличением амплитуды деформации степень повреждаемости, соответствующая точке перегиба на графике изменения твердости, сдвигается в сторону большей повреждаемости. Максимальное упрочнение в каждом слое возрастает с увеличением амплитуды деформации и смещается в сторону большей повреждаемости. Видно, что с увеличением амплитуды деформации максимальное значение твердости наблюдается при большей степени повреждаемости стали, причем интенсивность изменения твердости также снижается.

Для сравнения приведена кривая зависимости твердости от степени повреждаемости для одноосного растяжения. Цифры около точек на графике – значение деформации растяжения в процентах. Максимальная твердость при циклическом изгибе на поверхности соответствует одноосному растяжению в интервале 3 – 4 %, но при этом степень повреждаемости больше: соответственно 0,35 – 0,4 и ~ 0,26.

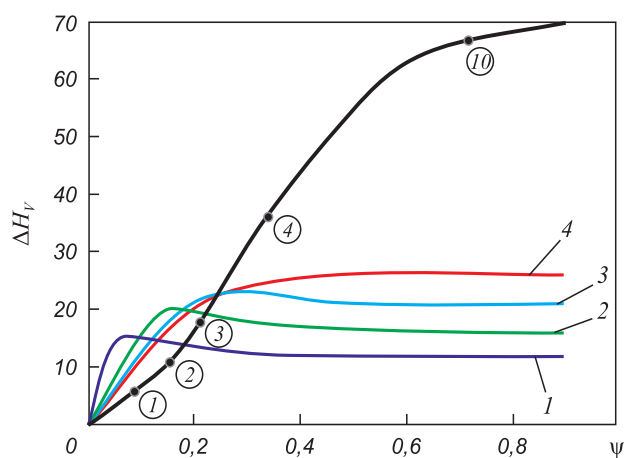


Рис. 3. Изменение твердости по толщине бруса при циклическом изгибе и растяжении (●) в зависимости от повреждаемости. Цифры у кривых – расстояние от центра бруса, мм. Цифры в кружках – степень деформации при растяжении, %

Fig. 3. Hardness change along the depth of the beams under cyclic bending and tension (●), depending on the damage. The numbers at the curves are the distance from the center of the beam in mm. The numbers in circles – the degree of deformation in % at tension

Сравнительный анализ изменения предела текучести при растяжении от величины повреждаемости стали качественно совпадает с изменением твердости при одноосном растяжении и послойном изменении твердости при циклическом изгибе бруса (см. рис. 2). Все сравниваемые кривые имеют точку перегиба, в которой интенсивность изменения предела текучести $\left(\frac{d\sigma_T}{d\psi}\right)$

или твердости $\left(\frac{dH_V}{d\psi}\right)$ от первоначального возрастания начинает снижаться. Отличие в том, что различная максимальная величина упрочнения каждого слоя соответствует своей степени повреждаемости. С увеличением амплитуды деформации точка перегиба смещается в сторону большей степени повреждаемости.

При циклическом изгибе каждый слой металла испытывает циклическую деформацию растяжения–сжатия. Для изотропного поликристаллического металла деформации растяжения и сжатия равнозначны, но их циклическая сменяемость приводит к проявлению эффекта Баушингера [13]. Поэтому, по-видимому, одинаковое упрочнение при одноосном растяжении, по сравнению с циклическим, достигается при меньшей степени повреждаемости, так как изменение направления деформации не приводит к «залечиванию» повреждаемости, но уменьшает эффективность блокирующего действия дислокационных скоплений. Таким образом, изменения прочностных характеристик как при одноосном растяжении, так и при циклическом изгибе показывают сходный характер кинетики повреждаемости стали.

Известно, что упрочнение стали при холодной пластической деформации на начальной стадии обусловлено увеличением плотности дислокаций. Зависимость упрочнения от плотности дислокаций выражается уравнением [5, 14]

$$\sigma_T = \sigma_0 + 0,5Gbp^{1/2}, \quad (3)$$

где σ_T – предел текучести стали, МПа; σ_0 – предел текучести стали до деформации, МПа; G – модуль сдвига, $7,8 \cdot 10^4$ МПа; b – вектор Бюргерса, $2,5 \cdot 10^{-10}$ м; ρ – плотность дислокаций, м^{-2} .

Зависимость (3) свидетельствует, что интенсивность изменения предела текучести $\frac{d\sigma_T}{d\rho}$ (производная предела текучести от плотности дислокаций) уменьшается.

Физический смысл повреждаемости стали при деформации состоит в образовании различных дефектов структуры, в основном дислокаций и вакансий. Увеличение скорости повышения прочностных свойств в зависимости от степени повреждаемости стали свидетельствует, что на первом этапе корреляционную связь между прочностными характеристиками, например пределом текучести и повреждаемостью, можно представить в виде полинома

$$\sigma_T = \sigma_0 + A\psi^n, \quad (4)$$

где A и n – постоянные для каждой марки стали, причем, $n > 1$.

После точки перегиба на графике $\sigma_T - \Psi$ (интенсивность увеличения предела текучести снижается) зависимость, вероятно, можно представить в виде

$$\sigma_T = \sigma_0 + B\psi^m, \quad (5)$$

где B и m – постоянные для марки стали, причем $m < 1$.

В работе [9] исследовалось изменение плотности дислокаций по сечению широкого бруса при циклическом изгибе стали 10Г2С1. Анализ данных этой работы подтверждает справедливость уравнений (4) и (5). В этой связи уравнение (3), скорее всего, описывает процесс на стадии разблокирования дислокаций при холодной пластической деформации (аналогично уравнению (5)).

Представленные изменения предела текучести и твердости показывают логическую связь между плотностью дислокаций и повреждаемостью стали. Естественно, что понятие повреждаемости более широкое, чем дислокационная структура, и количественно определяется намного проще, чем плотность дислокаций.

Поскольку повреждаемость стали развивается с самого начала приложения к конструкции внешних нагрузок и продолжается вплоть до разрушения, то определение допустимого (порогового) значения повреждаемости является важной задачей материаловедения.

Единого и универсального критерия для оценки повреждаемости стали в настоящее время не разработано.

Способы определения повреждаемости структуры стали по эволюции дислокационной структуры, развитию микронеоднородностей поверхности, изменению коэрцитивной силы стали и другие являются физически обоснованными. Поскольку при изгибе распределение деформации по сечению бруса неравномерное, то в данном случае наиболее приемлемым является оценивать повреждаемость по состоянию дислокационной структуры.

При циклической деформации одной из основных характеристик является число циклов до разрушения. На рис. 4 представлена кривая долговечности (кривая 1) при циклическом изгибе.

Известно [10], что для широкого бруса при чистом изгибе реализуется линейная схема напряженного состояния. Каждый элементарный слой металла, параллельный геометрически средней линии, испытывает только напряжения одноосного растяжения или сжатия.

Наиболее общепринятым критерием допустимой степени повреждаемости является область обратимой повреждаемости, определяемой по эволюции дислокационной структуры. Область обратимой повреж-

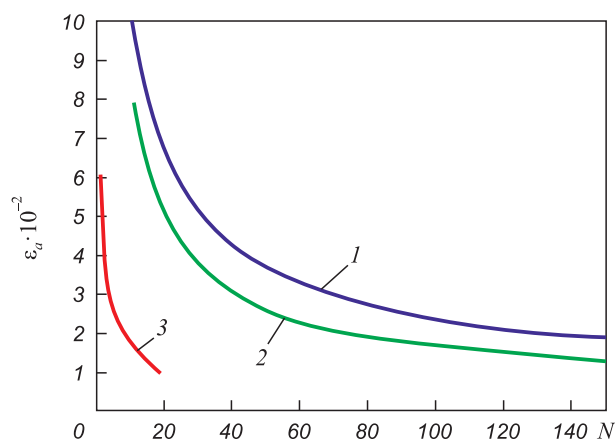


Рис. 4. Долговечность при циклическом изгибе (1), циклическое растяжение – сжатие (2) и линия Френча (3) для циклического растяжения – сжатия

Fig. 4. Curves of durability under cyclic bending (1), cyclic tension – compression (2) and the line of French (3) for cyclic tension – compression

даемости включает процессы увеличения плотности отдельных дислокаций и формирования ячеистой дислокационной структуры. Увеличение плотности дислокаций приводит к интенсивному упрочнению и снижению пластичности и вязкости стали. Формирование ячеистой дислокационной структуры приводит к снижению темпа упрочнения и некоторому улучшению пластичности и вязкости стали.

Дальнейшее деформационное воздействие приводит к трансформации ячеистой структуры в полосовую. Момент формирования полосовой структуры является началом образования микротрещины [10]. Микротрещины критического размера и более представляют необратимую повреждаемость. Поэтому были проведены

испытания на циклическое растяжение – сжатие с построением кривой долговечности (рис. 4, кривая 2).

В работе [15] установлено, что область обратимой повреждаемости составляет 0,2 – 0,3 от величины равномерного удлинения при растяжении. Как было указано выше, равномерная деформация при растяжении стали 10Г2С1 составляет приблизительно 12 %. Поскольку локализация деформации в шейке меняет схему напряженного состояния от линейной к трехосной, то логично принять значение завершения равномерной деформации соответствующей полной повреждаемости стали т. е. $\Psi = 1,0$. Тогда значение обратимой повреждаемости ограничивается величиной составляющей (0,2 – 0,3) Ψ . Свыше этого значения начинается область необратимой повреждаемости.

На основании результатов работы [11] была построена кривая предельно допустимых значений циклов деформирования в зависимости от амплитуды деформирования при циклическом растяжении – сжатии, определяющая начало развития полосовой дислокационной структуры (рис. 4, кривая 3).

Поскольку при пластическом изгибе распределение деформации по сечению бруса неравномерное, то при циклическом изгибе каждый слой подвергается различной степени повреждаемости. На рис. 5 представлено изменение повреждаемости по толщине бруса при различных циклах изгиба с нанесением границы между областями обратимой и необратимой повреждаемости. Видно, что обратимая повреждаемость при циклическом изгибе с амплитудой 5,5 % имеет два предельно-допустимых цикла. В этом случае, все сечения бруса находятся в области обратимой повреждаемости. При этом повышение предела текучести составляет 35 % [7].

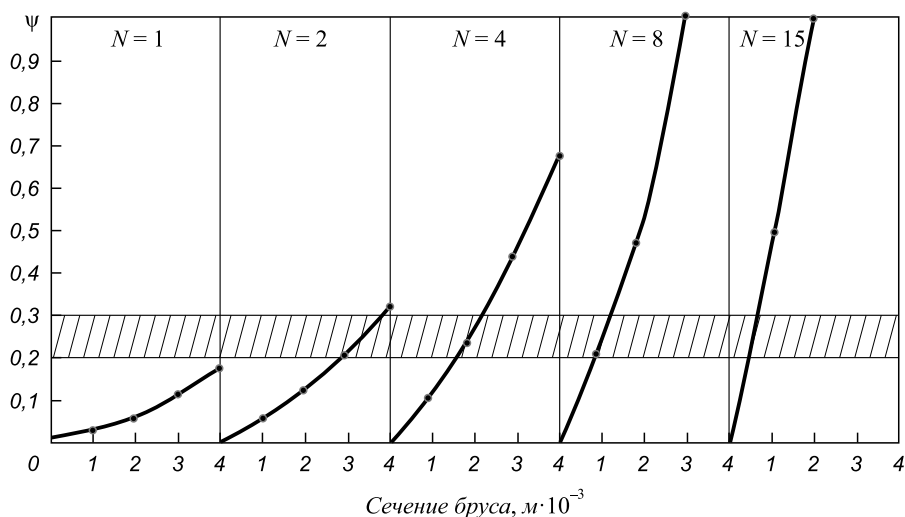


Рис. 5. Изменение повреждаемости по сечению бруса при циклическом изгибе в зависимости от числа циклов N . Заштрихованная полоса – верхняя граница обратимой повреждаемости

Fig. 5. Change of damage over the cross section of beam under cyclic bending depending on the number cycles N . The shaded band is the upper bound of reversible damage

Выводы. Полученные экспериментальные данные и их анализ позволили установить характер развития повреждаемости стали по сечению широкого бруса при циклическом изгибе. Чем ближе к поверхности бруса, тем больше упрочнение. Показано, что при деформационном упрочнении циклическим изгибом в холодном состоянии прочностные свойства в каждом слое бруса возрастают, достигая своего максимального значения. На стадии возрастания прочностных свойств вначале интенсивность изменения предела текучести $\left(\frac{d\sigma_T}{d\psi}\right)$

или твердости $\left(\frac{dH_V}{d\psi}\right)$ увеличивается, а затем уменьшается. Такой характер изменения интенсивности прочностных свойств объяснен развитием повреждаемости структуры стали. В качестве критерия предельно-допустимого состояния металла при деформационной упрочняющей обработке определен момент начала трансформации ячеистой дислокационной структуры в полосовую, т. е. когда обратимая повреждаемость переходит в необратимую. Предположено, что предельно-допустимая повреждаемость стали при деформационной обработке не должна превышать 0,2 – 0,3 от максимальной повреждаемости. Характер изменения прочностных свойств при циклической и односторонней деформации одинаковый. Различие состоит в увеличении упрочнения: при одностороннем растяжении максимальное упрочнение больше, чем при циклическом, и достигается при меньшей повреждаемости. Такое различие объясняется эффектом Баушингера.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.

2. Ибатуллин И. Д. Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев. – Самара: Изд-во Самарского гос. техн. ун-та, 2008. – 387 с.
3. Дронов В.С., Селиверстов Г.В. Кинетика развития усталостной повреждаемости в малоуглеродистой стали // Изв. Тул. ГУ. Сер. Подъемно-транспортные машины и оборудование. 2006. Вып. 7. С. 207 – 212.
4. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.И. Кинетическая природа прочности твердых тел. – М.: Наука, 1974. – 560 с.
5. Иванова В.С., Терентье В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
6. Максимов А.Б. Оценка повреждаемости низколегированной стали при холодной пластической деформации // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2013. № 1. С. 29 – 31.
7. Подгайский М. С., Максимов А. Б. Влияние циклической деформации знакопеременным изгибом на механические свойства низколегированных сталей в зависимости от исходного структурного состояния. – В кн.: Термическая и термомеханическая обработка проката. – М.: Металлургия, 1981. С. 25 – 27.
8. Ануфриев С.В. Кондауров Е.Ю., Пузочкина А.С., Гудовицков В.А. Методология исследования кинетики усталостной повреждаемости низколегированных сталей при различных коэффициентах асимметрии // Изв. Тул.ГУ. Сер. Технические науки. 2009. Вып. 2-1. С. 193 – 198.
9. Подгайский М. С., Максимов А. Б., Нескуб Ю. П. Влияние деформации циклическим изгибом на дислокационную структуру стали 10Г2С1 // Изв. АН СССР. Металлы. 1984. № 4. С. 131 – 133.
10. Феодосьев В. И. Сопrotивление материалов: Учебник для вузов. – М.: МГТУ, 2000. – 592 с.
11. Максимов А. Б. Исследование пластической деформации при циклическом растяжении – сжатии // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2010. № 1. С. 61 – 66.
12. Воронин Г.Ф. Основы термодинамики. – М.: Изд-во Моск. ун-та, 1987. – 192 с.
13. Физические основы металловедения. Т. 3. / Под ред. Р.У. Кана, П.Т. Хаазена. – М.: Металлургия, 1987. – 663 с.
14. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 406 с.
15. Ровинский Б.М., Рыбакова Л.М. Обратимость пластической деформации при повторном растяжении и сжатии // Физика металлов и металловедение. 1970. Т. 29. Вып. 5. С. 1081 – 1087.

Поступила 15 февраля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 3, pp. 173–179.

THE STUDY OF DAMAGEABILITY OF PLATE STEEL UNDER CYCLIC PLASTIC BENDING

A.B. Maksimov, V.M. Gulyaev, I.S. Erokhina

Kerch State Marine Technical University, Kerch, Russia

Abstract. The authors have investigated the layer-by-layer development of damage of 10G2S1 plate steel during cold plastic deformation by cyclic bending. Deformation cyclic bending was performed according to the scheme of pure bending at symmetric cycle with amplitude of deformation of 5.5 %. The character of changes of the strength properties of steel shows the kinetics of damage in the process of plastic deformation. It was established that in the area of reversible damage the intensity of hardening increases, reaching a maximum value and then decreases. In the area of reversible damage the mechanical properties of steel doesn't change until destruction. Criterion upper bound of damage is at $(0,2 - 0,3)N_p$, where N_p is the number of cycles to failure under cyclic tension – compression. The transformation process of the cellular dislocation structure in the passband is selected as a structural criterion of reversible damage.

Keywords: plate steel, cyclic bending, amplitude of deformation, damaging of steel, dislocation structure, reversible and irreversible damaging, cyclic tension – compression, number of cycles to fracture.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-173-179

REFERENCES

1. Vladimirov V.I. *Fizicheskaya priroda razrusheniya metallov* [Physical nature of metals fracture]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 280 p. (In Russ.).
2. Ibatullin I.D. *Kinetika ustalostnoi povrezhdaemosti i razrusheniya poverkhnostnykh sloev* [Kinetics of fatigue deformation and fracture of surface layers]. Samara: Izd-vo Samarskogo gos. tekhn. Un-ta, 2008, 387 p. (In Russ.).
3. Dronov V.S., Seliverstov G.V. Kinetics of development of fatigue deformation in low-carbon steels. *Izvestiya Tul. GU. Ser. Pod'emno-*

- transportnye mashiny i oborudovanie*. Tula: Izd-vo Tul'sk. Gos. Un-ta, 2006, Issue 7, pp. 207–212. (In Russ.).
4. Regel' V.R., Slutsker A.I., Tomashevskii E.I. *Kineticheskaya priroda prochnosti tverdykh tel* [Kinetic nature of solids strength]. Moscow: Nauka. 1974, 560 p. (In Russ.).
 5. Ivanova V.S., Terent'ev V.F. *Priroda ustalosti metallov* [Nature of metals fatigue]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 456 p. (In Russ.).
 6. Maksimov A. B. Estimation of damage of low-alloyed steel during cold plastic deformation. *Novye materialy i tekhnologii v metallurgii i mashinostroenii*. 2013, no. 1, pp. 29–31. (In Russ.).
 7. Podgaiskii M.S., Maksimov A.B. The Influence of cyclic alternating bending deformation on the mechanical properties of low alloyed steels depending on the initial structural state. In: *Termicheskaya i termomekhanicheskaya obrabotka prokata* [Thermal and thermomechanical treatment of rolled products]. Moscow: Metallurgiya, 1981, pp. 25–27. (In Russ.).
 8. Anufriev S.V., Kondaurou E.Yu., Puzochkina A.S., Gudovshchikov V.A. Methodology of the study of kinetics of fatigue damage of low-alloyed steels with different coefficients of asymmetry. *Izvestiya Tul'skogo gos.un-ta. Ser. Tekhnicheskie nauki*, 2009, vol. 2–1, pp. 193–198. (In Russ.).
 9. Podgaiskii M. S., Maksimov A. B., Neskub Yu. P. Effect of cyclic deformation on the dislocation bending structure of 10G2S1 steel. *Izvestiya AN SSSR. Metall.* 1984, no. 4, pp. 131–133. (In Russ.).
 10. Feodos'ev V.I. *Soprotivlenie materialov: Uchebnik dlya vuzov* [Strength of materials: Textbook for universities]. Moscow: MG TU. 2000, 592 p. (In Russ.).
 11. Maksimov A.B. Study of plastic deformation under cyclic tension – compression. *Novye materialy i tekhnologii v metallurgii i mashinostroenii*. 2010, no. 1, pp. 61–66. (In Russ.).
 12. Voronin G.F. *Osnovy termodinamiki* [Fundamentals of thermodynamics]. Moscow: Izd-vo Mosk. un-ta, 1987, 192 p. (In Russ.).
 13. *Physical metallurgy*. R.W. Cahn, Peter Haasen eds. Amsterdam: North-Holland, 1983. (Russ.ed.: *Fizicheskie osnovy metallovedeniya*, vol. 3. Moscow: Metallurgiya, 1987, 663 p.).
 14. Honeycombe R.W.K. *The plastic deformation of metals*. Edward Arnold Ltd., 2nd ed. 1984, 483 p. (Russ.ed.: Honeycombe R. *Plasticheskaya deformatsiya metallov*. Moscow: Mir, 1972. 408 p.).
 15. Rovinskii B.M., Rybakova L.M. Reversibility of plastic deformation upon repeated stretching and compression. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1970, vol. 29, Issue 5, pp. 1081–1087. (In Russ.).

Information about the authors:

A.B. Maksimov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor
(aleksandr.mks@yandex.ru)

V.M. Gulyaev, Cand. Sci. (Military), Assist. Professor of the Chair of Informatics and Applied Mathematics

I.S. Erokhina, Engineer, Lecturer

Received February 15, 2016

УДК 622.782.42

МЕХАНИЗМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ ЖАРОСТОЙКОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ*

Иванов Д.И.^{1,2}, технолог, аспирант (axel-crusader@mail.ru)

*Кожухов А.А.², к.т.н., доцент, заведующий кафедрой металлургии и металловедения
им. С.П. Угаровой (koshuhov@yandex.ru)*

*Уразова Л.Ф.², старший преподаватель кафедры металлургии и металловедения
им. С.П. Угаровой (wurazow@yandex.ru)*

¹ ОАО «Лебединский ГОК»
(309191, Россия, Губкин-11)

² Старооскольский технологический институт им. А.А. Угарова, филиал НИТУ МИСИС
(309516, Россия, Белгородская обл., Старый Оскол, микрорайон Макаренко, 42)

Аннотация. Для выяснения причин резко снизившегося эксплуатационного ресурса колосников обжиговых тележек из стали 40Х24Н12СЛ в связи с изменившимися условиями эксплуатации были проведены макро- и микроисследования колосников на разных сроках эксплуатации. В результате проведенной работы определен механизм коррозионного разрушения детали при эксплуатации, определено протекание в стали межкристаллитной коррозии при сроках эксплуатации более трех месяцев. Установлены поверхности детали, в которых процесс межкристаллитной коррозии имеет наибольшую интенсивность. Выполнена оценка влияния режима эксплуатации колосников на протекание межкристаллитной коррозии. Раскрыты пути повышения качества колосников.

Ключевые слова: коррозия, диффузия, колосники, сталь, дефекты, микроструктура, эксплуатационный ресурс, межкристаллитная коррозия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-180-184

В настоящее время особо остро встал вопрос малого эксплуатационного ресурса колосников обжиговых тележек из стали 40Х24Н12СЛ. Учитывая последние тенденции в повышении качества продукции и производительности обжиговых машин: увеличение температуры обжига [1] и увеличение площади зоны обжига за счет уменьшения площади зоны охлаждения [2, 3], эксплуатационный ресурс колосников снизился до минимума. Так же, именно из-за низкой стойкости колосников вызваны наибольшие потери производительности обжиговых машин (простой оборудования) [4].

Температурный интервал рабочего пространства обжиговой машины 20 – 1350 °С, при этом температура колосников в зоне обжига 850 – 1250 °С [3, 5 – 8] (зависит от температурного режима обжиговой машины, максимальной температуры в зоне обжига и типа обжигаемых окатышей). Эксплуатация колосников из стали 40Х24Н12СЛ рекомендуется при температуре не выше 1000 °С в соответствии с ГОСТ 977-88: «Отливки стальные. Общие технические условия». Также изменилась концентрация серы в рудах Курской магнитной аномалии. Так, ранее руда добывалась с содержанием серы до 0,15 %, однако на сегодняшний день извлечение породы происходит на большей глубине, в результате чего содержание серы в руде часто превышает 0,5 %, при этом удаление ее из окатыша при обжиге достигает

60 – 90 % [9]. Таким образом, концентрация SO₂ в атмосфере обжиговых машин резко увеличилась [10, 11], а содержание серы в окалине стального колосника свидетельствует о протекании механизма серной коррозии во время эксплуатации [12, 13]. Учитывая все вышеизложенное, появилась резкая необходимость в проведении исследований в направлении увеличения качества колосников обжиговых тележек.

Для определения причин резкого снижения эксплуатационного ресурса колосников обжиговых тележек был проведен макро- и микроанализ колосников на разных сроках эксплуатации (в том числе новых и отбракованных).

В результате проведенного анализа были сделаны выводы, что все колосники после шести месяцев эксплуатации подвержены коррозионному разрушению у «верхней» поверхности (рис. 1, а). В большем приближении показана «верхняя зона» средней части демонтированного с балки колосника после шести месяцев эксплуатации (рис. 1, б). Установлен факт отсутствия абразивного износа боковых поверхностей колосников неочищенным газом при эксплуатации, в отличие от данных работы [11].

С целью определения механизма коррозии было проведено исследование микроструктуры колосников на анализаторе изображений, состоящем из метал-

* В рамках выполнения задания №11.63.2014/К.



Рис. 1. Колосники после шести месяцев эксплуатации:
а – установленные на обжиговой тележке, б – средняя часть
демонтированного с балок колосника, вид сверху

Fig. 1. Fire grate after 6 months of exploitation:
а – installed on the burning truck; б – middle part of the grate
dismantled from beams, view from above

лографического микроскопа MEIJI TECHNOIM7200, телевизионной камеры и компьютера с программой анализа изображения ТНХОМЕТПРО. Исследовались колосники со сроком эксплуатации до восьми месяцев.

В результате исследования колосников со сроком эксплуатации три месяца установлено, что в «верхней зоне» (поверхности колосника, обращенной противоположно к направлению подачи теплоносителя, т. е. обращенной к горелкам) обильно выделились крупные

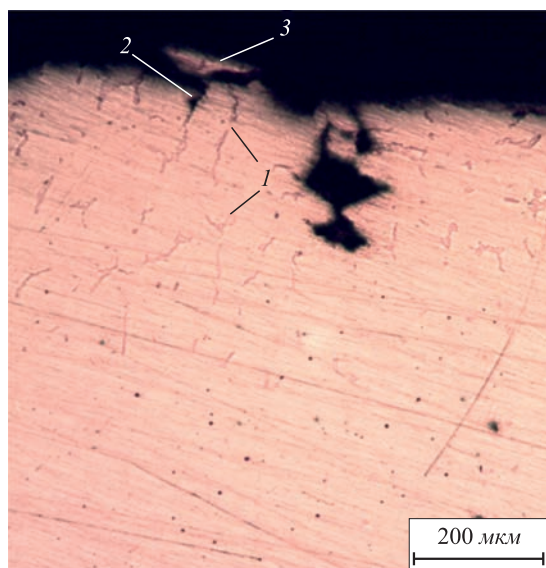


Рис. 2. Выделения карбидов в поверхностной зоне (1), коррозия, распространяющаяся по ним (2) и отслаивающиеся участки (3) у «верхней» поверхности не травленного шлифа из колосника после трех месяцев эксплуатации, $\times 150$

Fig. 2. Carbide precipitates in the surface zone (1), corrosion spreading them (2) and loose areas (3) at the «top» of the surface of not etched metallographic section after 3 months of exploitation, $\times 150$

карбиды 1 в матрице металла преимущественно на границах зерен. По границам крупных выделений карбидов распространилась коррозия 2, что вызвало отслаивание участков детали 3 (рис. 2). При этом плотность выделений карбидов в «верхней зоне» резко падает на глубине более 500 мкм от поверхности. В других плоскостях колосника коррозия не наблюдалась.

В колосниках после литья (не бывших в эксплуатации) плотность выделения карбидов в теле зерен низкая, эвтектические карбиды в поверхностной зоне отличаются малыми размерами (рис. 4, а). При этом микроструктура поверхностной зоны одинакова во всех направлениях.

После шести месяцев эксплуатации колосников коррозия носит выраженный межкристаллитный характер (МКК) и развивается по границам зерен, где сформировалась достаточно толстая карбидная сетка (рис. 3). Корродирование идет по механизму МКК, описанному в работе [14] для хромоникелевых нержавеющей сталей аустенитно-ферритного класса после закалки (с пересыщенным аустенитом) с содержанием углерода более 0,005 %. Авторы делают вывод о том, что МКК протекает на границах зерен с образованием карбидной фазы ($M_{23}C_6$) с участием всего углерода в матрице металла, а хрома лишь из приграничных участков. В результате появляются зоны с пониженным содержанием хрома (менее 12 %) у границы зерен. Последнее объясняется большой разницей в скоростях диффузии углерода и хрома. Также в пользу этой версии говорит округлый характер окончания пустот, при эксплуатации произошло обесхромливание матрицы металла по границам зерен и они подверглись корродированию (см. рис. 3).

Были проведены исследования в 5 мм от «верхней» поверхности колосников до и после восьми месяцев

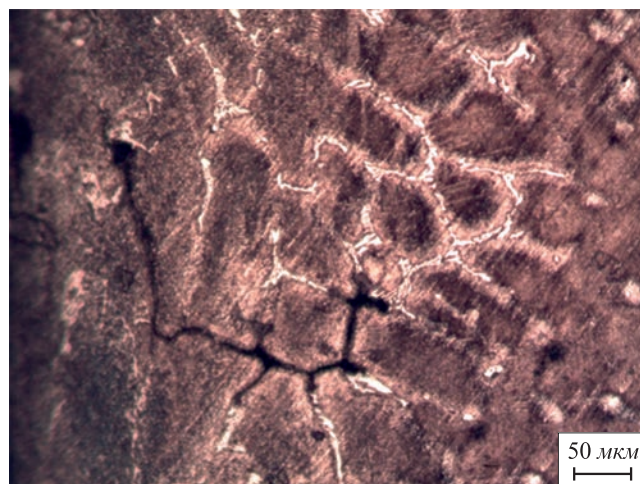


Рис. 3. Разрушение «верхней» поверхности колосника после шести месяцев эксплуатации по границам выделений крупных карбидов, травленный шлиф, $\times 300$

Fig. 3. The destruction of the «top» surface of the grate after 6 months of exploitation at boundaries of large carbides precipitates, etched metallographic section, $\times 300$

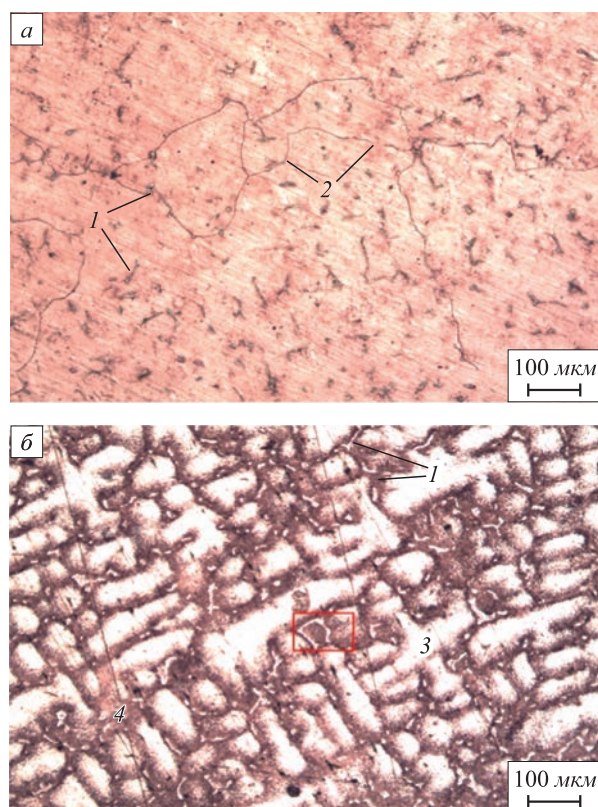


Рис. 4. Микроструктура образца в 5 мм от «верхней» или рабочей поверхности колосников на травленных шлифах:
а – после литья; б – после восьми месяцев эксплуатации (прямоугольником выделена зона более детального изучения);
1 – крупные карбиды, 2 – границы зерен, 3 – участок оси дендрита, 4 – междендритный участок, $\times 150$

Fig. 4. Microstructure of the sample at 5 mm from the “upper” or working surface of grates on the etched metallographic section:
а – after 8 months of exploitation (zone more detailed study is allocated by rectangle), б – after casting, increase $\times 150$; 1 – large carbides, 2 – boundaries of grains, 3 – axis section of the dendrite, 4 – interdendritic section, $\times 150$

эксплуатации из одной плавки. В колосниках после восьми месяцев эксплуатации наблюдаются не только зернограницные выделения карбидов 1 по всему объему колосника и увеличение размеров ранее выделившихся карбидов, но и массовое выделение карбидов в теле зерен, которым соответствуют междендритные или «затемненные» участки 4. Плотность выделения карбидов в теле зерен имеет высокую степень неоднородности. Наибольшая плотность карбидов наблюдается в зонах эвтектических карбидов (в участках, соответствующих междендритным участкам 4). В участках, соответствующих осям дендритов 3, плотность выделения карбидов многократно ниже (рис. 4, б). Последнее свидетельствует о высокой степени развития дендритной ликвации. Необходимо отметить, что оба шлифа травились одинаковое время одним травителем, но дендритное строение (оси дендрита 3 и междендритные или «затемненные» участки 4) до эксплуатации не различимо.

Было проведено исследование при большем увеличении междендритного участка, отмеченного прямоугольником на рис. 4, б. В результате установлено, что «затемнение» в междендритных участках вызвано большим количеством мелких карбидов (рис. 5). Исходя из изложенного следует, что в междендритных участках во время эксплуатации обильно идет процесс образования, коагулирования и укрупнения карбидов.

При изучении границ зерен на шлифах колосников после литья (до эксплуатации) был обнаружен дефект структуры, не различимый при малых увеличениях: сплошная карбидная сетка по границам зерен толщиной от 1 до 2,5 мкм (рис. 6), что свидетельствует о длительной

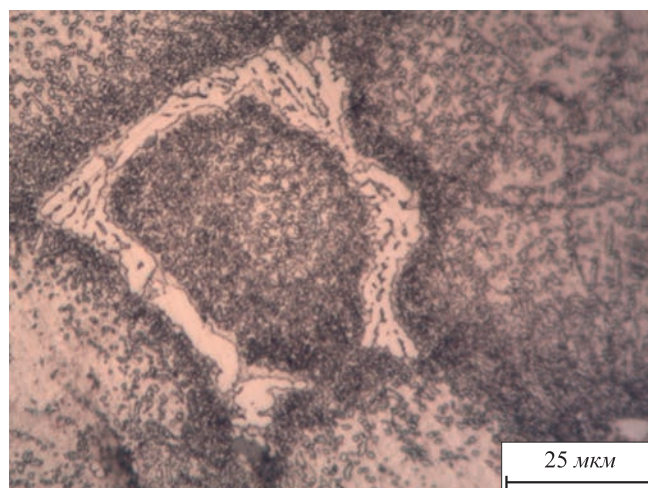


Рис. 5. Детальное изучение «затемненной» или междендритной зоны колосника после восьми месяцев эксплуатации (выделено прямоугольником, рис. 4, б), на изображении крупный карбид и большое количество мелких карбидов вокруг, $\times 1500$

Fig. 5. Detailed study of the “darkened” or interdendritic zone of grate after 8 months of exploitation (allocated by rectangle – pic. 4, б), in the image the large carbide and many small carbides around it, $\times 1500$

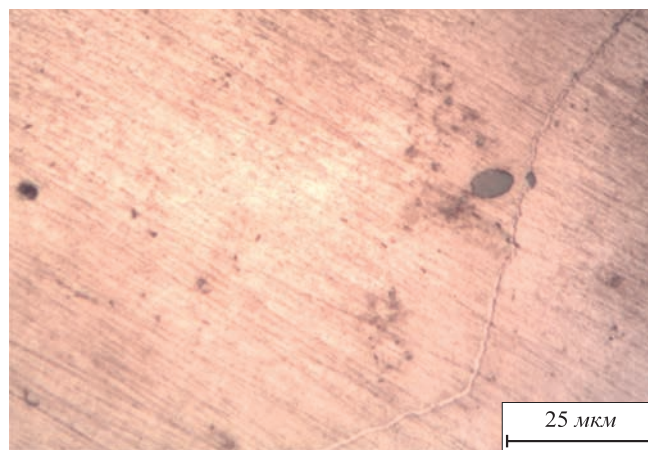


Рис. 6. Сплошная карбидная сетка с сульфидами по границам зерен на травленном шлифе колосника после литья, $\times 1500$

Fig. 6. Solid carbide network with sulfides along grain boundaries on the etched metallographic section of the grate after casting, $\times 1500$

выдержке отливки в области высоких температур [15]. Это является свидетельством протекания процесса карбидообразования по границам зерен в относительно небольших объемах еще при литье колосника.

В результате исследования установлено, что в колосниках наблюдаются три основные фазы: аустенитная матрица, незначительные выделения ферритной фазы и карбиды с разной формой выделения (см. рис. 4). По форме выделения карбиды можно разделить на группы: крупные, скелетообразной формы; очень тонкие сплошные по границам первичного аустенитного зерна; глобулярные вытянутой формы, выделяющиеся на границах зерен; округлые мелкие, выделяющиеся в теле зерен. Карбиды скелетообразной формы образовались по эвтектическому механизму, о чем свидетельствует их форма и выделение совместно с сульфидами (см. рис. 5). Тонкие сплошные образования карбидов наблюдаются во внутренних зонах колосников, что позволяет предполагать их выделение в процессе охлаждения колосников после отливки. Вытянутые глобулярные карбиды на границах зерен и округлые мелкие в теле зерен образовались в процессе эксплуатации колосников, так как прослеживается явная связь плотности их выделения с условиями и временем эксплуатации колосников.

Результаты исследования позволяют сделать вывод о том, что карбидообразование идет с самого начала эксплуатации колосников, а выраженное развитие межкристаллитной коррозии детали начинается с третьего месяца эксплуатации после образования в поверхностной зоне сплошной сетки карбидов на границах дендритов. Процесс карбидообразования идет во всем объеме колосника, при этом с наибольшей интенсивностью протекает в «верхней зоне» детали, что может объясняться большим градиентом температур по сечению детали во время эксплуатации, обусловленным низкой теплопроводностью стали.

Таким образом, МКК в стали 40Х24Н12СЛ развивается по мере формирования сплошной достаточно широкой карбидной сетки на границах зерен. Чем крупнее первичное зерно аустенита, тем протяженнее сплошные выделения карбидов и тем активнее будет развиваться МКК. Первичное зерно аустенита, так же как степень развития дендритной ликвации, определяются условиями разливки (размером дендритов). При этом карбидная структура (особенно в поверхностных зонах) преимущественно формируется в процессе эксплуатации. Повышения срока службы колосников можно добиться за счет снижения размера дендритов и, как следствие, размера аустенитного зерна и степени развития дендритной ликвации. Этого можно достигнуть, применив разливку на вибростендах или стабилизацией структуры (созданием благоприятных условий для выделения мелких карбидов глобулярной формы) с помощью термической обработки. Также интенсивность процесса карбидообразования можно снизить за счет уменьшения содержания углерода.

Выводы. Установлен механизм коррозионного разрушения колосников во время эксплуатации, определенный как МКК. Доказано, что развитие МКК в колосниках связано с карбидообразованием, протекающим преимущественно в процессе эксплуатации, и высокой степенью дендритной ликвации. Показано, что применение разливки на вибростендах и термическая обработка, направленная на стабилизацию структуры и выделение карбидов преимущественно глобулярной формы, позволят существенно повысить сопротивляемость колосников МКК. Определено, что процесс карбидообразования в колоснике имеет максимальное развитие при нахождении последнего в зоне обжига. Соответственно для увеличения срока службы колосников необходимо сократить простой оборудования обжиговой машины, которые производятся без отсечек газа. Установлено, что процесс коррозионного разрушения детали по механизму МКК имеет наибольшее развитие только с одной стороны детали, той, которая направлена в сторону, противоположную направлению теплоносителя в зоне обжига. Определено, что для того, чтобы повысить эксплуатационный ресурс колосников, необходимо применить термообработку после литья, разливку на вибростендах или понизить количество углерода в стали. Доказано, что в стали после литья присутствует тонкая карбидная сетка по границам зерен, что понижает эксплуатационный ресурс изделия. Выходом также будет термообработка детали после литья.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Буткарев А.А., Буткарев А.П. Оптимизация параметров процесса термообработки окатышей на конвейерных машинах // Сталь. 2000. № 4. С. 10 – 15.
2. Копоть Н. Н., Воробьев А. Б., Гончаров С. С. и др. Сравнительный анализ теплотехнических схем современных обжиговых конвейерных машин // Сталь. 2010. № 3. С. 8 – 13.
3. Буткарев А.П., Буткарев А.А., Бородин А.А. и др. Опыт эксплуатации модернизированных обжиговых машин Лебединского ГОКа и пути их совершенствования // Сталь. 2005. № 3. С. 7 – 10.
4. Учитель А.Д., Гасик М.И., Панченко А.Н. Исследование химической эрозии колосников конвейерных машин при обжиге железорудных окатышей. Сообщение 1. Исследование микроструктуры окалины и реакционной зоны колосника из стали 40Х24Н12СЛ // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2008. № 1. С. 55 – 61.
5. Буткарев А.А., Буткарев А.П., Зинчук Б.А. и др. Разработка технологических решений по увеличению производительности обжиговой машины фирмы «Лург» // Сталь. 2007. № 6. С. 2 – 6.
6. Буткарев А.А., Буткарев А.П., Жомирук П.А. и др. Отработка технологических режимов термообработки окатышей на модернизированной обжиговой машине ОК-124 // Сталь. 2010. № 3. С. 16 – 19.
7. Буткарев А.А. Исследование и совершенствование процесса управления термообработкой окатышей на обжиговых конвейерных машинах // Сталь. 2011. № 5. С. 4 – 8.
8. Буткарев А.А. Оценка реверсивной схемы охлаждения окатышей на обжиговых машинах // Сталь. 2005. № 4. С. 71 – 73.
9. Обзор рынка железорудного сырья (железная руда, концентрат, агломерат и окатыши) в России. – 5-е изд. – М.: ООО «ИГ «Инфо-лайн», 2014. http://www.infomine.ru/files/catalog/1/file_1_eng.pdf.

10. Семенова И. В., Флорианович Г.М., Хорошилов А.В. Коррозия и защита от коррозии. – М.: Физматлит, 2002. – 334 с.
11. Учитель О.Д. и др. Влияние технологического режима работы обжиговой машины на стойкость колосников // Новые технологии. 2008. № 4. С. 199 – 202.
12. Учитель А.Д., Гасик М.И., Панченко А.Н. Исследование химической эрозии колосников конвейерных машин при обжиге железорудных окатышей. Сообщение 2. Исследование микроstructures окалины и реакционной зоны колосника из стали 40Х24Н12СЛ, изъятых из эксплуатации // Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'. 2008. № 2. С. 26 – 30.

13. Herbert H., Uhlig R. Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering. Fourth Edition. John Wiley & Sons, 2008. – 490 p.
14. Гуляев А. П., Гуляев А.А. Металловедение: Учебник для вузов. – 7-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 2011. – 643 с.
15. Lundin L. etc. Microstructure and mechanical properties of 10 % chromium steel with improved creep resistance at 600 °C // Materials Science and Technology. 1997. No. 13. P. 233 – 242.

Поступила 22 октября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 3, pp. 180–184.

MECHANISM OF HIGH-TEMPERATURE CORROSION OF HEAT-RESISTANT CHROMIUM-NICKEL STEEL

D.I. Ivanov^{1,2}, A.A. Kozhukhov², L.F. Urazova²

¹Lebedinskii Mining and Processing Works, Gubkin-11, Russia

²Stary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology “MISiS”, Stary Oskol, Russia

Abstract. Macro and micro studies of grate have been carried out at different stages of operation to determine the cause of drastically reduce of service life of the grate kiln trolleys of 40H24N12SL steel due to the changed operating conditions. The study determined the percolation mechanism of corrosion destruction of parts during operation, determined by the course of intergranular corrosion in steel during the operation period of more than 3 months. The authors defined surfaces of the part in which the ICC process has the greatest intensity. The estimation of the impact of operating mode of grates on the course of intergranular corrosion is determined. The ways to improve the grates quality are revealed.

Keywords: corrosion, diffusion, fire bars, steel, defects, microstructure, service life, intergranular corrosion.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-180-184

REFERENCES

1. Butkarev A.A., Butkarev A.P. Optimizing conveyer-machine heat treatment of pellets. *Steel in Translation*. 2000, vol. 30, no. 4, pp. 1–8.
2. Kopot' N.N., Vorob'ev A.B., Goncharov S.S., Butkarev A.A., Butkarev A.P. Comparison of heating systems in conveyer roasting machines. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 3, pp. 233–238.
3. Butkarev A.A., Butkarev A.P., Borodin A.A., Zhilin S.N., Malayvin B.Ya. Dependence of stresses in pellets on cooling conditions. *Stal'*. 2005, no. 3, pp. 10–12.
4. Uchitel' A.D., Gasik M.I., Panchenko A.N. The study of chemical erosion of grate of conveyor machines during burning of iron ore pellets. (Report 1). Investigation of the microstructure of the scale and the reaction zone of 40H24N12SL steel. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2008, no. 1, pp. 55–61. (In Russ.)
5. Butkarev A.A., Zinchuk B.A., Shevchenko A.A., Dvornichenko I.F., Posokhov A.V. Improving the productivity of a Lurgi roasting machine. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 6, pp. 505–509.
6. Butkarev A.A., Butkarev A.P., Zhomiruk P.A., Martynenko V.V., Grinenko N.V. Pellet heating on modernized OK-124 roasting machine. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 3, pp. 239–242.
7. Butkarev A.A. Improving the control of pellet heat treatment in conveyer roasting machines. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 5, pp. 395–399.

8. Butkarev A.A. Evaluation of reversing circuit of pellets cooling in the roasting machines. *Stal'*. 2005, no. 4, pp. 71–73. (In Russ.)
9. *Obzor rynka zhelezorudnogo syr'ya (zheleznyaya ruda, kontsentrat, aglomerat i okatyshi) v Rossii. Elektronnyi resurs* [Market overview of iron ore (iron ore, concentrate, sinter and pellets) in Russia. Electronic resource]. Moscow: OOO "IG" "Infomain", 2014. Available at URL: http://www.infomine.ru/files/catalog/1/file_1_eng.pdf. (In Russ.)
10. Semenova I.V., Florianovich G.M., Khoroshilov A.V. *Korroziya i zashchita ot korrozii* [Corrosion and anticorrosion protection]. Moscow: Fizmatlit, 2002, 334 p. (In Russ.)
11. Uchitel' O.D., Panchenko G.M., Ivanov A.S., Gribenko M.P. Influence of technological mode of machine for pelletization on resistance of grates. *Novye tekhnologii*. 2008, no. 4, pp. 199–202. (In Russ.)
12. Uchitel' A.D., Gasik M.I., Panchenko A.N. The study of chemical erosion of grates of conveyor machines during burning of iron ore pellets (Report 2). Investigation of the microstructure of the scale and the reaction zone of 40H24N12SL steel, withdrawn from exploitation. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2008, no. 2, pp. 26–30. (In Russ.)
13. Herbert H., Uhlig R. *Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering*. Fourth Edition. John Wiley & Sons, 2008, 490 p.
14. Gulyaev A.P., Gulyaev A.A. *Metallovedenie: ucheb. dlya vuzov* [Metallurgy: Proc. for high schools]. Moscow: Metallurgiya, 2011, 643 p. (In Russ.)
15. Lundin L., Fällman S., Andren H.O. Microstructure and mechanical properties of 10 % chromium steel with improved creep resistance at 600 °C. *Materials Science and Technology*. 1997, no. 13, pp. 233–242.

Acknowledgements. The work was performed as part of the task no. 11.63.2014/K.

Information about the authors:

D.I. Ivanov, Technologist, Postgraduate (axel-crusader@mail.ru)
A.A. Kozhukhov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair “Metallurgy and Metal Science named after S.P. Ugarova” (koshuhov@yandex.ru)

L.F. Urazova, Senior Lecturer of the Chair “Metallurgy and Metal Science named after S.P. Ugarova” (wurazow@yandex.ru)

Received October 22, 2015

УДК 621.179

ИССЛЕДОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ В ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛИ 08X18H10T ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Хлыбов А.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Материаловедение, технологии материалов
и термическая обработка металлов» (hlybov_52@mail.ru)

Углов А.Л., д.т.н., ведущий научный сотрудник, заведующий сектором научно-исследовательского
центра контроля и диагностики (auglov@list.ru)

Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева
(603022, Россия, Н.Новгород, ул. Минина, 24)

Аннотация. Анализ условий эксплуатации ряда конструкций атомной энергетики в условиях малоциклового усталости показал, что для них является недопустимым образование макротрещины. Условие обеспечения безопасной эксплуатации требует получения достоверной информации о состоянии материала на стадии накопления рассеянных микрповреждений. Выявлено, что изменение структуры, физико-механических характеристик образцов из стали 08X18H10T приводит к изменению параметров упругих волн. Предложенный диагностический параметр, определяемый через время распространения упругих волн, позволяет оценить состояние материала контролируемой конструкции. Предлагаемый критерий может быть использован для измерений на реальных объектах, эксплуатируемых в условиях малоциклового усталости.

Ключевые слова: малоцикловая усталость, диагностика, упругие волны, структура, модули упругости, ресурс, твердость, аустенит, мартенсит.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-185-190

В процессе эксплуатации некоторые элементы конструкций работают в условиях малоциклового усталости. На стадии до зарождения и развития макротрещины выделяют период, связанный с изменением структуры, зарождением и накоплением рассеянных микрповреждений [1, 2]. Процесс накопления повреждений начинается практически сразу после приложения переменной нагрузки, протекает скрытно, практически без видимых внешних признаков. Скрытые процессы деградации материала приводят к изменению физико-механических характеристик: модулей упругости, прочностных и других характеристик. Завершается период накопления повреждений образованием макротрещины. При этом по условиям безопасной эксплуатации для некоторых конструкций макротрещина не допускается [3]. Более того, ставится задача оценки степени деградации материала в процессе его эксплуатации [4].

Процесс разрушения зависит от множества факторов, теоретически учесть вклад каждого из которых практически невозможно [5 – 7]. Этим объясняется достаточно сильный разброс как расчетных, так и экспериментальных данных. В задачах оценки степени деградации контролируемого материала используются методы неразрушающего контроля, в частности акустические [8 – 12].

Возможность использования упругих волн в задачах диагностики по результатам экспериментальных исследований влияния малоциклового усталостного нагружения образцов из стали 08X18H10T на их физико-

механические и акустические характеристики является целью данной работы.

Проведение испытаний, включая изготовление образцов, проводили в соответствии с ГОСТ 25.502 – 79. Испытывались цилиндрические образцы из стали 08X18H10T, диаметр рабочей части 12 мм, длина 40 мм (рис. 1). На рабочих поверхностях образцов для установки пьезоэлектрических преобразователей были выполнены две плоскопараллельные лыски с размерами 40×3 мм.

Химический состав исследуемой стали, % (по массе): 0,08 C; 18 Cr; 9,5 Ni; 0,5 Ti.

Условия проведения испытаний:

- циклическое (симметричный цикл), жесткое изотермическое нагружение (растяжение-сжатие) с постоянной амплитудой полной деформации $\varepsilon_p = 0,1\%, 0,2\%, 0,3\%$;

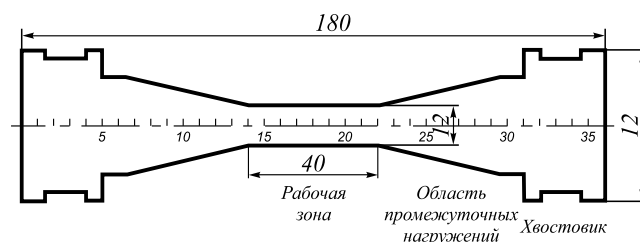


Рис. 1. Образец для малоцикловых испытаний, сталь 08X18H10T

Fig. 1. The model for low-cycle tests, 08Cr18Ni10Ti steel

- скорость деформирования рабочей части образца $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$;
- температура при испытаниях $T = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Испытания проводились до появления видимой трещины.

Микроструктуру изучали по снимкам, полученным с использованием цифровой камеры Canon на оптическом микроскопе МИМ-8.

Для измерения акустических характеристик материала использовалась многофункциональная спектрально-акустическая система «Астрон» [10, 13]. В системе реализован импульсный метод измерения параметров упругих волн. Измерялось время прохождения (задержка) продольных (t_3), сдвиговых (t_1, t_2) волн и поверхностных волн Рэлея (t_3). Точность измерения временных параметров $2 \cdot 10^{-9}$ с. Сдвиговыми волнами измерялась задержка в двух взаимно перпендикулярных направлениях:

- вектор поляризации сдвиговых волн направлен вдоль оси образца, измеряемая задержка t_1 ;
- вектор поляризации направлен перпендикулярно оси образца, измеряемая задержка t_2 .

Скорость C_i упругой волны в исследуемом образце определяли по уравнению

$$C_i = \frac{2h}{t_i}, \quad (1)$$

где h – толщина образца, м.

Измерения производились в режиме излучения и приема (прием и излучение упругих волн осуществляется одним датчиком), поэтому в уравнении (1) путь принимался равным $2h$.

Согласно принятым обозначениям:

C_1 , м/с – скорость распространения сдвиговых волн с вектором поляризации вдоль оси образца;

C_2 , м/с – скорость распространения сдвиговых волн с вектором поляризации перпендикулярно оси образца;

C_3 , м/с – скорость распространения продольных волн.

Погрешность измерения скоростей составляла 0,08 % (при толщине образцов 10 мм). Погрешности определения используемых информативных параметров приведены в таблице.

В процессе испытаний регистрировались: число циклов N , деформация ϵ_p , площадь петли гистерезиса $\Delta W_{\text{ц}}$, толщина образцов h . Нагружение блочное – длительность блока 20 % от расчетного числа циклов до разрушения. При проведении измерений нагрузка сбрасывалась до нуля, образец вынимали из испытательной машины.

Для анализа результатов акустических исследований использовался акустический диагностический параметр:

$$D = D1 + D2; \quad D1 = \frac{C_3}{C_1} - 1; \quad D2 = \frac{C_3}{C_2} - 1.$$

Выражения для $D1$ и $D2$ запишем через задержки упругих волн:

$$D1_i = \frac{t_1}{t_3} - 1; \quad D2_i = \frac{t_2}{t_3} - 1. \quad (2)$$

Индекс i соответствует времени измерения контролируемых параметров.

Также определялся параметр акустической анизотропии A :

$$A = \frac{2(C_1 + C_2)}{C_1 - C_2} = \frac{2(t_1 - t_2)}{t_1 + t_2}. \quad (3)$$

При решении прикладных задач диагностики измерение толщины с требуемой точностью для большинства реальных объектов не представляется возможным. Поэтому определенные таким образом диагностические акустические характеристики $D, D1, D2, A$, не зависящие от трудноизмеримой толщины материала, могут быть использованы для измерения на реальном объекте.

На рис. 2 представлена микроструктура образцов из стали 08X18H10T. Металл в состоянии поставки – аустенит (рис. 2, б). В процессе нагружения зарождается трещина. На рис. 2, а показана усталостная трещина в образце после испытаний ($\Delta\epsilon = 0,3$; $N^* = 900$ циклов), на рис. 2, в – поверхностный слой с многочисленными не распространяющимися микротрещинами [14, 15]. На рис. 2, г представлена микроструктура образцов после разрушения в плоскости, перпендикулярной плоскости разрушения, на рис. 2, д – на расстоянии 5 мм от поверхности образца.

Свойства поверхностного слоя отличаются от свойств металла в толщине. Так микротвердость, измеренная по ГОСТ 9450-76 нагрузкой 50 гс, дает следующие результаты: микротвердость в поверхностном слое 440 МПа, на глубине более 1 мм 330 МПа. Микротвердость в исходном состоянии 280 – 300 МПа.

В процессе усталостной наработки изменяются механические характеристики. Изменение механических характеристик связано с образованием мартенсита деформаций, накоплением повреждений. Например, в рабочей

Погрешности измерений информативных параметров

Measurement errors of informative parameters

Параметр	h , мм	t_3 , нс	C_3 , м/с	$t_{1,2}$, нс	$C_{1,2}$, м/с	A	D	t_R , нс
Погрешность	$\pm 2 \cdot 10^{-3}$	± 2	± 4	± 2	± 2	$\pm 5 \cdot 10^{-4}$	$\pm 9 \cdot 10^{-4}$	± 2

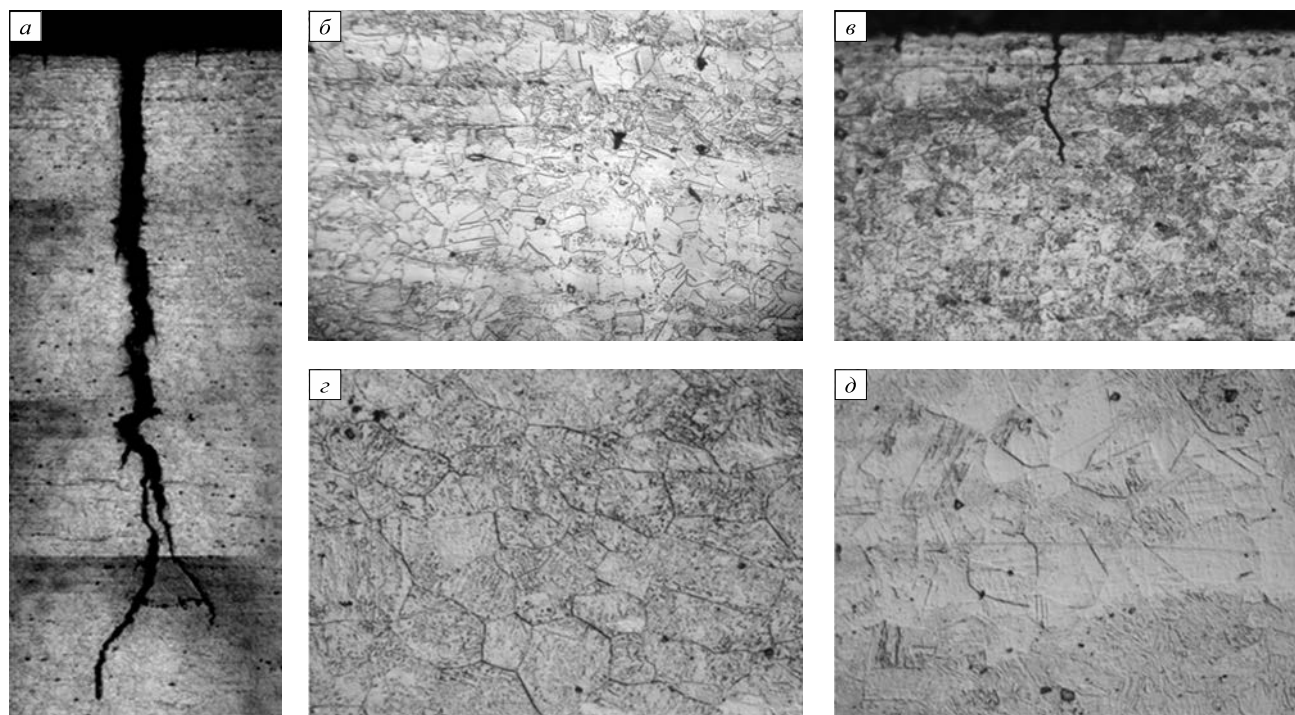


Рис. 2. Микроструктура образцов из стали 08Х18Н10Т, $\Delta\epsilon = 0,3$:
 а – усталостная трещина, $\times 100$; б – исходное состояние, $\times 200$; в – поверхностные трещины, $\times 200$; г – поверхность, $\times 500$;
 д – расстояние 5 мм от поверхности, $\times 500$

Fig. 2. Microstructure of the samples of 08Cr18Ni10Ti steel, $\Delta\epsilon = 0,3$:
 а – fatigue crack, $\times 100$; б – initial state, $\times 200$; в – surface cracks, $\times 200$; г – surface, $\times 500$;
 д – the distance of 5 mm from the surface, $\times 500$

зоне после разрушения начальное значение твердости 175 МПа увеличивается до 300 МПа. В условиях жесткого цикла нагружения толщина образцов в процессе испытаний увеличивается при неизменной длине рабочей области. Изменение измеряемых параметров в зависимости от числа циклов нагружения показано на рис. 3 ($\Delta\epsilon = 0,3$), для других параметров цикла ($\epsilon = 0,2$; $0,1\%$) оно качественно совпадает с приведенными результатами и в большинстве случаев в данной работе не приводится.

На рис. 3, а показано изменение объема в процессе испытаний при различных значениях ϵ . Результаты гидростатического взвешивания показали, что плотность уменьшается. Плотность стали в неповрежденном состоянии 7920 кг/м^3 , в зоне разрушения плотность снижается до 7730 кг/м^3 , что соответствует ее уменьшению до 4 %.

Наблюдается упрочнение материала (рис. 3, б) (амплитуда напряжения увеличивается от 200 до 770 МПа для $\Delta\epsilon = 0,3$). Изменение приведенных акустических характеристик в соответствии с уравнениями (2), (3) представлено на рис. 3, в.

Используя известные соотношения теории упругости, определим модули упругости E , G через скорости упругих волн:

$$E = \frac{\rho C_{1,2}^2 (3C_3^2 - 4C_{1,2}^2)}{C_3^2 - C_{1,2}^2}; \quad G = \rho C_{1,2}^2; \quad \nu = \frac{C_3^2 - 2C_{1,2}^2}{2C_3^2 - 3C_{1,2}^2}, \quad (4)$$

где G , E , ν – модуль сдвига, модуль Юнга, коэффициент Пуассона соответственно.

Полученные значения модуля Юнга представлены на рис. 3, г. На рис. 3, в, г ряд 1 соответствует измерениям вдоль оси образца, ряд 2 – перпендикулярно оси образца. Модули упругости относятся к характеристикам, чувствительным к состоянию материала образцов. Величина модуля упругости определяется межатомным взаимодействием. Дефекты кристаллической решетки, ослабляющие межатомную связь, приводят к уменьшению модулей. На стадии накопления рассеянных микроповреждений их размеры малы, а сами микроповреждения равномерно распределены по объему материала. Результаты измерений модулей упругости акустическим методом и значения модулей, полученных обработкой данных на кривой растяжения, совпадают.

В начальном состоянии материал является изотропным, скорость сдвиговых волн, измеренная вдоль и перпендикулярно оси образца, одна и та же. В процессе усталостного нагружения изменение скоростей сдвиговых волн вдоль и поперек оси образца различно. Это свидетельствует о том, что накопление повреждений в материале приводит к анизотропии.

Анизотропия может быть связана с тем, что поврежденность структуры, включая микротрещины, образовавшиеся на стадии растяжения, при сжатии могут постепенно смыкаться. При температурах $< 0,5 T_{пл}$, чаще

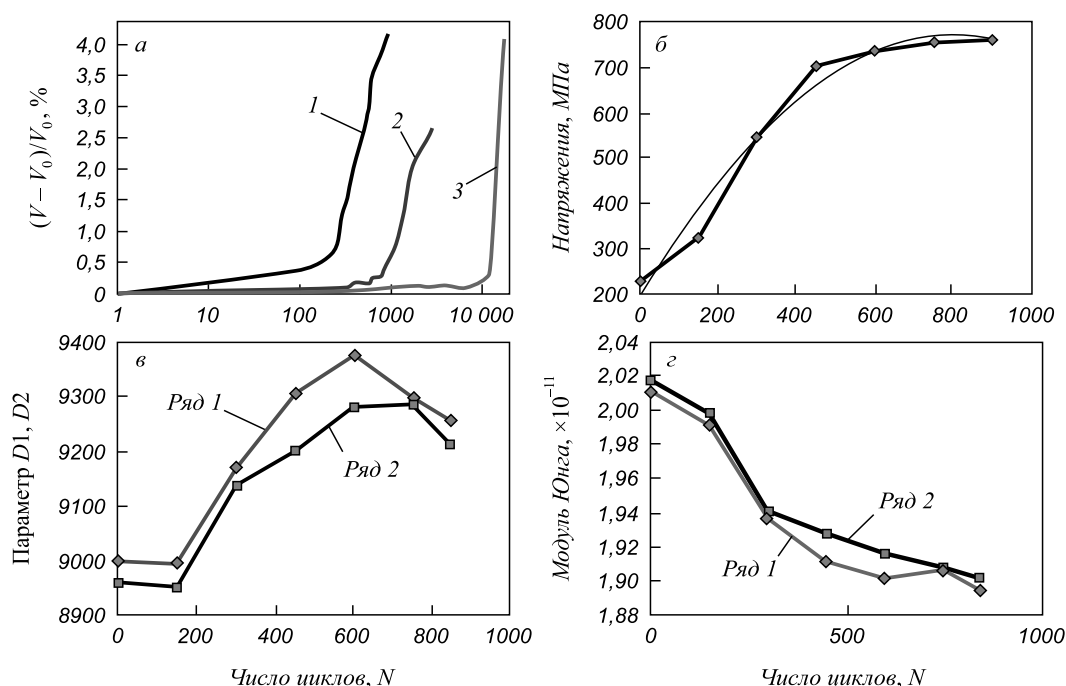


Рис. 3. Зависимость характеристик стали 08X18Ni10T от числа циклов:
 а – изменение объема образца при $\varepsilon = 0,3\%$ (1), $\varepsilon = 0,2\%$ (2), $\varepsilon = 0,1\%$ (3); б – изменение напряжений ($\Delta\varepsilon = 0,3$);
 в – акустические параметры D1, D2 ($\Delta\varepsilon = 0,3$); г – модуль Юнга ($\Delta\varepsilon = 0,3$)

Fig. 3. Dependence of the characteristics of 08Cr18Ni10Ti steel from the number of cycles:
 а – the change in sample volume at $\varepsilon = 0,3\%$ (1), $\varepsilon = 0,2\%$ (2), $\varepsilon = 0,1\%$ (3); б – change in voltage ($\Delta\varepsilon = 0,3$);
 в – acoustic parameters D1, D2 ($\Delta\varepsilon = 0,3$); г – Young's modulus ($\Delta\varepsilon = 0,3$)

всего трещины не залечиваются, а лишь частично смыкаются, приобретая эллипсовидную форму, вытянутую перпендикулярно действующей нагрузке. Суммарная площадь повреждений в разных направлениях будет различна, что собственно и подтверждается результатами акустических измерений. Таким образом, по результатам акустических измерений можно оценить поврежденность материала в различных направлениях.

На рис. 4 представлена зависимость накопления поврежденности (акустические параметры приведены к значению 1, соответствующему 100 %-ной выработке ресурса) от приведенного числа циклов N/N^* . Крити-

ческой наработке N^* соответствует появление трещины порядка 1 мм.

Из рис. 4 видно, что поврежденность, измеренная по параметрам поверхностных волн (ПАВ), изменяется быстрее по сравнению с поврежденностью, измеренной для толщины металла (D). Из этого следует, что поверхностная волна может быть использована в качестве опережающего индикатора накопленных повреждений в контролируемой конструкции.

После достижения предельного состояния (появление усталостной трещины) испытания прекращали. Образцы после обнаружения трещины фрезеровались

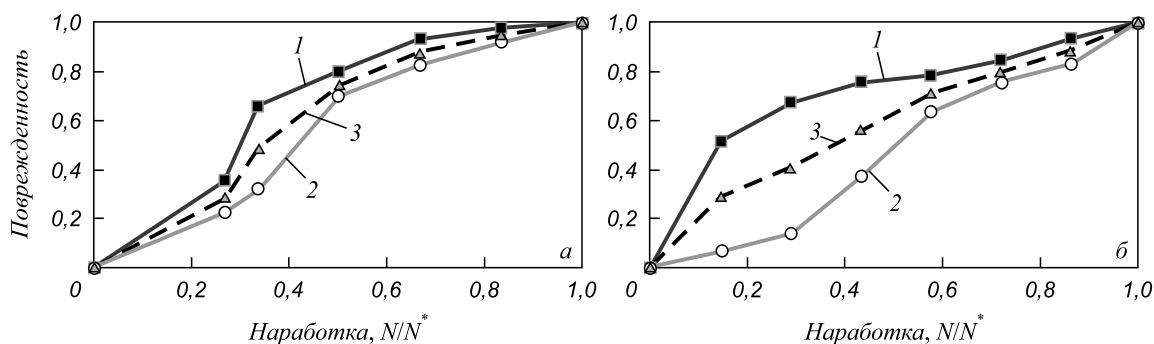


Рис. 4. Зависимость поврежденности образца от наработки, сталь 08X18Ni10T:
 1 – ПАВ; 2 – D; 3 – средняя; а – $\Delta\varepsilon = 0,3$, $N^* = 900$; б – $\Delta\varepsilon = 0,2$, $N^* = 2800$

Fig. 4. Dependence of the distortion of the sample from experience, 08Cr10Ni10Ti steel:
 1 – surfactants; 2 – D; 3 – medium; а – $\Delta\varepsilon = 0,3$, $N^* = 900$; б – $\Delta\varepsilon = 0,2$, $N^* = 2800$

до толщины, равной толщине проточки. Полученная поверхность разбивалась на зоны, расположенные с интервалом 5 мм. На рис. 1 показано расположение точек измерения. Рабочая часть образца располагалась между зонами № 15 и № 25, ее длина равна 40 мм. Распределение твердости и параметра $D1$, $D2$ по длине образца приведено на рис. 5.

На примере этих образцов видно, что поврежденность в области захвата равна нулю. В этой области при испытаниях отсутствуют нагрузки. Регистрируемые параметры совпадают с результатами начальных измерений. В рабочей зоне наблюдается максимальная поврежденность. Такой образец может служить в качестве эталона для настройки измерительной аппаратуры.

Выводы. При малоцикловой усталости в образцах из стали 08X18H10T протекают необратимые процессы, приводящие к изменению структуры, физико-механических и акустических характеристик материала.

Имеется однозначное соотношение между величиной накопленных повреждений и изменением скорости упругих волн, которое может быть использовано в задачах диагностики технических объектов.

Существуют акустические параметры D , $D1$, $D2$, A , определяемые через задержки упругих волн, которые, с одной стороны, чувствительны к уровню усталостных повреждений, с другой – не зависят от толщины образцов в зоне измерений и, следовательно, могут быть использованы для реальных объектов.

Диагностический параметр, определяемый через задержки поверхностной волны, меняется быстрее, чем параметры, использующие продольные и сдвиговые волны. Совместное использование различных типов упругих волн в задачах диагностики усталостного разрушения повышает надежность и достоверность результатов контроля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2003. – 254 с.
2. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
3. Методы обоснования ресурса ядерных энергетических установок / Ф.М. Митенков, В.Б. Кайдалов, Ю.Г. Коротких. – М.: Машиностроение, 2007. – 448 с.
4. Горицкий В. М. Диагностика металлов. – М.: Металлургиздат, 2004. – 408 с.
5. Казанцев А.Г. Малоцикловая усталость при сложном термомеханическом нагружении. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 248 с.
6. Карзов Г.П., Марголин Б.З., Швецова В.А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993. – 389 с.
7. Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Пронин А.И., Чернышов Е.А. Прогнозирование прочности и долговечности материалов дета-

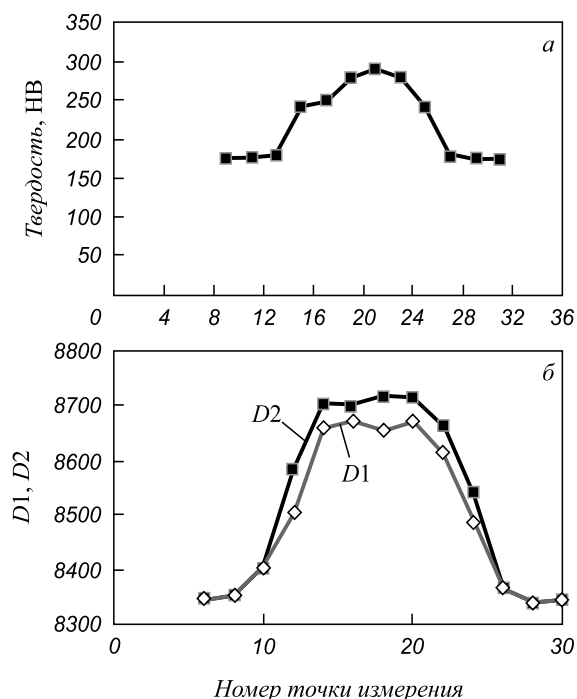


Рис. 5. Изменение измеряемых параметров по длине образца $\Delta\epsilon = 0,3$:

a – распределение твердости; b – распределение параметра $D1$, $D2$

Fig. 5. Changes in the measured parameters along the length of the sample $\Delta\epsilon = 0.3$:

a – hardness distribution; b – the distribution of the parameter $D1$, $D2$

лей машин и конструкций с учетом частоты циклического нагружения // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 9. С. 32 – 37.

8. Углов А.Л., Ерофеев В.И., Смирнов А.Н. Акустический контроль оборудования при изготовлении и эксплуатации / Отв. ред. Ф.М. Митенков. – М.: Наука, 2009. – 280 с.
9. Муравьев В.В., Зуев Л.Б., Комаров К.Л. Скорость звука и структура сталей и сплавов. – Новосибирск: Наука, 1996. – 183 с.
10. Хлыбов А.А., Васильев В.Г., Углов А.Л. Определение физико-механических характеристик образцов, подвергаемых радиационному облучению // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 73. № 12. С. 46 – 49.
11. Скуднов В.А., Чегуров М.К., Хлыбов А.А. Поведение структуры и повреждаемость толстолистовой стали 12X18H10T в конструкции колонн при производстве пентакарбонила железа // Контроль. Диагностика. 2007. № 12. С. 49 – 54.
12. Куценко А.Н., Шереметиков А.С., Анисимов В.А. Контроль напряжений с помощью поверхностных акустических волн Рэлея // Дефектоскопия. 1990. № 7. С. 95 – 96.
13. Хлыбов А.А. Оценка напряженного состояния гильотинных ножей, подвергаемых термической обработке // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. Т. 75. № 4. С. 54 – 57.
14. Паршин А.М. Структура и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.
15. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали. – М.: Металлургия, 1967. – 798 с.

Поступила 4 февраля 2015 г.

THE RESEARCH OF ACCUMULATION OF FATIGUE DAMAGE IN SAMPLES OF 08Cr18Ni10Ti STEEL AT LOW-CYCLE FATIGUE

A.A. Khlybov, A.L. Uglov

Nizhny Novgorod State Technical University named after R. Alexeev,
Nizhny Novgorod, Russia

Abstract. The analysis of the service conditions of nuclear power constructions in case of low-cycle fatigue showed, that appearance of macrocrack is inadmissible. The conditions of safe operation require collecting of reliable information about material's state at the stage of damage accumulation of dispersed microcracks. It was found that a change of the structure, physical and mechanical properties of specimen of steel 08Cr18Ni10Ti leads to changes of elastic waves parameters. The authors suggested diagnostic parameter definable by the time of propagation of elastic waves, that makes possible to estimate material state of supervised construction. The proposed criterion can be used for measuring on real objects that are exploited in low-cycle fatigue.

Keywords: low cycle fatigue, diagnosis, elastic wave, structure, modules of elasticity, resource, hardness, austenite, martensite.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-185-190

REFERENCES

1. Terent'ev V.F. *Ustalost' metallicheskih materialov* [Fatigue of metallic materials]. Moscow: Nauka, 2003, 254 p. (In Russ.).
2. Vladimirov V.I. *Fizicheskaya priroda razrusheniya metallov* [Physical nature of fracture of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 280 p. (In Russ.).
3. Mitenkov F.M., Kaidalov V.B., Korotkikh Yu.G., Panov V.A., Pichkov S.N. *Metody obosnovaniya resursa yadernykh energeticheskikh ustanovok* [Justification methods of the resource of nuclear power plants]. Moscow: Mashinostroenie, 2007, 448 p. (In Russ.).
4. Goritskii V. M. *Diagnostika metallov* [Diagnostics of metals]. Moscow: Metallurgizdat, 2004. 402 p. (In Russ.).
5. Kazantsev A.G. *Malotsiklovaya ustalost' pri slozhnom termomekhanicheskom nagruzhenii* [Low cycle fatigue under complex thermomechanical strain]. Moscow: Izd-vo MGTU im. N.E. Baumana, 2001. 248 p. (In Russ.).
6. Karzov G.P., Margolin B.Z., Shvetsova V.A. *Fiziko-mekhanicheskoe modelirovanie protsessov razrusheniya* [Fiziko-mechanical modeling of fracture]. St. Petersburg: Politehnika, 1993, 389 p. (In Russ.).
7. Myl'nikov V.V., Shetulov D.I., Pronin A.I., Chernyshov E.A. Machine details and construction materials' strength and creep life prediction with account for loading cycles frequency. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 9, pp. 32–37. (In Russ.).
8. Uglov A.L., Erofeev V.I., Smirnov A.N. *Akusticheskii kontrol' oborudovaniya pri izgotovlenii i ekspluatatsii* [Acoustic testing of equipment during manufacturing and operation]. Mitenkov F.M. ed. Moscow: Nauka. 2009, 280 p. (In Russ.).
9. Murav'ev V.V., Zuev L.B., Komarov K.L. *Skorost' zvuka i struktura stalei i splavov* [Speed of sound and structure of steels and alloys]. Novosibirsk: Nauka, 1996, 183 p. (In Russ.).
10. Khlybov A.A., Vasil'ev V.G., Uglov A.L. Determination of physical and mechanical properties of the samples subjected to radiation. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2007, vol. 73, no. 12, pp. 46–49. (In Russ.).
11. Skudnov V.A., Chegurov M.K., Khlybov A.A. The behavior of the structure and defectiveness of 12Cr18Ni10Ti steel plate in the design of columns in the production of iron pentacarbonyl. *Kontrol'. Diagnostika*. 2007, no. 12, pp. 49–54. (In Russ.).
12. Kutsenko A.N., Sheremetikov A.S., Anisimov V.A. Control of stresses by surface acoustic Rayleigh waves. *Defektoskopiya*. 1990, no. 7, pp. 95–96. (In Russ.).
13. Khlybov A.A. Evaluation of the stress state of heat treated guillotine knives. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2009, vol. 75, no. 4, pp. 54–57. (In Russ.).
14. Parshin A.M. *Struktura i plastichnost' nerzhavayushchikh i zharoprochnykh stalei i splavov, primenyaemykh v sudostroenii* [The structure and plasticity of stainless and heat resistant steels and alloys used in shipbuilding]. Leningrad: Sudostroenie, 1972. 288 p. (In Russ.).
15. Khimushin F.F. *Nerzhavayushchie stali* [Stainless steels]. Moscow: Metallurgiya, 1967. 798 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.A. Khlybov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials Science, Technology of Materials and Heat Treatment of Metals" (hlybov_52@mail.ru)
A.L. Uglov, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher (auglov@list.ru)

Received February 04, 2015

УДК 669.017.3

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОЙ ПОРИСТОСТИ МЕТОДОМ ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Ивашко А.Г., д.т.н., профессор кафедры информационных систем (ivashco@mail.ru)

Цыганова М.С., к.т.н., доцент кафедры информационных систем (mademid2@mail.ru)

Набатов Р.И., студент (nabatov.roman@yandex.ru)

Тюменский государственный университет
(625003, Россия, Тюмень, ул. Володарского, 6)

Аннотация. Для определения режимов термической обработки стали необходимы термокинетические диаграммы распада аустенита. Построение этих диаграмм экспериментальным путем является сложным и крайне трудоемким процессом. В данной работе предлагается имитационная модель процесса фазовых превращений, учитывающая особенности структуры порошковых сталей, а также методика проведения компьютерных экспериментов при различных режимах охлаждения стали. Предлагаемая модель позволяет по данным изотермических диаграмм для двух значений пористости стали определить кинетические параметры распада аустенита и прогнозировать кинетику превращения в этой стали для других значений пористости как в изотермических условиях, так и при непрерывном охлаждении. Адекватность модели проверялась на сталях У8 и ПК80 различной пористости с использованием опубликованных экспериментальных данных.

Ключевые слова: термическая обработка, порошковые стали, фазовые превращения, распад аустенита, пористость, имитационное моделирование, прогнозирование кинетики фазовых превращений, изотермические и термокинетические диаграммы, негомогенное зарождение, компьютерный эксперимент.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-191-196

Для моделирования кинетики распада переохлажденного аустенита и прогнозирования структуры стали после термообработки широко используются изотермические и термокинетические диаграммы, полученные экспериментальным путем. Однако использование этих диаграмм в случаях, когда режим термической обработки существенно отличается от режимов в экспериментах, некорректно. В связи с этим, было разработано множество математических моделей, позволяющих прогнозировать кинетику фазовых превращений при охлаждении стали [1 – 7].

В работах [1] и [6] отмечается, что применение моделей, построенных на основе уравнения кристаллизации А. Н. Колмогорова или уравнения Аврами, к описанию распада аустенита при непрерывном охлаждении позволяет получить лишь качественное соответствие данным эксперимента. Поэтому в ряде работ [6 – 8] были предложены имитационные модели фазовых превращений в стали. Следует отметить, что хотя модели, предлагаемые в указанных работах, и применялись для описания кинетики распада аустенита в порошковых сталях, ни одна из этих моделей не учитывала явно особенности структуры таких сталей. Исследования многих авторов [9 – 12] показывают, что основные закономерности превращения переохлажденного аустенита порошковых сталей аналогичны закономерностям, наблюдаемым для кованных и литых сталей

соответствующего химического состава. В то же время, поры являются структурной составляющей порошковых сталей, и пористость оказывает существенное влияние на кинетику распада аустенита таких сталей.

В работе [7] была предложена методика прогнозирования кинетики распада аустенита в сталях различной пористости на основе аппроксимации кинетических параметров превращения, найденных для нескольких значений пористости. При этом имитационная модель, описывающая непосредственно зарождение и рост зерен новой фазы, не учитывала наличие частиц порошка (и, как следствие, рост зерна новой фазы только в пределах одной частицы), а также наличие пор. Кроме того, модель построена на основе предположения о гомогенном характере зарождения (вероятность образования центров новой фазы одинакова во всех частях непревращенного объема), которое, применительно к превращениям в порошковых сталях, можно считать слишком упрощенным.

В настоящей работе поставлена задача построить и реализовать имитационную модель распада переохлажденного аустенита с учетом особенностей структуры порошковых сталей, позволяющую:

- определить значения кинетических параметров превращения на основе экспериментально полученных изотермических диаграмм для некоторых значений пористости стали;

- используя найденные значения кинетических параметров, расчетным путем построить термодинамические диаграммы для этих же значений пористости, а также изотермические и термокинетические диаграммы данной стали с другими значениями пористости.

В основе предлагаемой модели лежит следующая схема.

- В пространстве задана некоторая область (моделируемый объем), которая в начальный момент времени занята старой фазой (аустенитом).
- Моделируемый объем разбивается на фрагменты (частицы). Границы частиц задаются уравнениями плоскостей, каждому из которых сопоставляется номер.
- Некоторое количество частиц (в зависимости от значения пористости) определяется как поры.
- В случайные моменты времени в случайных областях пространства, занятого старой фазой, возникают объекты – центры зарождения новой фазы. Зародыши новой фазы могут возникать на гранях частиц и на границах пор, причем вероятность возникновения зародыша на границах пор существенно выше, чем на гранях частиц.
- Каждый объект может занимать область произвольной формы. Для простоты реализации использовался шар заданного радиуса r_0 .
- После возникновения нового зародыша происходит его рост (в пределах частицы, в которой он образовался), при этом радиус шара линейно увеличивается со временем.
- Допускается, что зародыш, не достигший заданного критического размера, может исчезнуть с определенной вероятностью.

Для математического описания указанных процессов использовалась терминология теории массового обслуживания [13]. Моделируемый объем рассматривался как система массового обслуживания, каналами обслуживания которой являются возможные центры зарождения новой фазы. Они могут быть расположены на гранях частиц и на границах пор. В систему поступает поток заявок на возникновение зародышей. Каждая заявка характеризуется моментом поступления τ_j и координатами центра вновь образующегося объекта (x_j, y_j, z_j) . Если в системе в данный момент имеется свободный канал, то очередная заявка принимается. До тех пор, пока зародыш новой фазы имеет размер меньше критического, канал, обслуживающий данную заявку, может освободиться с определенной вероятностью (вследствие исчезновения зародыша). Канал может оказаться занятым как вследствие того, что на этот канал поступила новая заявка, так и вследствие роста ранее образованных зародышей, которые поглощают соответствующую область в пространстве.

При построении модели предполагалось, что поток τ_j моментов поступления заявок в систему и поток

векторов (x_j, y_j, z_j) могут быть описаны отдельно как независимые случайные объекты соответствующими законами распределения. Последовательность τ_j рассматривалась как поток однородных событий. Исходя из физических закономерностей процесса фазового превращения было принято, что этот поток обладает свойствами:

- стационарности (вероятность поступления заявки в течение заданного промежутка времени определяется только длиной этого промежутка и не зависит от расположения данного промежутка на временном отрезке процесса превращения);
- отсутствия последствия (вероятность поступления заявки в течение заданного промежутка времени не зависит от того, сколько заявок поступило на любом другом промежутке, не пересекающемся с данным промежутком);
- ординарности (вероятность поступления двух и более заявок в течение малого промежутка времени пренебрежимо мала по сравнению с вероятностью поступления одной заявки).

В этом случае рассматриваемый поток является простейшим (стационарным пуассоновским) и, в соответствии с положениями теории вероятностей, время между поступлениями двух заявок имеет показательное распределение с параметром λ , где λ – интенсивность потока. Если интенсивность потока задана, то можно получить последовательность $t_1, t_2, \dots, t_k, \dots$, где t_1 – время поступления первой заявки, $t_k, k = 2, 3, \dots$ – время между поступлениями $(k-1)$ -й и k -й заявки, как последовательность псевдослучайных чисел, имеющих показательное распределение с параметром λ . Тогда моменты $\tau_1, \tau_2, \dots, \tau_k, \dots$ поступления заявок в систему могут быть выражены соотношениями

$$\tau_1 = t_1, \tau_2 = t_1 + t_2, \dots, \tau_k = t_1 + t_2 + \dots + t_k, \dots$$

Координаты центров вновь образующихся объектов определялись по следующему правилу. Сначала генерируется равномерно распределенное псевдослучайное число, определяющее номер плоскости (границу частицы), на которой может произойти зарождение центра новой фазы. После этого независимо генерируются еще два псевдослучайных числа, равномерно распределенных на интервале, задаваемом размерами соответствующей области, определяющие координаты x_j и y_j возможного центра зарождения. Координата z_j рассчитывается, исходя из полученных значений x_j и y_j в соответствии с уравнением выбранной ранее плоскости.

В ходе моделирования могут произойти следующие события:

- зарождение зерна новой фазы на границе двух частиц;
- зарождение зерна новой фазы на границе поры;
- распад образованного ранее зародыша, не достигшего критического размера.

В момент наступления очередного события рассчитывается объем области, занятой новой фазой. Для определения этого объема использовался метод Монте-Карло.

Кинетика процесса в данной модели определяется следующими параметрами: λ – интенсивность потока зарождения зерен новой фазы на гранях частиц; λ_p – интенсивность потока зарождения зерен новой фазы на границах пор, $\lambda_p > \lambda$; l – линейная скорость роста зерен новой фазы; r_0 – радиус зерна новой фазы при зарождении; $r_{кр}$ – критический радиус распада зерен новой фазы; μ – вероятность распада зерен новой фазы, не достигших критического радиуса.

Все эти параметры зависят от температуры выдержки аустенита. Было разработано программное обеспечение, позволяющее произвести компьютерный эксперимент, в ходе которого, согласно описанной выше схеме, для данного набора значений кинетических параметров, соответствующего температуре T , моделировался реальный процесс образования новой фазы и рассчитывалась доля распавшегося аустенита $V_T(\lambda, \lambda_p, l, r_0, r_{кр}, \mu, t)$ в зависимости от времени t . Процесс моделирования продолжался до полного распада аустенита, либо до момента времени, соответствующего окончанию реального эксперимента.

Процедура определения оптимальных значений параметров модели отрабатывалась на имеющихся экспериментальных данных о кинетике распада аустенита в стали ПК40Н2М пористости 3 % [9, 14]. Эта сталь была выбрана потому, что для нее имеются не только данные о времени начала и конца превращения, но и кинетические кривые распада аустенита для различных режимов охлаждения. Для получения оптимальных значений параметров модели необходимо было минимизировать суммарное отклонение функции $V_T(\lambda, \lambda_p, l, r_0, r_{кр}, \mu, t)$ от экспериментальных значений на протяжении всего

времени превращения. В работах [6 – 8] такую оптимизацию предлагалось выполнять на основе метода наименьших квадратов. Однако этот подход не учитывает неоднородности временных промежутков между экспериментальными точками, вследствие чего возможна ситуация, когда параметры модели будут «подгоняться» в пользу низкого отклонения на нескольких близко расположенных временных точках ценой высокого отклонения на двух далеко расположенных точках. Поэтому было принято решение минимизировать не сумму квадратов отклонений по всем временным точкам (как в методе наименьших квадратов), а площадь области, ограниченной графиком функции $V_T(\lambda, \lambda_p, l, r_0, r_{кр}, \mu, t)$, и экспериментально полученной кинетической кривой. В качестве метода оптимизации, как и в работах [6 – 8], использовался метод Хука-Дживса [15]. С целью уменьшения влияния случайных факторов (распределения зародышей новой фазы во времени и в пространстве) на результат имитационного эксперимента для каждого набора значений параметров выполнялось 100 прогонов модели, по результатам которых строилась усредненная кривая фазового превращения. На рис. 1 приведены кинетические кривые изотермического распада аустенита при температурах 366 и 580 °С, полученные экспериментальным и расчетным путем. Следует обратить внимание на то, что предлагаемая модель адекватно описывает кинетику превращения и при температурах выше 500 °С (когда распад аустенита в стали ПК40Н2М происходит не до конца), в то время как в моделях, представленных в работах [6 – 8], в этой ситуации приходилось использовать искусственные приемы для ограничения роста новой фазы. Указанное преимущество данной модели связано с неомогенностью зарождения зерен новой фазы: с развитием превращения происходит «исчерпание» мест возможного зарождения (все грани частиц становятся

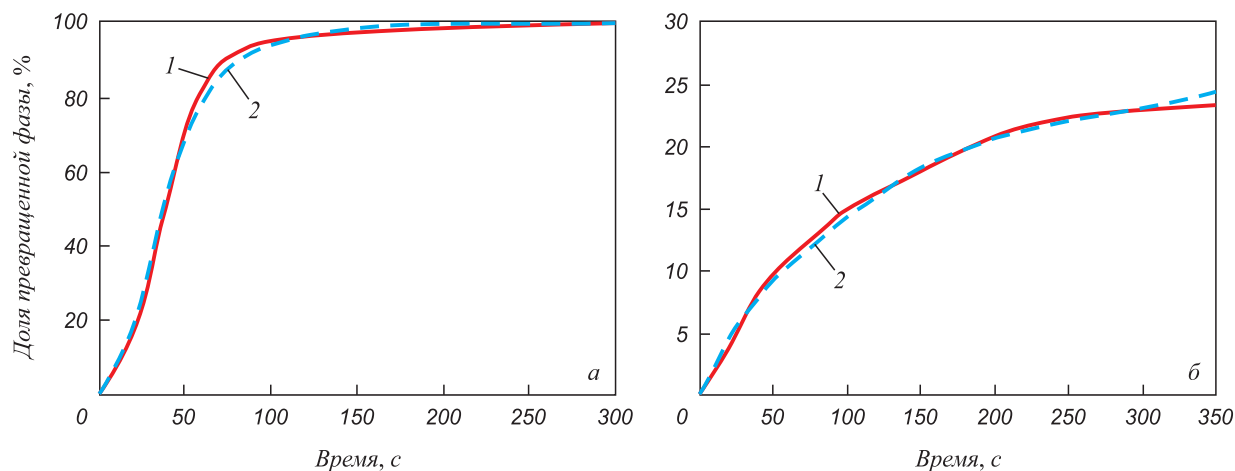


Рис. 1 Кинетическая кривая изотермического распада аустенита стали ПК40Н2М пористости 3 % при T , °С: 366 (а); 580 (б); 1 – данные эксперимента; 2 – результаты расчета

Fig. 1. The kinetic curve of isothermal transformation of austenite at PK40N2M steel with porosity of 3 % T , °С: 366 (a); 580 (b); 1 – experimental dat; 2 – results of the calculation

уже занятыми растущими зародышами новой фазы) и дальнейшее приращение объема новой фазы происходит только за счет роста уже образованных зародышей. При высоких температурах скорость роста невысока, что и объясняет столь медленную скорость превращения (рис. 1, б).

Значения кинетических параметров, найденные по изотермическим диаграммам для некоторых значений пористости стали, могут быть использованы для прогнозирования кинетики превращения в этой же стали:

- в изотермических условиях с другими значениями пористости;
- при непрерывном охлаждении с теми же или с другими значениями пористости.

При решении поставленных задач учитывалось, что вероятность зарождения центров новой фазы очень чувствительна к изменениям в структуре стали, а линейная скорость роста зародышей, напротив, является структурно-малочувствительным фактором [10]. Поэтому предполагалось, что линейная скорость роста не изменяется при изменении пористости стали, а увеличение скорости превращения, наблюдаемое с увеличением пористости, происходит за счет увеличения поверхности пор, следствием которого является увеличение интенсивности зарождения.

В разработанной авторами системе имитационного моделирования реализована возможность определения оптимальных значений параметров модели с учетом отклонения расчетных кривых от экспериментальных одновременно на двух значениях пористости. Для выполнения процедур оптимизации была выбрана сталь ПК80. Использовались экспериментальные данные о кинетике распада аустенита в сталях У8 и ПК80 различной пористости, представленные в работе [10]. Кинетические параметры модели определялись при выполнении оптимизации одновременно на двух значениях пористости: 6 – 8 и 26 – 28 %. Значения параметров, найденные для этих пористостей, уже без каких-либо изменений использовались для моделирования изотермического превращения в стали ПК80 пористости 15 – 16 %. Построенная в результате моделирования изотермическая диаграмма, а также диаграмма, полученная экспериментальным путем (по данным работы [10]), представлены на рис. 2.

Для выполнения моделирования фазового превращения при непрерывном охлаждении необходимо описать зависимость температуры от времени, а также зависимость кинетических параметров превращения от температуры (для конкретного режима охлаждения от времени) и при проведении имитации учитывать эти зависимости. При определении зависимости температуры от времени за основу были взяты кривые охлаждения, полученные экспериментально. С имеющихся кривых охлаждения считывался ряд точек (t_j, T_j) , $j = 1, 2, \dots, n$, где T_j – значение температуры в момент времени t_j , которые использовались для линейной интерполяции

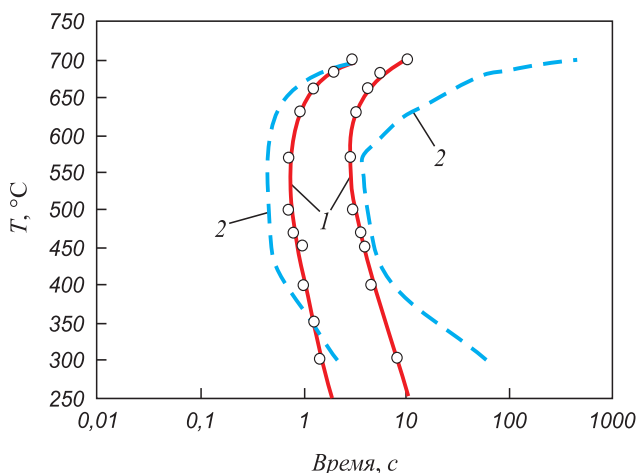


Рис. 2. Изотермическая диаграмма стали ПК80 пористости 15 – 16 %:

1 – данные эксперимента [10]; 2 – результаты расчета

Fig. 2. Isothermal diagram of PK80 steel with porosity of 15 – 16 %:
1 – experimental dat [10]; 2 – results of the calculation

функции $T(t)$. Для каждого режима охлаждения определялся момент времени t_0 , для которого $T(t_0) = 727$ °C. При $t < t_0$ температура охлаждаемого образца остается выше критической, образец находится в области устойчивости аустенита, поэтому зарождение зерен новой фазы не происходит. Имитация зарождения и роста начиналась только с момента времени t_0 . При этом полагалось $\lambda(727) = 0$, $\lambda_p(727) = 0$, $l(727) = 0$. Зависимость кинетических параметров превращения от температуры при $t > t_0$, т. е. $T < 727$ °C, описывалась путем линейной интерполяции значений параметров модели, полученных в результате оптимизации на этапе моделирования превращения в изотермических условиях.

Моделирование распада аустенита при непрерывном охлаждении, как и в случае изотермического превращения, выполнялось по принципу «от события к событию». На основе текущих значений кинетических параметров определялся момент времени, соответствующий наступлению следующего события. На этот момент времени находилось значение температуры и рассчитывались значения параметров модели, соответствующих этой температуре, а также определялся объем новой фазы. Новые значения параметров становились текущими. Процесс моделирования продолжался до полного распада аустенита, либо до момента достижения температуры начала мартенситного превращения M_n . По результатам моделирования были построены термокинетические диаграммы для стали У8 и ПК80 пористости 15 – 16 %. Диаграммы представлены на рис. 3. Как видно, разработанная имитационная модель адекватно описывает кинетику фазового превращения при непрерывном охлаждении.

Выводы. Создана имитационная модель фазовых превращений при термической обработке порошковых сталей. Разработано программное обеспечение, реа-

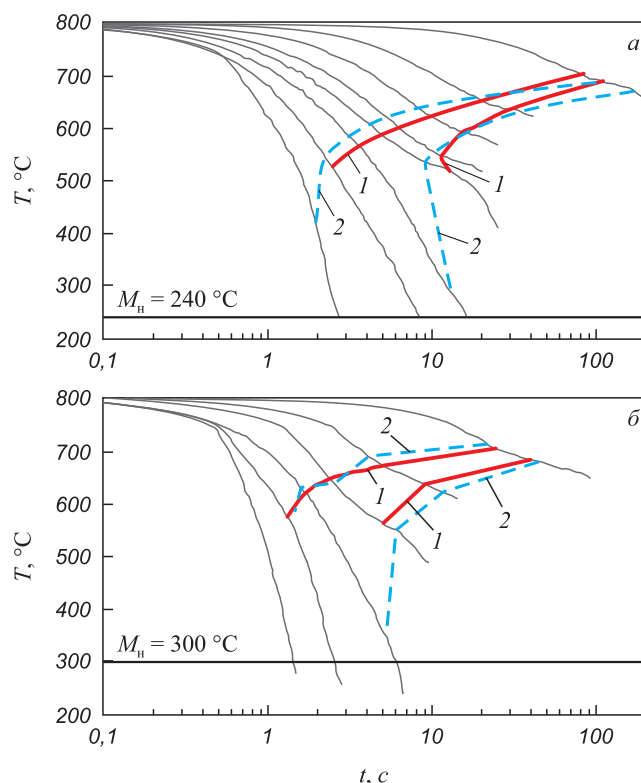


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма стали У8 (а) и ПК80 пористости 15 – 16 % (б):
1 – данные эксперимента [10]; 2 – результаты расчета

Fig. 3 Thermokinetic diagrams for Yu8 steel (a) and for PK80 steel with porosity of 15 – 16 % (b):
1 – experimental data [10]; 2 – results of the calculation

лизирующее предложенную модель и позволяющее выполнять компьютерные эксперименты, моделирующие процесс распада аустенита как в изотермических условиях, так и при непрерывном охлаждении.

Создана методика прогнозирования кинетики распада аустенита в порошковых сталях различной пористости на основе имеющихся экспериментальных данных для двух значений пористости. Разработано программное обеспечение, реализующее все необходимые расчеты. Результаты моделирования показывают удовлетворительное соответствие экспериментальным данным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kisino T., Nagaki S., Inoue T. Phase transformations, thermal conduction and elasto-plastic stress in hardening of steel // *Materials*. 1979. Vol. 28. No. 312. P. 861 – 867.
2. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Счастливцев В.М. и др. Кинетические закономерности образования феррита из аустенита сплавов Fe – 9 % Cr различной чистоты по примесям внедрения // *Физика металлов и металловедение*. 1998. Т. 86. Вып. 6. С. 90 – 105.
3. Окишев К.Ю. Исчерпание мест зарождения и кинетические параметры аустенитферритного превращения в сплавах Fe – 9 % Cr // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy*. 2012. Вып. 15 (274). С. 116 – 121.
4. Ткаченко И.Ф., Ткаченко К.И. О кинетике начальной стадии перлитного превращения в нелегированной стали // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2003. № 4. С. 43 – 45.
5. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Ч. 1. Термодинамика и общая кинетика. – М.: Мир, 1978. – 808 с.
6. Гуревич Ю.Г., Ивашко А.Г., Цыганова М.С. Математическое моделирование распада аустенита с целью построения термокинетической диаграммы расчетным путем // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2004. № 9. С. 45 – 48.
7. Гуревич Ю.Г., Цыганова М.С. Построение изотермических и термокинетических диаграмм порошковых сталей различной пористости расчетным путем // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2006. № 1. С. 47 – 50.
8. Ивашко А.Г., Цыганова М.С., Полищук И.Н. Компьютерное моделирование превращения фаз в процессе термической обработки // *Вестник Тюменского государственного университета*. 2008. № 6. С. 129 – 140.
9. Гуревич Ю.Г., Анциферов В.Н., Буланов В.Я., Ивашко А.Г. Термокинетические и изотермические диаграммы порошковых сталей: Справочник / Под ред. Ю. Г. Гуревича. – Екатеринбург: УрО РАН, 2001. – 259 с.
10. Ермаков С.С., Вязников Н.Ф. Порошковые стали и изделия. – Л.: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1990. – 319 с.
11. Анциферов В.Н., Буланов В.Я., Богодухов С.И., Гревнов Л.М. Термохимическая обработка порошковых сталей. – Екатеринбург: УрО РАН, 1997. – 481 с.
12. Анциферов В.Н., Боброва С.Н., Перельман О.М., Шацов А.А. Изотермический распад аустенита порошковой никель-молибденовой стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1993. № 8. С. 18 – 20.
13. Таха Х. Введение в исследование операций. – 7-е изд. – М.: Издательский дом «Вильямс», 2005. – 912 с.
14. Гуревич Ю.Г., Ивашко А.Г. Кинетика распада переохлажденного аустенита порошковых сталей. – Курган: Изд-во Курган. гос. ун-та, 1998. – 153 с.
15. Банди Б. Методы оптимизации. Вводный курс. – М.: Радио и связь, 1988. – 128 с.

Поступила 3 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 3, pp. 191–196.

THE STUDY OF DECOMPOSITION KINETICS OF SUPERCOOLED AUSTENITE OF POWDER STEELS WITH DIFFERENT POROSITY BY SIMULATION MODELING

A.G. Ivashko, M.S. Tsyganova, R.I. Nabatov

Tyumen State University, Tyumen, Russia

Abstract. Thermokinetic diagrams of austenite decomposition are necessary to determine regimes of thermal treatment of steel. Building-up of these diagrams by experiments is difficult and labour intensive process. In this work the simulation model of process of phase transformations,

taking into account the structure of powder steels, and the methodology for computer experiments with different models of steel cooling are offered. The proposed model allows to determine the kinetic parameters of austenite decomposition for two values of porosity steel according to the isothermal diagrams, and to predict the kinetics of the transformations in this steel as isothermal and continuous cooling. The adequacy of the model was tested on steels with different porosity using published experimental data.

Keywords: thermal treatment, powder steel, phase transformations, decomposition of austenite, porosity, simulation modeling, prediction of kinetics of phase transformations, isothermal and thermokinetic diagrams, inhomogeneous nucleation, computer experiment.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-191-196

REFERENCES

1. Kisino T., Nagaki S., Inoue T. Phase Transformations, Thermal Conductions and Elasto-Plastic Stress in Hardening of Steel. *Materials*, 1979, vol. 28, no. 312, pp. 861–867.
2. Mirzaev D.A., Okishev K.Yu., Schastlivtsev V.M., Mirzoev A.A., Yakovleva I.L., Karzunov S.E. Kinetics of ferrite formation from austenite in Fe-9% Cr alloys with various concentrations of interstitial impurities. *Physics of Metals and Metallography*. 1998, vol. 86, Issue 6, pp. 590–600.
3. Okishev K.Yu. Nucleation site saturation and kinetic parameters of austenite-ferrite transformation in Fe-9% Cr alloys. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*. 2012. Issue 15 (274), pp. 116–121. (In Russ.).
4. Tkachenko I.F., Tkachenko K.I. On kinetics of initial stage of the pearlite transformation into non-alloy steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2003, no. 4, pp. 43–45. (In Russ.).
5. Christian J.W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*. Pergamon Press, 1965, 975 p. (Russ.ed.: Christian J. *Teoriya prevrashchenii v metallakh i splavakh*. Moscow: Mir, 1978. 805 p.).
6. Gurevich Yu.G., Ivashko A.G., Tsyganova M.S. Mathematical modeling of austenite decomposition to calculate the thermokinetic diagram. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2004, no. 9, pp. 45–48. (In Russ.).
7. Gurevich Yu.G., Tsyganova M.S. Calculating of isothermal and thermokinetic diagrams of powder steels with different porosity. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 1, pp. 47–50. (In Russ.).
8. Ivashko A.G., Tsyganova M.S., Polishchuk I.N. Computer modeling of phase transformations during thermal treatment. *Vestnik Tyumenskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2008, no. 6, pp. 129–140. (In Russ.).
9. Gurevich Yu.G., Antsiferov V.N., Bulanov V.Ya., Ivashko A.G. *Termokineticheskie i izometricheskie diagrammy poroshkovykh stali: Spravochnik* [Thermokinetic and isothermal diagrams of powder steels]. Gurevich Yu.G. ed. Ros. akad. nauk. Ural. otd-nie. In-t metallurgii. Ekaterinburg: UrO RAN, 2001, 259 p. (In Russ.).
10. Ermakov S.S., Vyaznikov N.F. *Poroshkovye stali i izdeliya* [Powder steels and products]. Leningrad: Mashinostroenie, Leningradskoe otdelenie, 1990, 319 p. (In Russ.).
11. Antsiferov V.N., Bulanov V.Ya., Bogodukhov S.I., Grevnov L.M. *Termokhimicheskaya obrabotka poroshkovykh stali* [Thermochemical treatment of powder steels]. Ekaterinburg: UrO RAN, 1997, 481 p. (In Russ.).
12. Antsiferov V.N., Bobrova S.N., Perel'man O.M., Shatsov A.A. Isothermal decomposition of austenite in powered nickel-molybdenum steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 1993, vol. 35, no. 8, pp. 450–454.
13. Taha Hamdy A. *Operations research: an introduction*. New Jersey: Paerson Education, 2003. (Russ.ed.: Taha Hamdy A. *Vvedenie v issledovanie operatsii*. Moscow: Vil'yams, 2005, 912 p.).
14. Gurevich Yu.G., Ivashko A.G. *Kinetika raspada pereokhlazhdennogo austenita poroshkovykh stali* [Kinetics of decomposition of supercooled austenite of powder steels]. Kurgan: Izd-vo Kurgan. gos. un-ta, 1998, 153 p. (In Russ.).
15. Brian D. Bunday. *Basic Optimisation Methods*. London: Edward Arnold, 1984. 128 p. (Russ.ed.: Bunday B. *Metody optimizatsii. Vvodnyi kurs*. Moscow: Radio i svyaz', 1988, 128 p.).

Information about the authors:

A.G. Ivashko, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Information Systems” (ivashco@mail.ru)

M.S. Tsyganova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Information Systems” (mademid2@mail.ru)

R.I. Nabatov, Student (nabatov.roman@yandex.ru)

Received October 3, 2014

УДК 536.33.66.064.4

РАЗРАБОТКА И СОПОСТАВИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ КАЧЕСТВА ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОДУКЦИИ ПРИ ОБЖИГЕ

Сошкин С.В.¹, д.т.н., профессор, директор (ugcma@mail.ru)
Рутковский А.Л.², д.т.н., профессор кафедры теории и автоматизации
металлургических процессов и печей (rutkowski@mail.ru)
Сошкин Г.С.¹, к.т.н., зам. заведующего отделом научно-технических
разработок и внедрений (lans89@list.ru)
Мешков Е.И.², д.т.н., профессор кафедры теории и автоматизации
металлургических процессов и печей
Ковалева М.А.², к.т.н., профессор кафедры теории и автоматизации
металлургических процессов и печей (mary_kovaleva@list.ru)

¹ НПК «Югцветметавтоматика»

(362001, РСО-Алания, Владикавказ, ул. Калинина, 2а)

² Северо-Кавказский горно-металлургический институт (государственный технологический университет)

(362021, РСО-Алания, Владикавказ, ул. Николаева, 44)

Аннотация. Основная задача процесса обжига электродной продукции – получение обожженных изделий с заданными физико-механическими свойствами. В работе определены математические зависимости формирования качества обжигаемых изделий в период их высокотемпературного нагрева, выполнена идентификация полученных математических зависимостей на основе экспериментальных данных. Адекватные модели позволяют исследовать процессы формирования качества электродной продукции для различных температурных режимов и начальных условий обжига, а так же прогнозировать показатели качества обожженной электродной продукции. Проведен сопоставительный анализ статистической, детерминированной и нейросетевой моделей прогнозирования качества обожженной электродной продукции.

Ключевые слова: обжиг электродных материалов, формирование качества продукции, моделирование процесса обжига, прогноз показателей процесса.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-197-203

Предприятия черной металлургии являются одними из основных потребителей электродной продукции при выплавке спецсталей в электропечах.

Одним из важнейших переделов производства электродной продукции, определяющим качественные и экономические показатели, является обжиг в многокамерных печах. В отечественной промышленности требования к качеству обожженной продукции определяются техническими условиями ТУ 1913-001-00200992-95. Обожженные электроды должны отвечать необходимым физико-химическим и механическим свойствам, таким как удельное электросопротивление, предел прочности на сжатие, действительная плотность, объемная плотность, реакционная способность в CO_2 , осыпаемость.

Повышение качества электродов и обожженных анодов значительно снижает их удельный расход при использовании в процессах электролиза и электроплавки. В работе [1] проведена оценка расхода анода при различных свойствах обожженных анодов. Показано, что дополнительные издержки за счет высокого

расхода анодов с проблемами качества равнозначны 96 долл/т Al. Необходимость прогнозирования показателей качества электродной продукции в зависимости от ее исходного состава и режимных параметров обжига очевидна.

Проведение экспериментальных исследований по формированию качества обожженных изделий в промышленных и лабораторных условиях является чрезвычайно трудоемким и затратным путем, поскольку процесс обжига занимает до 360 ч. Наиболее перспективным направлением исследований является математическое моделирование. Однако публикации в этой области крайне малочисленны. В работе [2] авторами приведены результаты экспериментальных исследований по влиянию температуры обжига на свойства заготовок диаметром 300 мм. На их основе получена статистическая модель формирования качества углеродных заготовок в виде системы полиномиальных уравнений регрессии. Адекватность полученных уравнений авторами не проверялась, а достигнутая относительная погрешность определения свойств электродов составляет

от 2,5 до 17 %, что свидетельствует о необходимости серьезных дополнительных исследований в этом направлении.

В работе [3] представлена модель обжига анодов в открытой печи, где изучены вопросы теплопередачи, газо- и гидродинамики, однако моделирование процесса формирования качества обжигаемой продукции авторами не рассмотрено.

В ряде работ, посвященных формированию структуры и свойств графитированных электродов [4 – 11], обосновано влияние предыдущих технологических процессов и качество материалов, составляющих исходную композицию «зеленых» заготовок. Однако не менее важным процессом, определяющим качество обожженных изделий, является обжиг.

На основании проведенных авторами экспериментальных исследований и обработки доступной информации, выполнены работы по синтезу математических моделей, отражающих формирование показателей качества электродов в зависимости от режимных параметров обжига. С целью определения наиболее адекватного математического описания формирования качества электродной продукции проведена разработка, верификация и сравнительный анализ аналитической, эмпирико-статистической и нейросетевой моделей.

Разработка статистической модели формирования качества электродной продукции реализована на основе обработки экспериментальных материалов, приведенных в исследованиях [12, 13]. Модель формируется в виде уравнений регрессии определенного порядка, обеспечивающих адекватность и точность сходимости экспериментальных и модельных значений. При моделировании в числе показателей качества обжигаемой заготовки приняты: пористость, истинная плотность, удельное электрическое сопротивление, прочность. Данные для построения математических моделей и последующих исследований получены в процессе создания и внедрения систем автоматического управления технологическим режимом кольцевых многокамерных печей обжига электродных изделий Новочеркасского электродного завода.

Технологическими параметрами, определяющими показатели обожженных изделий, являются: температура обжига, скорость изменения температуры, выделение летучих из заготовок, тип применяемого связующего (высоко- и низкотемпературный пек), тип наполнителя (нефтяной или пековый кокс, антрацит).

Модель температуры электродных заготовок, соответствующей промышленному графику обжига, имеет вид

$$Te = 0,06 + 2,338\tau - 0,029\tau^2 + 2,401 \cdot 10^{-4} \tau^3 - 7,571 \cdot 10^{-7} \tau^4 + 8,419 \cdot 10^{-10} \tau^5, \quad (1)$$

где Te – температура электрода; °С, τ – время обжига, ч.

Модель формирования качества электродных заготовок при обжиге представлена следующими уравнениями:

$$Mл = 14,044 + 0,017Te - 2,401Te^2 + 4,276 \cdot 10^{-7} Te^3 - 2,243 \cdot 10^{-10} Te^4, \quad (2)$$

где $Mл$ – текущая масса летучих в обжигаемом изделии, %;

$$Di = 1,814 + 2,324 \cdot 10^{-4} Te + 7,254 \cdot 10^{-8} Te^2 + 4,924 \cdot 10^{-10} Te^3 - 5,867 \cdot 10^{-13} Te^4, \quad (3)$$

где Di – истинная плотность заготовки, г/см³;

$$\rho = 8,871 \cdot 10^3 - 0,831Te - 0,104Te^2 + 2,001 \cdot 10^{-4} Te^3 - 1,072 \cdot 10^{-7} Te^4, \quad (4)$$

где ρ – удельное электросопротивление, ом·мм²/м;

$$\sigma = 45,294 + 0,019Te - 4,887 \cdot 10^{-4} Te^2 + 1,207 \cdot 10^{-6} Te^3 - 7,836 \cdot 10^{-10} Te^4, \quad (5)$$

где σ – предел прочности на сжатие, МПа;

$$P = 1,447 + 0,046Te - 2,68 \cdot 10^{-5} Te^2 + 1,163 \cdot 10^{-9} Te^3, \quad (6)$$

где P – пористость заготовки, %.

Степень аппроксимирующих полиномов оценивалась по критерию Акаике, позволяющему выбирать наилучшую модель [14] с учетом влияния на качество модели двух противоположных тенденций. Первое – штраф за большую дисперсию, второе – штраф за использование дополнительных переменных. Предпочтение отдается модели с наименьшим значением критерия.

Детерминированная математическая модель формирования качества электродных заготовок при обжиге синтезирована на основе представлений о физико-химических процессах, происходящих в результате термической обработки «зеленых» заготовок.

В работе [15] приведена постановка задачи и основные теоретические постулаты синтеза модели. Выражение, определяющее пиролиз «летучих» по двухкомпонентной схеме, имеет вид [16]

$$\frac{dMл}{dt} = M_{\max} \left[\alpha \left(1 - k_{01} \exp \left(\frac{-E1}{RT} \right) \right) \right] + (1 - \alpha) \left[1 - k_{02} \exp \left(\frac{-E2}{RT} \right) \right], \quad (7)$$

$M_{\max}$ – максимальный выход летучих, %; α – доля компонент летучих первого типа; k_{01} , k_{02} , E_1 , E_2 – предэкспоненциальный множитель и кажущаяся энергия активации выделения компонент летучих первого и второго типа соответственно.

Изменение плотности заготовки, происходящее в результате выделения «летучих» и трансформирования объема открытых и закрытых пор, может быть представлено в виде выражения

$$D_{\text{и}} = \frac{M_{\text{к}}}{V_0 - (1 - k_{\text{зп}})k_v[\text{Мл}(0) - \text{Мл}]k_v \frac{W_6}{V_{\text{зп}}} \exp\left(-\frac{E_{\text{сд}}}{RT}\right)}, \quad (8)$$

где $D_{\text{и}}$ – истинная плотность заготовки, г/см³; $M_{\text{к}}$ – масса углерода кокса; $\text{Мл}(0)$ – начальная масса летучих; V_0 – первоначальный объем заготовки; $k_{\text{зп}}$ – коэффициент, учитывающий объем закрытых пор; k_v – коэффициент пропорциональности, связывающий изменение объема заготовки с массой удаленных летучих; $V_{\text{зп}}$ – текущий объем уничтожаемых закрытых пор; W_6 – объем грамм-атома; $E_{\text{сд}}$ – энергия активации движения границ зерен, контролируемая самодиффузией.

Изменение кажущейся плотности заготовки в зависимости от температуры обжига определим через выделившиеся летучие следующим образом:

$$D_{\text{к}} = \frac{D_0 - \frac{G}{1000}}{1 - \left(G_s \frac{\rho}{1000}\right)}, \quad (9)$$

где $D_{\text{к}}$ – кажущаяся плотность, г/см³; D_0 – начальное значение плотности, г/см³; G – выделившиеся летучие; G_s – суммарное количество выделившихся летучих, ρ – средняя плотность выделяющихся летучих, г/см³ [17].

Изменение пористости заготовки в период обжига определяли по соотношению кажущейся и истинной плотности для текущей температуры:

$$P = \left(1 - \frac{D_{\text{к}}}{D_{\text{и}}}\right) \cdot 100. \quad (10)$$

Зависимость удельного электросопротивления заготовки от температуры обжига предлагается интерпретировать следующим кинетическим уравнением [18]:

$$\begin{aligned} F(T, \alpha, \alpha_1, E1, E2, c1, c2) = \\ = F_0 - F_0 \left[c1 \left(1 - \exp \left(-\alpha \exp \left(\frac{-E1}{8,314T} \right) \right) \right) + \right. \\ \left. + c2 \left(1 - \exp \left(-\alpha_1 \exp \left(\frac{-E2}{8,314T} \right) \right) \right) \right]. \quad (11) \end{aligned}$$

Для оперативного прогнозирования качества обожженной электродной продукции разработана модель на основе искусственных нейронных сетей (ИНС). При выборе топологии сети, числа слоев и нейронов в слое, типа связи между нейронами, функции активации нейронов определяется вид нейронной сетевой

модели. Авторами применены многослойные нейронные сети обратного распространения с нелинейной функцией активации нейронов скрытых слоев – многослойные персептроны. Алгоритм обучения нейронной сети обратного распространения показан в работе [19]. Исследования проведены с использованием программного модуля Neural Network Wizard (Base Group Labs). В данный модуль включено несколько классов, предназначенных для создания нейронной сети, загрузки обучающей выборки данных, обучения нейронной сети и использования полученной ИНС. Файл, в котором хранятся параметры полученной нейронной сети, используется для прогнозирования показателей качества электродной продукции. В работе [20] представлены ИНС, прогнозирующие качество электродных заготовок в зависимости от режимных параметров обжига. Структура ИНС для прогнозирования выхода летучих и угара представлена на рис. 1. Она представляет многослойный персептрон с тремя скрытыми слоями по 10 нейронов в каждом. Число входных параметров – 6, выходных – 2. Активационная функция – сигмоида с коэффициентом передачи, равным единице. Для обучения сети используется 80 % значений массивов данных, для тестирования модели – 20 %. В результате обучения ИНС среднеквадратичная ошибка прогноза составила $9,15 \cdot 10^{-8}$, максимальная ошибка – $6,37 \cdot 10^{-7}$, максимальная ошибка тестирования – $6,49 \cdot 10^{-7}$. Количество эпох обучения составило 7092.

Для прогноза качества электродной продукции сформированы и обучены три ИНС, в одной из которых выходной параметр, а именно удельное электросопротивление (УЭС), является единственным, а две другие сети имеют по два выхода. Для одной ИНС – это механическая прочность и пористость электродов, для другой – истинная плотность и объемная масса. Структура ИНС прогноза УЭС включает 10 входных и один выходной параметр, два скрытых слоя с тремя и пятью нейронами. Активационная функция – сигмоида с коэффициентом передачи, равным единице. Среднеквадратичная ошибка обучения сети – $1,09 \cdot 10^{-7}$, средняя ошибка тестирования показателя качества – $7,2 \cdot 10^{-7}$. Для прогноза механической прочности и пористости синтезирована и обучена ИНС, структура которой представлена на рис. 2. Она включает 10 входных и два выходных параметра, три промежуточных слоя с 10 нейронами в каждом слое. Активационная функция – сигмоида с параметром передачи, равным единице. Среднеквадратичная ошибка обучения сети – $5,27 \cdot 10^{-7}$, ошибка тестирования – $6,8 \cdot 10^{-7}$. Число эпох обучения при достигнутых значениях ошибок равно 4782.

Аналогичную структуру имеет ИНС для прогноза истинной плотности и насыпной массы обжигаемых изделий и пористости. В результате процесса обучения ИНС среднеквадратичная ошибка составила $9,15 \cdot 10^{-8}$, а для тестирования сети – $3,49 \cdot 10^{-7}$. Число эпох обучения равно 1348.

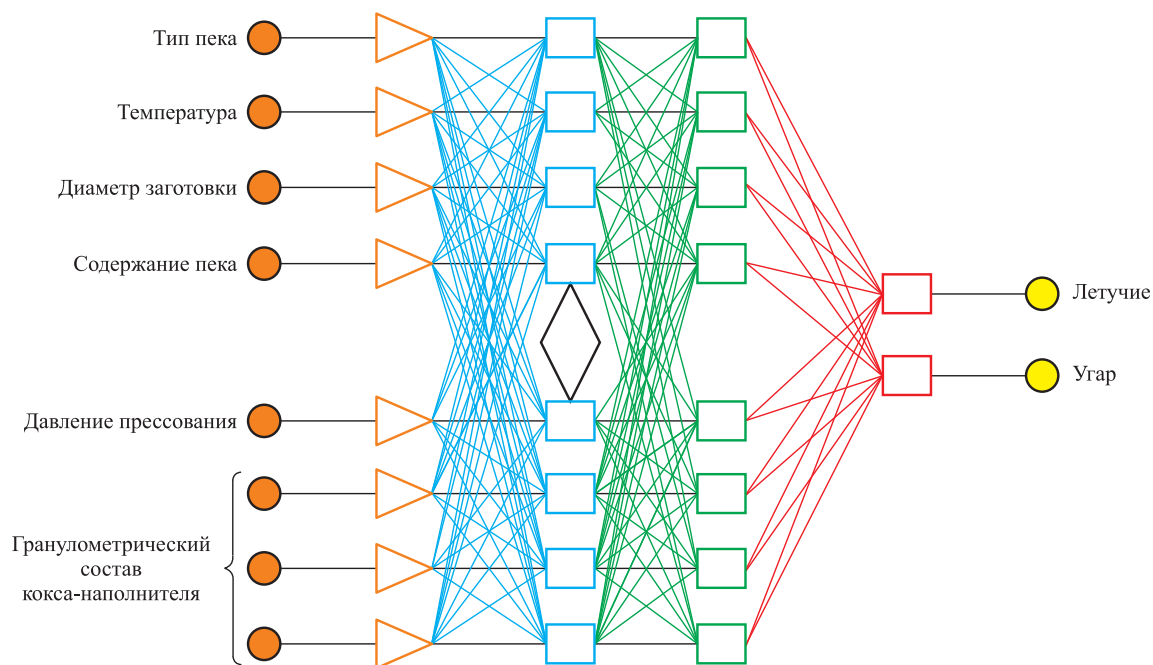


Рис. 1. Структура нейронной сети для прогнозирования выхода летучих и угара

Fig.1. Structure of a neural network for forecasting of an exit of volatiles and waste

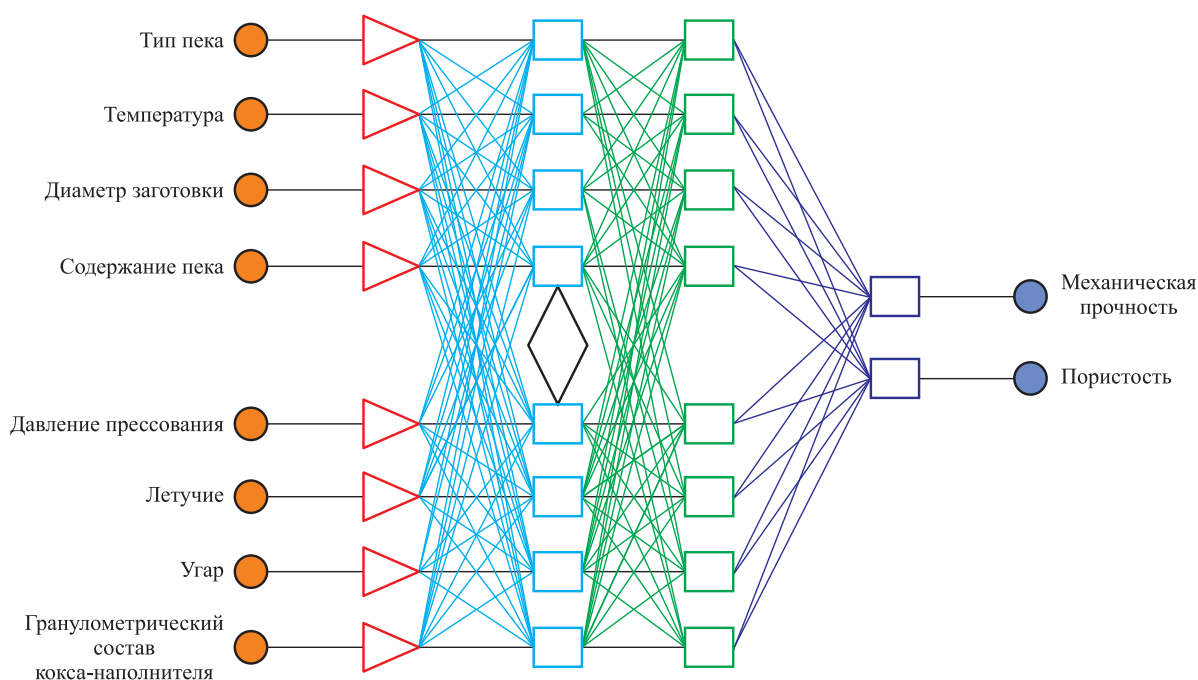


Рис. 2. Структура нейронной сети для прогноза механической прочности и пористости

Fig. 2. Structure of a neural network for the forecast of mechanical durability and porosity

Обученные нейронные сети дают возможность управлять температурными режимами обжига с целью формирования необходимого качества электродных материалов. Нейросетевая модель имеет по каждому параметру относительный коридор стабильности, в пределах которого функционал качества изменяется незначительно в силу распределения вычислительных функций между отдельными нейронами сети. Благо-

даря этому, резкого падения качества модели при повреждении структуры не происходит, и наблюдается постепенная деградация работоспособности. Это свойство определяет надежность схем на нейронных сетях и позволяет использовать нейросетевые модели для ответственных и опасных процессов.

Достоверность полученных стохастических и детерминированных моделей определялась на основе

F -статистик (табл. 1) и коэффициента детерминированности r^2 (табл. 2). F -статистика используется совместно с F -значениями для определения вероятности того, что данные действительно описываются указанным выражением или совпадение вызвано случайными флуктуациями.

Приведенные значения подтверждают, что синтезированные модели адекватно отражают экспериментальные данные для заданного обучающего массива, поскольку расчетные ($F_{\text{расч}}$) значения числа Фишера больше табличных ($F_{\text{табл}}$) для всех полученных уравнений с доверительной вероятностью 95 %.

Коэффициент детерминированности (см. табл. 2) дает количественную оценку меры анализируемой связи.

Для всех представленных моделей значение r^2 близко к единице, что свидетельствует о том, что около 90 % изменений (вариаций) в отклике обуславливается вариациями в учтенных факторах и лишь 10 % – за счет влияния других факторов.

Полученные результаты показали, что все три типа моделей, разработанные для оценки показателей качества обожженной электродной продукции, интерпретируют экспериментальные данные с достаточной точностью и в равной мере могут быть признаны корректными.

Результаты имитационного моделирования прогноза качества обожженной продукции с примени-

ем представленных моделей содержатся в работах [15, 16, 18, 20]. В табл. 3 представлены расчетные и экспериментальными данные показателей качества при равнозначных исходных характеристиках «зеленых» заготовок и при одинаковом температурном режиме обжига.

Применение полученных результатов иллюстрируется моделированием одного из показателей качества обжигаемой электродной продукции (удельное электрическое сопротивление) при различных температурно-временных графиках обжига (рис. 3).

Выводы. Синтезированы математические модели различных классов для прогноза показателей качества при обжиге коксо-пековых композиций.

Модели обладают достаточной для промышленных применений точностью (погрешность для нейросетевой модели составляет от 0,001 до 0,071 ед. измерения конкретного параметра качества).

Модели позволяют проводить имитационные исследования, прогнозировать качественные показатели продукции в зависимости от исходных условий обжига и применять их для целей оперативного управления процессом.

Представленные модели прогнозирования процессов формирования качества электродной продукции применимы как для закрытых, так и для открытых кольцевых многокамерных печей обжига.

Таблица 1

Анализ стохастической и детерминированной моделей

Table 1. Analysis of the stochastic and determinate models

Показатель	Математическая модель	
	статистическая	детерминированная
Содержание летучих, %	$F_{\text{таб}} = 6,94, F_{\text{расч}} = 106,22$	$F_{\text{таб}} = 7,976, F_{\text{расч}} = 213,231$
Истинная плотность, г/см ³	$F_{\text{таб}} = 6,94, F_{\text{расч}} = 172,26$	$F_{\text{таб}} = 8,94, F_{\text{расч}} = 314,57$
Удельное электрическое сопротивление, Ом·мм/м ²	$F_{\text{таб}} = 6,26, F_{\text{расч}} = 1421,74$	$F_{\text{таб}} = 8,94, F_{\text{расч}} = 84,352$
Механическая прочность, МН/м ²	$F_{\text{таб}} = 6,26, F_{\text{расч}} = 217,83$	$F_{\text{таб}} = 8,94, F_{\text{расч}} = 134,12$
Пористость, %	$F_{\text{таб}} = 6,94, F_{\text{расч}} = 67,12$	$F_{\text{таб}} = 9,28, F_{\text{расч}} = 126,63$

Таблица 2

Количественная оценка меры анализируемой связи

Table 2. Quantitative assessment of degree of analyzed tie

Показатель	Метод моделирования, значение r^2		
	статистическая	детерминированная	нейросетевая
Содержание летучих, %	0,9893	0,9972	0,9723
Истинная плотность, г/см ³	0,8251	0,9986	0,9878
Удельное электрическое сопротивление, Ом·мм/м ²	0,7162	0,8012	0,9999
Механическая прочность, МН/м ²	0,9999	0,8306	0,9981
Пористость, %	0,9411	0,9783	0,9794

Таблица 3

Расчетные и экспериментальные показатели качества

Table 3. Calculation and experimental quality performances

Показатель	Экспериментальные значения		Абсолютное отклонение для моделей		
	начальные	конечные	статистическая	детерминированная	нейросетевая
Содержание летучих, %	12,4	0,6	0,053	0,005	0,071
Истинная плотность, г/см ³	1,79	2,05	0,001	0,002	0,014
Удельное электрическое сопротивление, Ом·мм/м ²	6800	57	3,88	1,394	0,001
Механическая прочность, МН/м ²	23,3	40,8	0,26	1,011	0,006
Пористость, %	11,7	24,9	0,5	0,047	0,04

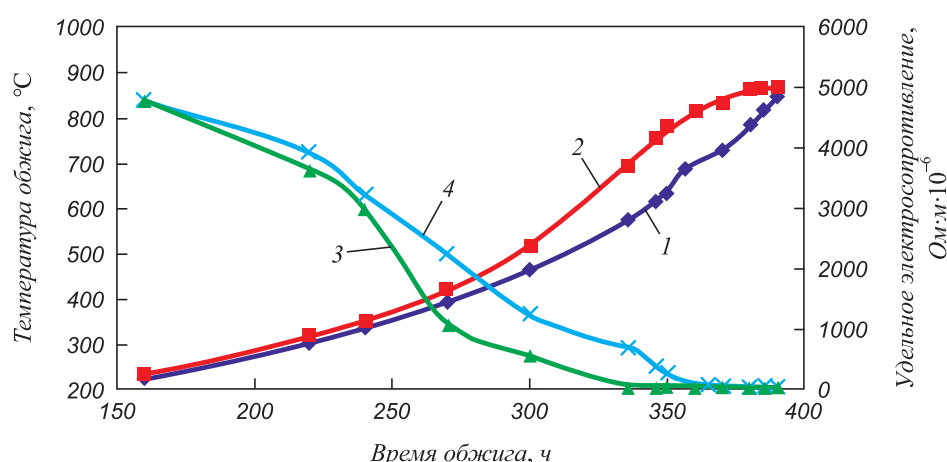


Рис. 3. Влияние температурных графиков обжига на изменение удельного электросопротивления обжигаемой электродной продукции при температуре обжига: 1 – расчетное значение; 2 – экспериментальное и удельном электросопротивлении: 3 – расчетное значение; 4 – экспериментальное

Fig. 3. Influence of temperature schedules of burning on change of specific resistance of the burned electrode production at temperature of burning: 1 – calculated value; 2 – experimental and specific electrical resistance; 3 – calculated value; 4 – experimental value

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Jones S.S., Hildebrandt R.D., Kaiser M.C. Important factors affecting the performance of anode carbon composites for the production of aluminum // 14-th Biennial conference on carbon. Extended Abstr. and Program., 25 – 29 June 1979. American Carbon Society, Pennsylvania State University. P. 81 – 90.
- Лутков А.И., Тканова О.В., Большаков Ю.Л. Определение термонапряжений и оптимизация режима обжига углеродных заготовок // Цветные металлы. 1990. № 9. С. 62 – 65.
- Severo D. S., Elton V. G., Pinto C. V. Advanced 3D modelling for anode baking furnaces // Light Metals (The Minerals, Metals & Materials Society). 2005. P. 203 – 208.
- Keller F., Sulger P., Meier M. etc. Specific energy consumption in anode bake furnaces // Light Metals. 2010. P. 1005 – 1010.
- Severo D., Sulger P., Keller F., Meier M. Recent developments in anode baking furnace design // Light Metals. 2011. P. 853 – 858.
- Gerald F. Century aluminium of West Virginia, AIME // Light Metals. 2000. P. 573 – 578.
- Fisher W.K., Keller F., Perruchoud R.C., Oberdolz S. R&D Carbon, AIME // Light Metals. 1993. P. 683 – 689.
- Mannweiler U., Sulzberger P., Oberdolz S. R&D Carbon, AIME // Light Metals. 1991. P. 635 – 639.
- Oberdolz S., Muhlemann O. R&D Carbon, AIME // Light Metals. 1978. P. 315.
- McClung M., Ross I.R., Chavanec G. Century Al of West Virginia, AIME // Light Metals. 2000. P. 573 – 479.
- Санников А.К. Принцип управления формированием структуры и свойств графитированных электродов // Цветные металлы. 1990. № 9. С. 58 – 62.
- Смирнова А.С., Рысс М.А., Дмитриева Г.В., Баженов Н.А. Изучение динамики газовыделения и изменения свойств при обжиге заготовок, изготовленных на средне- и высокотемпературном пеках // Цветные металлы. 1965. № 11. С. 90 – 93.
- Сухоруков И.Ф., Атаманский А.И., Павловский А.М. Об оптимальном режиме нагревания электродных заготовок различных диаметров // Цветная металлургия. 1965. № 20. С. 51 – 58.
- Akaike H. A new look at the statistical model identification // IEEE Transactions on Automatic Control. 1974. Т. 19. P. 716 – 723.
- Сошкин С.В., Фокин В.П., Рутковский А.Л., Сошкин Г.С. Математическое моделирование процессов формирования качественных показателей электродной продукции при обжиге // Цветная металлургия. 2010. № 12. С. 33 – 39.
- Сошкин Г.С., Рутковский А.Л., Цемехман Л.Ш. и др. Экспериментальные исследования и математическое моделирование динамики термического разложения углеродных композиций // Цветные металлы. 2012. № 2. С. 42 – 47.

17. Померанцев В.В. Основы практической теории горения. – Ленинград: Энергоатомиздат, 1986. – 165 с.
18. Сошкин С.В., Рутковский А.Л., Сошкин Г.С. Исследование и математическое моделирование процесса пиролиза электродных заготовок при обжиге // Цветные металлы. 2008. № 2. С. 108 – 110.
19. Мкртчян С.О. Нейроны и нейронные сети. Введение в теорию формальных нейронов. – М.: Энергия, 1971. – 232 с.
20. Салихов З.Г., Рутковский А.Л., Сошкин Г.С., Сошкин С.В. Разработка нейросетевых моделей прогнозирования качественных показателей обожженной электродной продукции для управления технологическим процессом обжига // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 1. С. 54 – 60.

Поступила 28 января 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 3, pp. 197–203.

DEVELOPMENT AND COMPARATIVE ANALYSIS OF MATHEMATICAL MODELS OF FORMING OF ELECTRODE PRODUCTION QUALITY AT BURNING

S.V. Soshkin¹, A.L. Rutkovskii², G.S. Soshkin¹, E.I. Meshkov², M.A. Kovaleva²

¹ SPC “Yugtsvetmetavtomatika”, Vladikavkaz, Russia

² North Caucasian Institute of Mining and Metallurgy (State Technological University), NCIMM (STU), Vladikavkaz, Russia

Abstract. The main objective of the burning process of electrode products is getting burnt products with desired physical and mechanical properties. The authors have determined the mathematical dependences of forming of burnt products quality during their high-temperature heating, and have completed the identification of these dependences on the basis of the experimental data. Adequate models allow us to study the formation processes of the electrode products quality for different temperature regimes and initial burning conditions, as well as to predict the quality levels of burned electrode products. The comparative analysis of statistical, deterministic and neural networks models to predict the quality of burnt electrode products was made.

Keywords: burning of electrode materials, formation of production quality, modeling of burning process, forecast of process indicators.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-197-203

REFERENCES

1. Jones, S.S., Hildebrandt, R. D., Kaiser M. C. Important factors affecting the performance of anode carbon composites for the production of aluminum. In: *14th Biennial conference on carbon, Extended Abstr. and Program*, 25–29 June, 1979. American Carbon Society, Pennsylvania State University, pp. 81–90.
2. Lutkov A.I., Tkanova O.V., Bol'shakov Yu.L. Determination of thermal stresses and optimization of burning mode of carbon billets. *Tsvetnye metall.* 1990, no. 9, pp. 62–65. (In Russ.).
3. Severo D.S., Elton V.G., Pinto C.V. Advanced 3D Modelling For Anode Baking Furnaces. *Light Metals (The Minerals, Metals & Materials Society)*. 2005, pp. 203–208.
4. Keller F., Sulger P., Meier M., Severo D., Gusberti V. Specific Energy Consumption in Anode Bake Furnaces. *Light Metals*. 2010, pp. 1005–1010.
5. Severo D., Sulger P., Keller F., Meier M. Recent Developments in Anode Baking Furnace Design. *Light Metals*. 2011, pp. 853–858.
6. Gerald F. Covanec. Century Aluminium of West Virginia, AIME. *Light Metals*. 2000, pp. 573–578.
7. Fisher W.K., Keller F., Perruchoud R.C., Oberdolz S. R&D Carbon, AIME. *Light Metals*. 1993, pp. 683–689.
8. Mannweiler U., Sulzberger P., Oberdolz S. R&D Carbon, AIME. *Light Metals*. 1991, pp. 635–639.
9. Oberdolz S., Muhlemann O. R&D Carbon, AIME. *Light Metals*. 1978, 315 p.
10. McClung M., Ross I.R., Chavanec G. Century Al of West Virginia, AIME. *Light Metals*. 2000, pp. 573–479.
11. Sannikov A.K. The control principle of formation of structure and properties of graphite electrodes. *Tsvetnye metall.* 1990, no. 9, pp. 58–62. (In Russ.).
12. Smirnova A.S., Ryss M.A., Dmitrieva G.V., Bazhenov N.A. The study of the kinetics of gas evolution and change of properties during burning of billets made at medium and high-temperature modes. *Tsvetnye metall.* 1965, no. 11, pp. 90–93. (In Russ.).
13. Sukhorukov I.F., Atamanskii A.I., Pavlovskii A.M. Optimal heating modes for electrode blanks of various diameters. *Tsvetnaya metallurgiya*. 1965, no. 20, pp. 51–58. (In Russ.).
14. Akaike H. A new look at the statistical model identification. *IEEE Transactions on Automatic Control*. 1974, vol. 19, pp. 716–723.
15. Soshkin S.V., Fokin V.P., Rutkovskii A.L., Soshkin G.S. Mathematical modeling of quality indicators formation of electrode products during burning. *Tsvetnaya metallurgiya*. 2010, no. 12, pp. 33–39. (In Russ.).
16. Soshkin G.S., Rutkovskii A.L., Tsemekhman L.Sh., Sineva S.I., Soshkin S.V. Experimental studies and mathematical modeling of the thermal decomposition of carbon compositions. *Tsvetnye metall.* 2012, no. 2, pp. 42–47. (In Russ.).
17. Pomerantsev V.V. *Osnovy prakticheskoi teorii gorenija* [Basics of practical theory of combustion]. Leningrad: Energoatomizdat, 1986, 165 p. (In Russ.).
18. Soshkin G.S., Rutkovskii A. L., Soshkin, G. S. Research and mathematical modeling of the pyrolysis process of electrode billets during burning. *Tsvetnye metall.* 2008, no. 2, pp. 108–110. (In Russ.).
19. Mkrтчян S.O. *Neirony i neironnye seti. Vvedenie v teoriyu formal'nykh neironov* [Neurons and neural networks. Introduction to the theory of formal neurons]. Moscow: Energiya, 1971, 232 p. (In Russ.).
20. Salikhov Z.G., Rutkovskii A.L., Soshkin, G.S., Soshkin, S.V. Forecasting network structure model development of burnt electrode products quality index for burning technology process programmed control. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 1, pp. 54–60. (In Russ.).

Information about the authors:

S.V. Soshkin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director (ugcma@mail.ru)
A.L. Rutkovskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of the Theory and Automation of Metallurgical Processes and Furnaces (rutkovskii@mail.ru)
G.S. Soshkin, Cand. Sci. (Eng.), Deputy Head of Department of Scientific and Technical Developments and Deployments (lans89@list.ru)
E.I. Meshkov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of the Theory and Automation of Metallurgical Processes and Furnaces
M.A. Kovaleva, Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of the Theory and Automation of Metallurgical Processes and Furnaces (mary_kovaleva@list.ru)

Received January 28, 2015

УДК 621.771.2

АНАЛИЗ ПРИЧИН ВЕРТИКАЛЬНОГО ИЗГИБА ПЕРЕДНЕГО КОНЦА ПОЛОСЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ НА ОСНОВЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Чикишев Д.Н., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением» (chikishev_denis@mail.ru)
Пожидаева Е.Б., аспирант (pzhidaeva.e@icloud.com)

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

Аннотация. Выполнен анализ причин образования дефекта «подгибка концов полосы» при горячей прокатке в условиях толстолистового стана 5000. Проведены исследования влияния кинематического, температурного и геометрического факторов асимметрии на возникновение дефекта «подгибка концов полосы». Детально изучено влияние величины рассогласования скоростей рабочих валков на изгиб переднего конца чернового раската. Для этого проанализировано 1214 т раскатов (65 слэбов). Для каждого прохода рассмотрено влияние параметров процесса прокатки и величины рассогласования скоростей рабочих валков на форму переднего конца раската. Разработаны и смоделированы в среде программного комплекса DEFORM режимы асимметричной прокатки на стане 5000 листов из легированных трубных сталей для изучения формирования неплоскостности по длине раската. Предложены конкретные рекомендации, проведены промышленные испытания разработанных асимметричных режимов прокатки с их анализом и коррекцией. Данный метод может применяться для любого вида прокатки с возможностью регулирования скоростей верхнего и нижнего валков независимо друг от друга.

Ключевые слова: асимметричная прокатка, толстолистовая прокатка, метод конечных элементов, изгиб переднего конца полосы, режим прокатки, слэб, температурный градиент.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-1-204-208

При толстолистовой прокатке в валках, вращающихся с одинаковыми окружными скоростями, происходит вертикальный изгиб переднего конца полосы, так называемый дефект «лыжа». Повышенный вертикальный изгиб переднего конца приводит к «забуриванию» полосы в роликах машины предварительной правки и/или рольганга и, следовательно, остановкам стана [1 – 5].

На черновой стадии прокатки главным фактором асимметрии является температура [6 – 8]. Нижняя поверхность слэба холоднее верхней, поэтому при прокатке изгиб происходит в сторону нижней более холодной поверхности. Значимым температурным градиентом является разница в 10 – 15 °С и более [9 – 15]. Изгиб раската вниз на черновой стадии прокатки приводит к проскальзыванию между роликами рольганга и нижней поверхностью полосы (рис. 1). В результате возникают трудности при кантовке раската. Поэтому для уменьшения негативного влияния температурной асимметрии по толщине раската применяется рассогласование скоростей рабочих валков. Для изгиба раската вверх оператор увеличивает скорость нижнего валка на 1,0 – 8,0 % в зависимости от марки стали и визуальной информации в ручном режиме (рис. 2). Автоматический режим на черновой стадии прокатки не работает. Без наличия нижних пирометров, величина рассогласования скоростей рабочих валков может быть установлена только в ручном режиме.

В некоторых случаях изгиб переднего конца чернового раската является достаточно высоким, однако в следующих деформационных проходах изгиб снижается.

Нижняя поверхность раската более холодная из-за наличия контакта с водоохлаждаемыми роликами рольганга, поворотного стола (рис. 3).

Температурный градиент формируется по всей длине раската на следующих этапах:

- при транспортировании слэба от печей до рабочей клетки (за 50 – 100 с);

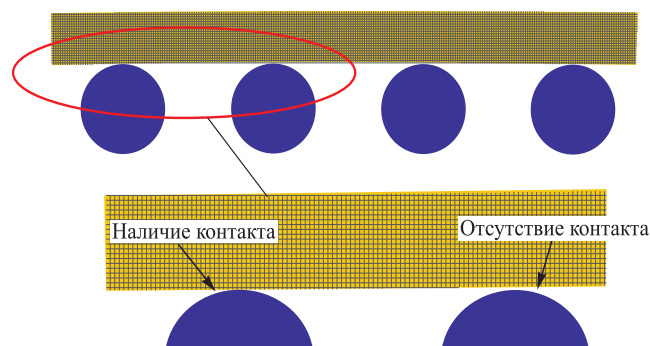


Рис. 1. Изгиб раската вниз на черновой стадии прокатки приводит к проскальзыванию между роликами рольганга и нижней поверхностью полосы

Fig. 1. Down roll bend on the rough rolling step results in slippage between rollers of the roller table and lower surface of the strip

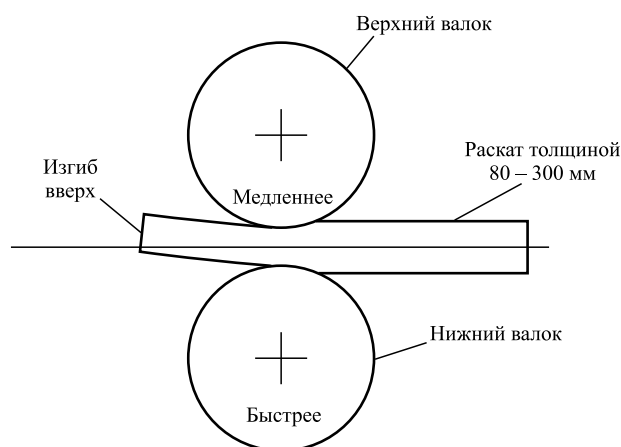


Рис. 2. Схема изгиба переднего конца раската толщиной 80 – 300 мм при прокатке с рассогласованием скоростей рабочих валков

Fig. 2. Scheme of bending of the front end of roll with thickness of 80 – 300 mm at the rolling velocity misalignment with work rolls

- во время первой фазы прокатки за 60 – 120 с (машинное время + паузы 5 – 7 с между проходами и 15 – 20 с при кантовке);
- во время охлаждения промежуточного раската за 200 – 900 с;
- во время второй (третьей) фазы прокатки за 120 – 240 с (машинное время + паузы 5 – 7 с между проходами).

При транспортировании сляба от печей до рабочей клетки температура верхней и нижней поверхности сляба изменяется в соответствии с графиком (рис. 4, 5).

Перед первым деформационным проходом (первая фаза прокатки) температурный градиент между верхней и нижней поверхностью сляба составляет 14 – 15 °C (рис. 6).

Если сляб имеет более холодную нижнюю поверхность, то при прокатке без рассогласования скоростей

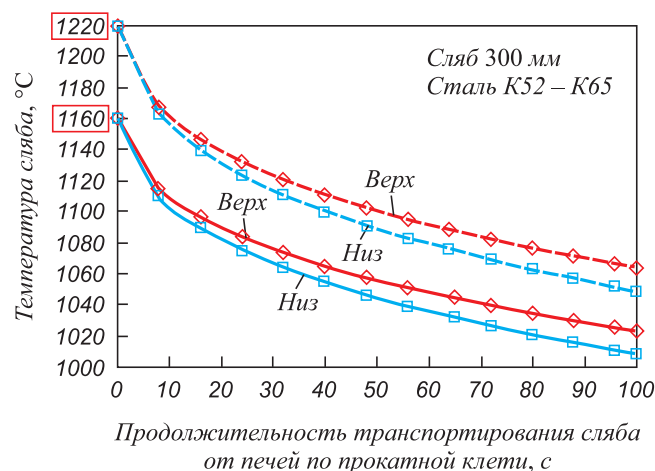


Рис. 4. График изменения температуры верхней и нижней поверхности сляба

Fig. 4. Temperature graph of the upper and lower surfaces of the slab

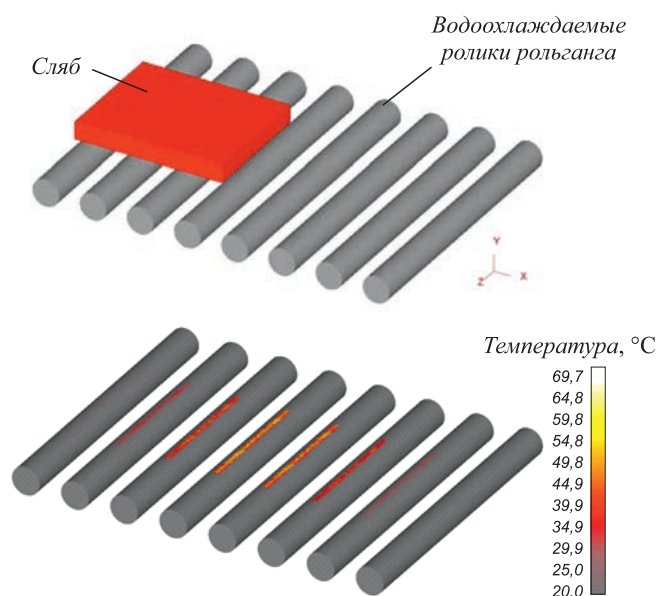


Рис. 3. Разогрев роликов рольганга при контакте с нижней поверхностью сляба (раската) (диаметр роликов 450 мм; расстояние между осями 800 мм)

Fig. 3. Heating of the roller table rollers in contact to a lower surface of the slab (breakdown bar) (roller diameter of 450 mm, the distance between the axles 800 mm)

рабочих валков происходит смещение раската от линии прокатки вниз ($H_0 = 300$ мм; $\Delta h = 40$ мм; температурный градиент $\Delta T = 15$ °C). При этом, чем больше длина раската, тем больше величина неплоскостности по длине. Загиб раската вниз объясняется более высокой скоростью течения верхней поверхности (более пластичной) в сравнении с нижней (менее пластичной).

При прокатке с рассогласованием скоростей рабочих валков в 1,0 и 2,0 % на всей длине (2000 мм) раската происходит его изгиб вверх ($H_0 = 300$ мм; $\Delta h = 40$ мм; температурный градиент $\Delta T = 15$ °C и $H_0 = 300$ мм;

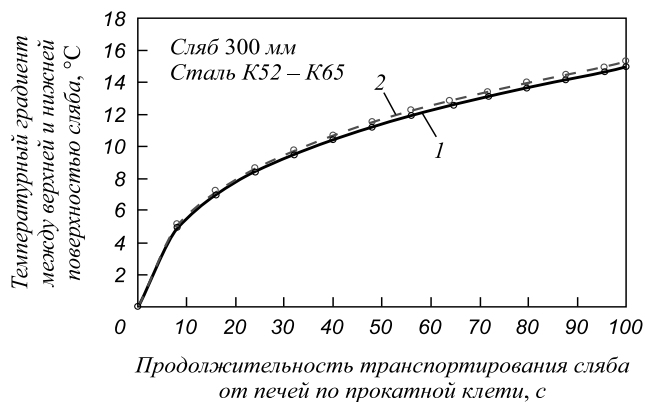


Рис. 5. График изменения температурного градиента между верхней и нижней поверхностями сляба при температуре нагрева, °C: 1 – 1160; 2 – 1220

Fig. 5. Temperature graph of the gradient between the upper and lower surfaces of the slab at heating temperature, °C: 1 – 1160; 2 – 1220

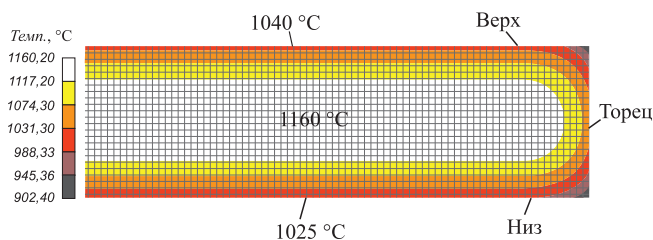


Рис. 6. Распределение температуры по толщине слэба перед первым деформационным проходом ($H = 300$ мм; $\Delta T = 15$ °C)

Fig. 6. Temperature distribution through the thickness of the slab prior to the first deformation pass ($H = 300$ мм; $\Delta T = 15$ °C)

$\Delta h = 40$ мм; температурный градиент $\Delta T = 20$ °C). Величина изгиба вверх зависит от величины рассогласования скоростей рабочих валков, температурного градиента между верхней и нижней поверхностью раската, толщины раската, обжатия за проход, длины участка, на котором реализуется рассогласование скоростей. Для получения требуемой плоскостности по длине раската необходим точный выбор величины рассогласования скоростей рабочих валков в зависимости от параметров процесса прокатки.

При прокатке с рассогласованием скоростей в режиме «загиб лыжи» раскат изгибается вверх только на длине лыжи (прокатка с рассогласованием скоростей 3,0 % (длина лыжи 1000 мм; $H_0 = 300$ мм; $L_0 = 2000$ мм; $\Delta h = 40$ мм; температурный градиент $\Delta T = 15$ °C)). Остальная (задняя часть раската) деформируется в режиме без рассогласования скоростей рабочих валков и в результате раскат «тянет» вниз. Таким образом, формируется неплоскостность по длине раската. Величина рассогласования скоростей рабочих валков должна быть достаточной для формирования загнутого вверх переднего участка раската. Параметры для управления лыжей зависят от условий процесса прокатки.

Таким образом, формирование неплоскостности по длине раската при прокатке на стане 5000 может быть

скомпенсировано следующими технологическими решениями:

- применением рассогласования скоростей рабочих валков по всей длине раската в зависимости от параметров прокатки (толщина раската, обжатие за проход, температурный градиент, величина рассогласования скоростей рабочих валков);
- применением рассогласования скоростей рабочих валков только на переднем участке раската (на длине лыжи) в зависимости от параметров прокатки (толщина раската, обжатие за проход, температурный градиент, величина рассогласования скоростей рабочих валков, длина раската перед проходом, длина лыжи).

Ниже рассмотрены различные варианты первой фазы прокатки стали К60. При прокатке за пять проходов с рассогласованием скоростей рабочих валков 1 % на всей длине раската формируется значительная неплоскостность [16]. При прокатке в режиме «Загиб лыжи» значительная неплоскостность наблюдается только на переднем участке раската, в остальной части неплоскостность имеет умеренный характер. При прокатке с рассогласованием скоростей по всей длине, но с определенной величиной рассогласования в каждом проходе (0,35; 0,40; 0,45; 0,50; 0,60 %) неплоскостность раската минимальна.

За время первой фазы прокатки температурный градиент между верхней и нижней поверхностью раската возрастает на 3 – 5 °C до 17 – 20 °C.

Таким образом, при прокатке в первой фазе температурный градиент не превышает 20 °C (без учета температурного градиента по толщине слэба на выходе из печи). Во время охлаждения промежуточного раската температурный градиент изменяется в соответствии с графиками (рис. 7, 8).

За время междеформационной паузы (200 – 900 с) температурный градиент между верхней и нижней поверхностью промежуточного раската возрастает до

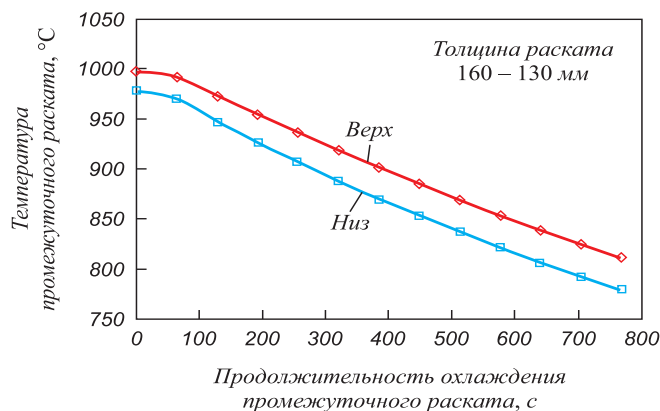


Рис. 7. График изменения температуры верхней и нижней поверхности промежуточного раската

Fig. 7. Temperature graph of the upper and lower surfaces of intermediate breakdown bar

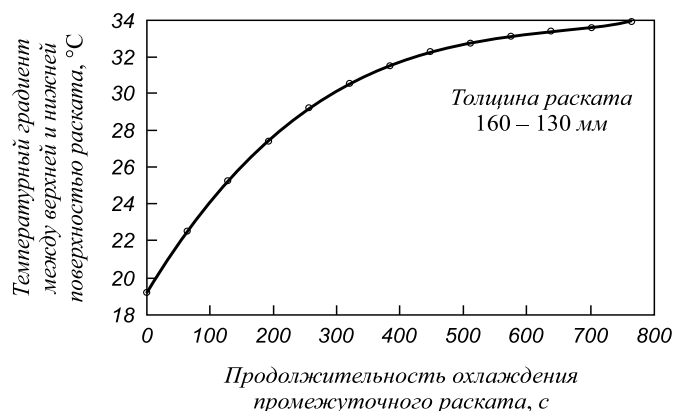


Рис. 8. График изменения температурного градиента между верхней и нижней поверхностью промежуточного раската

Fig. 8. Schedule of changes of the temperature gradient between the upper and the lower surfaces of the intermediate breakdown bar

28 – 34 °С. Таким образом, в первом чистовом проходе (начало второй фазы прокатки) температурный градиент между верхней и нижней поверхностью раската составляет 28 – 34 °С.

Минимизация подгибки концов раската в условиях стана 5000 возможна за счет рассогласования скоростей рабочих валков в двух режимах: автоматическом и ручном.

Автоматический режим характеризуется недостаточным рабочим диапазоном рассогласования скоростей рабочих валков (0 – 0,5 %). Ручной режим, в противоположность автоматическому, имеет слишком большой диапазон (1 – 15 %). Последнее приводит к перерегулированию и возникновению дефекта «загиб концов вверх» на черновой стадии прокатки.

Выводы. Детально исследовано влияние величины рассогласования скоростей рабочих валков на изгиб переднего конца чернового раската. Для этого проанализировано 1214 т раскатов (65 слябов). Для каждого прохода изучено влияние параметров процесса прокатки и величины рассогласования скоростей рабочих валков на форму переднего конца раската. Проведена визуальная оценка формы передних концов раската (фото съемка). Получено полное соответствие фактических форм передних концов с прогнозируемыми при данных технологических параметрах процесса. Это позволило разработать четкие количественные рекомендации для минимизации подгибки концов раската на черновой стадии прокатки в величинах: «технологические параметры (толщина от 180 до 300 мм), обжатие (от 10 до 16 %), температурный градиент» – «регулирующее воздействие (рассогласование скоростей рабочих валков)».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2254943 РФ, МПК7 В 21В 1/22. Устройство для асимметричной прокатки толстолистового металла / А.М. Песин, В.М. Салганик, Э.М. Дригун, Д.Н. Чикишев; опубл. 27.06.2005. Бюл. № 18.
2. Шебанич Э.Н., Климанчук В.В., Хлестов В.М. и др. Совершенствование температурного режима контролируемой прокатки штрипсовых сталей с целью стабилизации их микроструктуры и механических свойств // Металл и литье Украины. 2007. № 1 – 2. С. 50 – 54.
3. Морозов Ю.Д., Науменко А.А., Лясоцкий И.В. Влияние термомеханических режимов прокатки и ускоренного охлаждения на формирование механических свойств листового проката из стали класса прочности Х80 // Металлург. 2010. № 10. С. 56 – 62.
4. Лоренц У., Херциг К., Блек В., Эвартц Т. И. др. Влияние деформации в двухфазной области $\gamma+\alpha$ на свойства материала и технологию получения тонкой горячекатаной полосы // Черные металлы. Апрель. 2003. С. 42 – 49.
5. Эфрон Л.И. и др. Металловедческие основы получения хладостойких трубных сталей путем высокотемпературной контролируемой прокатки // Сталь. 2003. № 6. С. 69 – 72.
6. Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколегированной низкоуглеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 12. С. 8 – 12.
7. Эфрон Л.И., Морозов Ю.Д., Голи-Оглу Е.А. Исследование влияния температурно-деформационных режимов контролируемой прокатки на микроструктуру и механические свойства микролегированных сталей для газонефтепроводных труб большого диаметра // Металлург. 2011. №1. С. 69 – 74.
8. Романов П.В., Радченко В.П. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении стали: Атлас термокинетических диаграмм. Ч.1. – Новосибирск: Изд-во Сиб. Отд. АН СССР, 1960. – 51 с.
9. Попов В.В. Моделирование превращения карбонитридов при термической обработке сталей. – Екатеринбург: УрО-РАН, 2003. – 279 с.
10. Рыжков М.А., Попов А.А. Методические вопросы построения термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита в низколегированных сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 12. С. 3.
11. Ouchi C, Okita T. Austenitic Grain Refinement through Static Recrystallization Immediately after Hot Rolling // Transactions ISIJ. 1984. Vol. 24. P. 726 – 733.
12. Kozasu I., Ouchi C., Sampei T., Okita T. Hot rolling as a high-temperature thermo-mechanical process // Micro Alloying 75. 1975. Session 1. P. 100 – 115.
13. Ouchi C., Sampei T., Kozasu I. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation after Hot Rolling // Transactions ISIJ. 1982. Vol. 22. P. 214 – 222.
14. Коцарь С.Л., Белянский А.Д., Мухин Ю.А. Технология листопркатного производства. – М.: Металлургия, 1997. – 272 с.
15. Чикишев Д.Н., Пожидаева Е.Б. Математическое моделирование изменения прочностных характеристик микролегированных сталей в процессе термомеханической обработки // Известия Самарского научного центра РАН. 2014. Т. 16. № 4 – 3. С. 664 – 668.
16. ASTM 1033-04. Standart practice for quantative measurement and re-orting of hypoeutectoid carbon and low alloy steel phase transformation. ASTM, 2004. – 14 p.

Поступила 3 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 1, pp. 204–208.

ANALYSIS OF THE CAUSES OF VERTICAL BENDING OF THE STRIP FRONT END AT HOT ROLLING ON THE BASIS OF MATHEMATICAL MODELING

D.N. Chikishev, E.B. Pozhidaeva

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

Abstract. The analysis of the causes of the defect “strip ends bending” was made in conditions of hot rolling at the plate mill 5000. The influ-

ence of kinematic, thermal and geometrical factors on the occurrence of the defect “strip ends bending” was investigated. The influence of the misalignment velocity of work rolls to the bending of front end of a rough billet was studied in details. Therefore 1214 tons of rolls (65 slabs) were examined. The influence of rolling process parameters and misalignment velocity of the work rolls to the shape of the strip front end for each pass was analyzed. The modes of asymmetric rolling

of alloyed pipe steels at the plate mill 5000 have been developed and simulated in DEFORM environment software package. The authors have proposed concrete recommendations. The production tests of developed asymmetric rolling modes were performed with their analysis and correction. This method can be applied to any type of rolling velocity to adjust the upper and lower rollers independently.

Keywords: asymmetric rolling, plate rolling, finite element technique, bending of the front end of the strip, rolling mode, slab, temperature gradient.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-1-204-208

REFERENCES

1. Pesin A.M., Salganik V.M., Drigun E.M., Chikishev D.N. *Ustroistvo dlya asimmetrichnoi prokatki tolstolistovogo metalla* [Device for the asymmetric rolling of metal plate]. Patent RF no. 2254943, MPK7 V 21V 1/22. *Byulleten' izobretenii*. 2005, no. 18. (In Russ.).
2. Shebanits E.N., Klimanchuk V.V., Khlestov V.M., Murashkin A.A., Rubets A.S. Improvement of temperature mode of steel strips controlled rolling in order to stabilize its microstructure and mechanical properties. *Metall i lit'e Ukrainy*. 2007, no. 1–2, pp. 50–54. (In Russ.).
3. Morozov Yu.D., Naumenko A.A., Lyasotskii I.V. Effect of rolling heating and deformation and accelerated cooling regimes on mechanical property formation for rolled steel sheet of strength class Kh80. *Metallurgist*. 2011, vol. 54, no. 9–10, pp. 686–695.
4. Lorents U., Khertsig K., Blek V., Evarts T. etc. Effect of deformation in two-phase $\alpha + \gamma$ field on the material properties and the technology of producing of thin hot-rolled strip. *Chernye metally*. 2003, no. 4, pp. 42–49. (In Russ.).
5. Efron L.I., Il'inskii V.I., Golovanov A.V., Morozov Yu.D. Production of cold-resistant tube steels by controlled high-temperature rolling. *Steel in Translation*. 2003, vol. 33, no. 6, pp. 60–65.
6. Kruglova A.A., Orlov V.V., Khlusova E.I. Effect of hot plastic deformation in the austenite interval on structure formation in low-alloyed low-carbon steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 2007, vol. 49, no. 11–12, pp. 556–560.
7. Efron L.I., Morozov Yu.D., Goli-Oglu E.A. Effect of controlled rolling regimes on the structure and properties of microalloyed steels for large diameter pipes. *Metallurgist*. 2011, vol. 55, no. 1–2, pp. 46–53.
8. Romanov P.V., Radchenko V.P. *Prevrashchenie austenita pri neprevyynnom okhlazhdenii stali: Atlas termokineticheskikh diagramm* [Transformation of austenite under continuous cooling of steel: Atlas of thermo-kinetic diagrams]. Part 1. Novosibirsk: Izd-vo Sib. Otd. AN SSSR, 1960. 51 p. (In Russ.).
9. Popov V.V. *Modelirovanie prevrashcheniya karbonitridov pri termicheskoi obrabotke stali* [Modeling of carbonitrides transformation during heat treatment of steels]. Ekaterinburg: UrO-RAN. 2003. 279 p. (In Russ.).
10. Ryzhkov M.A., Popov A.A. Methodological aspects of plotting of thermokinetic diagrams of transformation of supercooled austenite in low-alloy steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011, vol. 52, no. 11–12, pp. 612–616.
11. Ouchi C., Okita T. Austenitic Grain Refinement through Static Recrystallization Immediately after Hot Rolling, *Transactions ISIJ*. Vol. 24. 1984, pp. 726–733.
12. Kozasu I., Ouchi C., Sampei T., Okita T. Hot rolling as a high-temperature thermo-mechanical process. *Micro Alloying* 75. 1975. Session 1, pp. 100–115.
13. Ouchi C., Sampei T., Kozasu I. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation after Hot Rolling. *Transactions ISIJ*. Vol. 22. 1982, pp. 214–222.
14. Kotsar' S.L., Belyanskii A.D., Mukhin Yu.A. *Tekhnologiya listoprokatnogo proizvodstva* [Rolling production technology]. Moscow: Metallurgiya, 1997. 272 p. (In Russ.).
15. Chikishev D.N., Pozhidaeva E.B. Mathematical modeling of changes in the strength characteristics of micro-alloyed steels at thermal deformation processing. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk*. 2014, vol. 16, no. 4-3, pp. 664–668. (In Russ.).
16. ASTM 1033-04. *Standart practice for quantative measurement and reporting of hypoeutectoid carbon and low alloy steel phase transformation*. ASTM, 2004. 14 p.

Information about the authors:

D.N. Chikishev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming" (chikishev_denis@mail.ru)

E.B. Pozhidaeva, Postgraduate (pozhidaeva.e@icloud.com)

Received December 3, 2014

УДК 669-1

ТЕХНИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ИНВЕСТИЦИОННЫЕ ПРЕИМУЩЕСТВА ОХЛАЖДЕНИЯ КОКСОВОГО ГАЗА ПОСРЕДСТВОМ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СПИРАЛЬНЫХ КОНЕЧНЫХ ГАЗОВЫХ ХОЛОДИЛЬНИКОВ

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

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

Аннотация. Рассмотрены технико-технологические преимущества охлаждения коксового газа посредством использования спиральных теплообменных конечных газовых холодильников, а также на основе анализа ряда относительных и абсолютных показателей проведена оценка эффективности использования спиральных конечных газовых холодильников на примере оборудования марки Nexson Group. Рассмотрены и охарактеризованы основные элементы авторского исследования преимуществ использования спирального конечного газового холодильника для целей охлаждения коксового газа, дополненные иллюстративным материалом и расчетами, обеспечивающими соответствующую аргументационную базу. В результате проведенного исследования сделано общее заключение о технико-технологических преимуществах и экономической обоснованности использования спиральных конечных газовых холодильников на коксохимических производствах как в случае реализации подобной схемы закрытия цикла путем нового строительства, так и путем проведения реконструкции существующих мощностей. Положения и выводы представленной работы могут быть применены руководством металлургических холдингов для целей теоретического обоснования корпоративных программ развития, а также органами региональной исполнительной власти для выявления направлений повышения экологической безопасности региона и повышения его инвестиционной привлекательности.

Ключевые слова: коксохимическое производство, теплообменное оборудование, спиральный конечный газовый холодильник, металлургия, оценка эффективности, оценка инвестиционных проектов.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-219-225

Коксохимическое производство как подотрасль черной металлургии призвано обеспечить доменные цеха, работающие на ванадиевом и передельном сырье, металлургическим коксом (наибольший удельный вес в номенклатуре готовой продукции). Коксохимическое производство встроено в технологическую цепочку чугуна – кокс – коксующийся уголь, поэтому на деятельность компаний оказывают влияние изменения, происходящие как на рынке чугуна, так и на рынке коксующегося угля [1]. Продукцией коксохимической промышленности являются коксовый газ и прочие химические продукты.

Коксовый газ является вторым после кокса продуктом, получаемым в результате процесса высокотемпературного коксования угля. Высокая температура сгорания газа позволяет применять его как высококалорийное топливо.

Конечное охлаждение коксового газа предназначено для снижения его температуры после сульфатного отделения до температуры, благоприятной для улавливания бензольных углеводородов. Основной целью закрытия цикла является полное исключение выбросов вредных веществ на градирах конечного охлаждения, а также стабилизация работы бензольного отделения. Это возможно только при отсутствии непосредственного контакта коксового газа с оборотной водой [2].

В настоящее время наиболее распространенными схемами конечного охлаждения коксового газа с закрытым циклом циркулирующей воды на коксохимическом производстве являются:

- схема закрытия цикла с использованием тарельчатой колонны и теплообменных аппаратов;
- схема закрытия цикла с использованием спирального конечного газового холодильника (КГХ) [3].

В этой связи целью данной работы является рассмотрение основных технических и технологических преимуществ использования спиральных конечных газовых холодильников для охлаждения коксового газа и оценка эффективности инвестиций, направленных на закрытие цикла при охлаждении коксового газа посредством спирального КГХ.

Для достижения поставленной цели необходимо последовательное решение следующих задач:

- рассмотрение порядка реализации технологической схемы закрытия цикла охлаждения коксового газа с применением спирального конечного газового холодильника;
- сравнение основных схем закрытия цикла охлаждения коксового газа на основе оценки наиболее репрезентативных эксплуатационных характеристик;

- оценка эффективности инвестиций, направленных на закрытие цикла при охлаждении коксового газа посредством спирального конечного газового холодильника.

Рассмотрим схему закрытия цикла с использованием спирального КГХ (см. рисунок). Реализация подобной схемы экономически целесообразна как при новом строительстве, так и при реконструкции существующих производств. Эта схема позволяет отказаться от габаритного теплообменного и вспомогательного оборудования для охлаждения оборотной воды цикла конечного охлаждения коксового газа и, как следствие, значительно снизить капитальные затраты на реализацию проекта.

Рассмотрим основные узлы, входящие в принципиальную схему, более детально.

Спиральная колонна. В КГХ спиральной конструкции вода движется по закрытым каналам от периферии к центру колонны, а газ – перпендикулярно, сверху вниз, и противотоком по другим каналам. Эффективность охлаждения коксового газа достигается за счет высокого коэффициента теплопередачи, которым обладает спиральный аппарат, а также за счет его конструкции. Применение спиральных КГХ позволяет не только обеспечить эффективное охлаждение коксового газа до необходимых температур, но также исключить большое количество выбросов вредных веществ в атмосферу – сероводорода, бензола, аммиака, цианистого водорода, а эффект самоочистки значительно увеличи-

вает межсервисный интервал обслуживания спиральной колонны [4, 5].

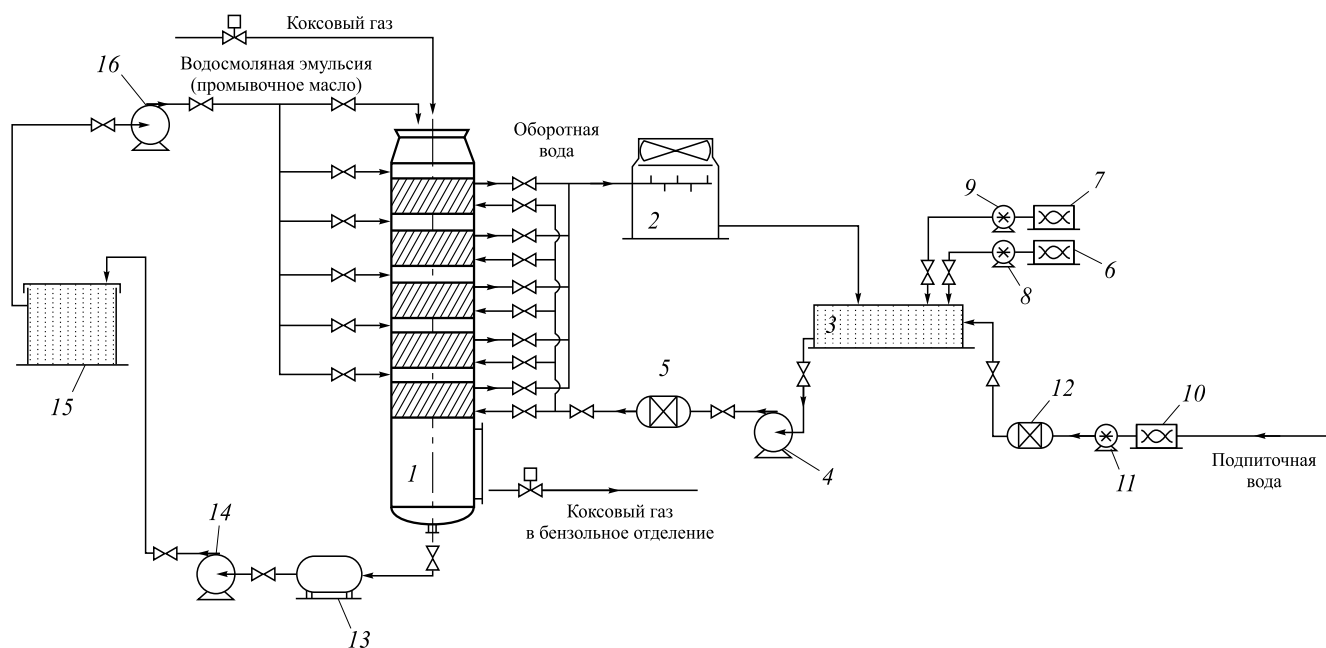
Таким образом, спиральный КГХ позволяет отказаться от использования большого количества теплообменников и дополнительного оборудования.

Система охлаждения оборотной воды. Система охлаждения оборотной воды необходима независимо от принципиальной схемы закрытия цикла. В проекте закрытия цикла с использованием спирального КГХ для обеспечения требуемой температуры оборотной воды в большинстве случаев достаточно применения вентиляторных градирен [6].

Локальная система водоподготовки. Для обеспечения эффективной работы колонного аппарата и соблюдения требований к качеству воды необходимо применение локальной системы водоподготовки как оборотной, так и подпиточной воды. Совместно со спиральными КГХ применяются системы водоподготовки, состоящие из фильтров и комплексов реагентной обработки воды.

Основные преимущества использования схемы закрытия цикла с использованием спиральных КГХ по сравнению со схемой с тарельчатой колонной и теплообменными аппаратами представлены в табл. 1.

Как видно из табл. 1, исходя из оценки большинства показателей, представленных в качестве базы для сравнения, схема закрытия цикла с использованием спирального КГХ является преимущественной из доступных в настоящее время технологических схем за-



Принципиальная схема закрытия цикла конечного охлаждения коксового газа с использованием спиральных КГХ:

1 – спиральный КГХ; 2 – градирня; 3 – приемочная камера; 4, 14, 16 – насосы; 5, 12 – фильтры; 6 – установка стабилизационной обработки воды; 7, 10 – установка микробиологической обработки; 8, 9, 11 – насос-дозатор; 13 – сборник конденсата; 15 – отстойник масла

Scheme of coke oven gas cycle closing using spiral final gas cooler:

1 – spiral final gas cooler; 2 – cooling tower; 3 – acceptance camera; 4, 14, 16 – pumps; 5, 12 – filters; 6 – equipment for stabilization water treatment; 7, 10 – equipment for microbial treatment; 8, 9, 11 – metering pump; 13 – collector of the condensate; 15 – oil sump

Таблица 1

Преимущества схемы закрытия цикла с использованием спирального КГХ перед схемой закрытия цикла с тарельчатым КГХ и теплообменными аппаратами*

Table 1. Advantages of cycle closing using spiral final gas cooler comparing to cycle closing using plate final gas cooler and heat exchanger

Показатель	Закрытие цикла с использованием тарельчатой колонны и теплообменных аппаратов	Закрытие цикла с использованием спирального КГХ
Наличие непосредственного контакта воды с газом	Оборотная вода непосредственно контактирует с коксовым газом, насыщаясь вредными элементами	Непосредственный контакт отсутствует. Теплообмен осуществляется через стенку канала
Необходимость водоподготовки	Водоподготовка необходима для эффективной работы любого теплообменного оборудования	
Необходимость системы локального охлаждения	Система охлаждения оборотной воды необходима независимо от принципиальной схемы закрытия цикла	
Количество и габариты эксплуатируемого оборудования	Количество оборудования увеличивается (дополнительно требуется порядка 3000 м ² теплообменной поверхности на 100 000 нм ³ /ч газа), дополнительное оборудование значительно сокращает свободное пространство	Данная схема позволяет отказаться от перечня эксплуатируемого оборудования и заменить крупногабаритные холодильники старого образца и теплообменники более компактными спиральными КГХ
Возможность использования существующей производственной инфраструктуры	Такая возможность отсутствует, кроме того, данная схема требует нового строительства и выделения нового пространства (от 40 м ² на 100 000 нм ³ /ч газа дополнительно)	Компактность колонны позволяет использовать существующие фундаменты и производственную инфраструктуру (магистральные трубопроводы, арматуру, емкости и т.п., меняется только обвязка КГХ)
Размер эксплуатационных расходов	Эксплуатационные расходы увеличиваются, так как увеличивается число единиц эксплуатируемого оборудования	Число единиц эксплуатируемого оборудования сокращается, обслуживание упрощается, так как спиральная колонна значительно меньше по габаритам, а иное теплообменное оборудование отсутствует
Обеспечение нормальной работы оборудования других отделений	В коксовом газе на выходе из КГХ повышается концентрация цианистого водорода, при этом ухудшается качество поглотительного масла и усиливается коррозия оборудования бензольного отделения	Контакта с оборотной водой нет, состав газа меняется только в части содержания нафталина (наряду с охлаждением в колонне происходит очистка коксового газа от нафталина до норм, предусмотренных правилами технической эксплуатации)

* Таблица составлена на основе анализа реализованных проектов на коксохимических предприятиях России и Украины [7].

крытия цикла конечного охлаждения коксового газа и позволяет:

- улучшить экологическую обстановку на территории коксохимического производства и близлежащих территориях;
- обеспечить более глубокую очистку коксового газа от смолы и нафталина;
- повысить экономическую эффективность деятельности производства за счет экономии на капитальных затратах (экономия на стоимости оборудования, а также затратах на установку) и эксплуатационных расходах (экономия на штрафных санкциях за загрязнение окружающей среды, стабилизация работы бензольного отделения, увеличение срока эксплуатации оборудования, экономия на энергоресурсах и ремонтах) [8 – 10].

Обосновав приоритетное использование спиральных КГХ для целей закрытия цикла, далее проанализируем эффективность их использования.

Оценивать эффективность использования спиральных КГХ будем посредством сопоставления размера капитальных вложений в оборудование и монтаж с величиной положительного эффекта от его внедрения [11, 12].

В качестве спирального конечного газового холодильника, используемого для закрытия цикла, в расчетах будем использовать пятисекционную спиральную колонну фирмы Nexson Group sas, Франция.

Рассмотрим два варианта установки оборудования: новое строительство и реконструкция.

В отличие от реконструкции, при новом строительстве предполагаются большие затраты на осуществление строительно-монтажных работ и проектирование, что

обосновывается необходимостью постройки новых сетей, фундаментов и прочих вспомогательных объектов.

Капитальные вложения, необходимые для закрытия цикла с помощью спирального КГХ Nexson Group при осуществлении нового строительства и реконструкции, представлены в табл. 2.

Суммарный (расчетный) годовой экономический эффект от замены КГХ старого образца на спиральный, полученный вследствие экономии на штрафных санкций за загрязнение окружающей среды, экономии на ремонтных работах бензолного отделения и прочих эксплуатационных работах составит ориентировочно 21 000 000 руб. или 381 471 евро в год (расшифровка статей экономии представлена в табл. 3). При этом положительный эффект планируется получать в течение всего нормативного срока использования спирального КГХ (не менее 25 лет).

Для оценки эффективности инвестиций будем использовать следующие показатели:

- период окупаемости ($T_{ок}$);
- рентабельность инвестиций (IR);
- чистый приведенный эффект (NPV);
- средневзвешенный срок жизненного цикла инвестиционного проекта (дюрация) (D) [13, 14].

При этом для ряда показателей оценки эффективности инвестиционных вложений существуют рекомендованные значения. Так нормативный срок окупаемости инвестиционных вложений в теплообменное оборудование, с учетом специфики производственной деятельности металлургических компаний, составляет 7 лет, рекомендуемый индекс рентабельности инвестиций – 2,50 [15].

Значения показателей оценки эффективности использования спирального КГХ представлены в табл. 4.

Таблица 2

Оценка капитальных затрат на реализацию проекта закрытия цикла с использованием спирального КГХ Nexson Group производительностью 100 000 $\text{nm}^3/\text{ч}$ коксового газа*

Table 2. Estimation of capital expenditures for investment project of cycle closing using Nexson Group spiral final gas cooler with productivity of 100 000 nm^3/h of coke gas

Статья затрат	Характеристика	Стоимость, млн евро	
		реконструкция	новое строительство
Проектирование технологии		0,15 – 0,17	0,40
Ориентировочно (уточняется при получении задания на проектирование)		0,15 – 0,17	0,40
Оборудование		2,50 – 2,60	2,70 – 2,80
Основное	Пятисекционная спиральная колонна Nexson Group		
	Система охлаждения оборотной воды		
	Локальная система водоподготовки для оборотной и подпиточной воды		
Дополнительное	Трубопроводы, задвижки с электроприводом, КИП и др.		
Строительно-монтажные работы		0,60 – 0,70	1,20 – 1,40
Ориентировочно (в соответствии с проектом)		0,60 – 0,70	1,20 – 1,40
ИТОГО		3,25 – 3,47	4,30 – 4,50

* Данные представлены Урало-Сибирской компанией «НЕКСАН».

* Данные представлены Урало-Сибирской компанией «НЕКСАН».

Таблица 3

Статьи экономии и ее размер при установке спирального КГХ вместо тарельчатого*

Table 3. Types of costs reduction using spiral final gas cooler against plate final gas cooler

Наименование статьи экономии	Размер экономии, руб/год	Средневзвешенный курс евро за 2014 – 2015 гг.	Размер экономии, евро/год
Штрафные санкции	1 500 000	55,05	27 248
Ремонтные работы	2 500 000	55,05	45 413
Сокращение электромоощностей (на 0,7 МВт)	17 000 000	55,05	308 810
ИТОГО	21 000 000		381 471

* На основании исследований, проведенных ОАО «Восточный научно-исследовательский углехимический институт».

Показатели оценки эффективности использования спиральных КГХ

Table 4. Performance indicators of effectiveness of application of spiral final gas cooler

Показатель	Нормативное значение	Фактическое значение		Отклонение	
		реконструкция	новое строительство	реконструкция	новое строительство
Период окупаемости, год	7,0	8,8	11,5	1,8	4,5
Рентабельность инвестиций, доли	2,5	2,8	2,2	0,3	– 0,2
Чистый приведенный эффект, евро	–	6 176 775	5 136 775	–	–
Длительность, год	–	13,0		–	

Таким образом данные, представленные в табл. 4, можно интерпретировать следующим образом.

- Период окупаемости инвестиционных затрат на закрытие цикла с использованием спирального КГХ Nexson Group в случае реконструкции составляет 8,8 лет, в случае нового капитального строительства – 11,5 лет, что несколько выше нормативного срока окупаемости инвестиций в черной металлургии. Подобная ситуация вызвана тем, что при определении норматива в расчет принимались объекты, способные самостоятельно генерировать доход, в то время как спиральный КГХ является лишь вспомогательным оборудованием, используемым при охлаждении коксового газа. Тем не менее, полученное значение срока окупаемости может быть охарактеризовано как положительное.
- Значение показателя рентабельности инвестиций, направленных на закрытие цикла с использованием спирального КГХ Nexson Group, в случае реконструкции выше нормативного значения на 0,3, что свидетельствует о превышении эффективности подобных инвестиций по сравнению с общепромышленными данными. Незначительное отрицательное отклонение рентабельности инвестиций в случае рассмотрения нового строительства как способа закрытия цикла с использованием спирального КГХ Nexson Group также свидетельствует о достаточно высокой эффективности реализации подобного инвестиционного проекта.
- Значения чистого приведенного эффекта от инвестиционных вложений как в случае реконструкции, так и в случае нового строительства свидетельствуют о существенном положительном финансовом эффекте проекта (6 176 775 и 5 136 775 евро соответственно) в течение срока использования КГХ производства Nexson Group.
- Средневзвешенный срок поступления доходов от инвестиционного проекта (его эффективное время действия) превышает срок окупаемости и составляет 13 лет, что может быть охарактеризо-

вано положительным образом и свидетельствует о наличии положительного финансового эффекта от закрытия цикла с применением КГХ фирмы Nexson Group.

Выводы. Рассмотрены технико-технологические преимущества охлаждения коксового газа посредством использования спиральных конечных газовых холодильников, а также проведена оценка эффективности использования спиральных КГХ на примере оборудования Nexson Group.

Рассмотрен порядок реализации технологической схемы закрытия цикла охлаждения коксового газа с применением спирального КГХ.

Сформулированы технико-технологические преимущества закрытия цикла с применением спиральных конечных газовых холодильников по сравнению с использованием тарельчатой колонны и теплообменных аппаратов. Выявлено, что по результатам оценки большинства эксплуатационных характеристик, представленных в качестве базы для сравнения, закрытие цикла с использованием спирального КГХ является преимущественным из доступных в настоящее время технологических схем закрытия цикла конечного охлаждения коксового газа.

Проведена оценка эффективности инвестиций, направленных на закрытие цикла при охлаждении коксового газа посредством спирального КГХ Nexson Group. Анализ показателей эффективности продемонстрировал наличие как абсолютного положительного эффекта, так и относительного (с учетом масштаба произведенных инвестиций) от внедрения спирального КГХ Nexson Group (в случае нового строительства и проведения реконструкции существующего производства).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пучков Л.А. Россия в горнодобывающем мире. Выступление на пленарном заседании // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). 2005. № 5. С. 5 – 10.
2. Баканов С.А. Коксохимия в контексте модернизации: взгляд историка // Вестник Челябинского государственного университета. 2009. № 38. С. 171 – 173.
3. Телешев Ю.В., Федорова Т.М., Дороднее Н.И., Груздев В.В. Переоборудование конечных газовых холодильников в скруббе-

- ры для улавливания бензольных углеводородов // Кокс и химия. 2005. № 9. С. 38.
4. Волгина Н.Б., Казакевич Д.Р. Перспективные разработки высокоэффективного тепломассообменного оборудования // Кокс и химия. 2011. № 3. С. 72 – 74.
 5. Протасов В.Ф., Воробьев А.Г. Экологические проблемы в стратегии устойчивого развития минерально-сырьевого комплекса России // Горный журнал. 2006. № 9. С. 73-76.
 6. Казак Л.А., Сырова Л.Ф., Моралина Н.Ф. и др. Конечное охлаждение коксового газа с применением различного оборудования // Кокс и химия. 2010. № 11. С. 12 – 17.
 7. Мороз Я.А., Резниченко И.А., Тупилка С.Н. Анализ использования энергоносителей в производстве продукции на металлургических и коксохимических предприятиях Донецкой области в 2011 г. // Металлургические процессы и оборудование. 2012. № 1. С. 12 – 16.
 8. Багоутдинова А.Г., Золотоносов А.Я., Золотоносов Я.Д., Яхнев М.Н. Современные теплообменные элементы теплообменного оборудования и технологии их изготовления // Известия Казанского государственного архитектурно-строительного университета. 2013. № 2 (24). С. 150 – 156.
 9. Блохин М.И., Воробьева Л.А., Колбин И.Е., Ершов Н.А. Закрытый цикл конечного охлаждения коксового газа // Кокс и химия. 2006. № 2. С. 37 – 39.
 10. Крячук В.М., Ольхов В.Г., Лутохин Н.Н., Энгаус В.И. Первичное охлаждение коксового газа. Его очистка от смолистых ве-

- ществ и нафталина на электрофильтрах // Кокс и химия. 2006. № 12. С. 19 – 21.
11. Воробьев А.Г. Информационная поддержка инновационной деятельности горно-металлургических предприятий // Цветные металлы. 2008. № 2. С. 14 – 17.
 12. Путилов А.А., Воробьев А.Г., Гольдман Е.Л. Государственная инновационная политика: проблемы организационного оформления и методы оценки // Цветные металлы. 2009. № 4. С. 18 – 30.
 13. Баженов О.В. Интегрированный анализ эффективности инновационной деятельности промышленного предприятия как составная часть стратегического анализа // Дискуссия. 2013. № 7(37). С. 50 – 53.
 14. Баженов О.В. Особенности стратегического планирования производственной деятельности металлургического холдингового предприятия в условиях реализации инновационного сценария развития экономики // Экономика и предпринимательство. 2013. № 8 (37). С. 276 – 279.
 15. Приказ Минстроя РФ от 14.09.1992 №209 «Об утверждении методики по определению уровня арендной платы за нежилые здания (помещения)» // Консультант Плус. <http://base.consultant.ru/cons/cgi/online.cgi?req=doc;base=LAW;n=2571> (дата обращения 08.06.2015).

Поступила 9 июня 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 3, pp. 209–215.

TECHNICAL, TECHNOLOGICAL AND INVESTMENT BENEFITS OF COKE GAS COOLING USING SPIRAL FINAL GAS COOLER

O.V. Bazhenov

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

Abstract. The article describes technical and technological advantages of the cooling of coke oven gas using spiral heat exchangers and gas coolers. Based on the analysis of a number of relative and absolute indicators the effectiveness of using spiral end gas refrigerators was assessed on the example of «NEXSON GROUP» equipment. The aim was to prove the technical and economic advantages of the cooling of coke oven gas cycle closing using spiral final gas coolers. Achieving this goal is possible with the next sequential addressing number of tasks: to present the procedure of exercising the technological scheme of cooling of coke oven gas cycle closing using spiral gas cooler; to compare the main circuit of cooling of coke oven gas cycle closing based on the most representative assessment of performance; and to assess the effectiveness of investments aimed at closing of cycle with the cooling of coke oven gas using spiral gas cooler. The article discusses and describes the basic elements of the author's theory of benefits of using the spiral end of the gas cooler for cooling of coke oven gas, supplemented with illustrative material and calculations, providing relevant argumentation base. The authors have made general conclusion about the technical and technological benefits and economic feasibility of using the spiral gas coolers for coke production in the case of implementation of such a scheme by the closing cycle of new construction and through rehabilitation of existing facilities. Statements and conclusions of the work can be applied by management of metallurgical holdings for the purpose of theoretical foundation of corporate development programs, as well as regional government to identify ways to increase environmental security in the region and enhance its attractiveness.

Keywords: coke production, heat transfer equipment, spiral final gas cooler, metallurgy, evaluation, investment project.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-3-209-215

REFERENCES

1. Puchkov L.A. Russia in the mining world. Speech at the plenary session. *Gornyi informatsionno-analiticheskiy byulleten' (nauchno-tekhnicheskii zhurnal)*. 2005, no. 5, pp. 5–10. (In Russ.).
2. Bakanov S.A. Coke chemistry in the context of the modernization: a view of the historian. *Vestnik Chelyabinskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2009, no. 38, pp. 171–173. (In Russ.).
3. Teleshev Yu.V., Fedorinova T.M., Dorodnee N.I., Gruzdev V.V. Conversion of final gas coolers in scrubbers for collecting of benzene hydrocarbons. *Koks i khimiya*. 2005, no. 9, pp. 38. (In Russ.).
4. Volgina N.B., Kazakevich D.R. Future development of a highly effective heat and mass transfer equipment. *Koks i khimiya*. 2011, no. 3, pp. 72–74. (In Russ.).
5. Protasov V.F., Vorob'ev A.G. Environmental concerns into sustainable development strategies of mineral complex of Russia. *Gornyi zhurnal*. 2006, no. 9, pp. 73–76. (In Russ.).
6. Kazak L.A., Syrova L.F., Moralina N.F., Li V.M., Romanov V.N. Final cooling of coke-oven gas. *Coke and Chemistry*. 2010, vol. 53, no. 11, pp. 405–409.
7. Moroz Ya.A., Reznichenko I.A., Tupilka S.N. Analysis of the corporate's energy using in metallurgical and coke industry of Donetsk region in 2011. *Metallurgicheskie protsessy i oborudovanie*. 2012, no. 1, pp. 12–16. (In Russ.).
8. Bagoutdinova A.G., Zolotonosov A.Ya., Zolotonosov Ya.D., Yakhnev M.N. Modern heat exchange elements of a heat exchange equipment and its manufacturing technology. *Izvestiya Kazanskogo gosudarstvennogo arkhitekturno-stroitel'nogo universiteta*. 2013, no. 2 (24), pp. 150–156. (In Russ.).
9. Blokhin M.I., Vorob'eva L.A., Kolbin I.E., Ershov N.A. Closed cycle of the coke gas final cooling. *Koks i khimiya*. 2006, no. 2, pp. 37–39. (In Russ.).
10. Kryachuk V.M., Ol'khov V.G., Lutokhin N.N., Ekgaus V.I. The primary cooling of coke oven gas. Its trimming from tar and naph-

- thalene using electrostatic filters. *Koks i khimiya*. 2006, no. 12, pp. 19–21. (In Russ.).
11. Vorob'ev A.G. Information support of innovative activities of mining and metallurgical companies. *Tsvetnye metally*. 2008, no. 2, pp. 14–17. (In Russ.).
 12. Putilov A.A., Vorob'ev A.G., Gol'dman E.L. The state innovation policy: problems of organizational design and evaluation methods. *Tsvetnye metally*. 2009, no. 4, pp. 18–30. (In Russ.).
 13. Bazhenov O.V. Integrated analysis of the effectiveness of an innovative activity of industrial enterprises as a part of the strategic analysis. *Diskussiya*. 2013, no. 7 (37), pp. 50–53. (In Russ.).
 14. Bazhenov O.V. Strategic planning features of the metallurgical production activities of holding companies in the conditions of realization of innovative economic development scenario. *Ekonomika i predprinimatel'stvo*. 2013, no. 8 (37), pp. 276–279. (In Russ.).
 15. The order of the Russian Ministry of Construction from 14.09.1992 no. 209. *Konsul'tant Plyus*. Available at URL: <http://base.consultant.ru/cons/cgi/online.cgi?req=doc;base=LAW;n=2571> (In Russ.).

Information about the authors:

O.V. Bazhenov, Cand. Sci. (Economics), Assist. Professor of the Chair “Accounting, Analysis and Audit” (6819@list.ru)

Received June 09, 2015

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Полулях Л.А., ответственный секретарь

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 22.03.2016. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4984. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35