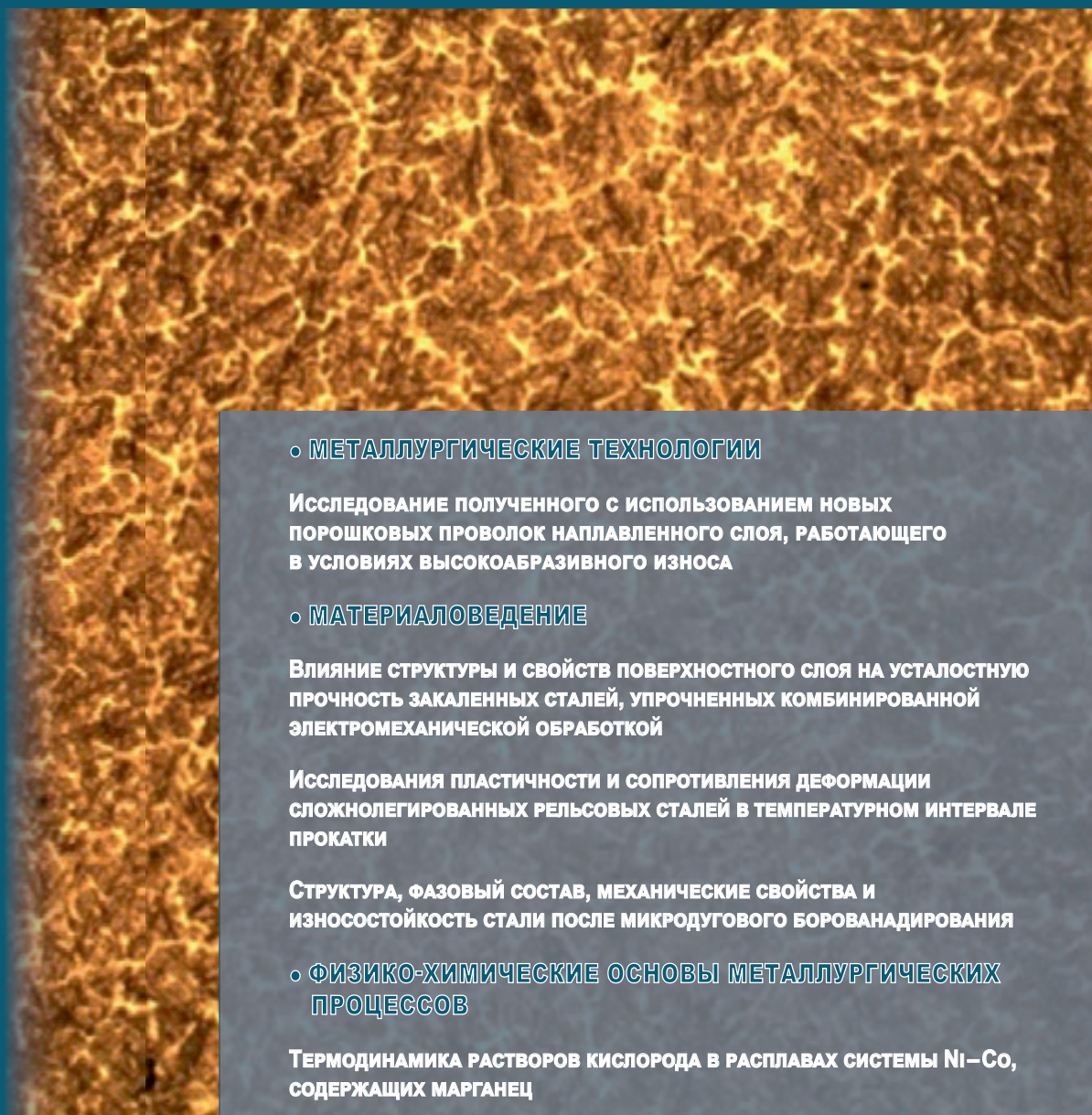


ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 62 Номер 6 2019



• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НОВЫХ
ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ, РАБОТАЮЩЕГО
В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОАБРАЗИВНОГО ИЗНОСА**

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА УСТАЛОСТНУЮ
ПРОЧНОСТЬ ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ КОМБИНИРОВАННОЙ
ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ**

**ИССЛЕДОВАНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ И СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ
СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ
ПРОКАТКИ**

**СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ ПОСЛЕ МИКРОДУГОВОГО БОРОВАНАДИРОВАНИЯ**

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

**ТЕРМОДИНАМИКА РАСТВОРОВ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni–Co,
СОДЕРЖАЩИХ МАРГАНЕЦ**



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 6, 2019

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 62

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)

Заместитель ответственного секретаря: БАЩЕНКО Л.П.
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Члены редакционной коллегии:

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

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

АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветмет-обработка», г. Москва)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

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

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

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

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

КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)

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

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

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

ЛИНН Х. (ООО «Линн Хаи Терм», Германия)

ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)

МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

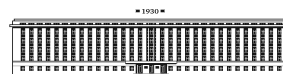
ЮРЬЕВ А.Б. (АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

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

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Тел.: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sisis.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».

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» индексируется в международной базе данных Scopus.

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций **ПИ № ФС77-35456**

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

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

Deputy Coordinating Editor: BASHCHENKO L.P.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial Board:

N.P. ALESHIN (Russian Academy of Sciences, Moscow)
G.V. ASHIKHMIN (JSC "Institute
Tsvetmetobrabotka", Moscow)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

YU.A. KURGANOVA (Bauman Moscow State
Technical University, Moscow)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

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

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

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

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

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

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

119991, Moscow, Leninskii prosp., 4
National Research Technological University "MISIS",
Tel.: +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.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.

The journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is indexed in Scopus.

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

- Крюков Р.Е., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Башенко Л.П., Осетковский И.В. Исследование полученного с использованием новых порошковых проволок наплавленного слоя, работающего в условиях высокоабразивного износа 423
- Щукина Н.В., Черемискина Н.А., Лошкарев Н.Б., Лавров В.В. Расчетные исследования тепловой работы и совершенствование конструкции кольцевой печи ПАО «Челябинский трубопрокатный завод» для улучшения теплотехнических показателей ее работы 431

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Багмутов В.П., Дудкина Н.Г., Захаров И.Н., Романенко М.Д., Чекунов В.В. Влияние структуры и свойств поверхностного слоя на усталостную прочность закаленных сталей, упрочненных комбинированной электрохимической обработкой 438
- Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Давидян Л.В. Структура, фазовый состав, механические свойства и износостойкость стали после микродугового борованадирования 446
- Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С., Дорофеев В.В., Осолкова Т.Н. Исследования пластичности и сопротивления деформации сложнотермически легированных рельсовых сталей в температурном интервале прокатки 452
- Дильдин А.Н., Герасимов В.Ю., Трофимов Е.А., Матвеева М.А., Музафарова И.В. Влияние термической обработки на размер частиц карбидной фазы, твердость и коррозионную стойкость многослойного композиционного материала на основе сталей UDDEHOLM ELMAX и AISI420MoV 461

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

- Савельев А.Н., Савельева Е.А. Выявление рациональной частоты ступенчатого нагружения образца при его испытании на выносливость на основе синергетически организованной акустической эмиссии 467

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Ni–Co, содержащих марганец 475

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

- Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадиков В.Н. Многовариантное оценивание длительности изготовления партий стальной проволоки на основе ситуационно-нормативных моделей. Сообщение 1 484

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Никутьченков Н.Н., Юровских А.С., Лобанов М.Л. Определение критических точек аморфного сплава Fe–Si–Nb–Cu–Mo–B терморентгенографическим методом 492
- Шабля Н.В., Заикин Н.А., Подгородецкий Г.С. Исследование технологии переработки окисленных никелевых руд Южного Урала с получением товарного ферроникеля с применением печи барботажного типа 494
- К 80-летию Юрия Сергеевича Карабасова 497

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- R.E. Kryukov, A.A. Usol'tsev, N.A. Kozyrev, L.P. Bashchenko, I.V. Osetkovskii Study of the operating in conditions of abrasive wear deposited layer obtained with the use of new flux-cored wires 423
- N.V. Shchukina, N.A. Cheremiskina, N.B. Loshkarev, V.V. Lavrov Investigating the thermal work and construction of annular furnace on "Chelyabinsk pipe-rolling plant" PJSC to improve heat technical indicators of its work 431

MATERIAL SCIENCE

- V.P. Bagmutov, N.G. Dudkina, I.N. Zakharov, M.D. Romanenko, V.V. Chekunov Influence of structure and properties of surface layer on fatigue durability of hardened steels strengthened by combined electromechanical treatment 438
- M.S. Stepanov, Yu.M. Dombrovskii, L.V. Davidyan Structure, phase composition, mechanical properties and wear resistance of steel after microarc boriding and vanadation 446
- A.A. Umanskii, A.V. Golovatenko, A.S. Simachev, V.V. Dorofeev, T.N. Oskolkov Plasticity and deformation resistance of the alloyed rail steels in rolling temperature interval 452
- A.N. Dil'din, V.Y. Gerasimov, E.A. Trofimov, M.A. Matveeva, I.V. Muzafarova Effect of thermal processing on particle size of carbide phase, hardness and corrosion resistance of multilayer composite material, based on Uddeholm Elmax and AISI420MoV steels 461

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

- A.N. Savel'ev, E.A. Savel'eva Detection of rational frequency of the sample incremental loading during its tests for endurance on the basis of a synergetically organized acoustic emission 467

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

- V.Ya. Dashevskii, A.A. Aleksandrov, L.I. Leont'ev Thermodynamics of oxygen solutions in manganese-containing Ni–Co melts 475

ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

- S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov Multivariate estimation of production duration of steel wire batches on the basis of situational-regulatory models. Message 1 484

SHORT REPORTS

- N.N. Nikul'chenkov, A.S. Yurovskikh, M.L. Lobanov Determination of critical points of amorphous Fe–Si–Nb–Cu–Mo–B alloy using non-ambient X-Ray diffraction method 492
- N.V. Shablya, N.A. Zaikin, G.S. Podgorodetskii Investigation of processing technology of Southern Urals oxidized nickel ores for marketable ferronickel production in bubble furnace 494
- To the 80th Anniversary of Yuri Sergeevich Karabasov 497

УДК 519.237:669.018.25

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НОВЫХ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ, РАБОТАЮЩЕГО В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОАБРАЗИВНОГО ИЗНОСА*

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

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

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

Бащенко Л.П., к.т.н., старший преподаватель кафедры теплоэнергетики
и экологии (luda.baschenko@gmail.com)

Осетковский И.В., аспирант кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (iv.osetkovskiy@mail.ru)

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

Аннотация. Изучено влияние введения хрома в повышенной концентрации в качестве восстановителя при изготовлении порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo. Наплавку металла проводили на пластины стали марки Ст3 под флюсом АН-26С с предварительным подогревом основного металла до 250 – 300 °С. Порошковую проволоку диам. 5 мм, изготовленную на лабораторной машине, наплавляли на сварочном тракторе ASAW-1250 при следующих режимах: сила тока 420 – 520 А, напряжение 28 – 32 В, скорость сварки 7,2 – 9,0 м/ч. После наплавки металл охлаждали при комнатной температуре. Для изготовления образцов в качестве наполнителя (шихты) использовали соответствующие порошкообразные материалы: порошок железа марки ПЖВ1 по ГОСТ 9849 – 86, порошок ферросилиция марки ФС 75 по ГОСТ 1415 – 93, порошок высокоуглеродистого феррохрома марки ФХ900А по ГОСТ 4757 – 91, порошок углеродистого ферромарганца ФМн 78(А) по ГОСТ 4755 – 91, порошок никеля ПНК-1Л5 по ГОСТ 9722 – 97, порошок ферромолибдена марки ФМо60 по ГОСТ 4759 – 91, порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6 по ГОСТ 27130 – 94, порошок кобальта ПК-1У по ГОСТ 9721 – 79, порошок вольфрамовый ПВН ТУ 48-19-72 – 92. Определено, что углерод, марганец, хром, молибден, никель и в незначительной мере ванадий в исследуемых пределах одновременно повышают твердость наплавленного слоя и уменьшают скорость износа образцов. Показано, что низкая вязкость матрицы не позволяет удерживать на поверхности карбиды вольфрама, в результате чего износ осуществляется не по схеме равномерного истирания поверхности, а по схеме выкрошивания высокопрочных частиц карбидов из матрицы. В результате в матрице образуются новые трещины, способствующие дополнительному износу самой матрицы. По результатам проведенного многофакторного корреляционного анализа были определены зависимости твердости и износостойкости наплавленного слоя от массовой доли элементов, входящих в состав порошковых проволок системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo. Полученные зависимости могут быть использованы для прогнозирования твердости и износостойкости наплавленного слоя при изменении химического состава наплавленного металла.

Ключевые слова: порошковая проволока, наплавка, образцы, износостойкость, микроструктура, твердость, износ.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-423-430

ВВЕДЕНИЕ

Основным направлением повышения износостойкости деталей является разработка и изготовление специальных наплавочных экономнолегированных порошковых проволок [1 – 15].

В работах [16 – 19] изучали влияние изменения концентрации хрома и кремния в составе шихты порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo, легированной ванадием, на микроструктуру, износ

и твердость наплавленного металла. При этом в часть образцов вводили незначительное количество никеля и вольфрама.

В настоящей работе продолжено изучение влияния введения хрома в повышенной концентрации в порошковую проволоку системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo. В часть образцов также вводили незначительное количество никеля и вольфрама: в первую партию (образцы 1 – 4) вводили порошки хрома, никеля и ванадия; во вторую партию (образцы 5 – 8) – порошки хрома, никеля, ванадия и кобальта; в третьей партии (образцы 9 – 12) заменили основной легирующий эле-

* Работа выполнена в СибГИУ с использованием оборудования ЦКП «Материаловедение».

мент (хром) на вольфрам; в четвертой партии (образцы 13 – 16) в системе при постоянной добавке никеля изменяли содержание молибдена.

Наплавку металла производили на пластины марки Ст3 под флюсом АН-26С с предварительным подогревом основного металла до 250 – 300 °С. Порошковую проволоку диаметром 5 мм, изготовленную на лабораторной машине, наплавляли на сварочном тракторе ASAW-1250 при следующих режимах: $I = 420 \div 520$ А, $U = 28 \div 32$ В, $V_{\text{св}} = 7,2 \div 9,0$ м/час. После наплавки металл охлаждался при комнатной температуре.

В качестве наполнителя (шихты) использовали соответствующие порошкообразные материалы: порошок железа марки ПЖВ1 по ГОСТ 9849 – 86, порошок ферросилиция марки ФС 75 по ГОСТ 1415 – 93, порошок высокоуглеродистого феррохрома марки ФХ900А по ГОСТ 4757 – 91, порошок углеродистого ферромарганца ФМн 78(А) по ГОСТ 4755 – 91, порошок никеля ПНК-1Л15 по ГОСТ 9722 – 97, порошок ферромolibдена марки ФМо60 по ГОСТ 4759 – 91, порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6 по ГОСТ 27130 – 94, порошок кобальта ПК-1У по ГОСТ 9721 – 79, порошок вольфрамовый ПВН ТУ 48-19-72 – 92.

Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71 (табл. 1).

Измерение твердости исследуемых образцов выполняли по методу Роквелла в соответствии с требованиями

ми ГОСТ 9013 – 59. Металлографическое исследование микрошлифов осуществляли с помощью оптического микроскопа OLYMPUSGX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 100 – 1000 после травления поверхности образцов в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639 – 82 при увеличении 100. Дисперсность мартенсита оценивали при сопоставлении структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы № 6 ГОСТ 8233 – 56. Определение длины игл мартенсита осуществляли с помощью пакета прикладных программ для металлографических исследований SiamsPhotolab 700. Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений проводили по ГОСТ 1778 – 70. Полированную поверхность изучали при увеличении 100 с помощью металлографического микроскопа ЛабoМет-1И.

Износ наплавленного слоя опытных образцов определяли путем проведения испытаний на машине 2070 СМТ-1 по схеме диск – колодка со следующими параметрами: частота вращения вала по образцу 100 мин⁻¹; момент трения 3 Н·м, нагрузка диска на образец 600 Н.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Металлографические исследования показали (табл. 2, рис. 1), что микроструктура слоя, наплавленного порошковой проволокой системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo и микролегированной ванадием и кобаль-

Т а б л и ц а 1

Химический состав наплавленного металла

Table 1. Chemical composition of deposited metal

Образец	Содержание элемента, % (по массе)											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Co	W	Cu	S	P
1	0,24	0,19	0,93	1,83	0,14	0,69	0,60	0,002	0,020	0,07	0,036	0,017
2	0,25	0,27	0,96	1,65	0,33	0,68	0,60	0,003	0,080	0,09	0,033	0,010
3	0,29	0,28	0,93	1,67	0,54	0,57	0,58	0,002	0,020	0,06	0,029	0,014
4	0,25	0,15	0,92	1,65	0,65	0,60	0,59	0,002	0,050	0,06	0,034	0,012
5	0,23	0,12	0,85	1,45	0,53	0,51	0,68	0,080	0,001	0,05	0,033	0,017
6	0,21	0,23	0,89	1,45	0,54	0,55	0,54	0,030	0,001	0,07	0,031	0,015
7	0,17	0,18	0,85	1,40	0,52	0,54	0,63	0,050	0,001	0,06	0,029	0,016
8	0,17	0,28	0,91	1,32	0,45	0,46	0,59	0,060	0,001	0,06	0,032	0,015
9	0,17	0,19	0,80	0,09	0,56	0,25	0,56	0,006	2,250	0,12	0,047	0,016
10	0,12	0,20	0,79	0,07	0,53	0,08	0,51	0,001	2,170	0,09	0,053	0,025
11	0,14	0,18	0,65	0,06	0,49	0,64	0,45	0,002	1,970	0,09	0,033	0,020
12	0,12	0,22	0,70	0,07	0,50	0,54	0,47	0,001	2,110	0,10	0,054	0,027
13	0,22	0,18	0,64	1,59	0,46	0,08	0,48	0,001	0,003	0,09	0,031	0,017
14	0,14	0,23	0,73	1,73	0,53	0,23	0,55	0,001	0,001	0,09	0,033	0,017
15	0,16	0,20	0,84	1,70	0,58	0,52	0,63	0,001	0,001	0,08	0,035	0,016
16	0,24	0,19	0,93	1,83	0,14	0,69	0,60	0,002	0,020	0,07	0,036	0,017

Структура, величина зерна, игл мартенсита, твердость и скорость истирания наплавленных образцов

Table 2. Structure, grain size, martensite needles, hardness and abrasion rate of the deposited samples

Образец	Структура	Размер игл, мкм	Величина зерна аустенита	HRC	Скорость истирания, г/об.
1	Мартенсит	3 – 10	6, 5	41	$2,90 \cdot 10^{-5}$
2	Мартенсит	3 – 8	6, 5	40	$3,70 \cdot 10^{-5}$
3	Мартенсит	4 – 8	5, 6	40	$3,58 \cdot 10^{-5}$
4	Мартенсит	2 – 8	5, 6	41	$3,59 \cdot 10^{-5}$
5	Мартенсит	3 – 5	6, 5	25	$13,60 \cdot 10^{-5}$
6	Мартенсит	3 – 5	6	21	$16,50 \cdot 10^{-5}$
7	Мартенсит	3 – 5	5, 6	21	$11,50 \cdot 10^{-5}$
8	Мартенсит	2 – 5	5, 6	21	$8,88 \cdot 10^{-5}$
9	Феррито-перлитная	–	4, 5	17	$11,50 \cdot 10^{-5}$
10	Феррито-перлитная	–	4, 5	16	$3,96 \cdot 10^{-5}$
11	Феррито-перлитная	–	4	16	$17,00 \cdot 10^{-5}$
12	Феррито-перлитная	–	4	16	$18,60 \cdot 10^{-5}$
13	Мартенсит	2 – 5	6, 5	20	$15,00 \cdot 10^{-5}$
14	Мартенсит	2 – 4	6	25	$13,40 \cdot 10^{-5}$
15	Мартенсит	2 – 5	6	29	$15,00 \cdot 10^{-5}$
16	Мартенсит	2 – 4	6	28	$9,20 \cdot 10^{-5}$

том, состоит из мартенсита, формирующегося внутри границ бывшего аустенитного зерна, аустенита остаточного, присутствующего в небольшом количестве в виде отдельных островков, и тонких прослоек δ -феррита, располагающегося по границам бывших зерен аустенита, при отсутствии хрома – структура феррито-перлитная. Анализ полученных результатов показал, что степень влияния различных химических элементов на твердость наплавленного слоя и скорость износа образцов разная. В исследуемых пределах углерод, хром, молибден, никель, марганец и в незначительной мере ванадий одновременно повышают твердость наплавленного слоя и уменьшают скорость износа образцов (табл. 2, рис. 2, а – е).

Введение в состав шихты кобальта (рис. 2, ж) противоречиво. Кобальт повышает и твердость, и износ. При увеличении концентрации вольфрама (рис. 2, з) снижается твердость и увеличивается износ. Это можно объяснить только структурой материала или матрицей. В случае отсутствия твердых частиц карбидов, вмонтированных в матрицу, эффект от введения кобальта отрицательный. При этом влияние вольфрама на твердость наплавленного слоя и скорость износа образцов, в первую очередь, связано со структурой металлической матрицы, причем замена мартенситной структуры в наплавленном слое на феррито-перлитную также не оказало большого положительного влияния на износостойкость. По результатам испытаний на износ и твердость образцов данной структуры было выясне-

но, что использование вольфрама в качестве основного легирующего элемента при абразивном изнашивании в качественном и количественном отношении уступает хрому. В рассматриваемом случае низкая вязкость матрицы не позволяет удерживать на поверхности карбиды вольфрама, в результате износ осуществляется не по схеме равномерного истирания поверхности, а по схеме выкрошивания частиц карбидов из матрицы. В матрице образуются трещины, способствующие дополнительному износу самой матрицы.

Уровень загрязненности неметаллическими включениями не оказывает значительного влияния на износ образцов (табл. 3).

Раздельное влияние химических элементов наплавки на скорость износа и твердость наплавленного слоя, как правило, показывает тенденцию влияния, но не всегда учитывает их совместное влияние на указанные свойства. Для оценки совместного влияния химического состава порошковых проволок на скорость износа и твердость наплавленного слоя использовали математико-статистическими методы, которые позволяют выявить закономерности изменения результирующего показателя в зависимости от поведения различных факторов по методике, изложенной в работе [20].

Для проведения анализа были определены факторы, которые оказывают воздействие на изучаемый показатель, и отобраны наиболее существенные из них (табл. 1, 2). После этого выполнена проверка исходной информации на достоверность, однородность,

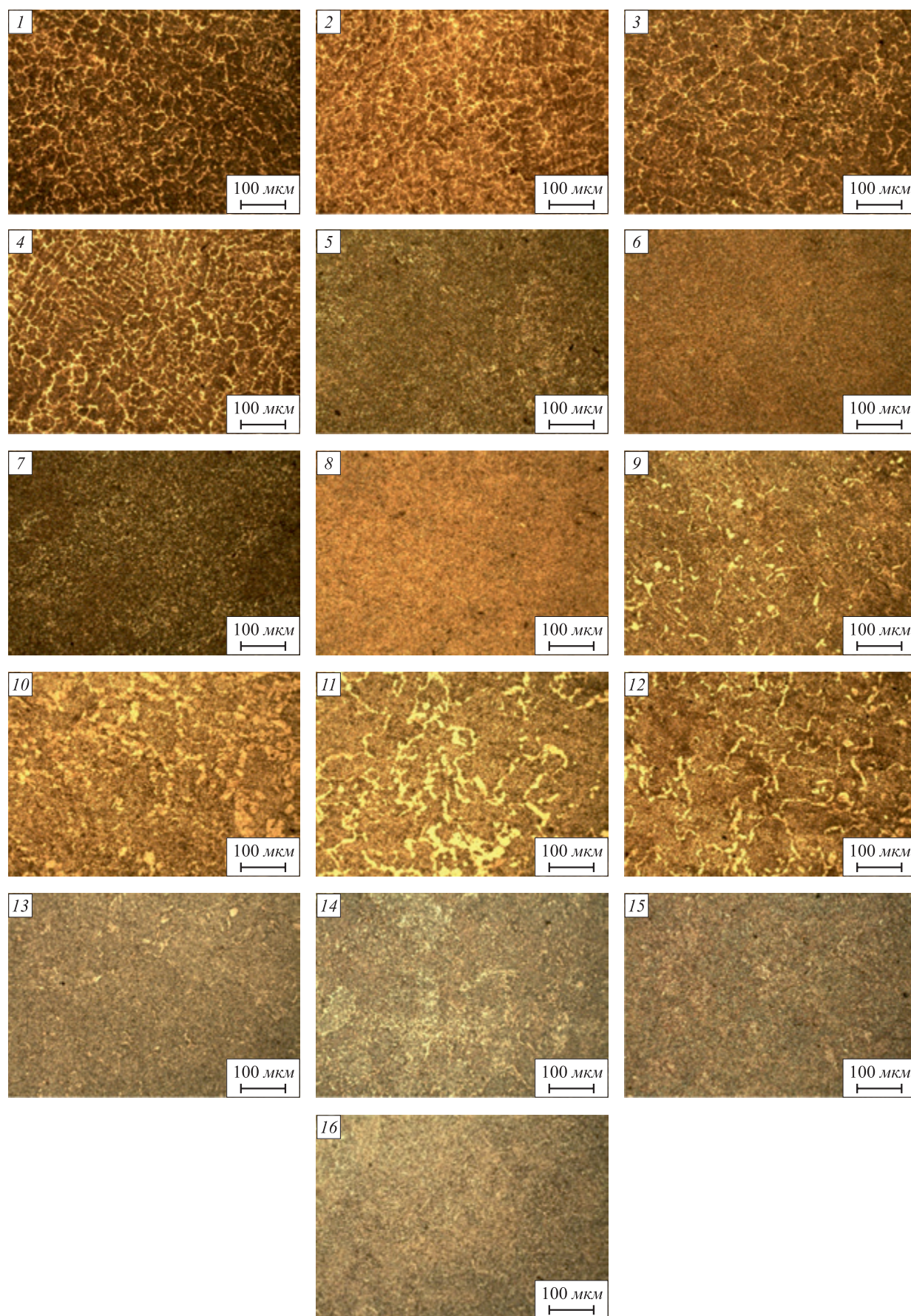


Рис. 1. Микроструктура наплавленного слоя образцов

Fig. 1. Microstructure of deposited layer of the samples

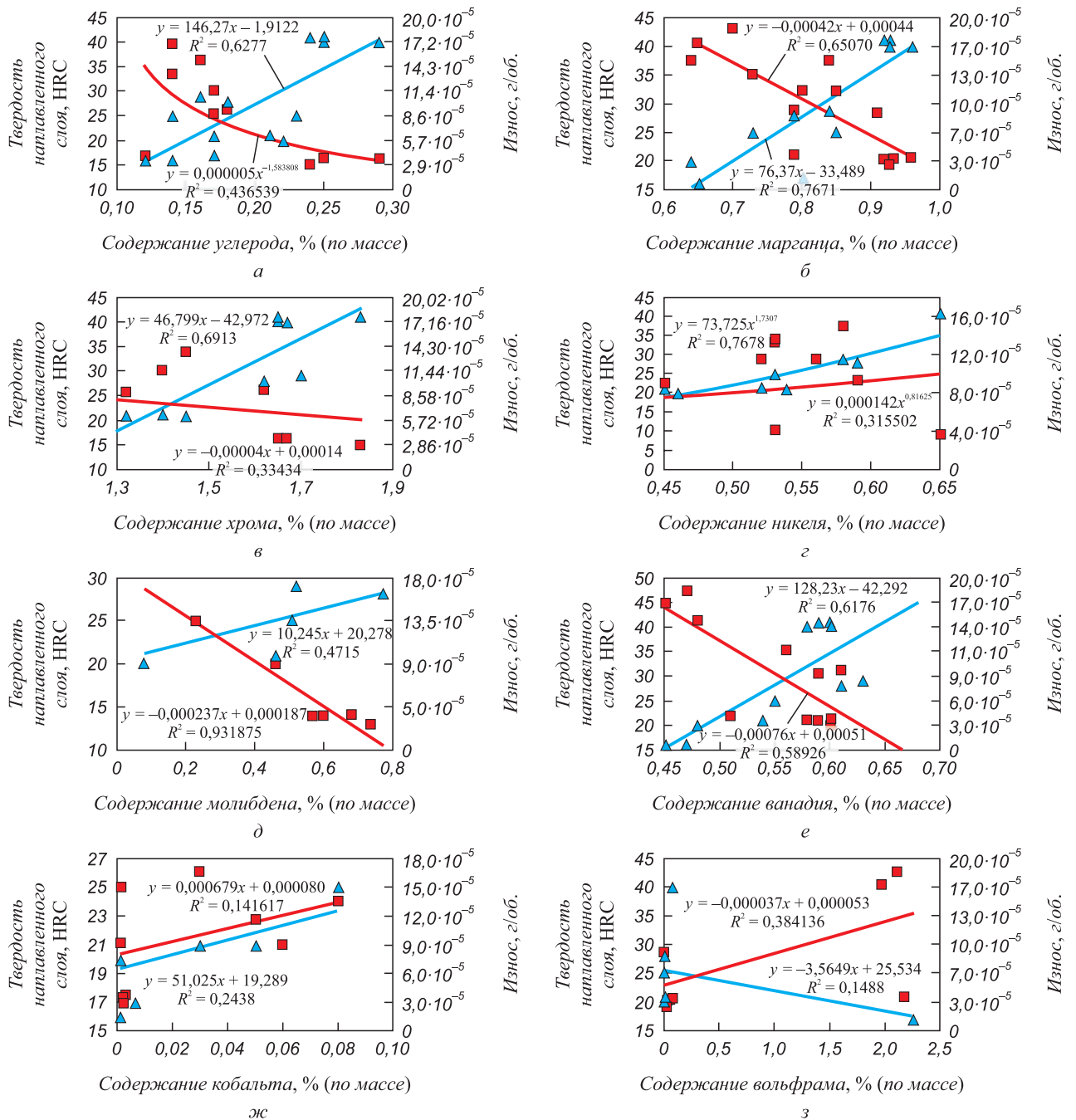


Рис. 2. Зависимость твердости наплавленного слоя металла от содержания углерода (а), марганца (б), хрома (в), никеля (г), молибдена (д), ванадия (е), кобальта (ж), вольфрама (з):
■ – твердость; ▲ – износ

Fig. 2. Dependence of hardness of the deposited metal layer on content of carbon (a), manganese (б), chromium (в), nickel (г), molybdenum (д), vanadium (е), cobalt (ж), tungsten (з):
■ – hardness; ▲ – wear

соответствие закону нормального распределения. Далее была построена математическая модель многофакторной системы. Поскольку в приведенных системах имеют место независимые факторные признаки, используется детерминированный факторный анализ.

По результатам вычислений получены зависимости, адекватность которых фактическим значениям проверена по показателю средней ошибки аппроксимации:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m \left| \frac{Y_i - \tilde{Y}_i}{Y_i} \right| 100,$$

где m – количество наблюдений; $\tilde{Y}_i$ – вычисленное значение результирующего показателя; Y_i – фактическое значение результирующего показателя.

В результате проведенного анализа получены зависимости твердости наплавленного слоя и его изно-

Т а б л и ц а 3

Загрязненность неметаллическими включениями

Table 3. Contamination by non-metallic inclusions

Образец	Силикаты	Оксиды точечные
1	1б, 2б, 3а	1а
2	2б, 2а, 3а	1а
3	2б, 3а	1а
4	2б, 3а	1а
5	2б, 2а, 3а	1а
6	1б, 2б, 3а	1а
7	2б, 3а	1а
8	2б, 3а (1б)	1а
9	1б, 2б, 3а	1а
10	1б, 2б, 2а	1а, 2а
11	1б, 2б, 3а	1а
12	1б, 2б, 3а	1а
13	1б, 2б	1а, 2а
14	2б, 1б	1а
15	1б, 2б	1а
16	2б, 1б	1а, 2а

состоятельности от массовой доли элементов, входящих в состав порошковых проволок системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Mo–Ni–V–Co.

Твердость наплавленного слоя:

$$\text{HRC} = 4,82 + 45,39\text{C} + 30,14\text{Si} - 29,47\text{Mn} + 17,89\text{Cr} - 8,00\text{Ni} + 12,095\text{Mo} + 46,45\text{V} - 164,74\text{Co} + 11,96\text{W} - 306,3\text{Cu} + 505,72\text{S} - 996,48\text{P} \text{ (ошибка аппроксимации составляет 0,34 \%)}.$$

Скорость износа наплавленного слоя образцов:

$$\text{И} = 0,000237 - 0,00035\text{C} + 0,0000556\text{Si} - 0,00038\text{Mn} + 0,000245\text{Cr} + 0,000168\text{Ni} + 0,000141\text{Mo} - 0,00072\text{V} + 0,00281\text{Co} + 0,000141\text{W} + 0,00101\text{Cu} + 0,00166\text{S} - 0,00351\text{P} \text{ (ошибка аппроксимации составляет 3,21 \%)}.$$

Вычисленные значения средней ошибки аппроксимации свидетельствуют о том, что полученные зависимости являются адекватными и их можно использовать для определения результирующих показателей.

Выводы

Углерод, марганец, хром, молибден, никель и в незначительной мере ванадий в исследуемых пределах одновременно повышают твердость наплавленного слоя и уменьшают скорость износа образцов.

Низкая вязкость матрицы не позволяет удерживать на поверхности карбиды вольфрама, в результате износ осуществляется не по схеме равномерного истирания поверхности, а по схеме выкрошивания высокопрочных частиц карбидов из матрицы. В матрице образуются новые трещины, способствующие дополнительному износу самой матрицы.

В результате проведенного многофакторного корреляционного анализа определены зависимости твердости и износостойкости наплавленного слоя от массовой доли элементов, входящих в состав порошковых проволок системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Mo–Ni–V–Co. Полученные зависимости могут быть использованы для прогнозирования твердости и износостойкости наплавленного слоя при изменении химического состава наплавленного металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Андрущенко М.И., Куликовский Р.А., Бережный С.П., Сопильняк О.Б. Способность к самоупрочнению поверхности трения и износостойкость наплавленного металла в условиях абразивного изнашивания // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2009. № 1. С. 30 – 37.
2. Kirchgaßner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact // Wear. 2008. Vol. 265. No. 5-6. P. 772 – 779.
3. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits // Materials Processing Technology. 2005. Vol. 164-165. P. 1056 – 1061.
4. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe – Cr – C hardfacing alloys // Welding Journal (Miami, Fla). 2010. Vol. 89. No. 7. P. 133 – 139.
5. Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lehchilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium–carbon austenite // Welding International. 2015. Vol. 29. No. 10. P. 819 – 822.
6. Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy // Materials Science and Technology. 2014. Vol. 30. No. 3. P. 316 – 322.
7. Lim S.C., Gupta M., Goh Y.S., Seow K.C. Wear resistant WC–Co composite hard coatings // Surface Engineering. 1997. Vol. 13. No. 3. P. 247 – 250.
8. Deng X.T., Fu T.L., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behavior of low alloy wear resistant steels // Materials Science and Technology. 2016. Vol. 32. No. 4. P. 320 – 327.
9. Mendez P.F., Barnes N., Bell K., Borle S.D., Gajapathi S.S., Guest S.D., Izadi H., Gol A.K., Wood G. Welding processes for wear resistant overlays // Journal of Manufacturing Processes. 2014. Vol. 16. No. 1. P. 4 – 25.
10. Тепляшин М.В., Комков В.Г., Стариенко В.А. Разработка экономнолегированного сплава для восстановления бил молотковых мельниц // Электронное научное издание «Ученые заметки ТОГУ». 2013. Т. 4. № 4. С. 1543 – 1549.
11. Коробов Ю.С., Филиппов М.А., Макаров А.В., Верхорубов В.С., Невежин С.В., Кашфуллин А.М. Стойкость наплавленных покрытий со структурой метастабильного аустенита против абразивного и адгезионного изнашивания // Известия Самарского научного центра РАН. 2015. Т. 17. № 2. С. 224 – 230.
12. Нефедьев С.П., Дёма Р.Р., Котенко Д.А. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость твердых наплавленных покрытий // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2015. Т. 15. № 1. С. 103 – 106.

13. Малинов В.Л. Исследование методом регрессионного анализа зависимостей износостойкости в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания от химического состава металла на Fe – Cr – Mn – V – C основе // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия «Технические науки». 2011. № 2 (23). С. 107 – 112.
14. Юрченко А.Н., Панов Д.О., Симонов Ю.Н. Изменение микроstructures экономнолегированной стали в зависимости от скорости непрерывного охлаждения и температуры изотермической выдержки // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2017. Т. 19. № 1. С. 98 – 110.
15. Ma H.R., Chen X.Y., Li J.W., Chang C.T., G. Wang, Li H., Wang X.M., Li R.W. Fe-based amorphous coating with high corrosion and wear resistance // Surface Engineering. 2017. Vol. 33. No. 1. P. 1 – 7.
16. Гусев А.И., Кибко Н.В., Попова М.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В. Наплавка порошковыми проволоками C–Si–Mn–Mo–V–B и C–Si–Mn–Cr–Mo–V деталей горнорудного оборудования // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 4. С. 318 – 323.
17. Гусев А.И., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Кибко Н.В., Башенко Л.П. Разработка порошковой проволоки для наплавки деталей, работающих в условиях износа // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 11. С. 898 – 906.
18. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Усольцев А.А., Уманский А.А., Соколов П.Д. Разработка новых порошковых проволок для наплавки. Порошковые проволоки с использованием углеродфторсодержащих материалов для ремонта прокатных валков // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2018. Вып. 1 (1417). С. 77 – 86.
19. Osetkovsky I.V., Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Usoltsev A.A., Gusev A.I. Development of a wear-resistant flux cored wire of Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo–V system for deposit welding of mining equipment parts // International Scientific and Research Conference on Knowledge-based Technologies in Development and Utilization of Mineral Resources (KTDUMR2017), 6–9 June 2017, Novokuznetsk, Russian Federation. 2017. Vol. 84. P. 1 – 7.
20. Вентцель Е.С., Овчаров Л.А. Теория вероятностей и ее инженерные приложения. – М.: Издательский центр «Академия», 2003. – 464 с.

Поступила в редакцию 11 декабря 2018 г.

После доработки 1 марта 2019 г.

Принята к публикации 11 марта 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. Vol. 62. No. 6, pp. 423–430.

STUDY OF THE OPERATING IN CONDITIONS OF ABRASIVE WEAR DEPOSITED LAYER OBTAINED WITH THE USE OF NEW FLUX-CORED WIRES

R.E. Kryukov, A.A. Usol'tsev, N.A. Kozyrev, L.P. Bashchenko, I.V. Osetkovskii

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. The effect of introduction of chromium with increased concentration as a reducing agent was studied at the manufacture of flux cored wire of the Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo system. Metal welding deposition was carried out on the plates of St3 steel with the help of AN-26C flux with preliminary heating of the base metal to 250 – 300 °C. Flux cored wire of 5 mm in diameter, made on a laboratory machine, was deposited on ASAW-1250 welding tractor in the following modes: current 420 – 520 A, voltage 28 – 32 V, welding speed 7.2 – 9.0 m/h. After it the metal was cooled at room temperature. For manufacture of the samples, the corresponding powdery materials were used as fillers (charge): iron powder PZhV1 according to GOST (State Standards) 9849 – 86, FS 75 ferrosilicon powder according to GOST 1415 – 93, FKh900A high carbon ferrochrome powder according to GOST 4757 – 91, FMn 78(A) carbonaceous ferromanganese powder according to GOST 4755 – 91, PNK-1L5 nickel powder according to GOST 9722 – 97, FMo60 ferromolybdenum powder according to GOST 4759 – 91, FV50U 0.6 ferrovanadium powder according to GOST 27130 – 94, PC-IU cobalt powder according to GOST 9721 – 79 and tungsten powder PVN TU 48-19-72-92. It was determined that carbon, manganese, chromium, molybdenum, nickel and, to a small extent, vanadium, within the limits studied, simultaneously increase hardness of the deposited layer and decrease wear rate of the samples. It is shown that the low viscosity of the matrix does not allow tungsten carbides to be kept on the surface, as a result of which the wear is carried out not according to the uniform abrasion of the surface, but according to the scheme of spalling high-strength carbides particles from the matrix. As a result, new cracks are formed in the matrix, contributing to its additional wear. According to the results of the multifactor correlation analysis, dependences of hardness and wear resistance of the deposited layer on mass fraction of the elements included in the flux-cored wires of the Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo system were determined. The obtained dependences can be used to

predict hardness and wear resistance of the deposited layer with a change in the chemical composition of the weld metal.

Keywords: flux cored wire, weld deposit, samples, wear-resistance, microstructure, hardness, wear.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-423-430

REFERENCES

1. Andrushchenko M.I., Kulikovskii R.A., Berezhnyi S.P., Sopil'nyak O.B. Ability to self-hardening of the friction surface and wear resistance of the deposited metal in abrasive wear conditions. *Novye materialy i tekhnologii v metallurgii i mashinostroenii*. 2009, no. 1, pp. 30–37. (In Russ.).
2. Kirchgaßner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008, vol. 265, no. 5–6, pp. 772–779.
3. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits. *Materials Processing Technology*. 2005, vol. 164–165, pp. 1056–1061.
4. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe – Cr – C hardfacing alloys. *Welding Journal (Miami, Fla)*. 2010, vol. 89, no. 7, pp. 133–139.
5. Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lehchilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium-carbon austenite. *Welding International*. 2015, vol. 29, no. 10, pp. 819–822.
6. Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy. *Materials Science and Technology*. 2014, vol. 30, no. 3, pp. 316–322.
7. Lim S.C., Gupta M., Goh Y.S., Seow K.C. Wear resistant WC-Co composite hard coatings. *Surface Engineering*. 1997, vol. 13, no. 3, pp. 247–250.
8. Deng X.T., Fu T.L., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behavior of low alloy wear resistant steels. *Materials Science and Technology*. 2016, vol. 32, no. 4, pp. 320–327.
9. Mendez P.F., Barnes N., Bell K., Borle S.D., Gajapathi S.S., Guest S.D., Izadi H., Gol A.K., Wood G. Welding processes for

- wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes*. 2014, vol. 16, no. 1, pp. 4–25.
10. Teplyashin M.V., Komkov V.G., Starienko V.A. Development of a sparingly alloyed alloy for the recovery of hammer mills. *Uchenye zametki TOGU*. 2013, vol. 4, no. 4, pp. 1543–1549. (In Russ.).
 11. Korobov Yu.S., Filippov M.A., Makarov A.V., Verkhorubov V.S., Nevezhin S.V., Kashfullin A.M. Resistance of deposited coatings with the structure of metastable austenite against abrasive and adhesive wear. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*. 2015, vol. 17, no. 2, pp. 224–230. (In Russ.).
 12. Nefed'ev S.P., Dema R.R., Kotenko D.A. Abrasive and shock-abrasive wear resistance of hard welded coatings. *Vestnik YuUrGU. Seriya Metallurgiya*. 2015, vol. 15, no. 1, pp. 103–106. (In Russ.).
 13. Malinov V.L. Regression analysis of the dependences of wear resistance on chemical composition of Fe – Cr – Mn – V – C based metal in conditions of abrasive and impact-abrasive wear. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya Tekhnicheskie nauki*. 2011, vol. 23, no. 2, pp. 107–112. (In Russ.).
 14. Yurchenko A.N., Panov D.O., Simonov Yu.N. Change in microstructure of the sparingly alloyed steel depending on the rate of continuous cooling and isothermal holding temperature. *Vestnik PNIPU. Mashinostroenie, materialovedenie*. 2017, vol. 19, no. 1, pp. 98–110. (In Russ.).
 15. Ma H.R., Chen X.Y., Li J.W., Chang C.T., G. Wang, Li H., Wang X.M., Li. R.W. Fe-based amorphous coating with high corrosion and wear resistance. *Surface Engineering*. 2017, vol. 33, no. 1, pp. 1–7.
 16. Gusev A.I., Kibko N.V., Popova M.V., Kozyrev N.A., Osetkovskii I.V. Surfacing of details of mining equipment by powder wires of C – Si – Mn – Mo – V – B and C – Si – Mn – Cr – Mo – V systems. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 4, pp. 318–323. (In Russ.).
 17. Gusev A.I., Usoltsev A.A., Kozyrev N.A., Kibko N.V., Bashchenko L.P. Development of flux-cored wire for surfacing of parts operating under conditions of wear. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 11, pp. 898–906. (In Russ.).
 18. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Usoltsev A.A., Umanskii A.A., Sokolov P.D. Development of new cored wires for surfacing. Flux cored wires using carbon fluoride materials for rolling mill repair. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2018, no. 1 (1417), pp. 77–86. (In Russ.).
 19. Osetkovskiy I.V., Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Usoltsev A.A., Gusev A.I. Development of a wear-resistant flux cored wire of Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V system for deposit welding of mining equipment parts. *Int. Sci. and Research Conf. on Knowledge-based Technologies in Development and Utilization of Mineral Resources (KTD-MUR2017)*, 6–9 June 2017, Novokuznetsk, Russian Federation. 2017, vol. 84, pp. 1–7.
 20. Venttsel' E.S., Ovcharov L.A. *Teoriya veroyatnostei i ee inzhenernye prilozheniya* [Probability theory and its engineering applications]. Moscow: Izdatel'skii tsentr "Akademiya", 2003, 464 p.
- Acknowledgements.** The work was carried out in SibSIU using the equipment of the Center for Collective Use "Materials Science".
- Information about the authors:**
- R.E. Kryukov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (rek_nzrmk@mail.ru)
- A.A. Usoltsev**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (a.us@rambler.ru)
- N.A. Kozyrev**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)
- L.P. Bashchenko**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Thermal Power and Ecology" (luda.baschenko@gmail.com)
- I.V. Osetkovskii**, Postgraduate of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (iv.osetkovskiy@mail.ru)

Received December 11, 2018

Revised March 1, 2019

Accepted March 11, 2019

УДК 66.041.51

РАСЧЕТНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОНСТРУКЦИИ КОЛЬЦЕВОЙ ПЕЧИ ПАО «ЧЕЛЯБИНСКИЙ ТРУБОПРОКАТНЫЙ ЗАВОД» ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ЕЕ РАБОТЫ

*Щукина Н.В.¹, магистрант кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (n.v.shchukina@urfu.ru)*

*Черемискина Н.А.¹, магистрант кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (n.a.cheremiskina@urfu.ru)*

*Лошкарев Н.Б.^{1,2}, к.т.н., доцент кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (nb.loshkarev@urfu.ru)*

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

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

² ОАО «Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники» (ОАО «ВНИИМТ»)
(620137, Россия, Екатеринбург, ул. Студенческая, 16)

Аннотация. Высокую производительность прокатных и трубопрокатных станов, хорошее качество готовой металлопродукции возможно получить путем подогрева металлических заготовок с минимальным окислением и обезуглероживанием в нагревательных печах. Такие условия обеспечивают кольцевые печи, которые широко используют в прокатном производстве труб, железнодорожных колес и бандажей. Качественный нагрев позволяет получить структуру металлоизделий с заданными теплофизическими и рабочими свойствами, а также пластичность, необходимую для последующей механической обработки. В настоящей работе рассмотрены теплотехнические особенности работы кольцевой печи для нагрева трубных заготовок перед прокаткой на ПАО «Челябинский трубопрокатный завод» (ЧТПЗ). Проанализированы проблемы, возникающие при работе теплового агрегата: высокие удельный расход топлива на нагрев заготовок и температуры наружных поверхностей стен и свода; низкая скорость нагрева заготовки; большой объем подсосов воздуха в рабочее пространство печи; конструкция газогорелочных устройств не предусматривает возможности регулирования подачи газа в большом диапазоне нагрузок, вплоть до периодического полного отключения; тепловая энергия отходящих газов практически не используется. Проведен расчет нагрева металла и составлен тепловой баланс кольцевой печи. В ходе анализа результатов расчетных исследований выявлены факторы, снижающие энергоэффективность существующей конструкции печи. Предложены мероприятия по ее модернизации с целью уменьшения расхода топлива и увеличения производительности (применение волокнистых огнеупорных материалов, регенеративных горелочных устройств, не водоохлаждаемых перегородок и др.). Для оценки влияния предложенных мероприятий составлен тепловой баланс печи после проведения реконструкции печных систем и узлов, определены основные показатели тепловой работы печи. При реализации предложенных мероприятий ожидается существенный экономический эффект, улучшение качества нагрева металла при сокращении расхода топлива и увеличение производительности агрегата. В частности, после проведения реконструкции печи ожидается повышение суммарного (на 18,1 %) и теплового (на 31,0 %) КПД печи, а также снижение (на 48,3 кг ут/т) удельного расхода топлива.

Ключевые слова: кольцевая печь, тепловой баланс, ресурсосбережение, реконструкция, техническое перевооружение, тепловой КПД, экономия топлива.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-431-437

ВВЕДЕНИЕ

Высокую производительность прокатных и трубопрокатных станов, хорошее качество готовой металлопродукции возможно получить путем подогрева металлических заготовок с минимальным окислением и обезуглероживанием в кольцевых нагревательных печах. В настоящее время такие печи широко применяют в прокатном производстве труб, железнодорожных колес и бандажей, где необходимо обеспечить получение структуры металлоизделий с заданными теплофизичес-

кими и рабочими свойствами, а также пластичность, необходимую для последующей механической обработки [1 – 13].

КОНСТРУКТИВНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И АНАЛИЗ

ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ ДЕЙСТВУЮЩЕЙ КОЛЬЦЕВОЙ ПЕЧИ

В трубопрокатном цехе № 2 ЧТПЗ эксплуатируется печь ТПЦ-2 с кольцевым подом для нагрева перед раскромом трубной заготовки из углеродистых и низколегированных марок сталей при температурах до 1265 °С.

Кольцевая печь представляет собой металлический сварной каркас диам. 18 м, шириной вращающегося пода 4,05 м. Заготовки периодически через окно загрузки в наружной стене печи укладывают загрузочной машиной на подину печи, которая непрерывно вращается. Заготовки, размещенные неподвижно на вращающемся поду, последовательно проходят все теплотехнические зоны нагрева за счет вращения подины. Выдача заготовок осуществляется в отдельном окне, расположенном рядом с окном загрузки (рис. 1). Окна загрузки и выгрузки отделены от печи с двух сторон специальными перегородками. Свод печи ТПЦ-2 комбинированный, выполнен из сводовых плит и подвесного огнеупорного кирпича.

С теплотехнической точки зрения и условий эксплуатации кольцевая печь относится к классу методических топливных нагревательных печей, поэтому в ней выделены все традиционные теплотехнические зоны и режимы нагрева металла, присущие тепловым агрегатам рассматриваемого класса. Методическая зона предназначена для нагрева металла газами, обладающими только физическим теплом. Сварочная – зона интенсивного нагрева, в которой используется как физическое тепло подогретого на горение воздуха, так и химическое тепло, выделяемое при горении газозоудной смеси. В сварочной зоне на поверхности нагреваемого материала достигается максимальная

температура. Томильная зона предназначена для снижения перепада температур по сечению нагреваемой заготовки, так называемая зона выдержки [14 – 18]. Установлено распределение температур внутри каждой из зон: первая (методическая) – 1150 – 900 °С; вторая (сварочная) – 1300 – 1350 °С; третья (томильная) – 1200 – 1250 °С.

Отопление производится при использовании в качестве топлива природного газа. Печь оборудована горелочными устройствами двух типов: двухпроводные турбулентные вихревые горелки (конструкции «Укрпипромет») располагаются в сварочной зоне, в томильной – двухпроводные горелки типа «труба в трубе». Подача заготовок в рабочее пространство печи осуществляется через окно, закрытое футерованной заслонкой. Футеровка боковых стен печи выполнена из огнеупорного кирпича со слоем теплоизоляции из шамота легковеса.

Краткая характеристика печи представлена в табл. 1.

В ходе эксплуатации такой печи были выявлены следующие недостатки: повышенный (60 кг.у.т./т) удельный расход топлива на нагрев заготовок; высокие температуры наружных поверхностей свода и боковых стен, что связано с неудовлетворительным состоянием футеровки. В печи нагреваются достаточно массивные (диам. 420–650 мм) заготовки, поэтому время их нагрева составляет 3,5–4,0 ч. Низкая скорость нагре-

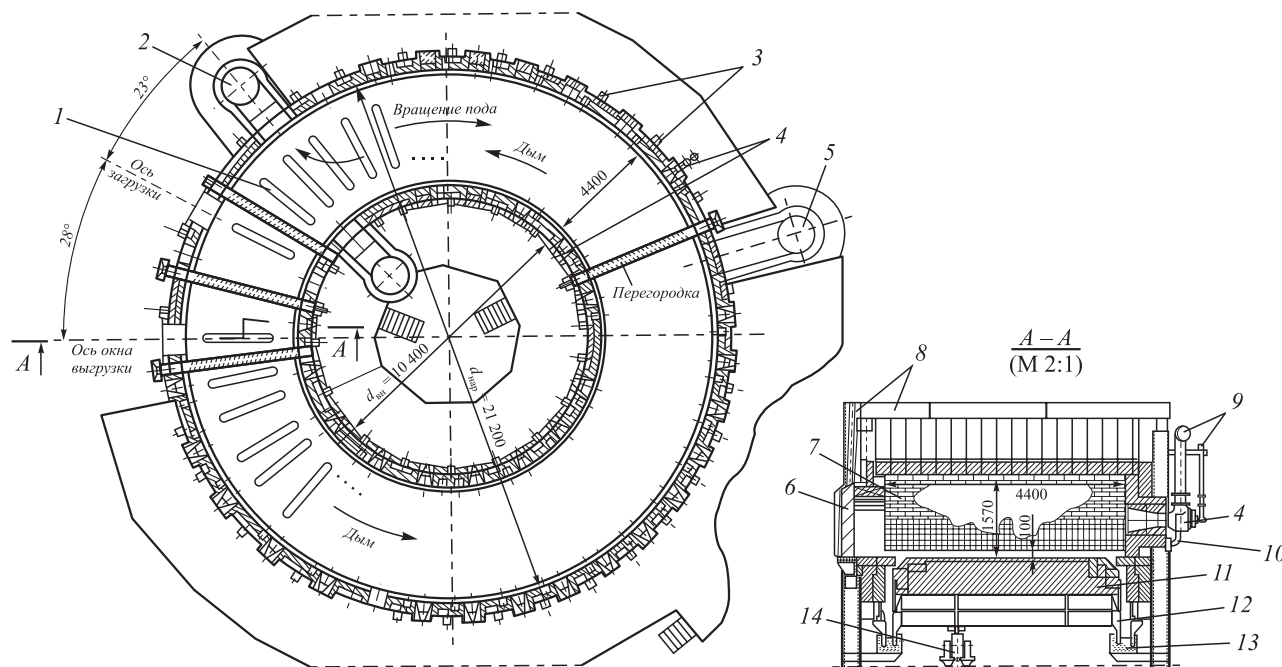


Рис. 1. Схема кольцевой печи:

1 – заготовки; 2 – дымоотбор; 3 – стойки каркаса; 4 – горелки; 5 – промежуточный дымоотбор; 6 – заслонка; 7 – перегородка; 8 – каркас; 9 – воздухо- и газопроводы; 10 – водоохлаждаемые трубы, поддерживающие перегородку; 11 – вращающаяся подина; 12 – опорная рама подины; 13 – водяной затвор; 14 – механизм перемещения подины

Fig. 1. Scheme of the annular furnace:

1 – billets; 2 – smoke extraction; 3 – frame racks; 4 – burners; 5 – intermediate smoke extraction; 6 – damper; 7 – partition; 8 – frame; 9 – air and gas pipelines; 10 – water cooled pipes supporting the partition; 11 – rotating hearth; 12 – hearth support frame; 13 – water seal; 14 – hearth movement mechanism

Т а б л и ц а 1

Краткая характеристика нагревательной печи*Table 1. Brief description of the heating furnace*

Наименование	Величина
Тип	Методическая
Режим работы	Непрерывный
Габаритные размеры, мм:	
– длина	34 300
– ширина	4800
Длина рабочего пространства по зонам, мм:	
– методической	16 465
– сварочной	9600
– томильной	8235
Площадь (рабочая) пода, м ²	91,5
Производительность (максимальная), т/ч	36,0
Тепловая (номинальная) мощность, 4,2·10 ³ МДж/ч	2500·8150 = 20 375
Топливо	Природный газ
Максимальный расход природного газа, м ³ /ч	3100
Материал заготовок	Углеродистые и низколегированные стали
Размер заготовок, мм:	
– диаметр	420 – 650
– длина	1100 – 4100
Температура (максимальная) по зонам печи, °С:	
– томильной	1300
– сварочной	1350
Температура нагреваемого металла, °С:	
– при посадке	20
– при выдаче	1250 – 1800

ва заготовки связана еще и с захолаживанием металла подсосами больших объемов наружного воздуха в рабочее пространство печи через гидрозатворы, находящиеся в неудовлетворительном состоянии. Кроме того, в конструкции газогорелочных топливосжигающих устройств не предусмотрены возможности регулирования подачи газа и воздуха в большом диапазоне тепловых нагрузок вплоть до полного отключения горелок. Тепловая энергия отходящих газов практически не используется по причине износа установленного на печи рекуператора.

Для действующей конструкции кольцевой нагревательной печи сотрудниками ОАО «Уралэнергочермет» были проведены балансовые испытания, на основе которых был составлен тепловой баланс, представленный в табл. 2 [19].

На основе анализа статей теплового баланса (табл. 2) были сделаны следующие выводы:

– система отопления печи в действующем состоянии функционирует неэффективно, поэтому необходимо проведение реконструкции;

– отсутствие требуемой герметичности рабочего пространства в процессе загрузки и выдачи заготовок приводит к повышенному подосу воздуха в рабочее пространство, поэтому для поддержания необходимого температурного режима требуется повышенный расход топлива, чтобы компенсировать потери тепла от подсосов холодного воздуха;

– периодически из-за негерметичности рабочего пространства печи заготовки на выдаче интенсивно охлаждаются, что вызывает необходимость их нагрева в рабочем пространстве печи до более высоких температур, чтобы они попали в обработку давлением с требуемым перепадом температур по сечению; необходимость держать в рабочем пространстве неоправданно высокие температуры вызывает повышенный угар металла;

– исследования процесса нагрева металла, проведенные сотрудниками ОАО «Уралэнергочермет», показали, что металлические заготовки в конце сварочной зоны уже готовы к выдаче, а значит в томильной зоне металл практически не получает тепла, а только дополнительно окисляется;

– вследствие неудовлетворительного состояния футеровки наружные поверхности стен печи имеют очень

Т а б л и ц а 2

Тепловой баланс существующей конструкции печи ТПЦ-2 ПАО «ЧТПЗ»*Table 2. Heat balance of the existing furnace design for Pipe Rolling Shop no. 2 of “ChTPZ” PJSC*

Статья	кВт	%
Приход		
Химическая теплота топлива	17 513,60	95,58
Физическая теплота подогретого воздуха	287,18	1,56
Тепло окисления металла	523,90	2,86
Итого	18 324	100
Расход		
Полезно затраченная теплота	4679,9	25,54
Потеря теплоты с уходящими газами	9218,8	50,31
Потеря теплопроводностью через под, свод, стенки печи	2867,7	15,65
Потеря излучением через окна загрузки и выдачи	1028,1	5,60
Потери тепла с окалиной	163,0	0,89
Неучтенные потери	386,5	2,01
Итого	18 324	100

высокие температуры, местами достигающие до 600 °С (данные ОАО «Уралэнергочермет»);

- заготовки прогреваются неравномерно по ширине печи;
- во время вынужденных простоев не удается снизить окисление металла корректировкой температурно-го режима.

ПРЕДЛОЖЕНИЯ ПО РЕКОНСТРУКЦИИ КОЛЬЦЕВОЙ ПЕЧИ И ОЦЕНКА ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТИ ПРЕДЛОЖЕННЫХ МЕРОПРИЯТИЙ

На основании отмеченных выше недостатков в работе кольцевой нагревательной печи принято решение провести реконструкцию ее отдельных систем и узлов, что позволит добиться следующих преимуществ:

- улучшить качество нагрева заготовки, в частности, обеспечить перепад температур вдоль поверхности заготовки не более 5 °С, а по сечению – не более 10 °С, а также снизить количество брака, связанного с недогревом заготовки;
- снизить удельный расход топлива на нагрев заготовок;
- уменьшить потери металла от повышенного окалинообразования за счет снижения угара металла (на всем сортаменте заготовок);
- обеспечить механизацию процесса удаления окалины из рабочего пространства для ее максимального извлечения из печи;
- отказаться от водяного охлаждения элементов печи при наличии технической возможности;
- уменьшить температуры наружных поверхностей стен до величины не более 70 °С, свода – не более 100 °С;
- обеспечить отслеживание изменения сортамента заготовок, находящихся в печи, за счет ввода системы позиционирования подины печи;
- выполнить модернизацию привода вращения подины и гидрозатвора;
- предусмотреть ограничители, препятствующие разрушению футеровки стен при перекосе заготовки;
- предусмотреть возможности регулирования газогорелочных устройств в большом диапазоне тепловых нагрузок вплоть до периодического полного отключения;
- уменьшить величину подсосов окружающего воздуха в рабочее пространство печи.

Проект реконструкции должен предусматривать модернизацию всей печи с применением современных огнеупорных материалов, несущих металлических конструкций и элементов с длительным сроком службы, а также применение современных контрольно-измерительных приборов, систем автоматического регулирования температуры, расхода газа и воздуха,

переоборудование системы отопления, в том числе замену существующих горелочных устройств на регенеративные.

Одной из основных проблем эксплуатации нагревательной печи является потеря тепловой энергии, поэтому потенциал энергосбережения в этом случае может быть очень велик и его использование существенно сократит издержки предприятия. Для повышения показателей энергетической эффективности печи предложено использовать регенеративные горелочные устройства, трехмерная модель которых представлена на рис. 2.

Особенностью регенеративной горелки является очень высокий подогрев воздуха на горение, благодаря чему достигается повышенный (до 80 %) коэффициент использования тепла (КИТ). При температуре отходящих из печи газов около 1000 °С величина NO_x составит порядка 125 ppm, т.е. лишь десятую часть законодательно допустимого значения.

Оценку энергоэффективности предложенных мероприятий провели путем расчета теплового баланса печи после ее реконструкции [14 – 18, 20, 21] (табл. 3).

Анализ приведенных в табл. 3 данных показал, что при осуществлении мер технического перевооружения печи можно добиться следующих положительных результатов:

- увеличение температуры подогрева воздуха за счет использования регенеративных горелок приводит

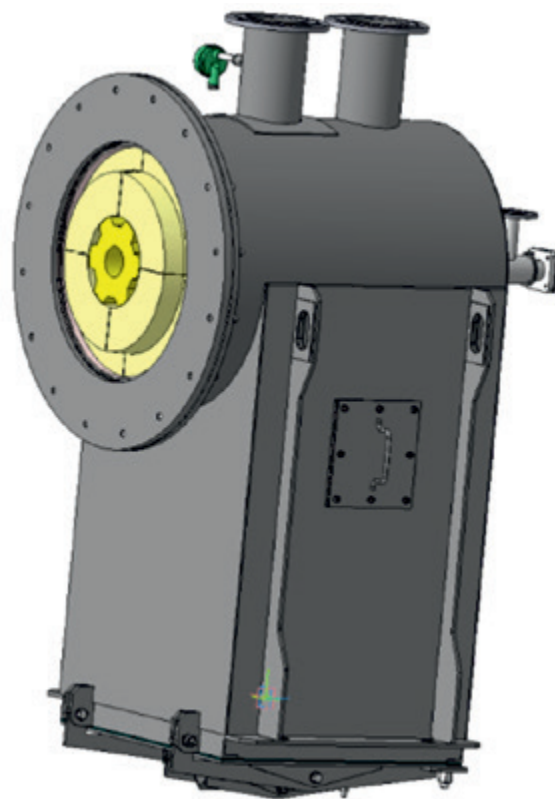


Рис. 2. Трехмерная модель регенеративной горелки РГУ-0,5

Fig. 2. 3D-model of the RGU-0.5 regenerative burner

Т а б л и ц а 3

**Тепловой баланс после реконструкции печи
ТПЦ-2 ПАО «ЧТПЗ»**

*Table 3. Heat balance after furnace reconstruction
for Pipe Rolling Shop no. 2 of “ChTPZ” PJSC*

Статья	кВт	%
Приход		
Химическая теплота топлива	13 200	75,4
Физическая теплота подогретого воздуха	5268	24,6
Итого	18 468	100
Расход		
Полезно затраченная теплота	8052	43,6
Потеря теплоты с уходящими газами	8440	45,7
Потери в окружающую среду, в том числе:	1976	10,7
теплопроводностью через под, свод, стенки печи	1200	6,5
излучением через окна загрузки и выдачи	776	2,2
Итого	18 468	100

к повышению второй статьи теплового баланса (физической теплоты подогретого воздуха), что обеспечит снижение расхода топлива;

– в случае замены кирпичной футеровки на волокнистые огнеупорные материалы значительно снижаются потери тепла через основные конструктивные элементы (под, свод и стены) печи;

– отсутствие потерь тепла с охлаждающей водой при использовании не водоохлаждаемых перегородок дает положительный эффект в тепловой работе;

– после проведения реконструкции печи повышается суммарный (на 18,1 %) и тепловой (на 31,0 %) КПД печи, а также снижается (до 48,3 кг усл. т/т) удельный расход топлива.

Выводы

На основании анализа результатов расчетных исследований можно констатировать, что предложенные мероприятия по реконструкции печи ТПЦ-2 ОАО «ЧТПЗ» позволят повысить технико-экономические показатели ее работы, в частности, сократить расход топлива и увеличить тепловой КПД.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Дружинин Г.М., Дистергефт И.М., Леонтьев В.А. и др. Основные направления реконструкции кольцевой печи для нагрева заготовок // Сталь. 2005. № 3. С. 65 – 67.
- Andreev S.M., Parsunkin B.N. Billet heating control fuel-saving solution in the rolling mill furnace // 2017 International Conference

- on Industrial Engineering, Applications and Manufacturing, ICIEAM 2017 – Proceedings, 19 October 2017, article No. 8076167.
- Парсункин Б.Н., Андреев С.М., Бушманова М.В. Оптимизация управления тепловым режимом нагревательных печей // Сталь. 2003. № 9. С. 65 – 67.
- Parsunkin B.N., Andreev S.M., Nuzhin D.V., Volkov A.V. Information employed in fuel-conserving control of metal heating // Steel in Translation. 2007. Vol. 37. No. 9. P. 792 – 796.
- Parsunkin B.N., Andreev S.M., Zhadinskii D.Yu. Energy-saving heating of continuous-cast billet // Steel in Translation. 2007. Vol. 37. No. 4. P. 384 – 387.
- Parsunkin B.N., Andreev S.M. Requirements in energy-saving metal heating // Steel in Translation. 2002. Vol. 32. No. 2. P. 37 – 41.
- Parsunkin B.N., Andreev S.M., Logunova O.S., Akhmetov T.U. Energy-saving optimal control over heating of continuous cast billets // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2015. Vol. 79. No. 9-12. P. 1797 – 1803.
- Andreev S.M., Bushmanova M.V., Parsunkin B.N. Optimal thermal-load distribution over the zones of a continuous furnace to minimize fuel costs // Electrical-engineering Systems: An Interuniversity Collection. MGTU, Magnitogorsk. 2000. No. 5. P. 301 – 307.
- Chen D., Lu B., Dai F., Chen G., Yu W. Variations on billet gas consumption intensity of reheating furnace in different production states // Applied Thermal Engineering. 2018. Vol. 129. P. 1058 – 1067.
- Guangjun C. The problem and energy-saving of reheating furnace // Energy Metall. Indust. 2008. No. 27. P. 32 – 35.
- Steinboeck A., Wild D., Kugi A. Energy-efficient control of continuous reheating furnaces // IFAC Proceedings Volumes (IFAC-PapersOnline). 2013. Vol. 15. No. 1. P. 359 – 364.
- Lu B., Chen D., Chen G., Yu W. An energy apportionment model for a reheating furnace in a hot rolling mill – A case study // Applied Thermal Engineering. 2017. Vol. 112. P. 174 – 183.
- Dong W., Chen H. Strategy of rolling delay on reheating furnace // Kang T'ieh / Iron and Steel (Peking). 2004. Vol. 39. No. 1. P. 55 – 58.
- Теплотехнические расчеты металлургических печей / Б.И. Китаев, Б.Ф. Зобнин, В.Ф. Ратников и др.; под общ. ред. А.С. Телегина. – М.: Металлургия, 1970. – 528 с.
- Теплотехнические расчеты металлургических печей. Учеб. пособие для вузов / Б.Ф. Зобнин, М.Д. Казяев, Б.И. Китаев, В.Г. Лисиенко, А.С. Телегин, Ю.Г. Ярошенко. 2-е изд. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.
- Теплотехнические расчеты металлургических печей. Учебник для вузов / Я.М. Гордон, Б.Ф. Зобнин, М.Д. Казяев и др. 3-е изд. – М.: Металлургия, 1993. – 368 с.
- Теория и практика теплогенерации. Учебник / Под ред. В.И. Лобанова, С.Н. Гущина. – Екатеринбург: изд. УГТУ-УПИ, 2005. – 379 с.
- Топливо и расчеты его горения. Учеб. пособие / С.Н. Гушин, Л.А. Зайнуллин, М.Д. Казяев, Б.П. Юрьев, Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург: изд. УГТУ-УПИ, 2007. – 105 с.
- Технический отчет по работе «Проведение балансовых испытаний методической печи ТПЦ № 1 для нагрева заготовок из стали 09Г2С». – Екатеринбург: ОАО «Уралэнергочермет», 2014. – 42 с.
- Расчет нагревательных и термических печей. Справочник / С.Б. Василькова, М.М. Генкина, В.Л. Гусовский и др. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
- Дружинин Г.М., Лошкарев Н.Б., Ашихмин А.А., Барташ М.Р., Нелюбин С.А., Коробейников А.В. Эффективность регенеративной системы отопления нагревательной печи // Сталь. 2010. № 3. С. 71 – 75.

Поступила в редакцию 16 мая 2018 г.

После доработки 19 ноября 2018 г.

Принята к публикации 19 ноября 2018 г.

INVESTIGATING THE THERMAL WORK AND CONSTRUCTION OF ANNULAR FURNACE ON “CHELYABINSK PIPE-ROLLING PLANT” PJSC TO IMPROVE HEAT TECHNICAL INDICATORS OF ITS WORK

N.V. Shchukina¹, N.A. Cheremiskina¹, N.B. Loshkarev^{1,2}, V.V. Lavrov¹

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

²OJSC “Scientific Research Institute of Metallurgical Heat Engineering” (“VNIIMT”), Ekaterinburg, Russia

Abstract. High performance of rolling and tube rolling mills, good quality of finished metal products can be obtained by heating metal billets with minimal oxidation and decarburization in heating furnaces. Such conditions can be provided by annular furnaces, which are widely used in the rolling production of pipes, railway wheels and tires. High-quality heating allows us to obtain the structure of metal products with given thermal and working properties, as well as the plasticity necessary for subsequent mechanical processing. In this paper, we consider thermal engineering features of the operation of an annular furnace for heating billets before rolling at “Chelyabinsk Tube Rolling Plant” PJSC (ChTPZ). The problems arising during the operation of thermal unit were analyzed: high specific fuel consumption for billets heating; high temperatures of walls external surfaces and roof external surfaces; low heating rate of the billet; large amount of air leaks into the furnace working space. Also design of gas-burning devices does not provide the possibility of regulating gas supply in a large range of loads, up to a periodic complete shutdown. And thermal energy of waste gases is practically not used. Metal heating has been analyzed and annular furnace heat balance has been compiled. Analysis of the results of computational studies has revealed factors that reduce energy efficiency of the existing furnace design. The measures were proposed for its modernization in order to reduce fuel consumption and to increase productivity (use of fibrous refractory materials, regenerative burners, non-water-cooled partitions, etc.). To assess impact of the proposed measures, the furnace heat balance after its systems reconstruction and assembly has been compiled, the main indicators of the furnace heat operation have been determined. When implementing proposed measures, significant economic effect is expected, including improvement in quality of metal heating while reducing fuel consumption and increasing productivity of the unit. In particular, after furnace reconstruction it is expected to increase the total (by 18.1 %) and heat (by 31.0 %) efficiency of the furnace, and to decrease (to 48.3 kg conditional fuel/ton) specific fuel consumption.

Keywords: annular furnace; heat balance; resource saving; reconstruction, technical re-equipment, thermal efficiency, fuel saving.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-431-437

REFERENCES

1. Druzhinin G.M., Distergeft I.M., Leont'ev V.A., Maslov P.V., Lobanov V.I. Reconstruction of annular furnace for billet heating. *Steel in Translation*. 2005, vol. 35, no. 3, pp. 45–48.
2. Andreev S.M., Parsunkin B.N. Billet heating control fuel-saving solution in the rolling mill furnace. *2017 Int. Conf. on Industrial Engineering, Applications and Manufacturing, ICIEAM 2017 – Proceedings, 19 October 2017*, article no. 8076167.
3. Parsunkin B.N., Andreev S.M., Bushmanova M.V. Optimization of controlling the thermal conditions of heating furnaces. *Stal'*. 2003, no. 9, pp. 65–67. (In Russ.).
4. Parsunkin B.N., Andreev S.M., Nuzhin D.V., Volkov A.V. Information employed in fuel-conserving control of metal heating. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 9, pp. 792–796.
5. Parsunkin B.N., Andreev S.M., Zhadinskii D.Yu. Energy-saving heating of continuous-cast billet. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 4, pp. 384–387.
6. Parsunkin B.N., Andreev S.M. Requirements in energy-saving metal heating. *Steel in Translation*. 2002, vol. 32, no. 2, pp. 37–41.
7. Parsunkin B.N., Andreev S.M., Logunova O.S., Akhmetov T.U. Energy-saving optimal control over heating of continuous cast billets. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015, vol. 79, no. 9–12, pp. 1797–1803.
8. Andreev S.M., Bushmanova M.V., Parsunkin B.N. Optimal thermal-load distribution over the zones of a continuous furnace to minimize fuel costs. *Electrical-engineering Systems: An Interuniversity Collection*. Magnitogorsk: MGTU, 2000, no. 5, pp. 301–307.
9. Chen D., Lu B., Dai F., Chen G., Yu W. Variations on billet gas consumption intensity of reheating furnace in different production states. *Applied Thermal Engineering*. 2018, vol. 129, pp. 1058–1067.
10. Guangjun C. The problem and energy-saving of reheating furnace. *Energy Metall. Indust.* 2008, no. 27, pp. 32–35.
11. Steinboeck A., Wild D., Kugi A. Energy-efficient control of continuous reheating furnaces. *IFAC Proceedings Volumes (IFAC-PapersOnline)*. 2013, vol. 15, no. 1, pp. 359–364.
12. Lu B., Chen D., Chen G., Yu W. An energy apportionment model for a reheating furnace in a hot rolling mill – A case study. *Applied Thermal Engineering*. 2017, vol. 112, pp. 174–183.
13. Dong W., Chen H. Strategy of rolling delay on reheating furnace. *Kang T'ieh / Iron and Steel (Peking)*. 2004, vol. 39, no. 1, pp. 55–58.
14. Kitaev B.I., Zobnin B.F., Ratnikov V.F. etc. *Teplotekhnicheskie raschety metallurgicheskikh pechei* [Heat engineering calculations of metallurgical furnaces]. Telegin A.S. ed. Moscow: Metallurgiya, 1970, 528 p. (In Russ.).
15. Zobnin B.F., Kazyayev M.D., Kitaev B.I., Lisienko V.G., Telegin A.S., Yaroshenko Yu.G. *Teplotekhnicheskie raschety metallurgicheskikh pechei. Ucheb. posobie dlya vuzov* [Thermal calculations of metallurgical furnaces. University manual]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 360 p. (In Russ.).
16. Gordon Ya.M., Zobnin B.F., Kazyayev M.D., Kitaev B.I. etc. *Teplotekhnicheskie raschety metallurgicheskikh pechei. Uchebnik dlya studentov vuzov* [Thermal calculations of metallurgical furnaces. Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1993, 368 p. (In Russ.).
17. *Teoriya i praktika teplogeneratsii: uchebnik* [Theory and practice of heat generation: Textbook]. Lobanov V.I., Gushchin S.N. eds. Ekaterinburg: izd. UGTU-UI, 2005, 379 p. (In Russ.).
18. Gushchin S.N., Zainullin L.A., Kazyayev M.D., Yur'ev B.P., Yaroshenko Yu.G. *Toplivo i raschety ego goreniya: uchebnoe posobie* [Fuel and burning calculations: Manual]. Ekaterinburg: izd. UGTU-UI, 2007, 105 p. (In Russ.).
19. *Tekhnicheskii otchet po rabote “Provedenie balansovykh ispytaniy metodicheskoi pechi TPTs № 1 dlya nagreva zagotovok iz stali 09G2S”* [Technical report on “Balance tests of continuous furnace Pipe Rolling Shop no. 1 for 09G2S steel billets heating”]. Ekaterinburg: OAO “Uralenergochermet”, 2014, 42 p. (In Russ.).
20. Vasil'kova S.B., Genkina M.M., Gusovskii V.L., Lifshits A.E., Masalovich V.G., Perimov A.A., Spivak E.I., Tymchak V.M. *Raschet nagrevatel'nykh i termicheskikh pechei: Sprav. izd.* [Calculation of

heating and thermal furnaces: Ref. guide]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 480 p. (In Russ.).

21. Druzhinin G.M., Loshkarev N.B., Ashikhmin A.A., Bartash M.R., Nelyubin S.A., Korobeinikov A.V. Efficiency of regenerative heating in furnaces. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 3, pp. 277–280.

Information about the authors:

N.V. Schukina, MA Student of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (n.v.shchukina@urfu.ru)

N.A. Cheremiskina, MA Student of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (n.a.cheremiskina@urfu.ru)

N.B. Loshkarev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (nb.loshkarev@urfu.ru)

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

Received May 16, 2018

Revised November 19, 2018

Accepted November 19, 2018

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ КОМБИНИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ*

Багмутов В.П., д.т.н., профессор кафедры «Сопротивление материалов» (sopromat@vstu.ru)

Дудкина Н.Г., к.т.н., доцент кафедры «Детали машин и подъемно-транспортные устройства»

Захаров И.Н., д.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Сопротивление материалов»

Романенко М.Д., магистрант кафедры «Процессы и аппараты химических и пищевых производств»

Чекунов В.В., магистрант кафедры «Техническая эксплуатация и ремонт автомобилей»

Волгоградский государственный технический университет
(400005, Россия, Волгоград, пр. им. Ленина, 28)

Аннотация. На примере закаленных углеродистых сталей марок 45 и У8 рассмотрены особенности влияния комбинации различных технологий (с использованием электромеханической обработки, поверхностного пластического деформирования и безабразивной ультразвуковой финишной обработки и их комбинации) поверхностного упрочнения на изменения структурного состояния и микротвердости поверхности, циклической долговечности упрочненных образцов, а также механизмов усталостного разрушения. Исследования проведены с использованием методов оптической и растровой электронной микроскопии, микротвердости, усталостных испытаний. Показано, что для исследуемых сталей в закаленном состоянии высокоскоростное импульсное термдеформационное воздействие в ходе электромеханической обработки сопровождается повышением (более чем на 50 %) микротвердости поверхности и снижением (на 20 – 30 %) предела выносливости. Такое изменение свойств связано с образованием в поверхностном слое существенно неравновесных, неоднородных по химическому составу ультрадисперсных фаз, обладающих повышенной твердостью. При этом в приповерхностных объемах металла протекают процессы отпуска закаленной структуры с образованием зон разупрочнения и формированием растягивающих остаточных напряжений, что сопровождается снижением микротвердости в этих зонах и предела выносливости образцов. Подобные эффекты снижения некоторых эксплуатационных характеристик материалов в ходе поверхностного упрочнения различных материалов, равно как и способы повышения свойств таких изделий за счет дополнительных технологических операций, требуют более глубокого изучения. Комбинированное поверхностное упрочнение (на основе электромеханической обработки, поверхностного пластического деформирования и безабразивной ультразвуковой финишной обработки) углеродистых сталей позволяет за счет вариации интенсивности температурного и деформационного воздействий целенаправленно изменять структурно-фазовый состав и напряженно-деформированное состояние поверхностных и приповерхностных слоев металла. В результате этого появляется возможность в зависимости от предварительной термической обработки стали формировать сбалансированный комплекс прочностных и усталостных характеристик образцов. Операции поверхностного пластического деформирования и безабразивной ультразвуковой финишной обработки, проведенные после электромеханического упрочнения, за счет интенсивной пластической деформации обеспечивают выглаживание поверхности, заличивание приповерхностных дефектов и позволяют корректировать напряженно-деформированное состояние обрабатываемого металла. Это обеспечивает повышение микротвердости в зоне отпуска на 20 – 25 % и предела выносливости образцов на 25 – 30 %.

Ключевые слова: электромеханическая обработка, поверхностное пластическое деформирование, безабразивная ультразвуковая финишная обработка, микротвердость, усталостная прочность, микроструктура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-438-445

ВВЕДЕНИЕ

Одним из важных резервов повышения эксплуатационных свойств конструкционных металлических сплавов является создание в их поверхностном слое ультрадисперсных структур, обладающих комплексом уникальных физико-механических свойств, необходимых в экстремальных условиях эксплуатации изделий ответственного назначения. При решении подобных задач широко используют комбинированные способы обработки материалов высокоэнергетическими тем-

пературными и силовыми полями, позволяющими эффективно формировать желаемый комплекс свойств изделия. Например, такие технологии реализуются при сочетании химико-термических методов [1, 2], лазерной [2, 3], плазменной [4], ударной [5, 6], ультразвуковой [3, 7], электронно-лучевой [8], электронно-пучковой обработок [9], электровзрывного легирования [10, 11] и их комбинации [12, 13].

Комбинированные методы на основе поверхностно-упрочняющей электромеханической обработки [14] в сочетании с поверхностным пластическим деформированием [15, 16], ударной обработкой [17], фрикционным упрочнением [18, 19], алмазным выгла-

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 17-08-01742 а; проект № 18-48-340010 р а).

живанием [20], ультразвуковой обработкой [21], плазменным напылением [22 – 24] и др. применяются для обработки широкого круга конструкционных материалов – сталей разных марок в различном структурном состоянии [15 – 21], титановых и алюминиевых сплавов [25 – 27], покрытий [22 – 24] и др.

Основное внимание уделяли исследованиям структуры [15, 17, 19, 25, 26], глубины, твердости и других параметров упрочненного слоя [15 – 18, 21, 23 – 25], а также эксплуатационных характеристик (износостойкости [18, 22], усталостной прочности [15, 26]) упрочненных образцов.

Следует отметить, что создание на поверхности образцов упрочненного слоя с повышенной твердостью может сопровождаться его охрупчиванием, формированием неблагоприятной эпюры остаточных напряжений, склонностью к растрескиванию, как следствие – снижением усталостной прочности, падением стойкости к неабразивному, кавитационному, эрозионному износу и т.д., например, при упрочнении титановых сплавов, плазменных покрытий, закаленных сталей. При этом мало описанными остаются как механизмы снижения некоторых эксплуатационных характеристик материалов в ходе поверхностного упрочнения, так и способы коррекции свойств изделия за счет дополнительных технологических операций.

В этой связи актуальной является задача разработки и исследования технологий поверхностного упрочнения для получения сбалансированного комплекса повышенных служебных характеристик (по твердости, износостойкости, прочности и выносливости) обработанного изделия.

В настоящей работе исследовали влияние комбинированной поверхностной обработки, состоящей из различных сочетаний технологий поверхностного упрочнения электрохимической обработкой (ЭМО), поверхностного пластического деформирования (ППД) и безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО) [28] на усталостную прочность закаленных углеродистых сталей.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Сравнительные исследования проводили на среднеуглеродистой конструкционной стали марки 45 и углеродистой инструментальной стали марки У8 после закалки и низкого отпуска.

Из указанных сталей изготавливали цилиндрические образцы по ГОСТ 25502 – 79 (тип I) с диаметром рабочей части 7,5 мм, которые подвергали поверхностному упрочнению различными методами (ЭМО, ЭМО + ППД, ЭМО + БУФО).

ЭМО заключалась в воздействии на материал переменного электрического тока плотностью $j = 400 \text{ А/мм}^2$, напряжением $U = 4 \div 5 \text{ В}$, пропускаемого через локальную зону контакта инструмента (твердосплавного

ролика) с поверхностью образца. Скорости обработки $V = 0,31 \text{ м/мин}$ и подачи $S = 0,4 \div 0,8 \text{ мм/об}$; усилие на инструмент $F = 200 \div 1000 \text{ Н}$.

Обработку ППД проводили обкаткой роликом при нагрузке $F = 400 \div 1200 \text{ Н}$; скоростях обработки $V = 0,31 \text{ м/мин}$ и подачи $S = 0,25 \text{ мм/об}$; число проходов $n = 1$ (диаметр обкатного ролика 36 мм, радиус закругления 4 мм).

Для БУФО использовали следующий режим: частота колебаний инструмента – 22 кГц; скорости обработки $V = 4,71 \text{ м/мин}$ и подачи инструмента – 0,07 мм/об; усилие прижима $F = 100 \text{ Н}$; материал инструмента – твердый сплав.

Измерения микротвердости проводили на микротвердометре ПМТ-3М при нагрузке на индентор 50 г. Микроструктурные исследования проводили с использованием оптического микроскопа МЕТАМ ЛВ-32, растрового электронного микроскопа Versa 3D.

Циклические нагружения осуществляли на машине для усталостных испытаний НУ-3000 по схеме чистого изгиба с вращением со следующим режимом: частота нагружения – 50 Гц, цикл – симметричный, базовое число N циклов – $20 \cdot 10^6$.

СТРУКТУРА НОРМАЛИЗОВАННЫХ И ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЭМО

На рис. 1 приведены фотографии микроструктуры упрочненных ЭМО поверхностных слоев образцов из сталей марок 45 и У8 в предварительно нормализованном (рис. 1, а, б) и закаленном (рис. 1, в, г) исходном состояниях.

На поверхности всех указанных образцов после ЭМО наблюдается характерный «белый» слой, представляющий собой ультрадисперсную мартенситную структуру повышенной твердости. Структура «белого» слоя не имеет игольчатого либо иного характерного кристаллического строения и выглядит как сплошное, светлое поле (рис. 1).

Упрочненный слой на поверхности исходно нормализованных сталей (рис. 1, а, б) отличается большей неоднородностью структуры по сравнению с закаленными образцами (рис. 1, в, г). При достаточно грубом исходном строении металла (с феррито-перлитной или перлитной структурами) образующийся на месте перлита ультрадисперсный мартенсит может наследовать внутризеренную текстуру, сохраняя рисунок цементитных и ферритных участков, а также ферритной сетки по границам зерен (рис. 1, а, б). При этом для среднеуглеродистой стали марки 45 (рис. 1, а) с исходной феррито-перлитной структурой указанная неоднородность поверхностного слоя более выражена, чем для стали марки У8 со структурой перлита (рис. 1, б).

Для предварительно закаленных низкоотпущенных сталей исходная структура (мартенсит отпуска) обладает большей степенью однородности, что отражается

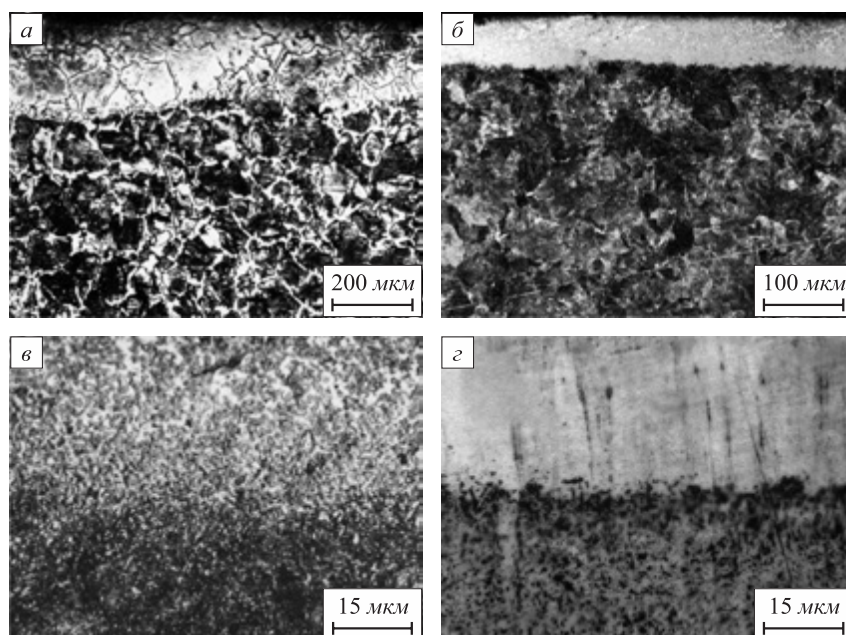


Рис. 1. Микроструктура упрочненного ЭМО слоя в образцах из сталей марок 45 и У8: а и б – сталь 45 и У8 нормализованная; в и г – сталь 45 и У8 закаленная

Fig. 1. Microstructure of EDM hardened layer of 45 steel and U8 hardened steel samples: а and б – 45 steel and normalized U8 steel; в and г – hardened U8 steel

и на структуре упрочненной поверхности (рис. 1, в, г). Повышение содержания углерода в стали также способствует росту однородности «белого» слоя (рис. 1, а, б и в, г).

На определенной глубине за структурой «белого» слоя на закаленных сталях выявляется зона повышенной травимости, имеющая вид темной окантовки вокруг упрочненного фрагмента (рис. 1, в, г) и представляющая собой зону разупрочнения (отпуска) материала. Размеры такой области в исходном материале зависят от его предшествующей термической обработки. На закаленных низкоотпущенных сталях глубина зоны повышенной травимости максимальна и достигает 0,25 – 0,35 мм.

Данные электронно-микроскопического анализа предварительно закаленных сталей марок 45 и У8 свидетельствуют о том, что после упрочнения ЭМО микроструктура металла в указанных характерных зонах поверхностного слоя существенно различается (рис. 2).

В упрочненном слое микроструктура металла при увеличении 12 000 – 30 000 крат имеет характерное для высокоскоростной закалки строение бесструктурного (безиглочатого, скрытокристаллического) мартенсита с мелкими включениями карбидов и остаточного аустенита (рис. 2, а, б).

В зоне повышенной травимости, расположенной под упрочненным «белым» слоем на глубине от 150 до 400 – 500 мкм, наблюдаются различные структуры, являющиеся продуктами распада мартенсита (рис. 2, в, г). Они распределяются по объему указанной зоны в зависимости от температур и ее пространственных и вре-

менных градиентов. Так, в областях, прилегающих к границе упрочненного слоя, где температуры при ЭМО существенны, но скорости охлаждения недостаточны для закалки этих объемов, наблюдается высокотемпературный отпуск исходной мартенситной структуры с образованием сорбита. По мере удаления в глубь от упрочненного слоя температура в зоне термического влияния снижается и на некоторой глубине (около 300 – 400 мкм) наряду с сорбитом появляются области со структурой троостита отпуска. При этом с понижением температуры по глубине зоны отпуска содержание объемов металла, отпущенных на троостит, увеличивается.

На глубине около 500 – 600 мкм выявляются объемы металла с небольшим количеством отпущенного мартенсита. На границе зоны отпуска с исходной структурой в основном наблюдается мартенсит отпуска с плавным переходом к структуре исходного материала. На глубине свыше 500 – 600 мкм от поверхности образца наблюдается исходная структура закаленной стали с характерным строением мелко- и среднеиглочатого мартенсита (рис. 2, д, е).

МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОСЛЕ ЭМО И ЭМО + ППД

На рис. 3 представлены результаты измерения микротвердости поверхностного слоя закаленных сталей марок 45 (поз. а) и У8 (поз. б) после упрочнения ЭМО (кривая 1) и ЭМО + ППД (кривая 2).

Зона «белого» слоя глубиной около 120 – 180 мкм характеризуется повышенной средней микротвердостью со значениями 7,5 – 8,0 ГПа для стали 45 и 8,5 – 9,0 ГПа

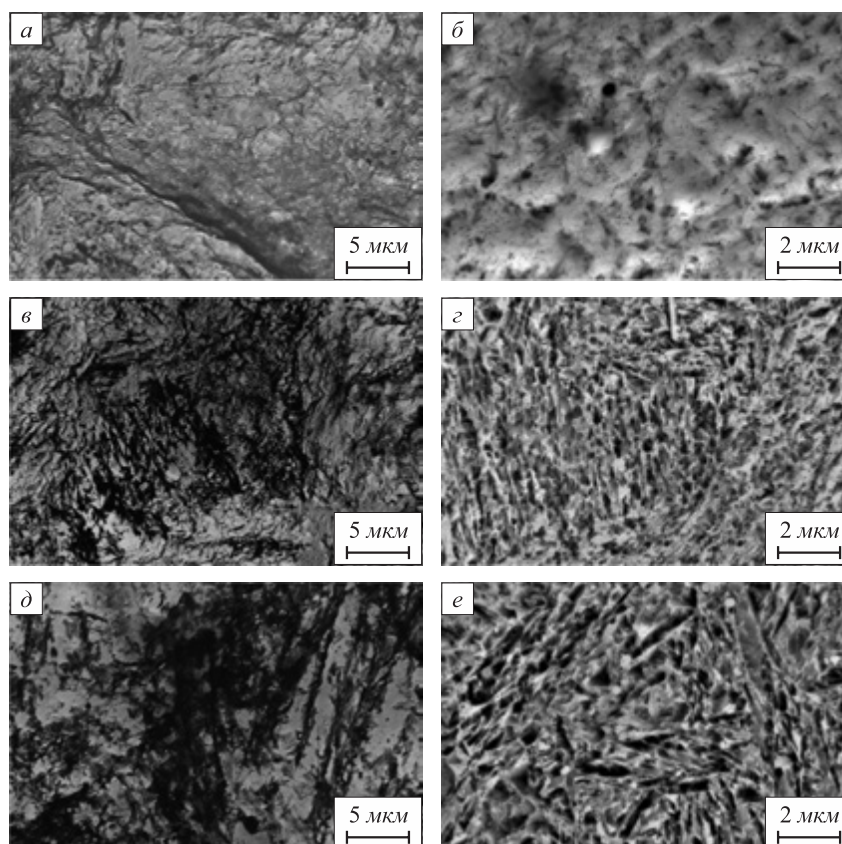


Рис. 2. Микроструктура в различных областях по глубине поверхностного слоя закаленных сталей марок 45 (а, в, д) и У8 (б, г, е) после упрочнения ЭМО:
а, б – зона упрочнения; в, г – зона отпуска; д, е – исходная структура

Fig. 2. Microstructure in various areas along the depth of the surface layer of hardened steels 45 (a, в, д) and U8 (б, г, е) after EDM hardening:
а, б – hardening zone; в, г – tempering zone; д, е – initial structure

для стали У8, т.е. в 1,5 раза выше твердости в исходном состоянии (закалка + низкий отпуск). С увеличением содержания углерода в стали микротвердость и глубина упрочненного ЭМО слоя возрастают (рис. 3, а, б), что связано с повышением дисперсности исходной структуры металла и выделением карбидной фазы [29].

Граница раздела упрочненного и разупрочненного металла в случае закаленной стали характеризуется резким перепадом от твердости (7,5 – 9,0 ГПа) «белого» слоя к твердости (3,5 – 4,5 ГПа) приповерхностной зоны термического влияния (рис. 3). Глубина рассматриваемой зоны составляет около 300 – 350 мкм. Падение микротвердости в этой области обусловлено образованием продуктов распада мартенсита при отпуске. При этом плавное изменение микротвердости зоны термического влияния (до исходного уровня в 6,0 – 6,5 ГПа) связано с постепенным переходом указанных структур в структуру закаленной сердцевины (рис. 3).

Поверхностное пластическое деформирование, проведенное после ЭМО, практически не влияет на микротвердость «белого» слоя, но приводит к повышению твердости в приповерхностной зоне вторичного отпуска (рис. 3, а, б, кривая 2). Прирост микротвердости до-

стигается за счет механического упрочнения (наклепа) отпущенного металла, при этом степень упрочнения тем выше, чем меньше его исходная твердость. Минимальная микротвердость в зоне вторичного отпуска после ЭМО + ППД повышается на 25 – 30 % (около

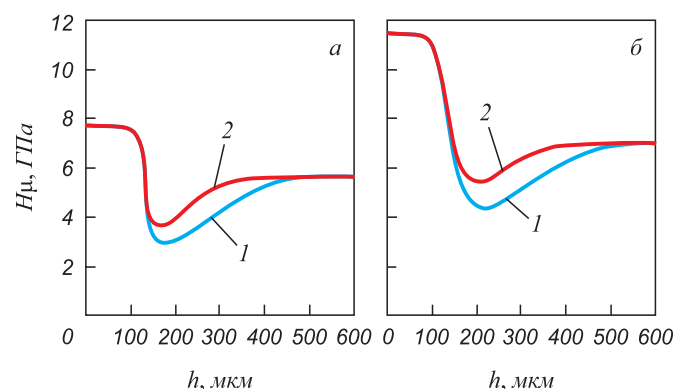


Рис. 3. Изменение микротвердости $H\mu$ по глубине h поверхностного слоя закаленных сталей марок 45 (а) и У8 (б):
1 – упрочнение ЭМО; 2 – упрочнение ЭМО + ППД

Fig. 3. Change in microhardness $H\mu$ over the depth h of the surface layer of hardened steels 45 (a) and U8 (б):
1 – EDM hardening; 2 – EDM + SPD hardening

1 ГПа) и постепенно увеличивается до уровня твердости закаленной сердцевины. Ширина зоны разупрочненного металла при этом уменьшается на 100 – 150 мкм (рис. 3, а, б, кривая 2).

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ НОРМАЛИЗОВАННЫХ И ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЭМО И ЭМО + ППД

Известно [15], что наличие на поверхности образцов из нормализованной стали высокопрочных треков «белого» слоя ведет к заметному увеличению усталостной прочности. Например, для нормализованной стали марки 45 после ЭМО предел выносливости увеличивается с 370 до 450 МПа, т.е. более чем на 20 %, а долговечность в пределах ограниченной выносливости увеличивается более чем в пять раз [15].

Для закаленных низкоотпущенных сталей (в настоящей работе на примере сталей марок 45 и У8) после ЭМО может наблюдаться снижение усталостных характеристик при циклических нагрузках (рис. 4, а, б, кривая 2). Предел выносливости закаленной стали 45 снижается с 650 МПа для исходно закаленного металла до 530 МПа после ЭМО, т.е. на 20 % (рис. 4, а), для стали У8 – с 930 до 650 МПа, т.е. на 30 % (рис. 4, б).

Дополнительные операции поверхностного пластического деформирования, проведенные после ЭМО (ЭМО + ППД, ЭМО + БУФО), приводят к росту усталостных характеристик исследуемых сталей.

Как видно из рис. 4, а, предел выносливости закаленной стали 45 после комбинированной обработки ЭМО + ППД повышается на 35 % (с 520 до 690 МПа; кривые 2 и 3) по сравнению с образцами после ЭМО и на 7 % (с 650 МПа) – по сравнению с исходными (закалка) образцами (кривая 1). При этом долговечность в области ограниченной выносливости для образцов, упрочненных ЭМО + ППД, увеличивается почти в шесть раз (от исходного состояния) (рис. 4, а).

В случае закаленной стали У8 комбинированные обработки ЭМО + ППД и ЭМО + БУФО также приводят к повышению предела выносливости относительно ЭМО (рис. 4, б): после ЭМО + БУФО – на 26 % (с 650 до 822 МПа); после ЭМО + ППД – на 31 % (до 856 МПа). Однако достигаемый при этом уровень усталостной прочности остается ниже значений (930 МПа), полученных на исходных закаленных образцах.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

К особенностям поверхностного упрочнения сталей ЭМО относятся большие скорости нагрева ($10^5 - 10^6$ °C/с) и охлаждения ($10^4 - 10^5$ °C/с) [30] металла при одновременной его пластической деформации. В таких условиях появляется возможность получения структур со специфическими свойствами, которые сложно реализовать при обычной термической или термомеханической обработке.

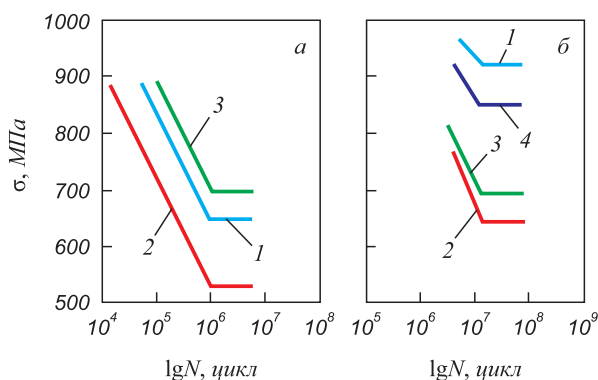


Рис. 4. Кривые усталости закаленной низкоотпущенной стали 45 (а) (1 – исходное состояние (закалка + $T_{от} = 300$ °C); 2 – упрочнение ЭМО; 3 – упрочнение ЭМО + ППД) и низкоотпущенной инструментальной стали У8 (б) (1 – исходное состояние; 2 – упрочнение ЭМО; 3 – упрочнение ЭМО + ППД; 4 – упрочнение ЭМО + БУФО)

Fig. 4. Fatigue curves for hardened low tempered 45 steel (а) (1 – initial state (quenching + $T_{temp} = 300$ °C); 2 – EDM hardening; 3 – EDM + SPD hardening) and for low-tempered tool steel U8 (б) (1 – initial state; 2 – EDM hardening; 3 – EDM + SPD hardening; 4 – EDM + NAUSFP hardening)

В поверхностном слое рассматриваемых сталей после ЭМО формируется упрочненная структура ультрамелкодисперсного мартенсита, отличающаяся небольшой размерной дилатацией фрагментов, квазиоднородностью механических свойств, высокой коррозионной стойкостью. Такая структура на металлографическом шлифе проявляется в виде практически сплошного «белого» слоя с повышенной твердостью.

Наряду с процессами высокоскоростной закалки в приповерхностных объемах металла под действием мгновенных высоких температур в ходе ЭМО протекают процессы скоростного отпуска исходной структуры (в случае предварительно закаленной стали) и «самоотпуска» только что образовавшейся упрочненной структуры. В результате в поверхностном слое закаленных сталей после ЭМО может возникать широкая гамма структурных состояний, обладающих пониженной твердостью (по сравнению с упрочненным слоем). Микротвердость в такой зоне разупрочнения изменяется от минимальной (в области, прилегающей к упрочненному слою, где температура отпуска наибольшая) до исходной твердости закаленного металла (по мере снижения температуры по глубине поверхности).

Формирование на поверхности образцов высокопрочной структуры «белого» слоя способствует торможению процессов зарождения и развития усталостных трещин, снижению доли несплошностей и микроочагов концентрации напряжений в поверхностном слое металла, что в случае ЭМО нормализованных сталей ведет к увеличению циклической прочности.

Появление разупрочненной зоны после ЭМО закаленных сталей приводит к смене механизма влияния поверхностной обработки на усталостную прочность

образцов [15]. Распад структуры мартенсита в рассматриваемой зоне сопровождается снижением механических характеристик металла. Кроме того, согласно результатам математического моделирования [30] в указанной зоне структурные превращения протекают с образованием остаточных напряжений растяжения. Эти обстоятельства при усталостных испытаниях по принятой схеме циклического изгиба с вращением, когда приповерхностный разупрочненный слой находится вблизи области действия максимальных активных напряжений, способствуют интенсивному накоплению усталостных повреждений в зоне термического влияния и развитию усталостного разрушения металла.

Влияние поверхностно-деформирующих обработок на предел выносливости закаленных сталей, упрочненных ЭМО, связано в первую очередь с механическим упрочнением металла в приповерхностных слоях, затрудняющим зарождение и развитие усталостных дефектов. При ППД и БУФО стальных закаленных образцов с упрочненным ЭМО поверхностным слоем наибольшая интенсивность деформаций наблюдается в окрестности упрочненного трека и в зоне термического влияния вокруг него [30]. Это приводит к смене знака остаточных напряжений в этой области с растягивающих на сжимающие, что становится дополнительным препятствием для формирования и роста усталостных трещин и благоприятно сказывается на выносливости образцов.

Выводы

Показано, что для исследуемых сталей в закаленном состоянии высокоскоростное импульсное термомеханическое воздействие в ходе ЭМО сопровождается повышением (более чем на 50 %) микротвердости поверхности и снижением (на 20 – 30 %) предела выносливости. Такое изменение свойств связано с протекающими в приповерхностных объемах металла процессами отпуска закаленной структуры с образованием зоны разупрочнения и формированием растягивающих остаточных напряжений.

Операции ППД и БУФО, проведенные после ЭМО, за счет интенсивной пластической деформации обеспечивают выглаживание поверхности, залечивание приповерхностных дефектов и позволяют корректировать напряженно-деформированное состояние обрабатываемого металла. Это приводит к повышению микротвердости в зоне отпуска (на 20 – 25 %) и предела выносливости образцов (на 25 – 30 %).

Комбинированное поверхностное упрочнение (на основе ЭМО, ППД и БУФО) углеродистых сталей позволяет за счет вариации интенсивности температурного и деформационного воздействий целенаправленно изменять структурно-фазовый состав и напряженно-деформированное состояние поверхностных и приповерхностных слоев металла. В результате этого появ-

ляется возможность в зависимости от предварительной термической обработки стали формировать сбалансированный комплекс прочностных и усталостных характеристик образцов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Garcia-Giron A., Romano J.M., Liang Y., Dashtbozorg B. etc. Combined surface hardening and laser patterning approach for functionalising stainless steel surfaces // *Applied Surface Science*. 2018. Vol. 439. P. 516 – 524.
2. Lu J., Huang T., Liu Zh., Zhang X., Xiao R. Long-term wettability of titanium surfaces by combined femtosecond laser micro/nano structuring and chemical treatments // *Applied Surface Science*. 2018. Vol. 459. P. 257 – 262.
3. Lesyk D.A., Martinez S., Mordiyuk B.N., Dzhemelinskyi V.V. etc. Effects of laser heat treatment combined with ultrasonic impact treatment on the surface topography and hardness of carbon steel AISI 1045 // *Optics and Laser Technology*. 2019. Vol. 111. P. 424 – 438.
4. Tsuji N., Tanaka S., Takasugi T. Effect of combined plasma-carburizing and deep-rolling on notch fatigue property of Ti-6Al-4V alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 499. No. 1-2. P. 482 – 488.
5. Gill A.S., Telang A., Chang Y. Localized plastic deformation and hardening in laser shock peened // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 142. P. 15 – 26.
6. Borko K., Hadzima B., Jacková M.N. Corrosion Resistance of Domex 700 Steel After Combined Surface Treatment in Chloride Environment // *Procedia Engineering*. 2017. Vol. 192. P. 58 – 63.
7. Chenakin S.P., Mordiyuk B.N., Khripta N.I. Surface characterization of a ZrTiNb alloy: Effect of ultrasonic impact treatment // *Applied Surface Science*. 2019. Vol. 470. P. 44 – 55.
8. Zenker R. Electron meets nitrogen: combination of electron beam hardening and nitriding // *International Heat Treatment & Surface Engineering*. 2009. Vol. 3. No. 4. P. 141 – 146.
9. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kononov S.V., Zagulyaev D.V., Petrikova E.A., Semin A.P. Modification of structure and surface properties of hypoeutectic silumin by intense pulse electron beams // *Progress in Physics of Metals*. 2018. Vol. 19. No. 2. P. 197 – 222.
10. Romanov D.A., Sosnin K.V., Gromov V.E., Bataev V.A., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Sundeev R.V. Titanium – zirconium coatings formed on the titanium implant surface by the electroexplosive method // *Materials Letters*. 2019. Vol. 242. P. 79 – 82.
11. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Соскова Н.А., Денисова Ю.А., Теремов А.Д., Петрикова Е.А., Будовских Е.А. Электронно-пучковая обработка поверхности сплавов на основе титана, модифицированных плазмой электрического взрыва проводящего материала // *Известия РАН. Серия Физическая*. 2012. Т. 76. № 11. С. 1393 – 1399.
12. Башенко Л.П., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А. Модификация структуры поверхностных слоев титана BT1-0 при электровзрывном карбоборировании и электронно-пучковой обработке // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2013. № 3. С. 68 – 70.
13. Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е., Башенко Л.П., Соскова Н.А., Райков С.В. Формирование нанокомпозитных слоев на поверхности титана BT1-0 при электровзрывном науглероживании и электронно-пучковой обработке // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2012. № 6. С. 67 – 70.
14. Эдигаров В.Р. Технологии и оборудование комбинированных способов электрохимической обработки. – Омск: ОАБИИ, 2014. – 280 с.
15. Дудкина Н.Г. Оценка усталостной прочности термообработанной среднеуглеродистой конструкционной стали после комбинированного упрочнения (ЭМО + ППД) // *Mechanika (Lietuva)*. 1998. № 4. С. 28 – 32.

16. Эдигаров В.Р., Литау Е.В. Исследование некоторых технологических аспектов нового комбинированного способа поверхностной обработки ЭМОТ + ППД закаленных сталей // Национальные приоритеты России. Серия 1: Наука и военная безопасность. 2015. Т. 3. № 3. С. 125 – 130.
17. Матлин М.М., Дудкина Н.Г., Дудкин А.Д. Особенности формирования упрочненного слоя при электрохимической обработке с динамическим силовым воздействием // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 39, 40.
18. Яковлев С.А. Результаты исследований износостойкости деталей после антифрикционной электрохимической обработки // Вестник Ульяновской государственной сельскохозяйственной академии. 2011. № 3. С. 116 – 120.
19. Эдигаров В.Р., Килунин И.Ю. Рентгенографическое исследование стали 38ХС, подвергнутой фрикционно-электрическому модифицированию // Металлообработка. 2011. № 4. С. 24 – 29.
20. Яковлева А.П., Омельченко И.С. Повышение нагрузочной способности стальных деталей методом комбинированной обработки // Авиационная промышленность. 2013. № 2. С. 62 – 64.
21. Эдигаров В.Р., Алимбаева Б.Ш., Перков П.С. Комбинированная электрохиманоультразвуковая обработка поверхностных слоев деталей машин // Вестник Сибирской государственной автомобильно-дорожной академии. 2017. Т. 54. № 2. С. 42 – 47.
22. Ivannikov A.Yu., Kalita V.I., Komlev D.I. etc. The effect of electromechanical treatment on structure and properties of plasma sprayed Fe – 6W – 5Mo – 4Cr – 2V – C coating // Surface and Coatings Technology. 2018. Vol. 335. P. 327 – 333.
23. Wang Y., Zhu Sh., Gu W., Qi X. Electric Contact Strengthening to Improve the Bonding Between WC – Co Coating and 45# Steel Substrate // Journal of Thermal Spray Technology. 2010. Vol. 19. No. 5. P. 1142 – 1146.
24. Xu M., Zhu Sh., Ding H. Electrical contact strengthening of induction-clad Ni – 40 % WC composite coatings on 40Cr substrates // Surface and Coatings Technology. 2015. Vol. 279. P. 32 – 38.
25. Яковлев С.А., Замальдинов М.М., Татаров Л.Г. Влияние электрохимической обработки на структуру и твердость титанового сплава BT22 // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 10 (154). С. 464 – 467.
26. Bagmutov V.P., Vodop'yanov V.I., Zakharov I.N., Denisevich D.S. Relation between the fracture laws and the fatigue life of a surface-hardened pseudo- α titanium alloy // Russian Metallurgy (Metally). 2016. Vol. 2016. No. 7. P. 663 – 668.
27. Stachowiak G.W., Batchelor A.W. Surface Hardening and Deposition of Coatings on Metals by a Mobile Source of Localized Electrical Resistive Heating // Journal of Materials Processing Technology. 1996. No. 57. P. 288 – 297.
28. Холопов Ю.В., Зинченко А.Г., Савиных А.А. Безабразивная ультразвуковая финишная обработка металлов. – Л.: ЛДНТП, 1988. – 18 с.
29. Паршин А.М., Кириллов Н.В. Физические и структурные аспекты обработки сплавов концентрированными источниками энергии // Металлы. 1995. № 3. С. 122 – 127.
30. Багмутов В.П., Захаров И.Н., Денисевич Д.С. Особенности решения технологических задач механики неоднородных металлических тел со структурой, трансформирующейся в ходе термостатического нагружения // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2016. № 1. С. 5 – 25.

Поступила в редакцию 11 февраля 2018 г.

После доработки 11 марта 2018 г.

Принята к публикации 21 марта 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 6, pp. 438–445.

INFLUENCE OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF SURFACE LAYER ON FATIGUE DURABILITY OF HARDENED STEELS STRENGTHENED BY COMBINED ELECTROMECHANICAL TREATMENT

V.P. Bagmutov, N.G. Dudkina, I.N. Zakharov, M.D. Romanenko, V.V. Chekunov

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

Abstract. Using the example of hardened carbon steels (steel 45, U8), the effect of combination of various surface hardening technologies is considered (using electromechanical processing, surface plastic deformation, non-abrasive ultrasonic finishing and their combination) on changes in structural state and surface microhardness, cyclic durability of hardened specimens and fatigue failure mechanisms. The studies were carried out by the methods of optical and scanning electron microscopy and by microhardness and fatigue tests. It is shown that for the investigated steels in quenched state, a high-speed pulsed thermo-deformation effect during electromechanical processing is accompanied by an increase in the surface microhardness (by more than 50 %) and decrease in the fatigue limit (by 20 – 30 %). Such a change in properties is associated with formation in the surface layer of substantially non-equilibrium, inhomogeneous in chemical composition, ultradispersed phases with increased hardness. At the same time, in the near-surface metal volumes tempering processes of the hardened structure proceed with the formation of softening zones and tensile residual stresses, accompanied by a decrease in the microhardness in these zones and the fatigue limit of the specimens. Such effects reduce some of the materials performance characteristics during surface hardening. The ways to improve the properties of such products due to additional technological operations require further studies. Combined surface hardening (based on electromechanical processing, surface plastic

deformation and non-abrasive ultrasonic finishing) of carbon steels allows, due to variations in the intensity of temperature and deformation effects, to purposefully change the structural-phase composition and stress-strain state of the surface and near-surface metal layers. As a result, it becomes possible to form a balanced complex of strength and fatigue characteristics of the samples, depending on the preliminary heat treatment of steel. The operations of surface plastic deformation and non-abrasive ultrasonic finishing after electromechanical hardening, due to intensive plastic deformation provide smoothing of the surface and healing of near-surface defects and allow correction of stress-strain state of the processed metal. It provides an increase in microhardness in the tempering zone by 20 – 25 % and the fatigue limit of the samples by 25 – 30 %.

Keywords: electromechanical treatment, surface plastic deformation, non-abrasive ultrasonic finishing, microhardness, fatigue strength, microstructure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-438-445

REFERENCES

1. Garcia-Giron A., Romano J.M., Liang Y., Dashtbozorg B. etc. Combined surface hardening and laser patterning approach for functionalising stainless steel surfaces. *Applied Surface Science*. 2018, vol. 439, pp. 516–524.
2. Lu J., Huang T., Liu Zh., Zhang X., Xiao R. Long-term wettability of titanium surfaces by combined femtosecond laser micro/nano structuring and chemical treatments. *Applied Surface Science*. 2018, vol. 459, pp. 257–262.

3. Lesyk D.A., Martinez S., Mordiyuk B.N., Dzhemelinskiy V.V. etc. Effects of laser heat treatment combined with ultrasonic impact treatment on the surface topography and hardness of carbon steel AISI 1045. *Optics and Laser Technology*. 2019, vol. 111, pp. 424–438.
4. Tsuji N., Tanaka S., Takasugi T. Effect of combined plasma-carburizing and deep-rolling on notch fatigue property of Ti–6Al–4V alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2009, vol. 499, no. 1–2, pp. 482–488.
5. Gill A.S., Telang A., Chang Y. Localized plastic deformation and hardening in laser shock peened. *Materials Characterization*. 2018, vol. 142, pp. 15–26.
6. Borko K., Hadzima B., Jacková M.N. Corrosion resistance of Domex 700 steel after combined surface treatment in chloride environment. *Procedia Engineering*. 2017, vol. 192, pp. 58–63.
7. Chenakin S.P., Mordiyuk B.N., Khripta N.I. Surface characterization of a ZrTiNb alloy: Effect of ultrasonic impact treatment. *Applied Surface Science*. 2019, vol. 470, pp. 44–55.
8. Zenker R. Electron meets nitrogen: combination of electron beam hardening and nitriding. *International Heat Treatment & Surface Engineering*. 2009, vol. 3, no. 4, pp. 141–146.
9. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Zagulyaev D.V., Petrikova E.A., Semin A.P. Modification of structure and surface properties of hypoeutectic silum by intense pulse electron beams. *Progress in Physics of Metals*. 2018, vol. 19, no. 2, pp. 197–222.
10. Romanov D.A., Sosnin K.V., Gromov V.E., Bataev V.A., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Sundeev R.V. Titanium – zirconium coatings formed on the titanium implant surface by the electroexplosive method. *Materials Letters*. 2019, vol. 242, pp. 79–82.
11. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Soskova N.A., Denisova Yu.A., Terešov A.D., Petrikova E.A., Budovskikh E.A. Electron-beam surface treatment of alloys based on titanium, modified by plasma from an electrical explosion of conducting material. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2012, vol. 76, no. 11, pp. 1246–1252.
12. Bashchenko L.P., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A. Modification of the titanium VT1-0 surface layers structure after electroexplosive carboboronizing and electron-beam treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 3, pp. 68–70. (In Russ.).
13. Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Soskova N.A., Raikov S.V. Formation of nanocomposite layers on the surface of VT1-0 titanium at electroexplosive carburization and electron-beam treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 6, pp. 67–70.
14. Edigarov V.R. *Tekhnologii i oborudovanie kombinirovannykh sposobov elektromekhanicheskoi obrabotki* [Technologies and equipment of combined methods of electromechanical processing]. Omsk: OABII, 2014, 280 p. (In Russ.). (In Russ.).
15. Dudkina N.G. Evaluation of fatigue strength of heat-treated medium-carbon structural steel after combined hardening (EDM + SPD). *Mechanika (Lietuva)*. 1998, no. 4, pp. 28–32. (In Russ.).
16. Edigarov V.R., Litau E.V. Study of some technological aspects of the new combined method of EDM + SPD surface treatment of hardened steels. *Natsional'nye priority Rossii. Seriya 1: Nauka i voennaya bezopasnost'*. 2015, vol. 3, no. 3, pp. 125–130. (In Russ.).
17. Matlin M.M., Dudkina N.G., Dudkin A.D. Features of formation of hardened layer under electromechanical processing with dynamic force impact. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2007, no. 6, pp. 39, 40. (In Russ.).
18. Yakovlev S.A. Wear resistance of machine parts after antifriction electromechanical processing. *Vestnik Ul'yanovskoi gosudarstvennoi sel'skokhozyaystvennoi akademii*. 2011, no. 3, pp. 116–120. (In Russ.).
19. Edigarov V.R., Kilunin I.Yu. Radiographic study of 38KhS steel, subjected to frictional-electric modification. *Metallroboobrabotka*. 2011, no. 4, pp. 24–29. (In Russ.).
20. Yakovleva A.P., Omel'chenko I.S. Increase of load capacity of steel parts by combined processing. *Aviatsionnaya promyshlennost'*. 2013, no. 2, pp. 62–64. (In Russ.).
21. Edigarov V.R., Alimbaeva B.Sh., Perkov P.S. Combined electro-mechanical ultrasonic treatment of surface layers of machine parts. *Vestnik Sibirskoi gosudarstvennoi avtomobil'no-dorozhnoi akademii*. 2017, vol. 54, no. 2, pp. 42–47. (In Russ.).
22. Ivannikov A.Yu., Kalita V.I., Komlev D.I. etc. The effect of electro-mechanical treatment on structure and properties of plasma sprayed Fe – 6W – 5Mo – 4Cr – 2V – C coating. *Surface and Coatings Technology*. 2018, vol. 335, pp. 327–333.
23. Wang Y., Zhu Sh., Gu W., Qi X. Electric contact strengthening to improve the bonding between WC – Co coating and 45# steel substrate. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2010, vol. 19, no. 5, pp. 1142–1146.
24. Xu M., Zhu Sh., Ding H. Electrical contact strengthening of induction-clad Ni – 40 % WC composite coatings on 40Cr substrates. *Surface and Coatings Technology*. 2015, vol. 279, pp. 32–38.
25. Yakovlev S.A., Zamal'dinov M.M., Tatarov L.G. Influence of electromechanical processing on structure and hardness of VT22 titanium alloy. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2017, vol. 13, no. 10 (154), pp. 464–467. (In Russ.).
26. Bagmutov V.P., Vodop'yanov V.I., Zakharov I.N., Denisevich D.S. Relation between the fracture laws and the fatigue life of a surface-hardened pseudo- α titanium alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016, vol. 2016, no. 7, pp. 663–668.
27. Stachowiak G.W., Batchelor A.W. Surface hardening and deposition of coatings on metals by a mobile source of localized electrical resistive heating. *Journal of Materials Processing Technology*. 1996, no. 57, pp. 288–297.
28. Kholopov Yu.V., Zinchenko A.G., Savinykh A.A. *Bezabrazivnaya ul'trazvukovaya finisnaya obrabotka metallov* [Non-abrasive ultrasonic finishing treatment of metals]. Leningrad: LDNTP, 1988, 18 p. (In Russ.).
29. Parshin A.M., Kirillov N.V. Physical and structural aspects of alloys processing by concentrated energy sources. *Metally*. 1995, no. 3, pp. 122–127. (In Russ.).
30. Bagmutov V.P., Zakharov I.N., Denisevich D.S. Solution of technological problems of inhomogeneous metallic bodies mechanics with the structure transformed under thermal force loading. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika*. 2016, no. 1, pp. 5–25. (In Russ.).

Funding. The work was financially supported by the Russian Foundation for Basic Research (project No. 17-08-01742 a; project No. 18-48-340010 p_a).

Information about the authors:

V.P. Bagmutov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Strength of Materials” (sopromat@vstu.ru)

N.G. Dudkina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Machine Parts, and Lifting-Transport Machines

I.N. Zakharov, Dr. Sci. Eng., Assist. Professor, Head of the Chair “Strength of Materials”

M.D. Romanenko, MA Student of the Chair “Processes and Units of Chemical and Food Production”

V.V. Chekunov, MA Student of the Chair “Maintenance and Repair of Cars”

Received February 11, 2018

Revised March 11, 2018

Accepted March 21, 2018

УДК 621.793

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ ПОСЛЕ МИКРОДУГОВОГО БОРОВАНАДИРОВАНИЯ*

Степанов М.С., к.т.н., доцент кафедры «Управление качеством» (stepanovms@yandex.ru)

Домбровский Ю.М., д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» (yurimd@mail.ru)

Давидян Л.В., аспирант кафедры «Физическое и прикладное материаловедение»

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

Аннотация. Борирование является распространенным способом химико-термической обработки стальных изделий, увеличивает их твердость и износостойкость, но повышает хрупкость поверхности, имеет большую длительность и трудоемкость. Для улучшения свойств применяют комбинированное покрытие бором и ванадием, а для снижения продолжительности процесса диффузионного насыщения возможно использование микродугового поверхностного легирования. Это позволяет интенсифицировать диффузию легирующих элементов за счет формирования у поверхности стального изделия зоны газового разряда. Целью работы было исследование структуры, фазового состава, механических свойств и износостойкости стали после борованадирования. В процессе экспериментов использовали обмазку, содержащую порошки карбида бора B_4C и феррованадия $FeV80$, которую наносили на поверхность стального образца. При борованадировании стали формируется поверхностный слой толщиной 150 – 190 мкм, имеющий основу микротвердостью 7,8 – 8,3 ГПа, в которой расположены светло-серые зернистые включения и участки эвтектики микротвердостью 13,5 – 14,0 ГПа. Далее расположен науглероженный слой эвтектоидной концентрации, переходящий в исходную феррито-перлитную структуру. Определено содержание легирующих элементов в характерных точках поверхностного слоя, которое подтвердило повышенное содержание углерода, ванадия и бора в основе слоя, участках эвтектики и карбидной фазе. Рентгеновским фазовым анализом установлено наличие в поверхностном слое стали боридов железа FeB и Fe_2B , боридов ванадия VB_2 и V_2B_3 и карбида ванадия $VC_{0,88}$. Механические свойства покрытий изучали методом микроиндентирования его поперечного сечения с регистрацией и анализом диаграммы деформации при нагружении и последующей разгрузке индентора. Твердость при индентировании в основе слоя увеличилась до 7,95 ГПа, в дисперсных включениях – до 13,90 ГПа. Модуль упругости при индентировании в основе и включениях составляет 238 и 340 ГПа соответственно. Ползучесть и доля пластической составляющей при микроиндентировании с ростом твердости закономерно снижаются. Мелкодисперсные включения боридов железа, боридов и карбидов ванадия значительно увеличивают износостойкость стали. Износостойкость при трении о закрепленные абразивные частицы возросла в четыре раза по сравнению с исходным состоянием.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение, химико-термическая обработка, диффузионное поверхностное насыщение, микродуговое поверхностное легирование стали, комплексное диффузионное насыщение бором и ванадием, формирование твердого покрытия карбидного типа, механические свойства покрытий.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-446-451

ВВЕДЕНИЕ

Одним из распространенных способов химико-термической обработки стальных изделий, который значительно увеличивает их твердость и износостойкость, является борирование [1 – 6]. Однако технологические процессы борирования длительны и трудоемки, а борированные покрытия обладают повышенной хрупкостью [7 – 9].

Улучшить свойства борированных изделий удавалось путем их насыщения бором в сочетании с карбидообразующим металлом – ванадием [10, 11]. Покрытия, содержащие бор и ванадий, получают в порошковых смесях путем нанесения обмазки или электролизно-

го насыщения. В качестве источника диффузанта используют порошки карбида бора и оксида ванадия или расплавы на основе солей ванадия. Рекомендуемая температура процесса 950 – 1100 °С, продолжительность – 2 – 4 часа [10].

Показано, что при борованадировании в поверхностном слое образуются сложные бориды железа и ванадия $(V, Fe)_2B$ [9].

С целью уменьшения продолжительности насыщения предложены новые технологии, которые позволяют достичь значительной интенсификации диффузионных процессов. Одной из таких технологий является микродуговая химико-термическая обработка (МДХТО), в которой ускорение диффузии насыщающих элементов достигается за счет формирования у поверхности стального изделия зоны газового разряда [12, 13]. Такая обработка может быть использована как для однокомпо-

* Исследование выполнено на оборудовании ресурсного центра коллективного пользования научно-образовательного центра «Материалы» ДГТУ.

нентного насыщения, так и для одновременного насыщения несколькими легирующими элементами [14, 15]. Использование МДХТО представляет интерес для создания покрытий, полученных в результате комплексного насыщения бором и ванадием.

Целью настоящей работы явилось исследование структуры, фазового состава, механических свойств и износостойкости борованадированных покрытий, полученных в режиме микродугового нагрева стали.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследований использовали экспериментальную установку, применяли методику работы [12]. На поверхность образцов из стали 20 длиной 35 мм и диаметром 12 мм наносили обмазку, содержащую диффузант. Образцы после этого погружали на глубину 15 мм в металлический контейнер, который заполняли свободным насыпом порошком каменного угля (антрацита) с размером частиц 0,4 – 0,6 мм. Насыпная плотность порошковой среды составляла 0,8 г/см³, а коэффициент заполнения контейнера частицами угля – 51 % (по объему). Далее образцы нагревали пропусканием электрического тока в цепи источник питания – контейнер – угольный порошок – образец. При протекании электрического тока через угольный порошок микродуговые разряды концентрируются вокруг поверхности образца с образованием области микродугового ореола. Углеродсодержащие газы, выделяющиеся при пиролизе угля, создают в контейнере защитную атмосферу, а также позволяют создать цементованный слой на поверхности стали. Предварительное нанесение на поверхность образцов обмазки, содержащей диффузант, позволяет осуществить комплексное насыщение, например, сформировать покрытия карбидного типа [13 – 15]. В настоящей работе для насыщения использовали обмазку, основой которой являлся электропроводный гель, а диффузантом – смесь порошков карбида бора В₄С и феррованадия FeV80 (ГОСТ 27130 – 94) в объемном соотношении 1:1. Плотность тока на поверхности образцов составляла 0,53 А/см². Общая продолжительность процесса – 4 мин.

Поперечные шлифы образцов подвергались травлению реактивом Ржешотарского, после чего их исследовали с помощью микроскопов МИМ-7 и Neophot-21. Микротвердость измеряли по ГОСТ 9450 – 76 с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузках на индентор 0,490, 0,196 и 0,098 Н. Регистрацию микроструктур выполняли цифровой камерой с разрешением 7,2 Мп. Рентгеновский фазовый анализ проводили с помощью дифрактометра ARL X'TRA-435 в Cu K_α-излучении.

Для получения изображения диффузионного слоя и определения концентрации насыщающих компонентов использовали автоэмиссионный сканирующий электронный микроскоп ZEISS CrossBeam 340 с рентгеновским микроанализатором Oxford Instruments

x-тах 80, точность измерения составляла 0,01 % (по массе).

Исследование механических свойств покрытий выполняли методом микроиндентирования с помощью установки Nanotest 600* производства фирмы MicroMaterials Ltd (Wrexham, Великобритания) по стандартной методике с использованием пирамидального индентора Берковича при нагрузке 100 мН. Анализ и расчет результатов микроиндентирования проводили методом Оливера-Фарра [16] в соответствии с данными работы [17].

Износостойкость упрочненных образцов оценивали по известной методике М.М. Хрущева и М.А. Бабищева испытаний на изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы [18, 19] на машине трения Х4-Б в соответствии с работой [20]. Для испытаний использовали цилиндрические образцы из стали 20 диаметром 4 мм и длиной 35 мм, на торец которых наносилось испытываемое покрытие. Масса нагрузки составляла 310 г, длина пути трения – 30 м. Относительную износостойкость образцов определяли по соотношению изменения массы эталона (сталь 20) и образца с покрытием. Для взвешивания образцов использовали лабораторные весы марки ВЛТ-150-П с дискретностью отсчета 1 мг.

При испытаниях использовали тканевую шлифовальную шкурку марки 14А по ГОСТ 5009 – 82 из нормального электрокорунда марки 14А зернистостью М40, причем в каждом эксперименте осуществляли трение по свежей поверхности шкурки.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При борованадировании стальных образцов в микродуговом режиме формируется поверхностный слой толщиной 150 – 190 мкм. В основе этого слоя микротвердостью 7,8 – 8,3 ГПа расположены светло-серые зернистые включения и участки эвтектики микротвердостью 13,5 – 14,0 ГПа. Далее расположен науглероженный слой эвтектоидной концентрации, переходящий в исходную феррито-перлитную структуру стали 20 (рис. 1).

Учитывая комплексный характер диффузионного насыщения стали углеродом, ванадием и бором, зернистые структурные составляющие идентифицированы как включения карбидного типа. Кроме того, одновременная диффузия углерода и бора при МДХТО, протекающая преимущественно по границам зерен, может приводить к появлению в этих участках тройной эвтектики железо – углерод – бор (1100 °С, 2,9 % В, 1,5 % С) [9].

Изображение диффузионного слоя в отраженных электронах (рис. 2) показало, что он состоит из темно-серой основы, участков эвтектики, а также включений округлого типа. Содержание бора и ванадия определяли в характерных точках слоя: основе (спектр 1), светло-серых включениях (спектр 2), участках эвтектики

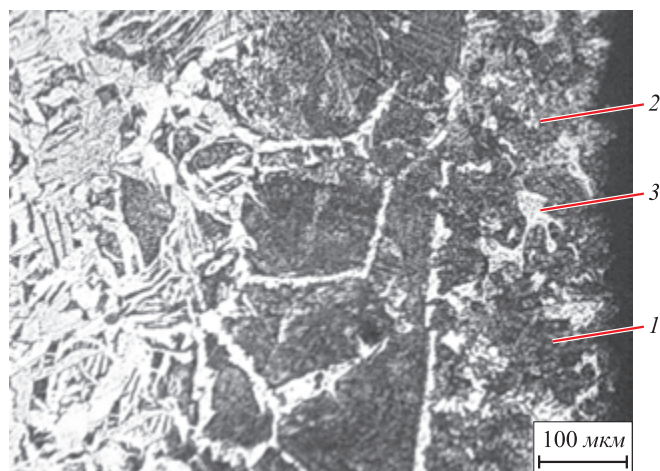


Рис. 1. Микроструктура диффузионного слоя после борованадирования:

1 – основа слоя; 2 – зернистые включения; 3 – участки эвтектики

Fig. 1. Microstructure of the diffusion layer after boriding and vanadation:

1 – layer base; 2 – granular inclusions; 3 – eutectic phases

(спектр 3) и округлых включениях (спектр 4). Результаты представлены в табл. 1.

По рентгеновскому фазовому анализу (РФА) (рис. 3) установлено наличие в поверхностном слое борованадированного образца боридов железа FeB и Fe_2B , боридов ванадия VB_2 и V_2B_3 , а также карбида ванадия $\text{VC}_{0,88}$ с пониженным содержанием углерода по сравнению со стехиометрическим составом.

Таким образом, эти результаты подтвердили наличие в диффузионном слое карбидных и боридных фаз, а также боридной эвтектики с повышенным содержанием ванадия по сравнению с содержанием его в основе поверхностного слоя, что обусловлено преобладающей ролью зернограничной диффузии при МДХТО по сравнению с объемной.

Оценку механических свойств покрытия выполняли методом микроиндентирования его поперечного сечения с регистрацией и анализом диаграммы деформации при нагружении и последующей разгрузке индентора.

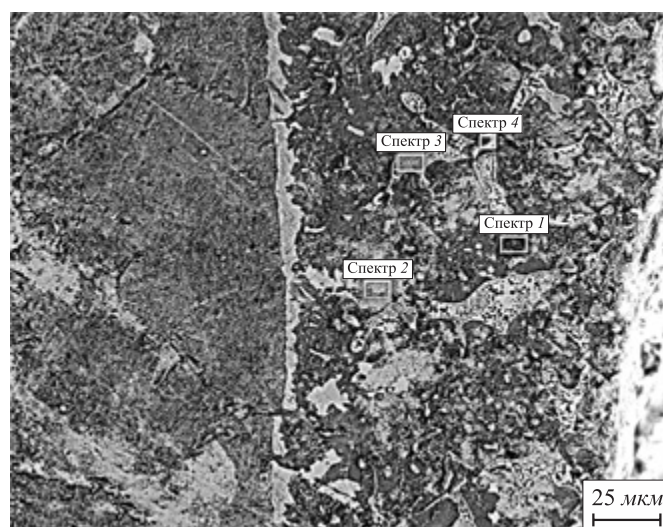


Рис. 2. Изображение диффузионного слоя борованадированного образца в отраженных электронах

Fig. 2. Image of the sample diffusion layer after boriding and vanadation in reflected electrons

Анализ $P-h$ диаграмм (нагрузка – деформация) позволил определить: твердость при индентировании H_{IT} , модуль упругости при индентировании E_{IT} , ползучесть при индентировании C_{IT} , а также упругую μ_{IT} и пластическую $(1 - \mu_{IT})$ составляющие работы при индентировании. Эти показатели получали путем расчета по ГОСТ Р 8.748 – 2011 с использованием исходных данных анализа $P-h$ диаграмм (применяли программу прибора Nanotest 600).

Внедрение индентора осуществляли как в основу покрытия, так и в дисперсные включения десятикратно с усреднением результата. Примеры $P-h$ диаграмм с результатами их анализа в программе прибора Nanotest-600 представлены на рис. 4.

Т а б л и ц а 1

Концентрация элементов в характерных точках поверхностного слоя борованадированного образца

Table 1. Concentration of elements in the characteristic points of the sample surface layer after boriding and vanadation

Спектр	Содержание, % (по массе)						
	B	C	V	Si	Mn	Cr	Fe
1	0,51	5,45	1,83	0,20	0,52	0,19	91,30
2	0,39	5,47	1,68	0,18	0,29	0,12	91,87
3	4,79	11,38	3,67	0,13	0,27	0,18	79,58
4	0,12	23,73	72,01	0,05	0,09	0,06	3,94

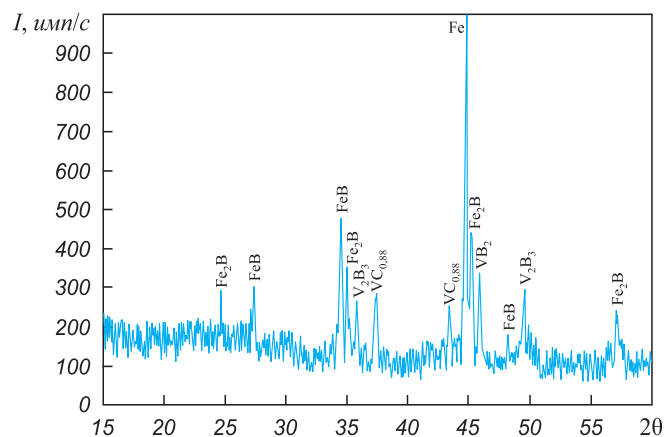


Рис. 3. Рентгеновская дифрактограмма поверхности образца после микродугового борованадирования

Fig. 3. X-ray diffractogram of the sample surface after microarc boriding and vanadation

Механические характеристики диффузионного слоя и стали 20 в исходном состоянии

Table 2. Mechanical characteristics of the diffusion layer and of steel 20 in the initial state

Образец	H_{IT} , ГПа	E_{IT} , МПа	C_{IT} , %	μ_{IT} , %	$(1 - \mu_{IT})$, %
Сталь 20 в исходном состоянии	2,80	210	4,29	9,0	91,0
Диффузионный слой, основа	7,95	238	2,49	24,2	75,8
Диффузионный слой, включения	13,90	340	1,68	34,2	65,8

твердостью 7,8 – 8,3 ГПа, в которой расположены светло-серые зернистые включения и участки эвтектики микротвердостью 13,5 – 14,0 ГПа. Далее следует науглероженный слой эвтектоидной концентрации, переходящий в исходную феррито-перлитную структуру стали 20.

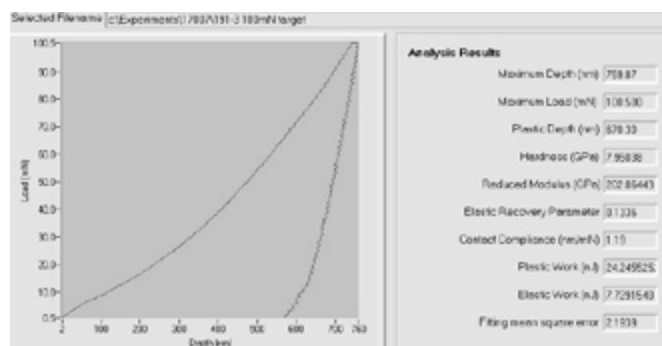
Методом РФА в поверхностном слое борованадированного образца обнаружены бориды железа FeB и Fe_2B , бориды ванадия VB_2 и V_2B_3 и карбид ванадия $VC_{0,88}$ с пониженным содержанием углерода по сравнению со стехиометрическим.

Твердость при микроиндентировании составила 7,95 ГПа для основы слоя и 13,90 ГПа для дисперсных включений, а модуль упругости – 238 и 340 ГПа соответственно. Ползучесть и доля пластической составляющей при микроиндентировании с ростом твердости закономерно снижаются.

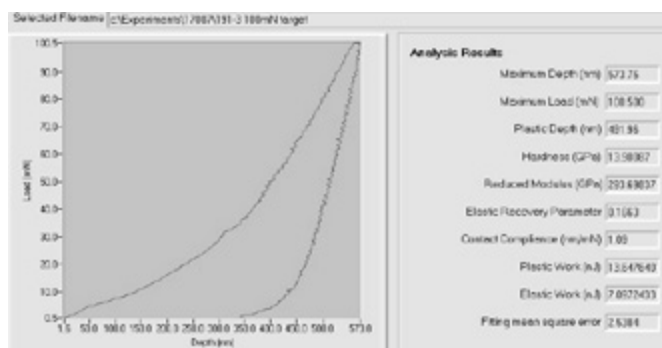
Абразивная износостойкость стали 20 при трении о закрепленные абразивные частицы после микродугового борованадирования в 4,0 раза выше, чем в исходном состоянии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Thermochemical Surface Engineering of Steels / Edited by Eric J. Mittemeijer, Marcel A.J. Somers. – Woodhead Publishing, 2015. – 827 p.
2. Czerwinski Frank. Thermochemical Treatment of Metals. – INTECH Open Access Publisher, 2012. – 418 p.
3. Gopalakrishnan P., Shankar P., Palaniappa M., Ramakrishnan S.S Interrupted Boriding of Medium-Carbon Steels // Metallurgical and Materials Transactions. 2002. Vol. 33A. No. 5. P. 1475 – 1485.
4. Kartal G., Eryilmaz O.L., Krumdick G., Erdemir A., Timur S. Kinetics of electrochemical boriding of low carbon steel // Applied Surface Science. 2011. Vol. 257. P. 6928 – 6934.
5. Ucisk A.H., Bindal C. Fracture toughness of boride formed on low-alloy steels // Surface and Coatings Technology. 1997. Vol. 94-95. P. 561 – 565.
6. Ugur Sen, Saduman Sen. The fracture toughness of borides formed on boronized cold work tool steels // Materials Characterization. 2003. Vol. 50. No. 4. P. 261 – 267.
7. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.



а



б

Рис. 4. $P-h$ диаграммы для борованадированного слоя на стали 20 при нагружении и разгрузке индентора в основу поверхностного слоя (а) и в дисперсные включения (б)

Fig. 4. $P-h$ diagrams of the layer after boriding and vanadation on steel 20 at indenter loading and unloading into the surface layer base (a) and into dispersed inclusions (b)

Ползучесть покрытия определяли по относительно изменению глубины микроиндентирования при постоянной испытательной нагрузке.

Результаты расчета механических характеристик приведены в табл. 2.

Твердость при индентировании в основе слоя возросла до 7,95 ГПа, а в дисперсных включениях составила 13,90 ГПа. Модуль упругости при индентировании в основе и включениях составляет 238 и 340 МПа соответственно. Ползучесть и доля пластической составляющей при микроиндентировании с ростом твердости закономерно снижаются.

Борованадированное покрытие на стали 20, содержащее мелкодисперсные включения боридов железа, боридов и карбидов ванадия, способствует существенному увеличению его износостойкости. При трении о закрепленные абразивные частицы после микродугового борованадирования она возросла в 4,0 раза по сравнению со сталью 20 в исходном состоянии.

Выводы

После микродугового борованадирования на поверхности стали 20 формируется поверхностный слой толщиной 150 – 190 мкм, имеющий основу микро-

8. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки: учебное пособие. – М.; Минск: Новое знание, 2010. – 304 с.
9. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: Физматлит, 2010. – 384 с.
10. Борисенок Г.В., Васильев Л.А., Ворошнин Л.Г. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / Под ред Л.С. Ляховича. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
11. Лабунец В.Ф., Ворошнин Л.Г., Киндрачук М.В. Износостойкие боридные покрытия. – Киев: Техника, 1989. – 158 с.
12. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Pustovoi V.N. Diffusion saturation of carbon steel under microarc heating // *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. Vol. 59. No. 1-2. P. 55 – 59.
13. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Pustovoi V.N. Micro-arc diffusion impregnation of steel with carbon and carbide-forming elements // *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. Vol. 59. No. 5-6. P. 308 – 312.
14. Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Термодинамический анализ реакций формирования карбидного слоя в стали при микродуговом насыщении молибденом // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2016. Т. 59. № 2. С. 77 – 81.
15. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Формирование покрытия карбидного типа при микродуговом ванадировании стали // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2017. Т. 60. № 4. С. 262 – 267.
16. Головин Ю.И. Основы нанотехнологий. – М.: Машиностроение, 2012. – 656 с.
17. ГОСТ Р 8.748 – 2011. Государственная система обеспечения единства измерений. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Ч. 1. Метод испытаний. – М.: Стандартинформ, 2013. – 28 с.
18. Хрущов М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. – М.: Наука, 1970. – 251 с.
19. Износостойкость и структура твердых наплавов / М.М. Хрущов, М.А. Бабичев, Е.С. Беркович и др. – М.: Машиностроение, 1971. – 96 с.
20. ГОСТ 17367 – 71. Металлы. Методы испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы». – М.: Изд-во стандартов, 1972. – 5 с.

Поступила в редакцию 9 апреля 2018 г.

После доработки 21 ноября 2018 г.

Принята к публикации 17 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. Vol. 62. No. 6, pp. 446–451.

STRUCTURE, PHASE COMPOSITION, MECHANICAL PROPERTIES AND WEAR RESISTANCE OF STEEL AFTER MICROARC BORIDING AND VANADATION

M.S. Stepanov, Yu.M. Dombrovskii, L.V. Davidyan

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

Abstract. Boriding is a common method of thermo-chemical treatment of steel products. It increases their hardness and wear resistance, but also increases the surface fragility, has a long duration and high labor intensity. The combined coating with boron and vanadium is used to improve the properties, and it is possible to apply microarc surface alloying to reduce the duration of the diffusion saturation process. This makes it possible to intensify the diffusion of alloying elements by forming a gas discharge zone at the surface of the steel product. The aim of this work was to study the structure, phase composition, mechanical properties and wear resistance of steel after boriding and vanadation. During the experiments, a lubricant containing boron carbide powders B_4C and ferrovanadium FeV80 were used, which was applied to the surface of the steel sample. During boriding and vanadation of steel a surface layer with a thickness of 150 – 190 μm is formed. It has a base with microhardness of 7.8 – 8.3 GPa and light grey granular inclusions and eutectic areas with microhardness of 13.5 – 14.0 GPa. Further there is a carbonized layer of eutectoid concentration, passing into the original ferrite-perlite structure. The content of alloying elements in the characteristic points of the surface layer was determined, which confirmed the increased content of carbon, vanadium and boron in the base layer, areas of eutectic and carbide phase. X-ray phase analysis revealed the presence of iron borides FeB and Fe_2B , vanadium borides VB_2 and V_2B_3 and vanadium carbide $VC_{0.88}$ in the surface layer. Mechanical properties of coatings were studied by microindentation of its cross-section with registration and analysis of deformation diagram under loading and subsequent unloading of the indenter. Hardness at indentation in the base layer increased to 7.95 GPa, in dispersed inclusions – to 13.90 GPa. The modulus of elasticity for indentation in the base and inclusions is 238 MPa and 340 MPa, respectively. Creep and proportion of the plastic component in microindentation is naturally reduced with increase in hardness. Fine inclusions of iron borides, vanadium borides and carbides significantly increase the steel wear resistance. It has increased in 4 times during friction against the fixed abrasive particles in comparison with the initial state.

Keywords: surface hardening, thermochemical treatment, diffusion surface saturation, microarc surface alloying of steel, complex diffusion saturation with boron and vanadium, forming a hard carbide coating type, mechanical properties of coatings.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-446-451

REFERENCES

1. *Thermochemical Surface Engineering of Steels*. Mittemeijer Eric J., Somers Marcel A.J. eds. Woodhead Publishing, 2015, 827 p.
2. Czerwinski Frank. *Thermochemical Treatment of Metals*. INTECH Open Access Publisher, 2012, 418 p.
3. Gopalakrishnan P., Shankar P., Palaniappa M., Ramakrishnan S.S. Interrupted boriding of medium-carbon steels. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2002, vol. 33, no. 5, pp. 1475–1485.
4. Kartal G., Eryilmaz O.L., Krumdick G., Erdemir A., Timur S. Kinetics of electrochemical boriding of low carbon steel. *Applied Surface Science*. 2011, vol. 257, no. 15, pp. 6928–6934.
5. Ucisik A.H., Bindal C. Fracture toughness of boride formed on low-alloy steels. *Surface and Coatings Technology*. 1997, vol. 94-95, pp. 561–565.
6. Ugur Sen, Saduman Sen. The fracture toughness of borides formed on boronized cold work tool steels. *Materials Characterization*. 2003, vol. 50, no. 4, pp. 261–267.
7. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 256 p. (In Russ.).
8. Voroshnin L.G., Mendeleva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoi obrabotki: uchebnoe posobie* [Theory and technology of chemical heat treatment: Tutorial]. Moscow; Minsk: Novoe znanie, 2010, 304 p. (In Russ.).
9. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. *Plastichnost' borirovannykh sloev* [Plasticity of boronized layers]. Moscow: FIZMATLIT, 2010, 384 p. (In Russ.).
10. Borisnenok G.V., Vasil'ev L.A., Voroshnin L.G. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Chemical heat treatment of me-

- tals and alloys]. Lyakhovich L.S. ed. Moscow: Metallurgiya, 1981, 424 p. (In Russ.).
11. Labunets V.F., Voroshnin L.G., Kindrachuk M.V. *Iznosostoikie boridnye pokrytiya* [Wear resistant boride coatings]. Kiev: Tekhnika, 1989, 158 p. (In Russ.).
 12. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Pustovoi V.N. Diffusion saturation of carbon steel under microarc heating. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no. 1-2, pp. 55–59.
 13. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M., Pustovoi V.N. Micro-arc diffusion impregnation of steel with carbon and carbide-forming elements. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no. 5-6, pp. 308–312.
 14. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M. Thermodynamic analysis of formation reaction of a carbide layer in steel at microarc molybdenum saturation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 2, pp. 77–81. (In Russ.).
 15. Dombrovskii Yu.M., Stepanov M.S. Formation of carbide type coating in the process of microarc steel vanadation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 4, pp. 262–267. (In Russ.).
 16. Golovin Yu.I. *Osnovy nanotekhnologii* [Basics of nanotechnology]. Moscow: Mashinostroenie, 2012, 656 p. (In Russ.).
 17. GOST R 8.748 – 2011. *Gosudarstvennaya sistema obespecheniya edinstva izmerenii. Metally i splavy. Izmerenie tverdosti i drugikh kharakteristik materialov pri instrumental'nom indentirovanii. Ch. 1. Metod ispytaniy* [State system for ensuring uniformity of measurements. Metals and alloys. Measurement of hardness and other characteristics of materials with instrumental indentation. Part 1. Test method]. Moscow: Standartinform, 2013, 28 p. (In Russ.).
 18. Khrushchov M.M., Babichev M.A. *Abrazivnoe iznashivanie* [Abrasive wear]. Moscow: Nauka, 1970, 251 p. (In Russ.).
 19. Khrushchov M.M., Babichev M.A., Berkovich E.S., Kozyrev S.P., Kraposhina L.B., Pruzhanskii L.Yu. *Iznosostoikost' i struktura tverdykh naplavok* [Wear resistance and structure of hard surfacing]. Moscow: Mashinostroenie, 1971, 96 p. (In Russ.).
 20. GOST 17367 – 71. *Metally. Metody ispytaniya na abrazivnoe iznashivanie pri trenii o zakreplennye abrazivnye chastitsy* [GOST 17367 – 71. Metals. Methods of testing for abrasive wear by friction against fixed abrasive particles]. Moscow: Izdatel'stvo standartov, 1972, 5 p. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The study was carried out on the equipment of the resource center for collective use of the Scientific and Educational Center “Materials” of DSTU.
- Information about the authors:**
- M.S. Stepanov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Quality Management” (stepanovms@yandex.ru)
- Yu.M. Dombrovskii**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science” (yurimd@mail.ru)
- L.V. Davidyan**, Postgraduate of the Chair “Physical and Applied Material Science”

Received April 9, 2018

Revised November 21, 2018

Accepted December 17, 2018

УДК 621.771.011

ИССЛЕДОВАНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ И СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ЛЕГИРОВАННЫХ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ПРОКАТКИ*

Уманский А.А.¹, к.т.н., доцент кафедры «Металлургия черных металлов» (umanskii@bk.ru)
Головатенко А.В.², к.т.н., директор по рельсовому производству (Aleksey.Golovatenko@evraz.com)

Симачев А.С.¹, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением
и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК» (simachev_as@mail.ru)

Дорофеев В.В.², д.т.н., главный калибровщик (Vladimir.Dorofeev@evraz.com)

Осколкова Т.Н.¹, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением
и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК» (oskolкова@kuz.ru)

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

² АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
(654043, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ш. Космическое, 16)

Аннотация. На основании проведенных экспериментальных исследований определены и научно обоснованы закономерности влияния температурно-скоростных условий прокатки на пластичность и сопротивление деформации по зонам непрерывнолитых заготовок легированных рельсовых сталей марок Э76ХФ, Э76ХСФ. Полученные результаты свидетельствуют о сложном характере зависимостей пластичности рельсовой стали Э76ХФ от температуры деформации. В частности, для приповерхностных слоев непрерывнолитых заготовок зафиксировано заметное снижение пластичности в температурном интервале 1025 – 1075 °С, которое отсутствует для слоев, расположенных в центральной зоне заготовок. Обобщение результатов исследований пластичности различных слоев непрерывнолитых заготовок рельсовой стали марки Э76ХФ показало, что абсолютные значения пластичности значительно снижаются по мере удаления от поверхности к центральной зоне. Этот факт объясняется более крупнозернистой структурой и повышенной концентрацией неметаллических включений в центральной зоне непрерывнолитых заготовок относительно приповерхностных слоев заготовок, что подтверждено результатами металлографических исследований. В частности, установлено, что средний диаметр зерен в поверхностном слое деформированных непрерывнолитых заготовок в 1,3 – 2,1 раза меньше по сравнению с центральной зоной заготовок. Подтверждено наличие в центральной зоне непрерывнолитых заготовок значительной концентрации недеформирующихся включений силикатного типа ($Al_2O_3 \cdot SiO_2$; $FeO \cdot SiO_2$; $MnO \cdot SiO_2$), оказывающих наиболее отрицательное влияние на пластичность стали. При этом в приповерхностной зоне непрерывнолитых заготовок такие включения отсутствуют. На основании проведенных исследований установлено, что с увеличением температуры деформации рельсовой стали Э76ХСФ происходит уменьшение сопротивления пластической деформации по экспоненциальному закону. При этом абсолютные значения сопротивления деформации рассматриваемой стали снижаются по мере удаления от поверхности к центральной зоне непрерывнолитых заготовок, что связано с проиллюстрированным выше увеличением размера зерна и локализацией неметаллических включений. Выявленная тенденция по снижению сопротивления деформации от поверхностных слоев к центру непрерывнолитых заготовок сохраняется независимо от скорости деформации, при этом абсолютные значения сопротивления деформации значительно возрастают с ростом скорости деформирования от 1 до 10 с⁻¹. Математическая обработка полученных экспериментальных данных позволила получить уравнения регрессии, позволяющие с достаточной степенью достоверности прогнозировать пластические и деформационные свойства легированных рельсовых сталей марок Э76ХФ и Э76ХСФ при заданных условиях прокатки и являющиеся комплексной теоретической базой для разработки и совершенствования новых режимов нагрева заготовок под прокатку и схем прокатки рельсов. Адекватность полученных экспериментальных зависимостей подтверждена результатами опытно-промышленного опробования нового режима производства железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

Ключевые слова: пластичность, рельсовая сталь, легирование, сопротивление деформации, регрессионный анализ, микроструктура, неметаллические включения, режим прокатки, железнодорожные рельсы.

DOI: 10.10703/0368-0797-2019-6-452-460

ВВЕДЕНИЕ

Одной из основных тенденций развития мировой и отечественной металлургии является повышение доли

* Работа выполнена в СибГИУ с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» в рамках базовой части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.6365.2017/8.9.

готовой продукции из сложнолегированных сталей в общей структуре производства. Имеет место как расширение области применения существующих сложнолегированных сталей, так и разработка их новых марок. Повышение степени и сложности легирования позволяет получать изделия из сталей, обладающих целым комплексом специальных свойств, что значительно продлевает срок их эксплуатации, приводит к повышению

эффективности их применения. Указанная тенденция характерна и применительно к производству железнодорожных рельсов на АО «ЕВРАЗ ЗСМК», являющемся ведущим поставщиком рельсовой продукции в России. В настоящее время в качестве основных сталей для производства железнодорожных рельсов используются сложнолегированные стали марок Э76ХФ и Э76ХСФ взамен ранее используемой стали марки Э76Ф.

Имеющиеся данные многочисленных фундаментальных и прикладных научных исследований позволяют говорить о снижении пластических [1 – 7] и деформационных [8 – 15] характеристик сталей с повышением степени и сложности их легирования, что закономерно приводит к ухудшению качества готового проката и увеличению удельных энергозатрат на его производство. При этом теоретическое обоснование оптимальных температурных интервалов деформации, при которых пластичность имеет максимальные, а сопротивление деформации минимальные значения, значительно затруднено в связи со сложностью и многовариантностью структурных изменений в сталях при вводе легирующих добавок в различном сочетании их видов и концентраций. Применительно к производству рельсовых профилей, имеющих сложную форму поперечного сечения, указанная проблема усугубляется значительной неравномерностью деформаций в процессе прокатки.

Таким образом, в настоящее время особенную значимость и актуальность, с точки зрения обеспечения высокого уровня качества железнодорожных рельсов и энергоэффективности их производства, приобретают исследования зависимостей пластичности и сопротивления пластической деформации легированных рельсовых сталей от температурных условий прокатки.

В соответствии с вышесказанным основной целью настоящей работы является теоретическое обоснование для разработки и совершенствования режимов деформации легированных рельсовых сталей вновь осваиваемых марок, обеспечивающих повышение качества готовых рельсов и увеличение энергоэффективности их производства.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Представленную работу проводили в три этапа. На первом этапе проведены экспериментальные исследования пластичности рельсовой стали марки Э76ХФ, целью которых было определение закономерностей изменения ее деформируемости при различных температурных условиях прокатки. На втором этапе осуществляли исследования сопротивления пластической деформации рельсовой стали марки Э76ХСФ с целью разработки обоснованных рекомендаций по повышению энергоэффективности режимов прокатки, а именно по распределению обжатий между проходами в процессе прокатки рельсов, обеспечивающим оптимальную

загрузку приводов клетей. На третьем этапе проводили опытно-промышленное опробование новых, разработанных с учетом полученных данных о пластических и деформационных характеристиках рельсовых сталей легированных марок, режимов прокатки железнодорожных рельсов в условиях промышленного универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

В качестве объекта исследований по определению пластичности и сопротивления деформации использовали непрерывнолитые заготовки сечением 300×360 мм плавок текущего производства электросталеплавильного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Отбор проб проводили по следующей схеме: с поверхности заготовок, на глубине 50, 75 и 110 мм от поверхности заготовок. Схема вырезки образцов выбрана исходя из возможности получения информации о пластических и деформационных характеристиках стали в различных зонах непрерывнолитой заготовки. Известно, что в зависимости от особенностей строения (величины и расположения зерен) можно выделить три основные зоны непрерывнолитой заготовки: корковую, столбчатых кристаллов и центральную. Кроме того, согласно данным различных исследователей [16, 17] при высоком очаге деформации (отношение длины дуги захвата к средней высоте полосы менее 1,5), характерном для прокатки в первых проходах на рельсобалочных станах, имеет место значительная неравномерность деформации по сечению заготовки: более интенсивно деформируются поверхностные слои заготовки по сравнению с центральной зоной. Приведенные данные о наличии физической и химической неоднородностей стали и существенных различий условий деформации обуславливают необходимость исследования пластических и деформационных характеристик различных зон по сечению непрерывнолитых заготовок.

Следует отметить, что указанные марки стали имеют практически аналогичный химический состав согласно требований ГОСТ Р 51685 – 2013. Различия имеются только в интервалах изменения допустимого содержания кремния и хрома, при этом указанные диапазоны перекрываются. Анализ химического состава образцов плавок сталей Э76ХФ и Э76ХСФ текущего производства, отобранных для проведения исследований (25 плавок), показал, что их химический состав практически аналогичен (см. таблицу), т.е. результаты исследований, полученные для одной из рассматриваемых марок стали, правомочно распространить на другую марку стали.

В связи с этим исследования пластичности проводили для образцов стали Э76ХФ, а исследования сопротивления деформации – для Э76ХСФ.

Исследования пластичности проводили методом горячего кручения с использованием специализированной установки, включающей в себя следующие основные элементы: вращающийся и неподвижный валы с пазами для установки образцов, привод подвижного

Фактический химический состав плавок рельсовых сталей текущего производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Actual chemical composition of current rail steel melts at JSC “EVRAZ ZSMK”

Марка стали	Содержание элементов, % (по массе)						
	C	Mn	Si	Cr	V	P	S
Э76ХФ	0,76 – 0,78	0,82 – 0,90	0,48 – 0,52	0,36 – 0,44	0,03 – 0,04	0,011 – 0,016	0,009 – 0,013
Э76ХСФ	0,75 – 0,79	0,78 – 0,87	0,32 – 0,55	0,52 – 0,57	0,05 – 0,06	0,005 – 0,015	0,012 – 0,017

вала в виде электродвигателя с тиристорным приводом, печь сопротивления, фиксатор количества оборотов, термopapa. Исследования проводили в температурном интервале 900 – 1200 °С с шагом 50 °С, при этом в интервале температур 1000 – 1100 °С величину шага снизили до 25 °С, что связано с имеющимися данными о резком снижении пластичности при температуре порядка 1050 °С для легированных сталей схожего химического состава [18, 19]. Скорость деформации при проведении экспериментальных исследований составляла 1 с⁻¹ и не варьировалась в связи с техническими ограничениями по возможностям используемой экспериментальной установки.

При обработке результатов в качестве критерия пластичности приняли степень деформации сдвига, определяемую по следующей формуле:

$$\lambda_p = \frac{\pi d_0 z}{l_0},$$

где l_0 и d_0 – длина и диаметр исходных цилиндрических образцов соответственно, мм; z – число оборотов до разрушения.

Исследования сопротивления деформации проводили методом горячей осадки с использованием модуля «Hydrawedge» установки «Gleeble System 3800». Исследования сопротивления деформации проводили в температурном интервале 900 – 1150 °С с шагом 50 °С при скорости деформации 1 и 10 с⁻¹. Указанный интервал скоростей деформации соответствует фактическим значениям при прокатке на релесобалочных станах.

С целью определения физической природы полученных закономерностей изменения пластических и деформационных характеристик непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей в интервале температур прокатки проводили металлографические исследования с использованием оптического микроскопа «OLYMPUS GX-51» и сканирующего электронного микроскопа «TESCAN MIRA 3 LMN» с автоэмиссионным катодом Шоттки, определение фазового состава проводили с помощью рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD-6000.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Полученные результаты свидетельствуют о сложном характере зависимостей пластичности рельсовой стали

Э76ХФ от температуры деформации для приповерхностного и расположенного на глубине 50 мм слоев непрерывнолитой заготовки (рис. 1, а, б). В обоих случаях при повышении температуры деформации от 900 до 1000 °С пластичность интенсивно возрастает, затем при дальнейшем увеличении температуры происходит заметное снижение пластичности с минимальным значением при температурах порядка 1025 – 1050 °С, после чего пластичность резко увеличивается, достигая максимальных значений при 1100 °С, а в интервале температур 1100 – 1200 °С происходит плавное снижение пластичности.

Следует отметить, что в ходе ранее проведенных исследований пластичности рельсовой стали марки Э76Ф [20] не было зафиксировано «провала» пластичности поверхностных и приповерхностных слоев непрерывнолитых заготовок при температурах порядка 1050 °С.

Обобщение результатов исследований пластичности различных слоев непрерывнолитых заготовок рельсовой стали марки Э76ХФ показало, что абсолютные значения пластичности значительно снижаются по мере удаления от поверхности к центральной зоне (рис. 1, а – з), что в основном обусловлено различием в величине зерна. Как указано выше, непрерывнолитые заготовки имеют трехзонную структуру. В приповерхностных слоях непрерывнолитых заготовок находится так называемая корковая зона, имеющая глубину порядка 15 – 25 мм и обладающая наиболее мелкозернистой структурой. За корковой зоной расположена зона столбчатых кристаллов, состоящая из крупных, вытянутых в перпендикулярных граням направлений кристаллов (толщина зоны составляет порядка 50 – 60 мм). Весь остальной объем занимает центральная (осевая) зона, состоящая из крупных различно ориентированных кристаллов.

Проведенными металлографическими исследованиями образцов после испытаний на горячее кручение подтверждено значимое увеличение среднего размера зерна от поверхности к осевой зоне: средний диаметр зерен в поверхностном слое деформированных непрерывнолитых заготовок в 1,3 – 2,1 раза меньше по сравнению с центральной зоной заготовок, при этом различие в размерах зерен повышается с увеличением температуры деформации (рис. 2).

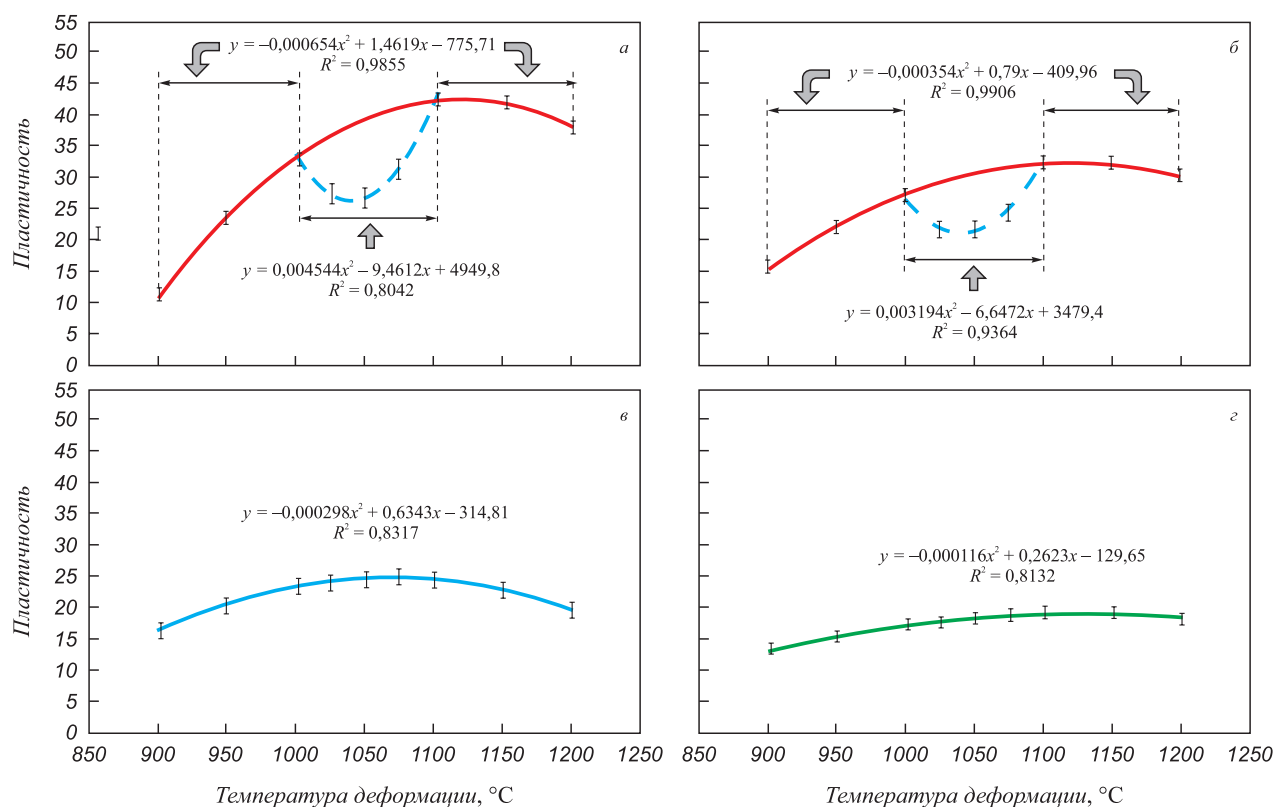


Рис. 1. Зависимость пластичности непрерывнолитых заготовок рельсовой стали марки Э76ХФ от температуры T_d деформации: а – поверхностный слой; б, в и г – на глубине 50, 75 и 110 мм от поверхности соответственно; ---- – «провал» пластичности

Fig. 1. Dependence of plasticity of continuously cast billets of rail E76KhF steel on deformation temperature T_d : а – surface layer; б, в and г – at a depth of 50, 75 and 110 mm from the surface, respectively; ---- – “failure” of plasticity

Дополнительным фактором, обуславливающим различие пластических характеристик по зонам непрерывнолитых заготовок, является состав и концентрация неметаллических включений. Известно [21, 22], что наличие неметаллических включений приводит к лока-

лизации деформации за счет взаимодействия с движущимися дислокациями, что приводит к торможению миграции границ зерен. На основании проведенных металлографических исследований образцов стали Э76ХФ показано, что наибольшая концентрация неметаллических включений имеет место в центральной зоне непрерывнолитых заготовок. При этом в указанной зоне содержатся недеформирующиеся включения силикатного типа ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$; $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$; $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$), оказывающие наиболее отрицательное влияние на пластичность стали (рис. 3).

Математическая обработка результатов исследований позволила получить уравнения регрессии, адекватно отображающие зависимости пластичности от температуры деформации для всех рассматриваемых слоев непрерывнолитых заготовок (рис. 1). По полученным данным зависимости пластичности поверхностного и приповерхностного слоев непрерывнолитых заготовок от температуры деформации достаточно точно описываются полиномами второй степени с выраженным максимумом за исключением температурного интервала между 1000 и 1100 °С, где зависимости пластичности от температуры деформации описываются полиномами второй степени с выраженным минимумом (рис. 1, а, б). Зависимости пластичности слоев непрерывнолитых заготовок, расположенных ближе

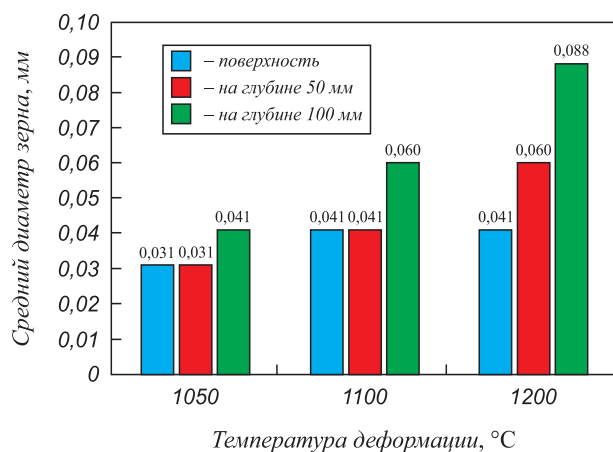


Рис. 2. Распределение среднего размера зерна по сечению непрерывнолитых заготовок стали Э76ХФ: 1 – на поверхности; 2 – на глубине 50 мм; 3 – на глубине 110 мм

Fig. 2. Distribution of the average grain size over the cross section of continuously cast billets of E76KhF steel 1 – on the surface; 2 – at a depth of 50 mm; 3 – at a depth of 110 mm

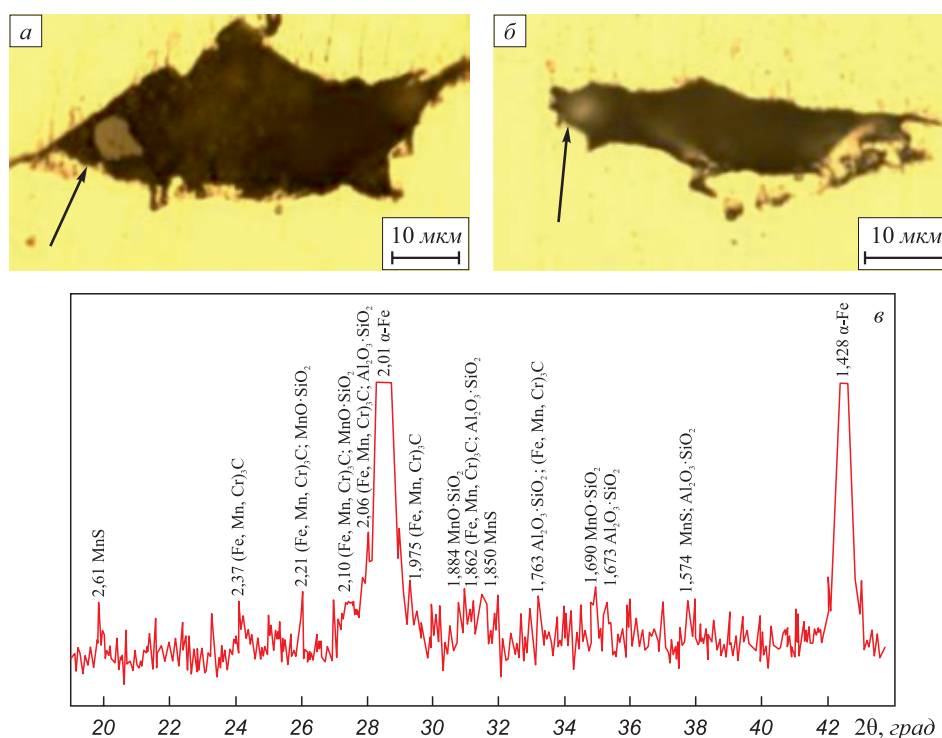


Рис. 3. Результаты анализа микроструктуры центральной зоны непрерывнолитой заготовки стали Э76ХФ: а – алюмосиликаты ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$); б – шпинели ($\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$); в – дифрактограмма

Fig. 3. Results of microstructure analysis of central zone of E76KhF steel billet: а – aluminosilicates ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$); б – spinel ($\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$); в – diffractogram

к центральной зоне, от температуры деформации с высокой степенью достоверности описываются полиномами второй степени с выраженными максимумами на всем рассматриваемом температурном интервале (900 – 1200 °С) (рис. 1, в, з).

На основании проведенных экспериментальных исследований установлено, что с увеличением температуры деформации рельсовой стали Э76ХСФ происходит уменьшение сопротивления пластической де-

формации по экспоненциальному закону (рис. 4). При этом абсолютные значения сопротивления деформации рассматриваемой стали снижаются по мере удаления от поверхности к центральной зоне непрерывнолитых заготовок, что связано с проиллюстрированным выше увеличением размера зерна и локализацией неметаллических включений. Увеличение размеров зерен приводит к снижению суммарной площади межзеренных границ и, тем самым, к уменьшению препятствий для

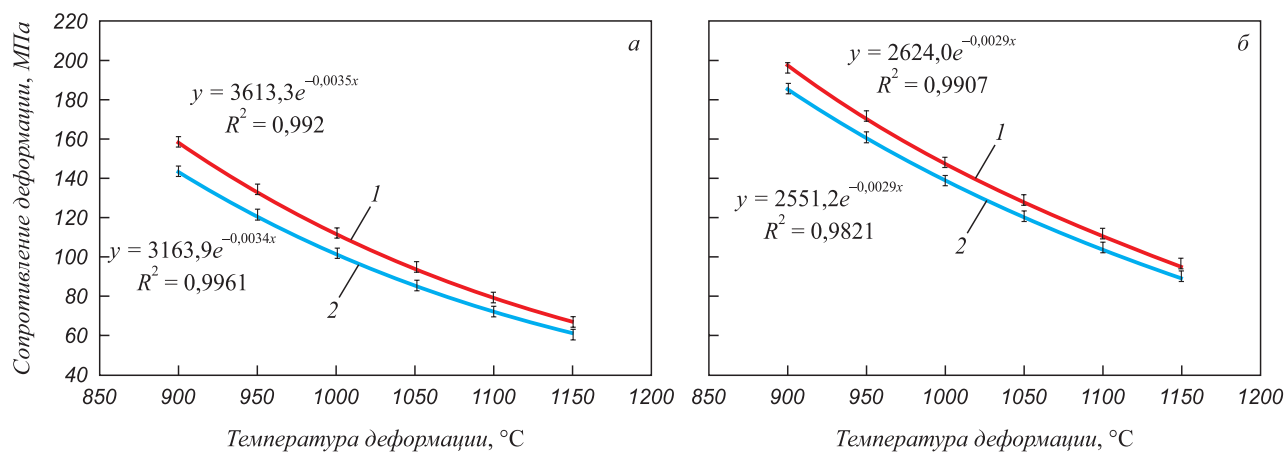


Рис. 4. Зависимость сопротивления пластической деформации стали Э76ХСФ от температуры при скоростях деформации 1 (а) и 10 (б) с⁻¹: 1 – поверхностный слой непрерывнолитой заготовки; 2 – на глубине 50 мм от поверхности непрерывнолитой заготовки

Fig. 4. Dependence of plastic deformation resistance of E76KhSF steel on temperature at strain rates 1 (а) and 10 (б) s⁻¹: 1 – surface layer of continuously cast billet; 2 – depth 50 mm from the surface of continuously cast billet

вытягивания зерен в процессе деформации, облегчает выход дислокаций на межзеренные границы. В свою очередь неметаллические включения являются эффективными блокираторами внутризеренного скольжения при всех температурах и скоростях деформации [22].

Выявленная тенденция по снижению сопротивления деформации от поверхностных слоев к центру непрерывнолитых заготовок сохраняется независимо от скорости деформации, при этом абсолютные значения сопротивления деформации значительно возрастают с ростом скорости деформирования от 1 до 10 с^{-1} (рис. 4, а, б). Следует отметить, что значительное влияние скорости деформирования на сопротивление пластической деформации было зафиксировано и по результатам ранее проведенных исследований [23 – 25] применительно к рельсовой стали схожего химического состава.

Влияние скорости деформации на сопротивление пластическому деформированию связано с тем, что повышение скорости деформации способствует ускорению процессов упрочнения, реализующихся за счет повышения плотности дислокаций и точечных дефектов, увеличения сил внутреннего трения [26, 27], а скорость процессов разупрочнения при этом остается неизменной.

ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

Полученные зависимости пластичности и сопротивления деформации рельсовых сталей от температурно-скоростных условий деформации являются комплексной теоретической базой для проектирования и совершенствования режимов нагрева заготовок под прокатку и схем прокатки рельсов. Исходя из полученных данных, целесообразно выбирать температуру нагрева заготовок и перераспределять обжатия между проходами таким образом, чтобы при температурах 1100 – 1150 °С максимальной пластичности обжатия имели наибольшие значения, а на температурный интервал 1025 – 1075 °С «провала» пластичности приходились наименьшие деформации. Кроме того, с учетом сложной формы калибров, формирующих рельсовый профиль, необходимо учитывать полученные данные о неравномерности пластических свойств приповерхностного и расположенных ближе к осевой зоне слоев непрерывнолитых заготовок. Учет неравномерности пластичности по сечению исходных заготовок особенно важен применительно к разрезным калибрам, в которых происходит формирование отдельных элементов рельсового профиля (головки, шейки, подошвы) и обжатия по ширине калибров имеют наибольшую неравномерность. Фактором, ограничивающим увеличение обжатий, являются допустимые нагрузки на основное и вспомогательное оборудование стана, в том числе на

привод клеток. Величина указанных нагрузок определяется усилием прокатки, которое, в свою очередь, прямо пропорционально зависит от сопротивления пластической деформации. Полученные зависимости сопротивления деформации рельсовой стали от температуры и скорости деформации позволяют с достаточной степенью достоверности прогнозировать изменение нагрузок на оборудование стана при изменении режимов проходов, что позволяет избежать повышенного износа оборудования и снизить риск аварийных ситуаций.

С целью практического подтверждения адекватности полученных экспериментальных зависимостей проведено опытно-промышленное опробование в условиях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» нового режима производства длинномерных железнодорожных рельсов Р65 из стали Э76ХФ. Отличительными особенностями нового режима является снижение температуры нагрева заготовок с 1200 до 1170 – 1180 °С и сокращение количества проходов в обжимных клетях, в результате чего прокатку в разрезном калибре осуществляли при температуре (порядка 1100 °С) максимальной пластичности. Проведенные с использованием метода осциллографирования исследования показали, что при использовании разработанного интенсифицированного режима прокатки моменты на валу двигателей обжимных клеток не превышают допустимых значений, что говорит о достоверности прогнозных значений сопротивления деформации. В результате использования нового режима прокатки зафиксировано снижение отбраковки рельсов по дефектам поверхности, что явилось подтверждением более благоприятных температурных условий деформации по проходам. Кроме того, по результатам опробования усовершенствованного режима производства рельсов получены данные о снижении удельного расхода топлива на нагрев заготовок и удельного расхода энергии на прокат, повышения производительности прокатного стана. Совокупный экономический эффект от внедрения новых режимов нагрева заготовок и прокатки рельсов оценивается на уровне 120 млн. руб/год.

Выводы

На основании проведенных экспериментальных исследований определены и научно обоснованы закономерности влияния температурно-скоростных условий прокатки на пластичность и сопротивление деформации по зонам непрерывнолитых заготовок легированных рельсовых сталей марок Э76ХФ, Э76ХСФ.

Математическая обработка полученных экспериментальных данных позволила получить уравнения регрессии, позволяющие с достаточной степенью достоверности прогнозировать пластические и деформационные свойства указанных рельсовых сталей при заданных условиях прокатки. Они являются комплексной теоретической базой для разработки и совершенство-

вания новых режимов нагрева заготовок под прокатку и схем прокатки рельсов. Адекватность полученных экспериментальных зависимостей подтверждена результатами опытно-промышленного опробования нового режима производства железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Dimatteo A., Lovicu G., DeSanctis M., Valentini R. Effect of temperature and microstructure on hot ductility properties of a boron steel // *Proceedings of Crack Paths*. 2012. P. 131 – 138.
2. Дженсто С.Г. Влияние характеристик выплавки и разлива на горячую пластичность балочной, сортовой и слябовой заготовки из ниобийсодержащих сталей // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2011. № 9. С. 13 – 20.
3. Lopez-Chipres E., Mejia I., Maldonado C., Bedolla-Jacuinde A., Cabrera J.M. Hot ductility behavior of boron microalloyed steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2007. Vol. 460-461. P. 464 – 470.
4. Banks K.M., Tuling A., Klinkenberg C., Mintz B. The influence of Ti on the hot ductility of Nb containing steels // *Materials Science and technology*. 2011. Vol. 27. No. 2. P. 537 – 545.
5. Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steel and to the problem of transverse cracking // *ISIJ International*. 1999. Vol. 39. No. 9. P. 833 – 855.
6. Yang B., Degischer H.P., Presslinger H., Xia G. Reisinger P. Influence of chemical composition on high temperature tensile properties of carbon steels // *BHM Berg- und Huttenmannische Monatshefte*. 2005. Vol. 150. No. 9. P. 313 – 320.
7. Crowther D.N. The effects of microalloying elements on cracking during continuous casting. – In book: *Proceeding of the Int. Symposium on Vanadium Application Technology*. Beijing (China), Vanitec, Westerham, Kent (England). 2001. P. 99 – 131.
8. Гладковский С.В., Потапов А.И., Лепихин С.В. Исследование сопротивления деформации мартенситно-старееющей стали ЭП679 // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. 2015. No. 4. P. 18 – 28.
9. Konovalov A.V., Smirnov A.S., Parshin V.S., Dronov A.I., Karaymyshv A.P., Nekrasov I.I., Fedulov A.A., Serebryakov A.V. Study of the resistance of steels 18KhMFb and 18Kh3MFb to hot deformation // *Metallurgist*. 2015. Vol. 59. No. 11. P. 1118 – 1121.
10. Konovalov A.V., Smirnov A.S. Viscoplastic model for the strain resistance of 08Kh18N10T steel at a hot-deformation temperature // *Russian metallurgy (Metally)*. 2008. Vol. 2008. No. 2. P. 138 – 141.
11. Hildenbrand A., Molinari A., Baczynski J. Self-consistent poly crystal modelling of dynamic recrystallization during the shear deformation of a Ti IF steel // *Acta Mater*. 1999. Vol. 47. No. 2. P. 447 – 460.
12. Marx E. Simulation of primary recrystallization // *Acta Mater*. 1999. Vol. 47. No. 4. P. 1219 – 1230.
13. Manonukul A., Dunne N. Dynamic recrystallization // *Acta Mater*. 1999. Vol. 47. No. 7. P. 4339 – 4354.
14. Ding R., Guo Z.X. Microstructural modeling of dynamic recrystallization using an extended cellular automaton approach // *Computational Materials Science*. 2002. No. 23. P. 209 – 218.
15. Goetz R.L., Seetharaman V. Modeling dynamic recrystallization using cellular automata // *Scripta Materialia*. 1998. Vol. 38. No. 3. P. 405 – 413.
16. Гетманец В.В., Шевчук В.Я. Рациональные режимы работы блюминга. – М.: Металлургия, 1990. – 136 с.
17. Теория прокатки крупных слитков / А.П. Чекмарев, В.Л. Павлов, В.И. Мелешко, В.А. Токарев. – М.: Металлургия, 1968. – 252 с.
18. Дзуготов М.Я. Пластичность и деформируемость высоколегированных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1990. – 303 с.
19. Бирза В.В., Бирза А.В. Классификация сталей по показателю предельной пластичности при обработке давлением // *Сталь*. 2010. № 7. С. 66 – 71.
20. Симачев А.С., Осколкова Т.Н., Темлянец М.В. Влияние неметаллических включений рельсовой стали на высокотемпературную пластичность // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2016. Т. 59. № 2. С. 134 – 137.
21. Голубцов В.А., Шубя Л.Г., Усманов Р.Г. Внепечная обработка и модифицирование стали // *Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 2006. № 11. С. 47 – 51.
22. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ ПРЕСС, 2005. – 536 с.
23. Уманский А.А., Головатенко А.В., Кадыков В.Н. Разработка теоретических основ определения энергосиловых параметров прокатки при освоении новых марок рельсовых сталей // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2017. Т. 60. № 10. С. 804 – 810.
24. Umansky A.A., Dumova L.V., Golovatenko A.V., Kadykov V.N. Development of mathematical models and methods for calculation of rail steel deformation resistance of various chemical composition // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016. Vol. 150. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/150/1/012029/pdf> (дата обращения: 20.12.2018).
25. Уманский А.А., Головатенко А.В., Кадыков В.Н. Совершенствование режимов прокатки железнодорожных рельсов в обжимных клетях универсального рельсобалочного стана // *Черные металлы*. 2016. № 11. С. 16 – 21.
26. Гуляев А.П., Гуляев А.А. Металловедение. – М.: Альянс, 2012. – 643 с.
27. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Альянс, 2013. – 528 с.

Поступила в редакцию 11 ноября 2018 г.

После доработки 18 марта 2019 г.

Принята к публикации 20 марта 2019 г.

PLASTICITY AND DEFORMATION RESISTANCE OF THE ALLOYED RAIL STEELS IN ROLLING TEMPERATURE INTERVAL

A.A. Umanskii¹, A.V. Golovatenko², A.S. Simachev¹,
V.V. Dorofeev², T.N. Oskolkova¹

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

² JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. On the basis of conducted experimental studies, regularities of the influence of temperature-speed rolling conditions on the plasticity and deformation resistance in the zones of continuously cast billets of alloy rail steels of E76KhF, E76KhSF grades are determined and scientifically substantiated. The results indicate the complex nature of dependence of rail steel E76KhF plasticity on deformation temperature. In particular, for near-surface layers of continuously cast billets, a noticeable decrease in plasticity in the temperature range of 1025 – 1075 °C was recorded, which is absent for the layers located in central zone of that billets. Generalization of the results of plasticity studies of various layers of continuously cast rail E76KhF steel billets has shown that absolute values of the plasticity criterion are significantly reduced with the distance from the surface to the central zone. This fact can be explained by a coarse-grained structure and increased concentration of non-metallic inclusions in the central zone of continuously cast billets relative to their surface layers; it was confirmed by the results of metallographic studies. In particular, it was found that the average grains diameter in the surface layer of deformed continuously cast billets is in 1.3 – 2.1 times less compared to the central zone. There was confirmed the presence of significant concentrations of non-deformable inclusions of the silicate type ($Al_2O_3 \cdot SiO_2$; $FeO \cdot SiO_2$; $MnO \cdot SiO_2$), which have most negative influence on steel plasticity while in the surface area such inclusions are absent. On the basis of conducted researches it was established that with increase in deformation temperature of rail steel E76KhSF there is a decrease in resistance to plastic deformation according to the exponential law. In this case, absolute values of the steel deformation resistance are reduced with the distance from the surface to the central zone of continuously cast billets, which is associated with the above illustrated increase in grain size and localization of non-metallic inclusions. The revealed tendency to reduce the deformation resistance from the surface layers to the center of continuously cast billets is maintained regardless to deformation rate, while the absolute values of the deformation resistance increase significantly with the growth of deformation rate from 1 to 10 s⁻¹. Mathematical processing of the obtained experimental data allowed to obtain regression equations that help to predict plastic and deformation properties of alloyed rail steels of E76KhF and E76KhSF grades with a sufficient degree of reliability under the specified rolling conditions and are complex theoretical basis for the development and improvement of new heating modes of billets for rolling and rail rolling schemes. Adequacy of the obtained experimental dependences is confirmed by results of pilot industrial testing of the new mode of railway rails production on the universal rail mill of “EVRAZ ZSMK”.

Keywords: ductility, rail steel, alloying, deformation resistance, regression analysis, microstructure, nonmetallic inclusions, rolling mode, railway rails.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-452-460

REFERENCES

- Dimatteo A., Lovicu G., DeSanctis M., Valentini R. Effect of temperature and microstructure on hot ductility properties of a boron steel. *Proceedings of Crack Paths*. 2012, pp. 131–138.
- Jansto S.G. Effect of melting and casting parameters on the hot ductility behavior of Nb-bearing beams, billets and slabs. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, vol. 54, no. 9, pp. 13–20. (In Russ.).
- Lopez-Chipres E., Mejia I., Maldonado C., Bedolla-Jacuinde A., Cabrera J.M. Hot ductility behavior of boron microalloyed steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2007, vol. 460–461, pp. 464–470.
- Banks K.M., Tuling A., Klinkenberg C., Mintz B. The influence of Ti on the hot ductility of Nb containing steels. *Materials Science and technology*. 2011, vol. 27, no. 2, pp. 537–545.
- Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steel and to the problem of transverse cracking. *ISIJ International*. 1999, vol. 39, no. 9, pp. 833–855.
- Yang B., Degischer H.P., Presslinger H., Xia G., Reisinger P. Influence of chemical composition on high temperature tensile properties of carbon steels. *BHM Berg- und Huttenmannische Monatshefte*. 2005, vol. 150, no. 9, pp. 313–320.
- Crowther D.N. The effects of microalloying elements on cracking during continuous casting. In: *Proceeding of the Int. Symposium on Vanadium Application Technology*. Beijing (China), Vanitec, Westerham, Kent (England), 2001, pp. 99–131.
- Gladkovskii S.V., Potapov A.I., Lepikhin S.V. Study of resistance to deformation of EP679 martensitic-aging steel. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. 2015, no. 4, pp. 18–28. (In Russ.).
- Konovalov A.V., Smirnov A.S., Parshin V.S., Dronov A.I., Karamyshev A.P., Nekrasov I.I., Fedulov A.A., Serebryakov A.V. Study of the resistance of steels 18KhMFB and 18Kh3MFB to hot deformation. *Metallurgist*. 2015, vol. 59, no. 11, pp. 1118–1121.
- Konovalov A.V., Smirnov A.S. Viscoplastic model for the strain resistance of 08Kh18N10T steel at a hot-deformation temperature. *Russian metallurgy (Metally)*. 2008, vol. 2008, no. 2, pp. 138–141.
- Hildenbrand A., Molinari A., Baczynski J. Self-consistent poly crystal modelling of dynamic recrystallization during the shear deformation of a Ti IF steel. *Acta Mater.* 1999, vol. 47, no. 2, pp. 447–460.
- Marx E. Simulation of primary recrystallization. *Acta Mater.* 1999, vol. 47, no. 4, pp. 1219–1230.
- Manonukul A., Dunne N. Dynamic recrystallization. *Acta Mater.* 1999, vol. 47, no. 7, pp. 4339–4354.
- Ding R., Guo Z.X. Microstructural modeling of dynamic recrystallization using an extended cellular automaton approach. *Computational Materials Science*. 2002, no. 23, pp. 209–218.
- Goetz R.L., Seetharaman V. Modeling dynamic recrystallization using cellular automata. *Scripta Materialia*. 1998, vol. 38, no. 3, pp. 405–413.
- Getmanets V.V., Shevchuk V.Ya. *Ratsional'nye rezhimy raboty blyuminga* [Rational modes of blooming]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 136 p. (In Russ.).
- Chekmarev A.P., Pavlov V.L., Meleshko V.I., Tokarev V.A. *Teoriya prokatki krupnykh slitkov* [Theory of large ingots rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1968, 252 p. (In Russ.).
- Dzugutov M.Ya. *Plastichnost' i deformiruemost' vysokolegirovannykh staley i splavov* [Plasticity and deformability of high-alloyed steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 303 p. (In Russ.).
- Birza V.V., Birza A.V. Steel classification according to plasticity limit under forming. *Stal'*. 2010, no. 7, pp. 66–71. (In Russ.).
- Simachev A.S., Oskolkova T.N., Temlyantsev M.V. Influence of non-metallic inclusions of rail steel on its high-temperature plasticity. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 2, pp. 134–137. (In Russ.).

21. Golubtsov V.A., Shubya L.G., Usmanov P.G. Out-of-furnace processing and modification of steel. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2006, no. 11, pp. 47–51. (In Russ.).
22. Gubenko S.I., Parusov V.V., Derevyanchenko I.V. *Nemetallicheskie vklyucheniya v stali* [Non-metallic inclusions in steel]. Dnepropetrovsk: ART PRESS, 2005, 536 p. (In Russ.).
23. Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Kadykov V.N. Development of theoretical basis of determining energy-power parameters of rolling at implementation of new grades of rail steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 10, pp. 804–810. (In Russ.).
24. Umansky A.A., Dumova L.V., Golovatenko A.V., Kadykov V.N. Development of mathematical models and methods for calculation of rail steel deformation resistance of various chemical composition. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150. Available at URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/150/1/012029/pdf> (Accessed 20.12.2018).
25. Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Kadykov V.N. Improving rail rolling modes in crimping stands of the universal rail and structural steel mill. *Chernye metally*. 2016, no. 11, pp. 16–21. (In Russ.).
26. Gulyaev A.P., Gulyaev A.A. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow: Al'yans, 2012, 643 p. (In Russ.).
27. Lakhtin Yu.M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie* [Materials science]. Moscow: Al'yans, 2013, 528 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in SibGIU using the equipment of the Center for Collective Use "Materials Science" in frame of the basic part of the State task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation No. 11.6365.2017 / 8.9.

Information about the authors:

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

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

A.S. Simachev, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming and Metal Science. OJSC "EVRAZ ZSMK"* (simachev_as@mail.ru)

V.V. Dorofeev, *Dr. Sci. (Eng.), Chief Calibrator* (Vladimir.Dorofeev@evraz.com)

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

Received November 11, 2018

Revised March 18, 2019

Accepted March 20, 2019

УДК 621.789

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА РАЗМЕР ЧАСТИЦ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ, ТВЕРДОСТЬ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ МНОГОСЛОЙНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ СТАЛЕЙ UDDEHOLM ELMAX И AISI420MoV

Дильдин А.Н.¹, к.т.н., доцент кафедры «Техника и технология производства материалов» (andildin@mail.ru)

Герасимов В.Ю.², заместитель генерального директора (v_u_gerasiv@mail.ru)

Трофимов Е.А.¹, д.х.н., профессор кафедры «Техника и технология производства материалов» (tea7510@gmail.com)

Матвеева М.А.¹, инженер кафедры «Техника и технология производства материалов» (matveevama@susu.ru)

Музафарова И.В.¹, магистрант кафедры «Техника и технология производства материалов» (irinaa_93@mail.ru)

¹ Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоуст
(456209, Россия, Челябинская обл., Златоуст, ул. Тургенева, 16)

² ООО «Компания «АиР»»
(456200, Россия, Челябинская обл., Златоуст, ул. Таганайская, 204)

Аннотация. Разработка надежных и долговечных композиционных материалов, получаемых из различных по свойствам составляющих, является актуальной задачей. К числу таких материалов относятся и многослойные стали. Чередование большого количества разнородных слоев позволяет получать свойства, недостижимые для однородной стали. Использование диффузионной сварки позволяет создать ряд композиционных материалов на основе инструментальных порошковых сталей (Uddeholm Elmax), свойства которых позволяют использовать их при производстве режущего инструмента. Целью настоящей работы стало изучение влияния режимов термической обработки на структуру и эксплуатационные свойства разработанной многослойной композиции на основе стали марки Uddeholm Elmax и низкоуглеродистой нержавеющей ножевой стали марки AISI420MoV. В процессе исследования были изучены структуры исходных сталей и композиционного материала после отжига, а затем после закалки и отпуска. Металлографические исследования образцов проводили с помощью анализатора изображений Thixomet. Структура всех образцов была рассмотрена в продольном сечении. Оценивали общий вид поверхности образцов на наличие каких-либо дефектов и неметаллических включений. Для этого рассматривали панорамные снимки образцов. Также были выполнены измерения величины частиц карбидов и определена ширина слоев в многослойной композиции. Показано, что исследуемый материал имеет выраженную слоистую структуру с резким переходом от одного слоя к другому. Используемая при производстве композиционного материала технология обеспечивает отсутствие переходной зоны между слоями. Также не обнаружено типичных дефектов (расслоений, пор, оксидных включений) диффузионной сварки. Установлено, что при термической обработке размер включений карбидов в структуре композиционного материала уменьшается, а их число увеличивается. Слои, образованные сталями марок Uddeholm Elmax и AISI420MoV, отличаются числом таких включений. Происходящие при термической обработке структурные превращения приводят к увеличению поверхностной твердости (по Роквеллу) исследуемого материала. Также выполнено исследование коррозионной стойкости и микротвердости композиционного материала. Результаты работы позволили рекомендовать режим термической обработки изученной композиции.

Ключевые слова: композиционные материалы, структура, термическая обработка, эксплуатационные характеристики.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-461-466

ВВЕДЕНИЕ

Требования к эксплуатационным характеристикам сталей и сплавов постоянно возрастают. Однородный материал зачастую не способен обеспечить требуемых потребителем свойств. Разработка надежных и долговечных композиционных материалов, получаемых из различных по свойствам составляющих, является актуальной задачей. К числу таких материалов относятся многослойные стали, которые, несмотря на

длительную историю их изготовления и применения [1 – 7], благодаря своим характеристикам привлекают внимание специалистов до настоящего времени [6 – 20]. Чередование большого количества разнородных слоев позволяет получать свойства, которые часто недостижимы для однородной стали [1, 2, 18]. При производстве таких композиций возникает большое количество проблем. Плодотворным направлением в создании композиционных сталей является использование с этой целью диффузионной сварки. Совокуп-

ность технологических приемов, разработанных специалистами «Компании “АиР”», позволила, используя диффузионную сварку, создать ряд композиционных материалов, свойства которых позволяют использовать их при производстве режущего инструмента. К числу разработанных композиций относятся материалы на основе инструментальных порошковых сталей, в том числе на основе стали марки Uddeholm Elmax. Тщательное изучение характеристик разработанных композиций, а также подбор режима их термической обработки могут позволить существенно расширить сферу их применения.

В связи с вышесказанным целью настоящей работы является изучение влияния термической обработки на особенности структуры и некоторые эксплуатационные свойства многослойной композиции на основе стали марки Uddeholm Elmax и низкоуглеродистой нержавеющей ножевой стали марки AISI420MoV.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В основе технологии производства композиционных материалов, разработанной «Компанией “АиР”», лежит диффузионная сварка [21] сталей и сплавов различного состава. Предварительную поверхностную обработку листов свариваемых сплавов проводили высокоточными современными плоскошлифовальными и фрезерными станками. Некоторые материалы подвергали пескоструйной обработке. Перед компактированием заготовки обезжиривали в ультразвуковых ваннах, подготовку поверхностей проводили методами электрохимической активации. Высокое качество процессов диффузионной сварки высоколегированных сталей обеспечивали созданием активной контролируемой атмосферы. За один технологический цикл в зависимости от состава композиции получали блок с 30 – 300 слоями. При необходимости полученный блок проковывали, шлифовали и подвергали дальнейшей диффузионной сварке, после которой блок проковывали на пневматических молотах в квадрат или полосу.

В рамках настоящего исследования изучению подвергали инструментальную порошковую сталь Uddeholm Elmax, а также композиционный материал на

основе этой стали и низкоуглеродистой нержавеющей ножевой стали AISI420MoV. Разработчиком композиции («Компания “АиР”») установлено следующее ее обозначение ZDI-E. Состав сплавов, послуживших основой для создания композиции, представлен в табл. 1.

Режимы термической обработки (τ_b – время выдержки; τ_o и v_o – время и скорость охлаждения) порошковой инструментальной стали Uddeholm Elmax представлены ниже:

– отжиг

Нагрев		Охлаждение (печь)		Охлаждение	
$T, ^\circ\text{C}$	$\tau_b, \text{ч}$	$v_o, ^\circ\text{C}/\text{ч}$	$T_1, ^\circ\text{C}$	$\tau_o, \text{ч}$	$T_2, ^\circ\text{C}$
980	2	20	850	10	750

На воздухе

– закалка

$T, ^\circ\text{C}$	$\tau_b, \text{мин}$	Закалочная среда
1050	10	Воздух
1080	10	Воздух

– отпуск

$T, ^\circ\text{C}$	$\tau_b, \text{мин}$	Охлаждение
180 – 220	90	На воздухе
450	90	На воздухе

Режимы термической обработки (v_n – скорость нагрева) композиции ZDI-E представлены ниже:

– отжиг

Нагрев		Охлаждение (печь)		Охлаждение	
$v_n, ^\circ\text{C}/\text{ч}$	$T, ^\circ\text{C}$	$v_o, ^\circ\text{C}/\text{ч}$	$T, ^\circ\text{C}$		
< 100	850 – 870	< 50	500 – 600	На воздухе	

– закалка

$T, ^\circ\text{C}$	$\tau_b, \text{мин}$	Закалочная среда
1000	10	Воздух
1050	10	Воздух
1100	10	Воздух

Т а б л и ц а 1

Химический состав сталей, использованных для получения исследуемых образцов

Table 1. Chemical composition of steels for samples

Сталь	Содержание элемента, % (по массе)							
	C	Si	Mn	Cr	V	S	P	Mo
Uddeholm Elmax	1,7	0,8	0,3	18,0	3,0	–	–	1,0
AISI420MoV	0,45 – 0,55	1,0	1,0	14,00 – 15,00	0,10 – 0,20	не более 0,03	не более 0,04	0,50 – 0,80

– отпуск

$T, ^\circ\text{C}$	$\tau_v, \text{мин}$	Охлаждение
180	90	На воздухе
180	90	На воздухе
450	90	На воздухе

С целью изучения влияния термической обработки на структуру и эксплуатационные свойства материалов образцы (в протравленном состоянии) исследовали сразу после их отжига, а затем после закалки и отпуска (далее – до и после термической обработки). Металлографические исследования образцов проводили с помощью анализатора изображений Thixomet. Структура всех образцов была рассмотрена в продольном сечении. Оценивали общий вид поверхности образцов на наличие каких-либо дефектов и неметаллических включений. Для этого рассматривали панорамные снимки

образцов (рис. 1). Также были выполнены измерения величины частиц карбидов (до и после термической обработки) и определена ширина слоев в многослойной композиции, которая составила в среднем 40 – 50 мкм. На рис. 2 представлены примеры микрофотографий, полученных при исследовании образцов стали Uddeholm Elmax, а также композита ZDI-E.

Эксплуатационные свойства ножевых материалов определяются как их режущими свойствами, так и стойкостью к атмосферной коррозии. Режущие свойства можно оценивать по такому показателю, как твердость.

В ходе настоящего исследования с помощью твердомера TP-5014 определяли твердость (по Роквеллу) поверхностного слоя изучаемых образцов (для композита исследовали зависимость твердости от температуры закалки). Для композиционного материала ZDI-E с помощью микротвердомера FM-800 исследовали микротвердость различных слоев.



Рис. 1. Микрофотография образца композита ZDI-E до термической обработки

Fig. 1. Micrograph of the ZDI-E composite sample before heat treatment

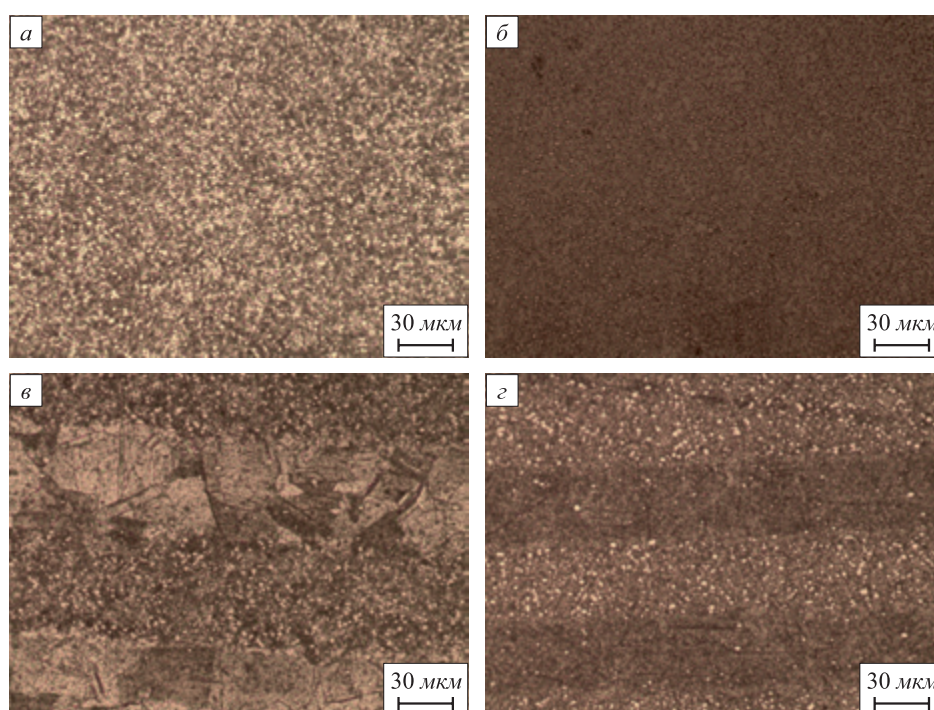


Рис. 2. Микрофотографии образцов стали Uddeholm Elmax до (а) и после (б) термической обработки, композита ZDI-E до (в) и после (г) нее

Fig. 2. Micrographs of Uddeholm Elmax steel samples before (a) and after (б) heat treatment, ZDI-E composite before (в) and after it (г)

Коррозионные испытания материалов проводили по следующей методике. Образцы (Uddeholm Elmax и ZDI-E до и после термической обработки) выдерживали в течение 100 ч в 10 %-ном растворе соляной кислоты при температуре 20 ± 1 °С. Оценку степени коррозионного поражения материалов осуществляли путем подсчета потери массы за единицу времени с единицы площади.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Усредненные результаты исследования размеров частиц карбидов в образцах вместе с результатами статистической обработки проведенных измерений представлены в табл. 2.

Результаты измерения твердости поверхности образцов представлены в табл. 3. Микротвердость (HV) слоев материала ZDI-E до термической обработки составляет 260 (для светлого слоя на основе AISI420MoV) и 370 (для темного слоя на основе Uddeholm Elmax), а после нее – 772 (для светлого слоя на основе Uddeholm Elmax) и 650 (для темного слоя на основе AISI420MoV).

Коррозионное поражение исследованных образцов в описанных выше условиях составило 88 г/(м²·ч)

для ZDI-E до термической обработки (по сравнению с 19 г/(м²·ч) для Uddeholm Elmax) и 196 г/(м²·ч) для ZDI-E после нее (по сравнению с 204 г/(м²·ч) для Uddeholm Elmax).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Образцы стали Uddeholm Elmax после отжига представляют собой матрицу феррита с дисперсными карбидными включениями сложного состава. После закалки образцы имеют структуру из мартенситной матрицы с дисперсными карбидными включениями.

Представленные в табл. 2 данные показывают, что в результате закалки размер включений карбидов уменьшался по всему объему образцов. Визуальная оценка количества карбидных включений позволяет сделать вывод о том, что после закалки их количество возросло. Аналогичные закономерности проявляются и при рассмотрении количества и размеров карбидных включений в композиционном материале (особенно это проявляется в слоях, образованных сталью Uddeholm Elmax).

По данным панорамных снимков можно судить о том, что и до, и после закалки образцы композиционного материала имеют слоистую структуру. На микро-

Т а б л и ц а 2

Размер частиц карбидов

Table 2. Carbide particles size

Материал	Число измерений	Средний размер, мкм	Стандартное отклонение, мкм	Доверительный интервал, мкм	Относительная точность, %
Сталь Uddeholm Elmax	150	2,76	0,82	0,130	4,71
	150	2,51	0,59	0,097	3,86
Композит ZDI-E					
Слой на основе AISI420MoV (светлый/темный)	50	4,65	1,84	0,53	11,40
	70	4,56	1,35	0,32	7,02
Слой на основе Uddeholm Elmax (темный/светлый)	53	4,61	1,20	0,33	7,16
	56	3,44	1,41	0,38	11,05

Пр и м е ч а н и е: числитель и знаменатель – до и после термической обработки.

Т а б л и ц а 3

Твердость исследуемых образцов

Table 3. Hardness of the samples

Образец	Твердость после отжига, HRC	Закалка		Твердость после отпуска, HRC	Отпуск	
		T, °C	Условия		T, °C	Условия
Uddeholm Elmax	20	1050	Выдержка 10 мин. Закалочная среда – воздух	60	180	Выдержка 90 мин. Охлаждение на воздухе
ZDI-E	22	1000		56	180	
		1050		61	180	
		1100		59	450	

фотографиях исследуемой композиции рассматривается четкая граница между разнородными слоями, отсутствие переходных слоев. Металлографическим исследованием установлено, что поверхность всех изученных образцов сплошная, трещины и поры отсутствуют. Это позволяет сделать вывод об удовлетворительном качестве соединения слоев.

Исследования показали, что образцы композиционного материала в состоянии после отжига состоят из феррита и дисперсных частиц карбидов. Слои (Uddeholm Elmax и AISI420MoV) отличаются количеством таких частиц. После закалки в слоях обоих типов наблюдается закалочный мартенсит.

При этом происходящие превращения не сказываются на качестве соединения слоев, что особенно важно с точки зрения дальнейшего использования материала.

Максимальная твердость образцов композита достигается при режиме термической обработки, который включает температуры закалки и отпуска 1050 и 180 °C соответственно.

Результаты исследования микротвердости слоев ZDI-E показали, что термическая обработка способствовала увеличению твердости слоев стали обоих типов. Показано, что хотя до термической обработки слоистая структура композита была более уязвима к коррозионному поражению, чем сплав Uddeholm Elmax, разница в коррозионной стойкости термически обработанных материалов практически отсутствует.

Выводы

В процессе исследования были изучены структуры инструментальной порошковой стали Uddeholm Elmax, а также композиционного материала на основе этой стали после отжига и после закалки и отпуска металла. Показано, что композиционный материал имеет выраженную слоистую структуру с резким переходом от одного слоя к другому. Используемая при производстве композита технология обеспечивает практическое отсутствие переходной зоны и при этом отсутствие дефектов (расслоений, пор, оксидных включений и т.п.) диффузионной сварки. Установлено, что при термической обработке размер включений карбидов уменьшается, а их количество увеличивается. Выявлено, что рассматриваемые структурные превращения приводят к увеличению поверхностной твердости композиционного материала. Выполнено исследование коррозионной стойкости, а также микротвердости отдельных слоев ZDI-E. Результаты работы позволили рекомендовать режим термической обработки изученной композиции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич Ю.Г. Булат. Структура, свойства и секреты изготовления. – Курган: изд. Курганского государственного университета, 2006. – 158 с.
2. Sache M. Damascus Steel: Myth, History, Technology, Applications. Stahleisen Communications; 3rd Edition (English edition). 2008. – 304 p.
3. Löbach G. Damascus Steel: Theory and Practice. Schiffer Publishing, Atglen, PA. 2012. – 176 p.
4. Verhoeven J.D. The Mystery of Damascus Blades // Scientific American. 2001. Vol. 284. No 1. P. 74 – 79.
5. Wadsworth J. Archeometallurgy related to swords // Materials Characterization. 2015. Vol. 99. P. 1 – 7.
6. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Dauksch W.E. The key role of impurities in ancient damascus steel blades // JOM: the journal of the Minerals, Metals & Materials Society. 1998. Vol. 50. No. 9. P. 58 – 64.
7. Kochmann W. Nanowires in ancient Damascus steel // Journal of Alloys and Compounds. 2004. Vol. 372. P. 15 – 19.
8. Verhoeven J.D., Pendray A.H. Experiments to reproduce the pattern of Damascus steel blades // Materials Characterization. 1992. Vol. 29. No. 2. P. 195 – 212.
9. Verhoeven J.D., Jones L.L. Damascus steel, part II: Origin of the damask pattern // Metallography. 1987. Vol. 20. No. 2. P. 153 – 180.
10. Verhoeven J.D., Baker H.H., Peterson D.T., Clark H.F., Yater W.M. Damascus steel. Part III: The Wadsworth-Sherby mechanism // Materials Characterization. 1990. Vol. 24. No. 3. P. 205 – 227.
11. Grazi F., Barzagli E., Scherillo A., De Francesco A., Williams A., Edged D., Zoppi M. Determination of the manufacturing methods of Indian swords through neutron diffraction // Microchemical Journal. 2016. Vol. 125. P. 273 – 278.
12. Гуревич Ю.Г. Классификация булата по макро- и микроструктуре // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 2. С. 3 – 7.
13. Schastlivtsev V.M., Gerasimov V.Yu., Rodionov D.P. Structure of three Zlatoust bulats (Damascus-steel blades) // Physics of Metals and Metallography. 2008. Vol. 106. No. 2. P. 179 – 185.
14. Kobasko N.I. An explanation of possible Damascus steel manufacturing based on duration of transient nucleate boiling process and prediction of the future of controlled continuous casting // International Journal of Mechanics. 2011. Vol. 5. No. 3. P. 182 – 190.
15. Sherby O.D., Wadsworth J. Damascus Steel // Scientific American. 1985. Vol. 25. No. 2. P. 112 – 120.
16. Sukhanov D.A. Damask Steel – Unalloyed Carbide Class Steel // Metallurgist. 2014. Vol. 58. No. 1 – 2. P. 149 – 153.
17. Taleff E.M., Bramfitt B.L., Syn C.K., Lesuer D.R., Wadsworth J., Sherby O.D. Processing, structure, and properties of a rolled, ultrahigh-carbon steel plate exhibiting a damask pattern // Materials Characterization. 2001. Vol. 46. No. 1. P. 11 – 18.
18. Černý M., Filípek J., Mazal P., Dostál P. Basic mechanical properties of layered steels // Acta Univ. Agric. Silv. Mendelianae Brun. 2013. Vol. 61. P. 25 – 38.
19. Mogilevsky M.A. Cast ultrahigh carbon steel with Damascus – type microstructure // Materials Technology. 2005. Vol. 20. No. 1. P. 12 – 14.
20. Марьянко А.А. Современная дамасская сталь // Прорез. 2000. № 1. С. 44 – 49.
21. Диффузионная сварка материалов. Справочник / Под ред. Н.Ф. Казакова. – М.: Машиностроение, 1981. – 271 с.

Поступила в редакцию 14 марта 2018 г.

После доработки 6 июля 2018 г.

Принята к публикации 28 января 2019 г.

EFFECT OF THERMAL PROCESSING ON PARTICLE SIZE OF CARBIDE PHASE, HARDNESS AND CORROSION RESISTANCE OF MULTILAYER COMPOSITE MATERIAL, BASED ON UDDEHOLM ELMAX AND AISI420MoV STEELS

A.N. Dil'din¹, V.Y. Gerasimov², E.A. Trofimov¹, M.A. Matveeva¹, I.V. Muzafarova¹

¹Zlatoust branch of the South Ural State University, Zlatoust, Chelyabinsk Region, Russia

²LLC "Company "A&R", Zlatoust, Chelyabinsk Region, Russia

Abstract. The urgent task is the development of reliable and durable composite materials, manufactured from various components in terms of properties. Multilayered steel is among these materials. The alternation of a large number of heterogeneous layers makes it possible to obtain a complex of properties unattainable for homogeneous steel. To create a series of composite materials for the production of cutting tools based on instrumental powder steels (in particular, Uddeholm Elmax steel), the use of diffusion welding is possible. Study of the effect of heat treatment modes on the structure and performance properties of a multilayer composition based on Uddeholm Elmax and low-carbon stainless AISI420MoV steel has become the goal of this paper. The structures of initial steels and composite material after annealing, and then after quenching and tempering were studied. Metallographic examination of the samples was carried out with the help of "Thixomet" image analyzer. The structure of all samples was considered in the longitudinal section. A general view of the samples surface was investigated for the presence of any defects and nonmetallic inclusions. For this, panoramic images of the samples were considered. Carbide particle size measurements were also performed and the layers width in the multilayer composition was measured. It is shown that the material studied has a pronounced layered structure with a sharp transition from one layer to the next one. Technology used in the production of the composite material ensures that there is no transition zone between the layers. Also, there were no typical defects of diffusion welding – bundles, pores, oxide inclusions. It was established that during thermal processing the size of carbides inclusions in the structure of the composite material decreases, and their number increases. The layers formed by Uddeholm Elmax and AISI420MoV are distinguished by the number of such inclusions. The structural transformations occurring during thermal processing lead to an increase in the surface hardness (according to Rockwell) of the material under investigation. A study was also made of the corrosion resistance and microhardness of the composite material. The results of the work made it possible to recommend a heat treatment regime for the composition studied.

Keywords: composite materials, structure, heat treatment, performance characteristics.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-461-466

REFERENCES

1. Gurevich Yu.G. *Bulat. Struktura, svoistva i sekrety izgotovleniya* [Damascus steel. Structure, properties and secrets of manufacturing]. Kurgan: izd. Kurganskogo gosudarstvennogo universiteta, 2006, 158 p. (In Russ.).
2. Sache M. *Damascus Steel: Myth, History, Technology, Applications*. Stahleisen Communications; 3rd Edition. 2008, 304 p.
3. Löblich G. *Damascus Steel: Theory and Practice*. Schiffer Publishing, Atglen, PA. 2012, 176 p.
4. Verhoeven J.D. The mystery of Damascus blades. *Scientific American*. 2001, vol. 284, no. 1, pp. 74–79.
5. Wadsworth J. Archeometallurgy related to swords. *Materials Characterization*. 2015, vol. 99, pp. 1–7.
6. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Dauksch W.E. The key role of impurities in ancient damascus steel blades. *JOM: the journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. 1998, vol. 50, no. 9, pp. 58–64.
7. Kochmann W. Nanowires in ancient Damascus steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 2004, vol. 372, pp. 15–19.
8. Verhoeven J.D., Pendray A.H. Experiments to reproduce the pattern of Damascus steel blades. *Materials Characterization*. 1992, vol. 29, no. 2, pp. 195–212.
9. Verhoeven J.D., Jones L.L. Damascus steel, part II: Origin of the damask pattern. *Metallography*. 1987, vol. 20, no. 2, pp. 153–180.
10. Verhoeven J.D., Baker H.H., Peterson D.T., Clark H.F., Yater W.M. Damascus steel. Part III: The Wadsworth-Sherby mechanism. *Materials Characterization*. 1990, vol. 24, no. 3, pp. 205–227.
11. Grazi F., Barzagli E., Scherillo A., De Francesco A., Williams A., Edged D., Zoppi M. Determination of the manufacturing methods of Indian swords through neutron diffraction. *Microchemical Journal*. 2016, vol. 125, pp. 273–278.
12. Gurevich Yu.G. Classification of Damascus steel according to macro- and microstructure. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*. 2007, no. 2, pp. 3–7. (In Russ.).
13. Schastlivtsev V.M., Gerasimov V.Yu., Rodionov D.P. Structure of three Zlatoust bulats (Damascus steel blades). *Physics of Metals and Metallography*. 2008, vol. 106, no. 2, pp. 179–185.
14. Kobasko N.I. An explanation of possible Damascus steel manufacturing based on duration of transient nucleate boiling process and prediction of the future of controlled continuous casting. *International Journal of Mechanics*. 2011, vol. 5, no. 3, pp. 182–190.
15. Sherby O.D., Wadsworth J. Damascus steel. *Scientific American*. 1985, vol. 25, no. 2, pp. 112–120.
16. Sukhanov D.A. Damask steel – unalloyed carbide class steel. *Metalurgist*. 2014, vol. 58, no. 1–2, pp. 149–153.
17. Taleff E.M., Bramfitt B.L., Syn C.K., Lesuer D.R., Wadsworth J., Sherby O.D. Processing, structure, and properties of a rolled, ultra-high-carbon steel plate exhibiting a damask pattern. *Materials Characterization*. 2001, vol. 46, no. 1, pp. 11–18.
18. Černý M., Filipek J., Mazal P., Dostál P. Basic mechanical properties of layered steels. *Acta Univ. Agric. Silvic. Mendelianae Brun.* 2013, vol. 61, pp. 25–38.
19. Mogilevsky M.A. Cast ultrahigh carbon steel with Damascus – type microstructure. *Materials Technology*. 2005, vol. 20, no. 1, pp. 12–14.
20. Mar'yanko A.A. Modern Damask steel. *Prorez*. 2000, no. 1, pp. 44–49.
21. *Diffuzionnaya svarka materialov: Spravochnik* [Diffusion welding of materials: Reference book]. Kazakov N.F. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1981, 271 p.

Information about the authors:

A.N. Dil'din, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Technique and Technology of Materials Production" (andildin@mail.ru)
V.Yu. Gerasimov, Deputy General Director, Chief of the Forging Plant (v_u_gerasimov@mail.ru)
E.A. Trofimov, Dr. Sci. (Chem.), Professor of the Chair "Technique and Technology of Materials Production" (tea751@gmail.com)
M.A. Matveeva, Engineer of the Chair "Technique and Technology of Materials Production" (26mist26@gmail.com)
I.V. Muzafarova, MA Student of the Chair "Technique and Technology of Materials Production" (irinaa_93@mail.ru)

Received March 14, 2018

Revised July 6, 2018

Accepted January 28, 2019

УДК 620.172.24:534.6

ВЫЯВЛЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНОЙ ЧАСТОТЫ СТУПЕНЧАТОГО НАГРУЖЕНИЯ ОБРАЗЦА ПРИ ЕГО ИСПЫТАНИИ НА ВЫНОСЛИВОСТЬ НА ОСНОВЕ СИНЕРГЕТИЧЕСКИ ОРГАНИЗОВАННОЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

*Савельев А.Н., к.т.н., доцент кафедры «Механика
и машиностроение» (savelyev2000@mail.ru)*

*Савельева Е.А., соискатель степени к.т.н. кафедры «Механика
и машиностроение» (elizavettown@rambler.ru)*

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

Аннотация. Рассмотрены результаты оценки рациональной частоты воздействия на образец при реализации метода определения усталостных характеристик материалов на основе синергетически организованной эмиссии волн напряжений. Суть этого процесса заключается в том, что при мелкоступенчатом нагружении испытываемого образца на каждой ступени нагружения формируется поток эмиссионного сигнала. Одновременно подготавливается очередная серия дислокаций, способных в следующий момент нагружения выйти на поверхность кристалла и излучить волну напряжений. Величина этого сигнала характеризует процессы, происходящие в материале при той или иной нагрузке, и позволяет зафиксировать силовые параметры, соответствующие такой величине, как предел выносливости. Цель настоящей работы сводится к определению частоты мелкоступенчатого нагружения, обеспечивающей максимальный волновой сигнал при реализации метода определения усталостных характеристик материалов на основе синергетически организованной эмиссии волн напряжений. Проведен анализ процесса движения элементов материала. Опираясь на ранее опубликованные материалы по использованию синергетически организованной акустической эмиссии, проанализирован процесс поведения структурных составляющих металла, выделен и описан процесс поведения его зерна под воздействием дислокационных движений. Сила каждого такого воздействия представлена δ -функцией. Поведение зерна металла описано дифференциальным уравнением второго порядка. Вероятность перемещения зерна от импульсного воздействия со стороны близлежащих кристаллов и от собственных импульсов описана плотностью вероятности движения этого зерна. Рассматривая совместно динамическое и вероятностное описание поведения зерна, было получено уравнение Колмогорова – Фоккера – Планка. В силу того, что в настоящей работе интерес представлял прежде всего колебательный характер движения зерна металла, вышеотмеченное уравнение было преобразовано в волномеханическую функцию процесса поведения зерна. Решением волномеханической функции является волновое уравнение. В результате рассмотрения волнового уравнения выявлена собственная частота колебаний зерна материала. Эта частота попадает в диапазон частот, который может быть воспроизведен при ступенчатом нагружении испытываемого образца. Это позволяет применительно к поведению кристаллической структуры металла реализовать резонансный эффект. Таким образом, определена частота, на которой колебания структуры материала на уровне зерна будут резонировать с внешним воздействием на образец. Резонансное взаимодействие структуры материала и внешнего ступенчатого нагружения образца позволит обеспечить более мощный эмиссионный сигнал при одной и той же величине ступенек при мелкоступенчатом нагружении.

Ключевые слова: эмиссия волн напряжений, синергетически организованный сигнал акустической эмиссии, частота собственных колебаний зерен металла, резонансная частота, мелкоступенчатое нагружение, предел выносливости материала.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-467-474

ВВЕДЕНИЕ

Метод испытания материала на усталостную прочность на основе синергетически организованной акустической эмиссии предполагает, что образец нагружается ступенчато [1, 2]. При мелкоступенчатом растяжении металлического образца (рис. 1, а) во время каждого импульсного прироста напряжения в образце активируется до максимального уровня очередная серия дислокаций (рис. 1, б). Одновременно формируется и упругая волна напряжений, которая распространяется вдоль испытываемого образца (рис. 1, в). Взаимодействие этой волны с дислокациями, которые были активи-

рованы во время предшествующего шага нагружения и которые находились к этому моменту в крайне возбужденном состоянии, обеспечивает их коллективное движение с коллективной эмиссией волн напряжений (рис. 1, г). Таким образом, внутренние процессы в металле, соответствующие данному уровню напряжений, устойчиво фиксируются при помощи регистрации амплитуд колебаний волн напряжений. Для рациональной организации такого процесса необходимо правильно выбрать параметры режима нагружения: частоту и амплитуду ступенчатой нагрузки (рис. 1, а). При выборе ступенчатого режима нагружения образца металла необходимо на обоснованных закономерностях опреде-

литься с частотой ω (или величиной Δt , см. рис. 1, *a*) и амплитудой ступени $\Delta\sigma$ нагружения. В настоящей работе анализируется частота ступенчатого нагружения ω с точки зрения получения мощного акустического сигнала при $\Delta\sigma = \text{const}$.

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ДВИЖЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ

МАТЕРИАЛА

Исходим из того, что акустический, синергетически организованный сигнал будет самым большим, если колебательный процесс того или иного элемента кристаллической структуры металла будет резонировать с частотой ступенчатого нагружения. Для выделе-

ния такой структуры, собственные колебания которой могут быть близки частоте ступенчатого нагружения, воспользуемся теорией движения [3, 4] и выделим возможные формы движения элементов в материале. Кристаллический конструкционный материал представляет собой сложную разномасштабную композицию, поведение которой при нагружении выглядит как многоуровневый структурированный процесс. Разномасштабность элементов, составляющих металл, определяет и различный вид, и степень реакции его элементов на то или иное внешнее воздействие [5 – 7].

Рассмотрим более детально процесс движения элементов металла в образце (рис. 2, *a*). Участок *B* образца подвергается внешнему воздействию соседнего участка *A*, вынуждая его двигаться. Действие элементов участка *A* на элементы участка *B*, обозначенное D_1 , отразившись элементами участка *B* в виде O_2 , выражается в самодвижении C_2 всего участка *B*. Эта часть движения в виде действия D_2 передается следующему участку *B* образца, чем, собственно, и завершается одна ветвь процесса превращения внешнего этапа движения D_1 во внутренний C_2 и обратно во внешний D_2 . В момент отражения воздействия D_1 на элемент участка *B* происходят изменения не только всего этого участка, скажем, в виде его деформации, но и изменения элементов его внутренней структуры. Зерна металла также сдеформируются и переместятся, отразив воздействие D_1 в виде O'_2 . Таким образом, зародится вторая ветвь движения на уровне зерен металла: $O'_2 \rightarrow C'_2 \rightarrow D'_2 \rightarrow \dots \rightarrow$. Это движение выразится в межзеренных деформациях и закончится ростом межзеренных трещин. В свою очередь при деформации зерен в момент отражения ими внешнего воздействия начинается движение составных элементов зерна – дислокации. Отражение дислокациями воздействия D'_2 в виде O''_2 перейдет в самодвижение C''_2 и выйдет на поверхность зерна в виде акустической эмиссии. Отражение воздействия на зерно металла сопровождается также и самодвижением C''_2 ионов его кристаллической решетки, которое завершается в виде излучения в окружающую среду квантов тепла, указывая, таким образом, на наличие движения на ионном уровне. Эту последовательность ветвей движения можно продолжить, рассматривая все более тонкие структуры материала. В данном случае виды движения представляют интерес как механизм формирования дислокационных структур, а значит механизм движения элементов, связанных с движением дислокаций.

При передаче движения интенсивность вовлеченных в этот процесс составляющих передающего звена элементов различная. Соотношение между движениями с выделением доминирующего в этом движении элемента на разных уровнях структуры материала полностью зависит от характера внешней нагрузки. Как известно [8], при высокочастотном воздействии в силу резонансного эффекта наиболее интенсивно передают движение ионы кристаллической решетки. Это опре-

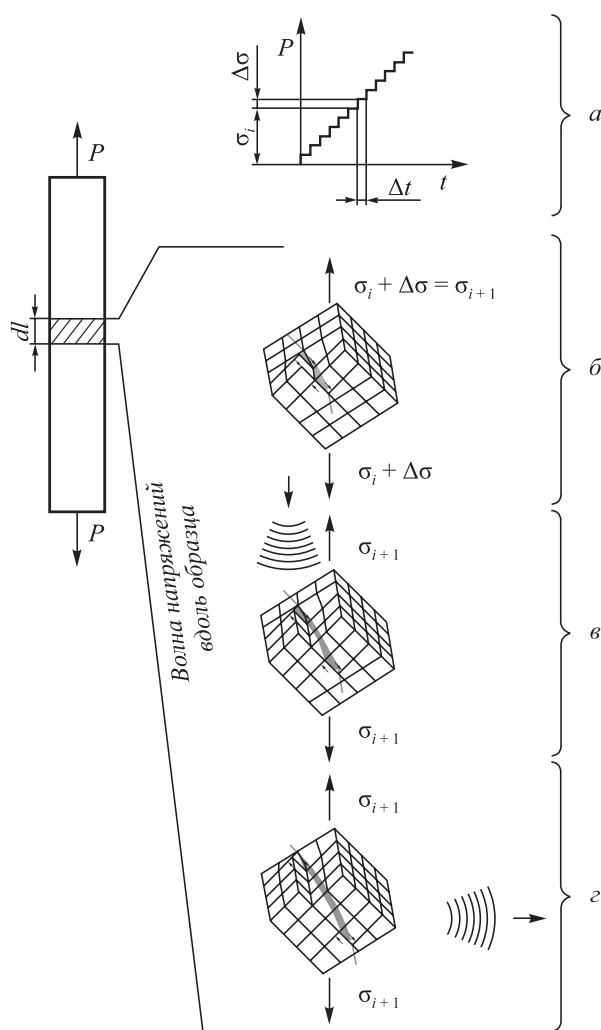


Рис. 1. Синергетический механизм организации сигнала эмиссии волн напряжений:

a – мелкоступенчатое растяжение металлического образца;
b – увеличение энергии дислокации; *в* – воздействие на дислокации упругой волны; *г* – вынужденный процесс движения дислокации с формированием эмиссии волн напряжений

Fig. 1. Synergistic mechanism of the signal organization of stress waves emission :

a – fine stretching of metal sample; *b* – increase in dislocation energy;
в – impact of elastic wave on dislocations; *г* – forced process of dislocation movement with stress wave emission

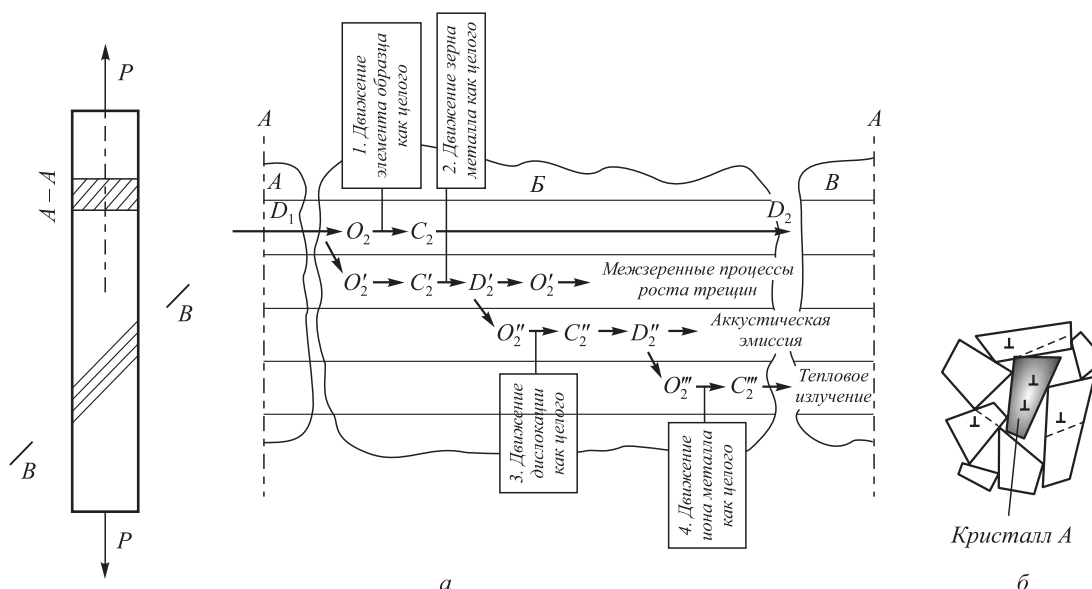


Рис. 2. Структура движения элементов материала при внешнем воздействии на него

Fig. 2. Movement structure of material elements under external influence

делает заниженную в 1,2 – 1,6 раза чувствительность дислокаций к такого рода нагрузкам на материал. Воздействие, близкое к квазистатическому, напротив, способствует возникновению в материале наиболее заметных форм движения, связанных с формированием в нем дислокационных субструктур, ведущих к усталостному его повреждению [9 – 11]. В связи с этим наибольший интерес проявляется к результатам поведения дислокаций и их скоплений при низкочастотном воздействии на материал. Как показано в работах [12 – 14], минимальное силовое усилие, соответствующее пределу выносливости материалов, ниже 50 Гц. Известно также, что при приближении к квазистатическим нагрузкам порог чувствительности дислокаций к деформационным процессам в металлах возрастает и стремится к деформации, соответствующей пределу текучести. Можно предположить, что диапазон частот нагружения, в котором чувствительность дислокаций к передаваемому материалом движению максимальна, лежит в пределах 0,1 – 50 Гц.

Высокая чувствительность дислокаций к движению может быть объяснена тем, что частота движения одного из элементов материала совпадает с частотой движения всего передаточного звена испытываемого образца. Таким элементом при частотах нагружения 0,1 – 50 Гц может быть только зерно или область локализованной деформации, так как ионы металла имеют значительно более высокую частоту колебаний.

Дислокации также движутся с более высокими скоростями, нежели это возможно при частотах ниже 50 Гц. В этом случае очень важно составить картину движения дислокаций при низкочастотном воздействии на материал [15]. В процессе эволюции дислокационной структуры и выхода дислокаций на поверхность

зерен материала возможно дискретное движение областей локализованной деформации. В результате такого процесса на границе сопряжения элементов структуры формируются упруго-пластические зоны [9, 16, 17, 18], которые, собственно, способствуют интенсивному накапливанию в них повреждений и зарождению дефектов. Зерно в этом случае, как отмечается в работах [19, 20], совершает как сдвиговые, так и ротационные перемещения. Эта совокупность деформаций получила название дисторсии. Линейная часть деформации в области упругой зоны реализуется в большей своей части путем деформации растяжения-сжатия решетки кристалла. Что касается ротационных смещений, то в этом случае доминирующую роль играют смещения объемов кристалла относительно друг друга, которые становятся значимыми при больших деформациях металла [19].

Будем считать, что в области упругой деформации определяющая роль в движении зерен металла принадлежит дислокациям, выходящим на межзеренные границы. В этом случае под действием импульсов выходящих из соседних зерен металла дислокаций кристалл (4) (рис. 2, б) совершает колебательные движения. Частота этих колебаний представляет в этом случае особый интерес в связи с тем, что по ее величине будет выбираться частота ступенчатого нагружения испытываемого образца при реализации синергетически организованной эмиссии. Силу каждого такого воздействия на кристалл можно представить δ -функцией вида

$$\Phi_i = \varphi \delta(t - t_i),$$

где t_j – момент действия j -го импульса на кристалл; φ – константа.

Полная сила в этом случае запишется как сумма всех единичных сил, действующих на кристалл (4):

$$\Phi(t) = \varphi \sum_j \delta(t - t_j) (\pm 1)_j,$$

где $(\pm 1)_j$ – случайное направление действия силы Φ_j .

Далее будем исходить из того, что деформация металла ограничивается упругой зоной. Этот факт обеспечивает возвращение системы в исходное положение после снятия нагрузки за счет упругой силы и всегда при отсутствии внешней нагрузки $\sigma(t)$ на металл и, соответственно, силы $\Phi(t)$ взаимодействия кристалла, величина его смещения составит $q = 0$. Тогда динамическое движение кристалла (4) запишется в общем виде как

$$mq + h\dot{q} + c\ddot{q} = \Phi(t),$$

где m , q , $\dot{q}$ и $\ddot{q}$ – масса, перемещение, скорость и ускорение кристалла; c – жесткость взаимодействия зерен материала; h – постоянная затухания.

Рассматриваемый кристалл в металле плотно зажат между соседними кристаллами. В силу этого процесс его движения происходит в стесненных условиях, жестко ограничивающих его перемещения, т.е. рассматриваемый кристалл как динамическая система является «передемпфированным». Это дает основание предполагать, что ускорение движения кристалла – величина малая, которой в данном случае можно пренебречь. После упрощения с учетом вышеизложенного динамическое уравнение поведения кристалла (4) примет вид

$$\dot{q} = -\gamma q + F(t), \quad (1)$$

где $\gamma = \frac{c}{h}$; $F(t) = \frac{\varphi}{h} \Phi(t)$.

Поведение произвольно выбранного блока, состоящего из n кристаллов, в процессе доминирующей упругой деформации материала определяется действующей на него силовой ситуацией. На каждый кристалл воздействуют близлежащие кристаллы, непосредственно или опосредствованно передавая импульсы от выходящих на поверхность дислокаций и, тем самым, изменяют их положение. Вероятность перемещения кристалла (4) в рассматриваемом блоке кристаллов в точку $q_i(t)$ за счет импульсов как от близлежащих кристаллов, так и от собственных импульсов определится так:

$$p_i(q, t) = \delta[q - q_i(t)]. \quad (2)$$

Если вероятность появления траектории i равна p_i , то плотность распределения вероятностей может быть записана в виде

$$f(q, t) = \sum p_i \delta[q - q_i(t)],$$

или с учетом уравнения (2) – в виде

$$f(q, t) = \langle \delta[q - q_i(t)] \rangle; \quad (3)$$

здесь через скобки $\langle \rangle$ обозначена операция усреднения. Рассмотрим изменение параметра f за время Δt :

$$\Delta f(q, t) = f(q, t + \Delta t) - f(q, t). \quad (4)$$

С использованием уравнения (3) приведем выражение (4) к виду

$$\Delta f(q, t) = \langle \delta[q - q(t + \Delta t)] \rangle - \langle \delta[q - q(t)] \rangle. \quad (5)$$

Далее положим, что

$$q(t + \Delta t) = q(t) + \Delta q(t), \quad (6)$$

и разложим δ -функцию по степеням $\Delta q(t)$, включая и квадратичные члены. Такое разложение имеет вид [21]:

$$\begin{aligned} \Delta f(q, t) = & \left\langle -\frac{d}{dq} \delta[q - q(t)] \Delta q(t) \right\rangle + \\ & + \frac{1}{2} \left\langle \frac{d^2}{dq^2} [q - q(t)] [\Delta q(t)]^2 \right\rangle. \end{aligned} \quad (7)$$

Используя полученное ранее динамическое уравнение движения кристалла (1), найдем Δq . Для этого проинтегрируем уравнение (7) по временному интервалу Δt , принимая во внимание то, что положение q кристалла изменяется очень мало, но число толчков, которое он испытывает, очень велико:

$$\begin{aligned} \int_t^{t+\Delta t} \dot{q}(t') dt' &= q(t + \Delta t) - q(t) \equiv \Delta q = \\ &= - \int_t^{t+\Delta t} \gamma q(t') dt' + \int_t^{t+\Delta t} F(t') dt' = \gamma q(t) \Delta t + \Delta F(t); \end{aligned} \quad (8)$$

здесь t и t' – моменты времени.

Вычислим первый член в правой части уравнения (7). Для этого подставим в него правую часть выражения (8), после чего получим

$$\frac{d}{dq} \left\{ \langle \delta[q - q(t)] [-\gamma q(t) \Delta t] \rangle + \langle \delta[q - q(t)] \rangle \langle \Delta F \rangle \right\}. \quad (9)$$

Разбиение среднего (содержащего величину ΔF) в выражении (9) на произведение двух средних связано со следующим обстоятельством. Величина ΔF содержит все толчки, которые произошли после момента t , в то время как $q(t)$ определяется всеми толчками, произошедшими до этого момента. В силу того, что толчки происходят независимо друг от друга, полное среднее можно разбить на произведение средних и, поскольку $\langle F \rangle = 0$ и $\langle \Delta F \rangle = 0$, то уравнение (9) сведется к виду

$$-\gamma\Delta t \frac{d}{dq} \left\{ \langle \delta[q - q(t)]q \rangle \right\}. \quad (10)$$

Вычислим теперь второй член уравнения (7). При использовании тех же аргументов, что и выше, вторую составляющую уравнения (7) можно представить в виде

$$\frac{d^2}{dq^2} \langle \delta[q - q(t)] \rangle \langle \Delta q(t)^2 \rangle. \quad (11)$$

Если в выражение (11) подставить Δq из уравнения (8), то найдем члены, содержащие Δt^2 , $\Delta t \Delta F$ и $(\Delta F)^2$. Величина $(\Delta F)^2$ при этом пропорциональна Δt в силу того, что среднее от ΔF равно нулю, а следовательно, вклад в выражение (11) вносит только член $\langle (\Delta F)^2 \rangle$, являющийся линейным по Δt . Тогда вычисляем

$$\langle \Delta F^2 \rangle = \langle \Delta F(t) \Delta F(t') \rangle = \int_t^{t+\Delta t} \int_t^{t+\Delta t} dt' dt'' \langle F(t') F(t'') \rangle, \quad (12)$$

где t, t', t'' – моменты времени.

Импульсные воздействия на кристалл (A) позволяют представить корреляционную функцию силы $F(t)$ пропорциональной δ -функции вида

$$\langle \Delta F(t) \Delta F(t') \rangle = D \delta(t - t'), \quad (13)$$

где D – коэффициент диффузии.

Это дает возможность сразу вычислить выражение (12). В результате получим

$$\langle \Delta F^2 \rangle = D \Delta t. \quad (14)$$

Таким образом, окончательный вид второго слагаемого уравнения (7) будет следующим:

$$\frac{d^2}{dq^2} = \frac{d}{dq} \langle \delta[q - q(t)] \rangle D \Delta t. \quad (15)$$

Тогда, разделив исходное уравнение (7) на Δt , воспользовавшись результатами (10) и (15) и перейдя к пределу $\Delta t \rightarrow 0$, получим обобщенное уравнение Колмогорова – Фокера – Планка:

$$\frac{df}{dt} = \frac{d}{dq} (\gamma q f) + \frac{1}{2} D \frac{d^2}{dq^2} f. \quad (16)$$

Поскольку интерес вызывает только колебательный характер движения кристалла (A) материала, перейдем к волномеханической функции процесса [22]. Рассматривая случай, когда коэффициент дрейфа $K = \gamma q$ имеет потенциал S , т.е. $K = \frac{\partial S}{m \partial q}$, запишем полный потенциал Σ -процесса:

$$\Sigma = S + H,$$

где H – потенциал импульсной силы.

Тогда волномеханическая функция запишется так:

$$\Psi = \alpha \exp\left(-\frac{i\Sigma}{2mD}\right) \exp\left(-\frac{H}{2mD}\right), \quad (17)$$

где m – масса кристалла.

Если в формуле (16) плотность вероятности положения рассматриваемого кристалла f записать через Ψ , получим волномеханическое уравнение

$$\frac{\partial \Psi \Psi^*}{\partial t} = \frac{D}{i} \text{div}(\Psi \nabla \Psi^* - \Psi^* \nabla \Psi) = 0. \quad (18)$$

Затем берем лагранжиан системы в виде

$$L = \int \left\{ f \frac{\partial \Sigma}{\partial t} + f \frac{(\nabla \Sigma)^2}{2m} + U(f) + \Pi(f) \right\} dy,$$

где U – плотность потенциальной энергии; Π – энергия диффузионного давления.

Варьируя этот лагранжиан, приходим к волномеханическому уравнению

$$\Delta \Psi - \frac{1}{2mD^2} \frac{\partial U}{\partial t} \Psi - \frac{i}{D} \frac{\partial \Psi}{\partial t} = 0. \quad (19)$$

Будем исходить из того, что колебательный процесс кристалла металла протекает в области линейной взаимосвязи напряжений и деформаций, тогда плотность потенциальной энергии может быть выражена линейной ее зависимостью с потенциальной энергией: $U = fP$, где P – потенциальная энергия. Уравнение (19) запишется так:

$$\Delta \Psi - \frac{P\Psi}{2mD^2} - \frac{i}{D} \frac{\partial \Psi}{\partial t} = 0. \quad (20)$$

Предположим, что в случае стандартных испытаний процесс деформации протекает стационарно, тогда волномеханическое уравнение движения кристалла (A) материала запишется в виде

$$\Delta \Psi + \frac{E - P}{2mD^2} \Psi = 0. \quad (21)$$

Решением этого уравнения является волновая функция вида

$$\Psi = \Psi_0 \exp\left(\frac{i}{2mD^2}\right) (pq - Et). \quad (22)$$

В этом уравнении p – количество движения кристалла (A), E – энергия перемещения.

Длина волны колебаний кристалла, соответствующая волновой функции (22), определится так: $\lambda = \frac{4\pi D}{p}$.

В случае, когда кристалл (A) передемпфирован, дли-

ну волны его колебаний можно записать как $\lambda = \frac{4\pi D}{\sqrt{2U}}$, а скорость перемещения принять равной скорости выхода из него дислокаций.

Далее исходим из того, что выход дислокаций из кристалла возможен только в том случае, когда $D \geq \sqrt{2U}$. В этом случае $\lambda = 4\pi$. Для определения частоты колебаний кристалла (A), а значит и частоты внешних воздействий, при которой он резонирует и предел выносливости становится минимальным, необходимо знать скорость выхода дислокаций из этого и соседних кристаллов. Воспользуемся экспериментальными данными, приведенными в литературе. Из работ [23 – 26] известно, что при воздействии на материал нагрузкой, близкой к пределу выносливости, импульсы акустической эмиссии при дискретном движении блоков локализованной деформации с выходом дислокаций на поверхность их зерен становятся максимальными. При дальнейшем увеличении нагрузки на материал сигналы акустической эмиссии, а значит и скорость выхода дислокаций из зерен больше не возрастают и остаются максимальными до наступления предела текучести. Скорость движения дислокаций, оцененная по данным работы [10], для различных материалов может достигать величины порядка $v = 10 \div 100$ м/с. Тогда частота колебаний кристалла будет равна 0,8 – 8 Гц.

Выводы

Оценена частота нагружения конструкционных материалов, с которой совершают собственные колебания кристаллы (зерна) металлов при их нагружении. Это дает возможность учитывать данный факт в выборе частоты ступенчатого нагружения образцов металла при испытании его на выносливость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Савельев А.Н., Савельева Е.А., Локтева Н.А. Оценка прочностных свойств материалов элементов технологических машин на основе синергетически организованных сигналов акустической эмиссии // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 6. С. 443 – 450.
2. Пат. № 2555506 РФ. Способ регистрации сигналов акустической эмиссии / Е.А. Савельева, А.Н. Савельев. Заявл. 26.03.2014. Бюл. № 19.
3. Кандыбо Г.В., Страшников В.М. Материя, движение, техника. – Минск: Наука и техника. 1977. – 200 с.
4. Савельев А.Н. Структурные особенности устойчиво функционирующей сложной технической системы // Изв. вуз. Черная металлургия. 1996. № 12. С. 53 – 58.
5. Савельев А.Н. Виды движений в материалах и невелеровские кривые усталостной их оценки // Изв. вуз. Черная металлургия. 1992. № 2. С. 78 – 81.
6. Charsley P., Bangert U., Appleby L.J. The effect of temperature and amplitude on dislocation structures in cyclically deformed pure aluminum // Mat. Sci. and Eng. 1989. No. 113. P. 231 – 236.
7. Crinberg N.M. etc. Cyclic hardening and substructure of Al-Mg alloys // Mat. Sci. and Eng. 1991. A 138. P. 49 – 61.
8. Коттрелл А.Х. Прерывистая текучесть. – В кн.: Структура и механические свойства материалов. – М.: Металлургия, 1967. С. 210 – 224.
9. Конрад Г. Модель деформированного упрочнения для объяснения влияния величины зерна для напряжения течения металла. – В кн.: Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. С. 206 – 219.
10. Glasov M., Llanes L.M., Laird C. Self-organized dislocation structures (SODS) in fatigue metals // Phys. Stat. Sol. (a). 1995. Vol. 149. P. 297.
11. Pangborn R.N., Weissmann S., Kramer I. R. Dislocation distribution and prediction of fatigue damage // Metallurgical Transactions A. 1981. Vol. 12 (1). P. 109 – 120.
12. Кульбашный П.Ф. Влияние частоты нагружения и направленности анизотропии на усталостную прочность листового алюминиевого сплава АМг65М // Проблемы прочности. 1972. № 6. С. 38 – 41.
13. Кузьменко В.А., Матохнюк Л.Е., Писаренко Г.Г. и др. Влияние частоты нагружения на усталостную прочность металлов. – В сб. докл. Усталостная прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения. – Киев: Наукова думка, 1976. С. 23 – 32.
14. Писаренко Г.Г. Влияние частоты циклического растяжения-сжатия на выносливость сплава Д16Т // Проблемы прочности. 1972. № 12. С. 2 – 23.
15. Савельев А.Н., Громов В.Е. Влияние частоты нагружения на характер распределения движений в материалах // Изв. вуз. Черная металлургия. 1999. № 6. С. 62 – 66.
16. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформаций / В.А. Лихачев, В.Е. Панин, Е.Э. Засимчук и др. – Киев: Наукова думка, 1989. – 320 с.
17. Mecke K., Blochwitz G., Kremling U. The development of the dislocation structures during the fatigue process of F.C.C. single crystals // Cryst. Res. And Technol. 1982. Vol. 17. No. 12. P. 1557 – 1570.
18. Ackermann F. etc. The dependence of dislocation microstructure on plastic strain amplitude in cyclically strained copper single crystals // Acta. met. 1984. Vol. 32. No. 5. P. 715 – 725.
19. Структурные уровни пластической деформации и разрушение / В.Е. Панин, Ю.В. Гриняев, В.И. Данилов и др. – Новосибирск: Наука, 1990. – 255 с.
20. Gillis P.P. Dislocation motions and acoustic emission. – In.: Acoustic emission, ASTM STP-505. 1972. P. 20 – 29.
21. Хакен Г. Синергетика / Пер. с англ. – М.: Мир, 1980. – 404 с.
22. Кузьменко Г.И. Значение теории простых марковских процессов в физической химии // Журнал физической химии. 1977. № 10. С. 2607 – 2610.
23. Носкова Н.И. Прямое наблюдение расщепления дислокаций в твердых растворах с ОЦК решеткой // Физика металлов и металловедение. 1985. Т. 60. Вып. 2. С. 387 – 394.
24. Jon M.C., Mason W.P., Besuers D.N. Observation of acoustic harmonics generated by long-range motion of dislocations // J. Appl. Phys. 1978. Vol. 49. No. 12. P. 5871 – 5879.
25. Koneva N.A. Self-organization and phase transition in dislocation structure. – In.: Proc. of 9th ICSMA, Israel, Haifa 1991, Fruid Publ. – Company LTD. London, 1991. P. 157 – 164.
26. James D.R., Carpenter S.H. Relation between acoustic emission and dislocation kinetics in crystalline solids // J. Appl. Phys. 1971. Vol. 42. No. 12. P. 4685 – 4697.

Поступила в редакцию 28 декабря 2018 г.
После доработки 17 февраля 2019 г.
Принята к публикации 19 февраля 2019 г.

DETECTION OF RATIONAL FREQUENCY OF THE SAMPLE INCREMENTAL LOADING DURING ITS TESTS FOR ENDURANCE ON THE BASIS OF A SYNERGETICALLY ORGANIZED ACOUSTIC EMISSION

A.N. Savel'ev, E.A. Savel'eva

Siberian State Industrial University, Russia, Kemerovo Region,
Novokuznetsk

Abstract. The article considers results of the evaluation of rational frequency effecting the sample when implementing the method of determining the fatigue characteristics of materials based on synergistically organized emission of stress waves. The essence of this process lies in the fact that a flow of the emission signal is formed with a small-scale loading of the tested sample at each step of loading. At the same time, another series of dislocations is being generated, capable of reaching the crystal surface at the next moment of loading and emitting a stress wave. The magnitude of this signal characterizes the processes occurring in the material at a particular load, and allows the power parameters corresponding to such value as endurance limit to be recorded. The purpose of this work is to determine the frequency of small-scale loading, providing the maximum wave signal when implementing the method for determining the fatigue characteristics of materials based on synergistically organized emission of stress waves. The analysis of the movement of material elements was made. Based on previously published materials on the use of synergistically organized acoustic emission, the process of behavior of the metal structural components was analyzed; the process of the behavior of its grain under the influence of dislocation movements is identified and described. The strength of each such impact was represented by the delta function. The behavior of metal grains was described by the second order differential equation. The probability of a grain moving from impulse action from the side of lying crystals and from its own impulses is described by the density of movement probability of this grain. Considering jointly the dynamic and probabilistic description of the grain behavior, the Kolmogorov – Fokker – Planck equation was obtained. Due to the fact that in the present work, the oscillatory nature of the metal grain movement was of interest, the above-mentioned equation was transformed into a wave-mechanical function of the process of grain behavior. The solution of wave-mechanical function is wave equation. As a result of consideration of the wave equation, natural frequency of material grain oscillations was revealed. This frequency falls in the range of frequencies that can be reproduced under stepwise loading of the test sample. This makes it possible to realize a resonance effect as applied to behavior of the metal crystal structure. Thus, frequency at which fluctuations in the material structure at the grain level will resonate with an external effect on the sample is determined. Resonant interaction of the material structure and external incremental loading of the sample will ensure a more powerful value of the emission signal at the same value of the steps under small-scale loading.

Keywords: emission of stress waves, synergistically organized acoustic emission signal, natural vibration frequency of metal grains, resonant frequency, small-scale loading, material endurance limit.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-467-474

REFERENCES

1. Savel'ev A.N., Savel'eva E.A., Lokteva N.A. Strength properties evaluation of materials of technological machines elements based on the synergetically organized signals of acoustic emission. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 6, pp. 443–450. (In Russ.).
2. Savel'eva E.A., Savel'ev A.N. *Sposob registratsii signalov akusticheskoi emissii* [The method of acoustic emission signals registration]. Patent RF no. 2555506. *Bulleten' izobretenii*. 2014, no. 19. (In Russ.).
3. Kandybo G.V., Strashnikov V.M. *Materiya, dvizhenie, tekhnika* [Matter, movement, technology]. Minsk: Nauka i tekhnika, 1977, 200 p. (In Russ.).
4. Savel'ev A.N. Structural features of a stably functioning complex technical system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1996, no. 12, pp. 53–58. (In Russ.).
5. Savel'ev A.N. Types of movements in materials and nevelier fatigue curves for their evaluation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1992, no. 2, pp. 78–81. (In Russ.).
6. Charsley P., Bangert U., Appleby L.J. The effect of temperature and amplitude on dislocation structures in cyclically deformed pure aluminum. *Mat. Sci. and Eng.* 1989, no. 113, pp. 231–236.
7. Crinberg N.M. etc. Cyclic hardening and substructure of Al-Mg alloys. *Mat. Sci. and Eng.* 1991, A 138, pp. 49–61.
8. Cottrell A.H. Discontinuous flow. In.: *Struktura i mekhanicheskie svoystva materialov* [Structure and mechanical properties of materials]. Moscow: Metallurgiya, 1967, pp. 210–224. (In Russ.).
9. Conrad H. Model of deformed hardening used to explain the effect of grain size for metal flow stress. In.: *Sverkhmelkoe zerno v metal-lakh* [Ultrafine-grain metals]. Trans. from Eng. Moscow: Metallurgiya, 1973, pp. 206–219. (In Russ.).
10. Glasov M., Llanes L.M., Laird C. Self-organized dislocation structures (SODS) in fatigue metals. *Phys. Stat. Sol. (a)*. 1995, vol. 149, pp. 297.
11. Pangborn R.N., Weissmann S., Kramer I. R. Dislocation distribution and prediction of fatigue damage. *Metallurgical Transactions A*. 1981, vol. 12, no. 1, pp. 109–120.
12. Kul'bashnii P.F. Influence of loading frequency and directivity of anisotropy on the fatigue strength of sheet aluminum alloy AMg65M. *Problemy prochnosti*. 1972, no. 6, pp. 38–41. (In Russ.).
13. Kuz'menko V.A., Matokhnyuk L.E., Pisarenko G.G. etc. Effect of loading frequency on fatigue strength of metals. In: *Ustalostnaya prochnost' materialov i elementov konstruktov pri zvukovykh i ul'trozvukovykh chastotakh nagruzheniya: Sb. dokl.* [Fatigue strength of materials and structural elements at sound and ultrasonic loading frequencies: Coll. of papers]. Kiev: Naukova dumka, 1976, pp. 23–32. (In Russ.).
14. Pisarenko G.G. Effect of the frequency of cyclic stretching – compression on endurance of D16T alloy. *Problemy prochnosti*. 1972, no. 12, pp. 2–23. (In Russ.).
15. Savel'ev A.N., Gromov V.E. Effect of loading frequency on movements distribution in materials. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1999, no. 6, pp. 62–66. (In Russ.).
16. Likhachev V.A., Panin V.E., Z asimchuk E.E. etc. *Kooperativnye deformatsionnye protsessy i lokalizatsiya deformatsii* [Cooperative deformation processes and localization of deformations]. Kiev: Naukova dumka, 1989, 320 p. (In Russ.).
17. Mecke K., Blochwitz G., Kremling U. The development of the dislocation structures during the fatigue process of F.C.C. single crystals. *Cryst. Res. And Technol.* 1982, vol. 17, no. 12, pp. 1557–1570.
18. Ackermann F. etc. The dependence of dislocation microstructure on plastic strain amplitude in cyclically strained copper single crystals. *Acta. Met.* 1984, vol. 32, no. 5, pp. 715–725.
19. Panin V.E., Grinyaev Yu.V., Danilov V.I. etc. *Strukturnye urovni plasticheskoi deformatsii i razrushenie* [Structural levels of plastic

- deformation and fracture]. Novosibirsk: Nauka, 1990, 255 p. (In Russ.).
20. Gillis P.P. Dislocation motions and acoustic emission. In: *Acoustic emission, ASTM STP-505*. 1972, pp. 20–29.
 21. Haken H. *Synergetics. An Introduction. Nonequilibrium phase transitions and self-organization in Physics, Chemistry and Biology*. 2nd Ed. Berlin – Heidelberg – New York: Springer-Verlag, 1978. (Russ.ed.: Haken H. *Sinergetika*. Moscow: Mir, 1980, 404 p.).
 22. Kuz'menko G.I. Value of the theory of simple Markov processes in physical chemistry. *Zhurnal fizicheskoi khimii*. 1977, no. 10, pp. 2607–2610. (In Russ.).
 23. Noskova N.I. Direct observation of the dissociation of dislocations in solid solutions with b. c. c. lattice. *Physics of Metals and Metallography*. 1985, vol. 60, no. 2, pp. 165–172.
 24. Jon M.C., Mason W.P., Besuers D.N. Observation of acoustic harmonics generated by long-range motion of dislocations. *Journal of Applied Physics*. 1978, vol. 49, no. 12, pp. 5871–5879.
 25. Koneva N.A. Self-organization and phase transition in dislocation structure. In: *Proc. of 9th ICSMA, Israel, Haifa 1991*. Fruid Publ. Company LTD, London, 1991, pp. 157–164.
 26. James D.R., Carpenter S.H. Relation between acoustic emission and dislocation kinetics in crystalline solids. *J. Appl. Phys.* 1971, vol. 42, no. 12, pp. 4685–4697.

Information about the authors:

A.N. Savel'ev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (savel'ev2000@mail.ru)
E.A. Savel'eva, Candidates for a Degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (elizavettown@rambler.ru)

Received December 28, 2019
 Revised February 17, 2019
 Accepted February 19, 2019

УДК 669.014

ТЕРМОДИНАМИКА РАСТВОРОВ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ Ni–Co, СОДЕРЖАЩИХ МАРГАНЕЦ*

Дашевский В.Я.^{1,2}, д.т.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих
промышленных технологий, зав. лабораторией (vdashev@imet.ac.ru)

Александров А.А.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (a.a.aleksandrov@gmail.com)

Леонтьев Л.И.^{2,3,4}, академик РАН, советник, д.т.н., профессор, главный научный
сотрудник (lleontev@imet.ac.ru; leo@presidium.ras.ru)

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
(119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

³ Институт металлургии УрО РАН
(620016, Россия, Екатеринбург, ул. Амундсена, д. 101)

⁴ Президиум РАН
(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 32а)

Аннотация. Сплавы системы Ni–Co широко используются в современной технике. Марганец является одним из легирующих компонентов в этих сплавах. Вредной примесью в сплавах системы Ni–Co является кислород, который находится в металле как в растворенном виде, так и в виде неметаллических включений. Присутствие кислорода в этих сплавах приводит к снижению их служебных характеристик. Для практики производства сплавов представляет значительный интерес изучение термодинамики растворов кислорода в расплавах этой системы, содержащих марганец. Проведен термодинамический анализ растворов кислорода в расплавах системы Ni–Co, содержащих марганец. Определены константа равновесия реакции взаимодействия марганца с кислородом, растворенным в никель-кобальтовых расплавах, коэффициенты активности при бесконечном разбавлении и параметры взаимодействия в расплавах различного состава. При взаимодействии марганца с кислородом в расплавах системы Ni–Co оксидная фаза, помимо MnO, содержит NiO и CoO. Рассчитаны значения мольных долей MnO, NiO и CoO в оксидной фазе для различных содержаний марганца в расплавах системы Ni–Co при 1873 К. В случае расплава никеля уже при содержании марганца выше 0,1 % мольная доля оксида марганца близка к единице. По мере увеличения в расплаве содержания кобальта мольная доля оксида марганца в оксидной фазе снижается. В случае чистого кобальта она близка к единице при содержании марганца выше 0,7 %. Рассчитаны зависимости растворимости кислорода в изученных расплавах от содержания кобальта и марганца. В никель-кобальтовых расплавах марганец характеризуется высоким сродством к кислороду. Раскислительная способность марганца снижается по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. В чистом кобальте она значительно ниже, чем в чистом никеле. Кривые растворимости кислорода в никель-кобальтовых расплавах, содержащих марганец, проходят через минимум, положение которого смещается в сторону более высоких содержаний марганца по мере увеличения содержания кобальта в расплаве.

Ключевые слова: система Ni–Co, расплавы, кислород, марганец, термодинамический анализ, раскисление, растворимость, оксидная фаза, мольная доля.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-475-483

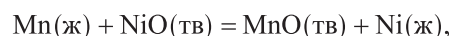
ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе системы Ni–Co широко используют в современной технике. Одной из вредных примесей в этих сплавах является кислород, который находится в металле как в растворенном виде, так и в виде неметаллических включений. Получение готового металла с минимальной концентрацией кислорода является основной задачей процесса раскисления. При выплавке сплавов системы Ni–Co часто в качестве раскислителя и легирующего элемента применяют марганец [1–4]. Для практики производства этих сплавов представляет значительный интерес изучение влияния

марганца на растворимость кислорода в них. Наличие данных о термодинамике растворов кислорода в жидких никеле и кобальте [5–7] позволяет оценить влияние марганца на растворимость кислорода в расплавах системы Ni–Co.

СИСТЕМА Ni – Mn – O

При раскислении расплавов никеля марганцем оксидная фаза, помимо MnO, содержит NiO, поэтому следует рассматривать реакцию



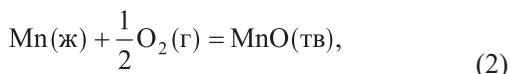
$$K_{(1)} = \frac{X_{\text{MnO}} X_{\text{Ni}}}{X_{\text{NiO}} X_{\text{Mn}} \gamma_{\text{Mn(Ni)}}}, \quad (1)$$

* Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00746-19-00.

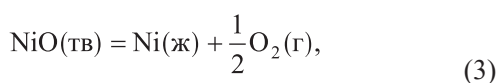
где X_{Ni} и X_{Mn} – мольные доли никеля и марганца в металлическом расплаве; X_{NiO} и X_{MnO} – мольные доли оксидов никеля и марганца в оксидной фазе; $\gamma_{Mn(Ni)}^\circ$ – коэффициент активности марганца в расплаве при бесконечном разбавлении.

В качестве стандартного состояния для марганца и кислорода, растворенных в расплаве, выбран обладающий свойствами идеального разбавленного раствора 1 %-ный раствор.

Реакция (1) может быть представлена как сумма реакций



$$\Delta G_{(2)}^\circ = -406\,873 + 88,05T, \text{ Дж/моль [7];}$$



$$\Delta G_{(3)}^\circ = 253\,929 - 95,29T, \text{ Дж/моль [7].}$$

Для реакции (1) при 1873 К $\Delta G_{(1)}^\circ = -166\,505$ Дж/моль, $K_{(1)} = 44\,526,33$.

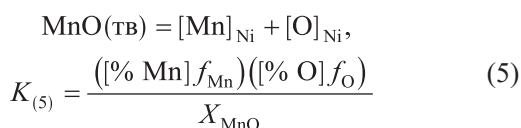
В соответствии с диаграммой равновесного состояния системы NiO – MnO оксиды образуют растворы [8]. Для реакции (1) в приближении совершенных растворов для оксидной фазы можно записать

$$\frac{X_{MnO}}{X_{NiO}} = \frac{K_{(1)} \gamma_{Mn(Ni)}^\circ X_{Mn}}{X_{Ni}}, \quad (4)$$

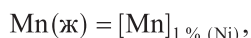
$$X_{MnO} + X_{NiO} = 1.$$

При 1873 К $\gamma_{Mn(Ni)}^\circ = 1,50$ [9], $\gamma_{O(Ni)}^\circ = 0,337$ [5]. Рассчитанные по уравнению (4) значения мольной доли оксида марганца в оксидной фазе для различных концентраций марганца в расплаве приведены в табл. 1.

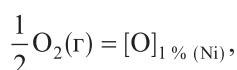
Реакция раскисления расплава никеля марганцем



может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций



$$\Delta G_{(6)}^\circ = RT \ln \left(\frac{\gamma_{Mn(Ni)}^\circ M_{Ni}}{100 M_{Mn}} \right); \quad (6)$$



$$\Delta G_{(7)}^\circ = RT \ln \left(\frac{\gamma_{O(Ni)}^\circ M_{Ni}}{100 M_O} \right), \quad (7)$$

где M_{Ni} , M_{Mn} и M_O – молекулярная масса никеля, марганца и кислорода соответственно.

Для реакции (5) при 1873 К $\Delta G_{(5)}^\circ = 109\,167$ Дж/моль, а $\lg K_{(5)} = -3,048$. Зная величины $e_{Mn(Ni)}^{Mn} = 0,0048$ [10], $e_{O(Ni)}^{Mn} = -0,45$ [5], $e_{Mn(Ni)}^O = -1,53$ [5], $e_{O(Ni)}^O = 0$ [5], можно рассчитать для реакции (5) величину $[\% O]_{Ni}$

$$\lg [\% O]_{Ni} = \lg K_{(5)} + \lg X_{MnO} - \lg [\% Mn] -$$

$$- (e_{Mn(Ni)}^{Mn} + e_{O(Ni)}^{Mn}) [\% Mn] - (e_{O(Ni)}^O + e_{Mn(Ni)}^O) [\% O], \quad (8)$$

где e_i^j – параметр взаимодействия первого порядка при выражении концентрации компонентов, % (по массе).

Величину $[\% O]$ в правой части уравнения (8) можно выразить через отношение $\frac{K_{(5)} X_{MnO}}{[\% Mn] f_{Mn} f_O}$. При $[\% O] \rightarrow 0$ $f_O \rightarrow 1$. В связи с малостью величины $[\% O]$ можно принять $\frac{K_{(5)} X_{MnO}}{[\% Mn] f_{Mn} f_O} \approx \frac{K_{(5)} X_{MnO}}{[\% Mn] f_{Mn}}$. Такая замена не вносит заметной погрешности в расчеты. Тогда уравнение (8) примет вид

$$\lg [\% O]_{Ni} = \lg K_{(5)} + \lg X_{MnO} - \lg [\% Mn] -$$

$$- (e_{Mn(Ni)}^{Mn} + e_{O(Ni)}^{Mn}) [\% Mn] -$$

$$- (e_{O(Ni)}^O + e_{Mn(Ni)}^O) \frac{K_{(5)} X_{MnO}}{[\% Mn] f_{Mn}}. \quad (8a)$$

Полученные для 1873 К значения $\lg [\% O]_{Ni}$ приведены в табл. 1.

СИСТЕМА Co – Mn – O

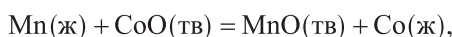
При раскислении расплавов кобальта марганцем оксидная фаза, помимо MnO, содержит CoO, поэтому следует рассматривать реакцию

Т а б л и ц а 1

Состав оксидной фазы NiO – MnO и равновесные концентрации марганца и кислорода в жидком никеле при 1873 К

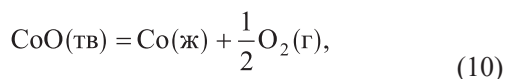
Table 1. Composition of the NiO – MnO oxide phase and equilibrium concentrations of manganese and oxygen in liquid nickel at 1873 K

X_{Mn}	[Mn], %	X_{MnO}	X_{NiO}	$\lg [O]$	[O], %
0,00010	0,009	0,870	0,130	–0,948	0,1127
0,00015	0,014	0,909	0,091	–1,141	0,0722
0,00025	0,023	0,944	0,056	–1,376	0,0420
0,00050	0,047	0,971	0,029	–1,681	0,0208
0,00100	0,093	0,985	0,015	–1,969	0,0107
0,00250	0,233	0,994	0,006	–2,308	0,0049
0,00500	0,464	0,997	0,003	–2,506	0,0031
0,01000	0,918	0,999	0,001	–2,601	0,0025
0,01500	1,364	0,999	0,001	–2,575	0,0027



$$K_{(9)} = \frac{X_{\text{MnO}} X_{\text{Co}}}{X_{\text{CoO}} X_{\text{Mn}} \gamma_{\text{Mn(Co)}}^{\circ}}. \quad (9)$$

Реакция (9) может быть представлена как сумма реакции (2) и реакции



$$\Delta G_{(10)}^{\circ} = 261\,884 - 85,83T, \text{ Дж/моль [7].}$$

Для реакции (9) при 1873 К $\Delta G_{(9)}^{\circ} = -140\,831$ Дж/моль, $K_{(9)} = 8547,51$.

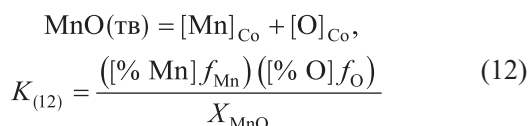
Для системы CoO – MnO отсутствует диаграмма равновесного состояния. Принимаем, что эти оксиды образуют растворы аналогично оксидам системы NiO – MnO в связи с близостью этих систем. Тогда для реакции (9) в приближении совершенных растворов для оксидной фазы можно записать

$$\frac{X_{\text{MnO}}}{X_{\text{CoO}}} = \frac{K_{(8)} \gamma_{\text{Mn(Co)}}^{\circ} X_{\text{Mn}}}{X_{\text{Co}}}, \quad (11)$$

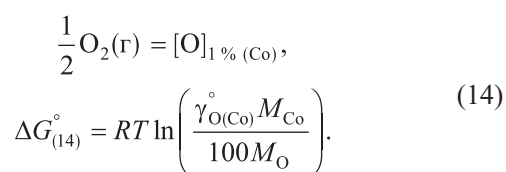
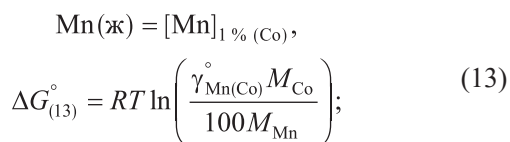
$$X_{\text{MnO}} + X_{\text{CoO}} = 1.$$

При 1873 К $\gamma_{\text{Mn(Co)}}^{\circ} = 1$ [6], $\gamma_{\text{O(Co)}}^{\circ} = 0,161$ [6]. Рассчитанные по уравнению (11) значения мольной доли оксида марганца в оксидной фазе для различных концентраций марганца в расплаве приведены в табл. 2.

Реакция раскисления расплава кобальта марганцем



может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций



Для реакции (12) при 1873 К $\Delta G_{(12)}^{\circ} = 91\,478$ Дж/моль, а $\lg K_{(12)} = -2,554$. Зная величины $e_{\text{Mn(Co)}}^{\text{Mn}} = 0,0093$ [11], $e_{\text{O(Co)}}^{\text{Mn}} = -0,2$ [6], $e_{\text{Mn(Co)}}^{\text{O}} = -0,7$ [6], $e_{\text{O(Co)}}^{\text{O}} = 0$ [6], можно рассчитать для реакции (12) величину $[\% \text{O}]_{\text{Co}}$

$$\lg [\% \text{O}]_{\text{Co}} = \lg K_{(12)} + \lg X_{\text{MnO}} - \lg [\% \text{Mn}] -$$

$$- \left(e_{\text{Mn(Co)}}^{\text{Mn}} + e_{\text{O(Co)}}^{\text{Mn}} \right) [\% \text{Mn}] - \left(e_{\text{O(Co)}}^{\text{O}} + e_{\text{Mn(Co)}}^{\text{O}} \right) [\% \text{O}]. \quad (15)$$

Таблица 2

Состав оксидной фазы CoO – MnO и равновесные концентрации марганца и кислорода в жидком кобальте при 1873 К

Table 2. Composition of the CoO – MnO oxide phase and equilibrium concentrations of manganese and oxygen in liquid cobalt at 1873 K

X_{Mn}	[Mn], %	X_{MnO}	X_{CoO}	$\lg [\text{O}]$	[O], %
0,00010	0,009	0,461	0,539	–0,761	0,1732
0,00015	0,014	0,562	0,438	–0,869	0,1353
0,00025	0,023	0,681	0,319	–1,026	0,0941
0,00050	0,047	0,810	0,190	–1,270	0,0537
0,00100	0,093	0,895	0,105	–1,534	0,0292
0,00250	0,232	0,955	0,045	–1,887	0,0130
0,00500	0,462	0,977	0,023	–2,136	0,0073
0,01000	0,915	0,989	0,011	–2,344	0,0045
0,01500	1,359	0,992	0,008	–2,430	0,0037

Величину $[\% \text{O}]$ в правой части уравнения (15) можно выразить через отношение $\frac{K_{(12)} X_{\text{MnO}}}{[\% \text{Mn}] f_{\text{Mn}} f_{\text{O}}}$. При $[\% \text{O}] \rightarrow 0$ $f_{\text{O}} \rightarrow 1$. В связи с малостью величины $[\% \text{O}]$ можно принять $\frac{K_{(12)} X_{\text{MnO}}}{[\% \text{Mn}] f_{\text{Mn}} f_{\text{O}}} \approx \frac{K_{(12)} X_{\text{MnO}}}{[\% \text{Mn}] f_{\text{Mn}}}$. Тогда уравнение (15) примет вид

$$\lg [\% \text{O}]_{\text{Co}} = \lg K_{(12)} + \lg X_{\text{MnO}} - \lg [\% \text{Mn}] -$$

$$- \left(e_{\text{Mn(Co)}}^{\text{Mn}} + e_{\text{O(Co)}}^{\text{Mn}} \right) [\% \text{Mn}] -$$

$$- \left(e_{\text{O(Co)}}^{\text{O}} + e_{\text{Mn(Co)}}^{\text{O}} \right) \frac{K_{(12)} X_{\text{MnO}}}{[\% \text{Mn}] f_{\text{Mn}}}. \quad (15a)$$

Полученные для 1873 К значения $\lg [\% \text{O}]_{\text{Co}}$ приведены в табл. 2.

СИСТЕМА Ni – Co – Mn – O

Взаимодействие марганца с оксидами никеля и кобальта в случае системы Ni–Co–Mn–O может быть представлено реакциями (1) и (9). Для реакций (1) и (9) в приближении совершенных растворов для оксидной фазы, как показано выше, можно записать

$$\frac{X_{\text{MnO}}}{X_{\text{NiO}}} = \frac{K_{(1)} \gamma_{\text{Mn(Ni-Co)}}^{\circ} X_{\text{Mn}}}{X_{\text{Ni}}},$$

$$\frac{X_{\text{MnO}}}{X_{\text{CoO}}} = \frac{K_{(9)} \gamma_{\text{Mn(Ni-Co)}}^{\circ} X_{\text{Mn}}}{X_{\text{Co}}}, \quad (16)$$

$$X_{\text{MnO}} + X_{\text{NiO}} + X_{\text{CoO}} = 1.$$

Для расплавов системы Ni–Co значения коэффициента активности $\gamma_{i(\text{Ni-Co})}^{\circ}$ рассчитывали по уравнению [12]

$$\ln \gamma_{i(\text{Ni}-\text{Co})}^{\circ} = X_{\text{Ni}} \ln \gamma_{i(\text{Ni})}^{\circ} + X_{\text{Co}} \ln \gamma_{i(\text{Co})}^{\circ} + X_{\text{Ni}} X_{\text{Co}} \times \\ \times \left[X_{\text{Co}} \left(\ln \gamma_{i(\text{Co})}^{\circ} - \ln \gamma_{i(\text{Ni})}^{\circ} + \varepsilon_{i(\text{Co})}^{\text{Ni}} \right) + \right. \\ \left. + X_{\text{Ni}} \left(\ln \gamma_{i(\text{Ni})}^{\circ} - \ln \gamma_{i(\text{Co})}^{\circ} + \varepsilon_{i(\text{Ni})}^{\text{Co}} \right) \right],$$

а молекулярной массы по формуле [13]

$$M_{\text{Ni}-\text{Co}} = M_{\text{Ni}} X_{\text{Ni}} + M_{\text{Co}} X_{\text{Co}}.$$

В расчетах использовали следующие значения параметров взаимодействия: $\varepsilon_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Co}} = -1,159$ [14], $\varepsilon_{\text{O}(\text{Co})}^{\text{Ni}} = 0,164$ [14], $\varepsilon_{\text{Mn}(\text{Ni})}^{\text{Co}} = 0,02$ [10], $\varepsilon_{\text{Mn}(\text{Co})}^{\text{Ni}} = 0,25$ [11]. Результаты расчета приведены в табл. 3.

Рассчитанные по уравнению (16) значения мольных долей MnO, NiO и CoO в оксидной фазе для различных концентраций марганца в расплавах системы Ni–Co приведены в табл. 4. Зависимости мольной доли оксида марганца в оксидной фазе от содержания марганца и кобальта в расплаве приведены на рис. 1. В случае чистого никеля при содержании марганца выше 0,1 % мольная доля оксида марганца близка к единице. По мере увеличения в расплаве содержания кобальта мольная доля оксида марганца в оксидной фазе снижается. Это связано с тем, что кобальт имеет большее сродство к кислороду, чем никель ($\gamma_{\text{O}(\text{Ni})}^{\circ} = 0,337$ [5]; $\gamma_{\text{O}(\text{Co})}^{\circ} = 0,161$ [6]). В случае чистого кобальта мольная доля оксида марганца близка к единице при содержаниях марганца выше 0,7 %. На рис. 1 приведена также зависимость мольной доли оксида марганца в оксидной фазе от содержания марганца в расплаве в случае чистого железа [15]. Поскольку сродство к кислороду у железа существенно выше, чем у никеля и кобальта ($\gamma_{\text{O}(\text{Fe})}^{\circ} = 0,0103$ [16]), то мольная доля оксида марганца в оксидной фазе в этом случае значительно ниже, чем в случае системы Ni–Co.

Реакция раскисления расплавов системы Ni–Co марганцем

$$\text{MnO(тв)} = [\text{Mn}]_{\text{Ni}-\text{Co}} + [\text{O}]_{\text{Ni}-\text{Co}}, \\ K_{(17)} = \frac{([\% \text{Mn}] f_{\text{Mn}})([\% \text{O}] f_{\text{O}})}{X_{\text{MnO}}} \quad (17)$$

Т а б л и ц а 3

Результаты расчета для расплавов системы Ni–Co

Table 3. Calculation results for Ni–Co melts

Co, %	0	20	40	60	80	100
$M_{\text{Ni}-\text{Co}}$	58,690	58,738	58,787	58,836	58,884	59,933
X_{Ni}	1	0,801	0,601	0,401	0,201	0
X_{Co}	0	0,199	0,399	0,599	0,799	1
$\gamma_{\text{Mn}}^{\circ}$	1,50 [9]	1,454	1,337	1,199	1,078	1 [6]
$\gamma_{\text{O}}^{\circ}$	0,337 [5]	0,271	0,224	0,191	0,171	0,161 [6]

может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций



$$\Delta G_{(18)}^{\circ} = RT \ln \left(\frac{\gamma_{\text{Mn}(\text{Ni}-\text{Co})}^{\circ} M_{\text{Ni}-\text{Co}}}{100 M_{\text{Mn}}} \right); \quad (18)$$

$$\frac{1}{2} \text{O}_2(\text{г}) = [\text{O}]_{1 \% (\text{Ni}-\text{Co})},$$

$$\Delta G_{(19)}^{\circ} = RT \ln \left(\frac{\gamma_{\text{O}(\text{Ni}-\text{Co})}^{\circ} M_{\text{Ni}-\text{Co}}}{100 M_{\text{O}}} \right). \quad (19)$$

Рассчитанные для реакции (17) значения $\Delta G_{(17)}^{\circ}$ и $\lg K_{(17)}$ при 1873 К для сплавов различного состава приведены в табл. 5.

Зависимость константы равновесия реакции (17) от содержания в расплаве кобальта при 1873 К приведена на рис. 2. Как видно из приведенных данных, константа равновесия реакции (17) возрастает по мере увеличения в расплаве содержания кобальта, что говорит о снижении раскислительной способности марганца. На рис. 2 приведена также зависимость величины константы равновесия реакции раскисления марганцем расплавов системы Fe–Co от содержания кобальта в расплаве при 1873 К [17]. Константа равновесия в случае системы Fe–Co, напротив, снижается по мере увеличения в расплаве содержания кобальта, что говорит о повышении раскислительной способности марганца. Такая зависимость раскислительной способности марганца от содержания кобальта связана с тем, что в случае системы Ni–Co кобальт упрочняет связи кислорода в рас-

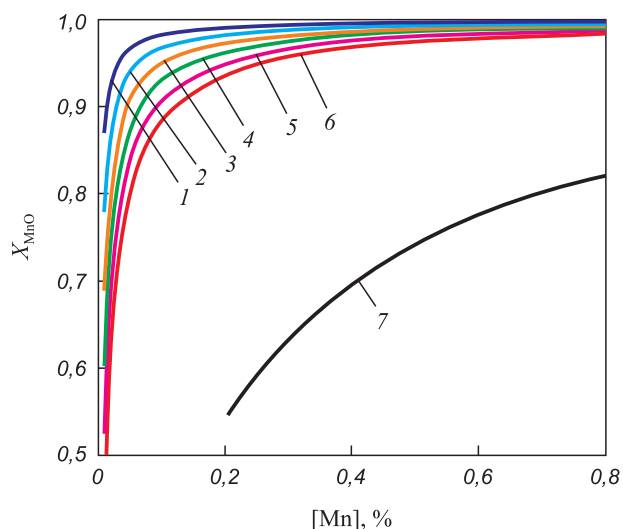


Рис. 1. Зависимость мольной доли оксида марганца в оксидной фазе от содержания марганца в расплавах системы Ni–Co (1–6) и в железе (7) при 1873 К при содержании кобальта, %: 1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

Fig. 1. Dependence of mole fraction of manganese oxide in the oxide phase on manganese content in Ni–Co melts (1–6) and iron (7) at 1873 K with cobalt content, %: 1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

Таблица 4

Равновесный состав металла и оксидной фазы при раскислении марганцем расплавов системы Ni–Co при 1873 К

Table 4. Equilibrium composition of metal and oxide phase at manganese deoxidation of Ni–Co melts at 1873 K

X_{Mn}	X_{Ni}	X_{Co}	X_{MnO}	X_{NiO}	X_{CoO}
20 % Co					
0,00010	0,80058	0,19932	0,7788	0,0963	0,1249
0,00015	0,80054	0,19931	0,8408	0,0693	0,0899
0,00025	0,80046	0,19929	0,8980	0,0444	0,0576
0,00050	0,80026	0,19924	0,9463	0,0234	0,0303
0,00100	0,79986	0,19914	0,9724	0,0120	0,0156
0,00250	0,79866	0,19884	0,9888	0,0049	0,0063
0,00500	0,79666	0,19834	0,9944	0,0024	0,0032
0,01000	0,79265	0,19735	0,9972	0,0012	0,0016
0,01500	0,78865	0,19635	0,9981	0,0008	0,0011
40 % Co					
0,00010	0,60093	0,39897	0,6896	0,0696	0,2408
0,00015	0,60090	0,39895	0,7692	0,0518	0,1790
0,00025	0,60084	0,39891	0,8474	0,0342	0,1184
0,00050	0,60069	0,39881	0,9174	0,0185	0,0641
0,00100	0,60039	0,39861	0,9570	0,0096	0,0334
0,00250	0,59949	0,39801	0,9823	0,0040	0,0137
0,00500	0,59799	0,39701	0,9911	0,0020	0,0069
0,01000	0,59498	0,39502	0,9956	0,0010	0,0034
0,01500	0,59198	0,39302	0,9970	0,0007	0,0023
60 % Co					
0,00010	0,40095	0,59895	0,6025	0,0453	0,3522
0,00015	0,40093	0,59892	0,6945	0,0348	0,2707
0,00025	0,40089	0,59886	0,7912	0,0238	0,1850
0,00050	0,40079	0,59871	0,8835	0,0133	0,1032
0,00100	0,40059	0,59841	0,9382	0,0070	0,0548
0,00250	0,39999	0,59751	0,9744	0,0029	0,0227
0,00500	0,39899	0,59601	0,9870	0,0015	0,0115
0,01000	0,39698	0,59302	0,9935	0,0007	0,0058
0,01500	0,39498	0,59002	0,9957	0,0005	0,0038
80 % Co					
0,00010	0,20064	0,79926	0,5238	0,0219	0,4543
0,00015	0,20063	0,79922	0,6226	0,0174	0,3600
0,00025	0,20061	0,79914	0,7333	0,0123	0,2544
0,00050	0,20056	0,79894	0,8462	0,0071	0,1467
0,00100	0,20046	0,79854	0,9167	0,0038	0,0795
0,00250	0,20016	0,79734	0,9650	0,0016	0,0334
0,00500	0,19966	0,79534	0,9822	0,0008	0,0170
0,01000	0,19866	0,79134	0,9911	0,0004	0,0085
0,01500	0,19765	0,78735	0,9940	0,0003	0,0057

плаве, а в случае системы Fe–Co, напротив, ослабляет ($\gamma_{\text{O(Ni)}}^{\circ} = 0,337$; $\gamma_{\text{O(Co)}}^{\circ} = 0,161$; $\gamma_{\text{O(Fe)}}^{\circ} = 0,0103$).

Концентрация кислорода в расплавах системы Ni–Co, равновесная с заданным содержанием марганца, может быть рассчитана по уравнению

$$\lg[\% \text{ O}]_{\text{Ni-Co}} = \lg K_{(17)} + \lg X_{\text{MnO}} - \lg[\% \text{ Mn}] - \left(e_{\text{Mn(Ni-Co)}}^{\text{Mn}} + e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{Mn}} \right) [\% \text{ Mn}] - \left(e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{O}} + e_{\text{Mn(Ni-Co)}}^{\text{O}} \right) [\% \text{ O}]. \quad (20)$$

Величину $[\% \text{ O}]$ в правой части уравнения (20) можно выразить через отношение $\frac{K_{(17)} X_{\text{MnO}}}{[\% \text{ Mn}] f_{\text{Mn}} f_{\text{O}}}$. При $[\% \text{ O}] \rightarrow 0$ $f_{\text{O}} \rightarrow 1$. В связи с малостью величины $[\% \text{ O}]$ можно принять $\frac{K_{(17)} X_{\text{MnO}}}{[\% \text{ Mn}] f_{\text{Mn}} f_{\text{O}}} \approx \frac{K_{(17)} X_{\text{MnO}}}{[\% \text{ Mn}] f_{\text{Mn}}}$. Тогда уравнение (20) примет вид

$$\lg[\% \text{ O}]_{\text{Ni-Co}} = \lg K_{(17)} + \lg X_{\text{MnO}} - \lg[\% \text{ Mn}] - \left(e_{\text{Mn(Ni-Co)}}^{\text{Mn}} + e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{Mn}} \right) [\% \text{ Mn}] - \left(e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{O}} + e_{\text{Mn(Ni-Co)}}^{\text{O}} \right) \frac{K_{(17)} X_{\text{MnO}}}{[\% \text{ Mn}] f_{\text{Mn}}}. \quad (20a)$$

Поскольку расплавы системы Ni–Co близки к идеальным [18], использованные в расчетах значения параметров взаимодействия $\varepsilon_{i(\text{Ni-Co})}^j$ рассчитывали по уравнению [13]

$$\varepsilon_{i(\text{Ni-Co})}^j = \varepsilon_{i(\text{Ni})}^j X_{\text{Ni}} + \varepsilon_{i(\text{Co})}^j X_{\text{Co}}.$$

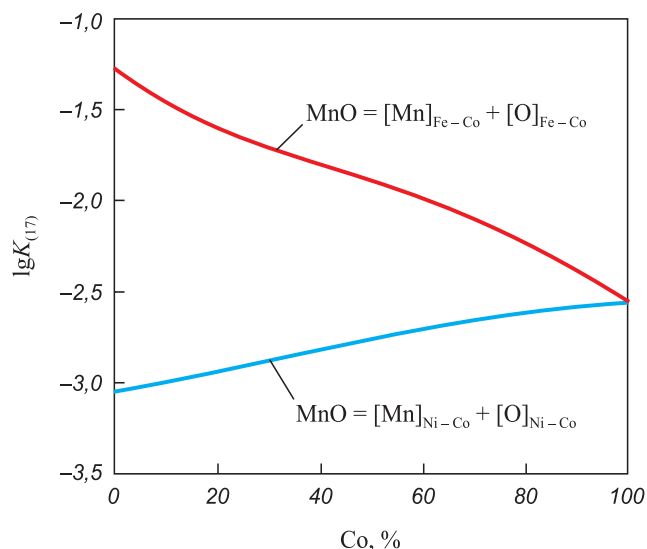


Рис. 2. Зависимость константы равновесия реакции раскисления марганцем расплавов систем Ni–Co и Fe–Co от состава сплава при 1873 К

Fig. 2. Dependence of the equilibrium constant for manganese deoxidation reaction of Ni–Co and Fe–Co melts on the alloy composition at 1873 K

Рассчитанные для реакции (17) значения $\Delta G_{(17)}^\circ$ и $\lg K_{(17)}$ при 1873 К для сплавов различного состава

Table 5. Calculated for the reaction (17) values of $\Delta G_{(17)}^\circ$ and $\lg K_{(17)}$ at 1873 K for alloys of different composition

Co, %	0	20	40	60	80	100
$\Delta G_{(17)}^\circ$	109 167	105 290	101 033	96 943	93 573	91 478
$\lg K_{(17)}$	-3,048	-2,940	-2,821	-2,707	-2,612	-2,554
$e_{\text{Mn}}^{\text{Mn}}$	0,0048 [10]	0,0057	0,0066	0,0075	0,0084	0,0093 [11]
e_{O}^{Mn}	-0,450 [5]	-0,400	-0,351	-0,301	-0,250	-0,200 [6]
e_{Mn}^{O}	-1,530 [5]	-1,365	-1,200	-1,034	-0,867	-0,700 [6]
e_{O}^{O}	0 [5]	0	0	0	0	0 [6]

Зависимости равновесной концентрации кислорода в расплавах системы Ni–Co от содержания марганца и кобальта при 1873 К приведены в табл. 6 и на рис. 3. Как видно из приведенных данных, раскислительная способность марганца снижается по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. Кривые растворимости проходят через минимум, значение которого смещается в сторону более высоких содержаний марганца по мере повышения содержания кобальта в расплаве. Дальнейшие присадки марганца приводят к возрастанию концентрации кислорода в расплаве, причем, чем выше содержание кобальта в расплаве, тем менее возрастает концентрация кислорода после минимума по мере добавления марганца в расплав. На рис. 3 приведены также зависимости равновесной концентрации кислорода от содержания марганца в расплавах системы Fe–Co при 1873 К [17]. Раскислительная спо-

сособность марганца в случае расплавов системы Fe–Co ниже, чем в случае расплавов системы Ni–Co. Это связано с упрочнением сил связей кислорода в расплавах системы Fe–Co по сравнению с расплавами системы Ni–Co ($\gamma_{\text{O(Fe)}}^\circ = 0,0103$; $\gamma_{\text{O(Co)}}^\circ = 0,161$; $\gamma_{\text{O(Ni)}}^\circ = 0,337$).

Содержания марганца, которым соответствуют минимальные концентрации кислорода для сплавов различного состава, могут быть определены по уравнению [19]

$$[\% R]' = -\frac{1}{2,3} \frac{m}{m e_R^R + n e_O^R}, \quad (21)$$

где m и n – коэффициенты в формуле оксида $R_m O_n$.

В случае оксида марганца MnO уравнение (21) примет вид

$$[\% \text{Mn}]' = -\frac{1}{2,3} \frac{m}{e_{\text{Mn}}^{\text{Mn}} + e_{\text{O}}^{\text{Mn}}}. \quad (21a)$$

Ниже приведены рассчитанные по уравнению (21a) значения содержаний марганца в точках минимума и соответствующие им минимальные концентрации кислорода:

Co, %	0	20	40	60	80	100
$[\% \text{Mn}]'$	0,977	1,102	1,264	1,484	1,797	2,280
$[\% \text{O}]_{\text{мин}}$	0,0025	0,0028	0,0033	0,0036	0,0037	0,0033

Выводы

В никель-кобальтовых расплавах марганец характеризуется высоким сродством к кислороду. Раскислительная способность марганца снижается по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. В чистом кобальте она значительно ниже, чем в чистом никеле. При раскислении расплавов системы Ni–Co марганцем оксидная фаза, помимо MnO , содержит NiO и CoO . В случае расплава никеля при содержаниях марганца выше 0,1 % мольная доля оксида марганца близка к единице. По мере увеличения в расплаве со-

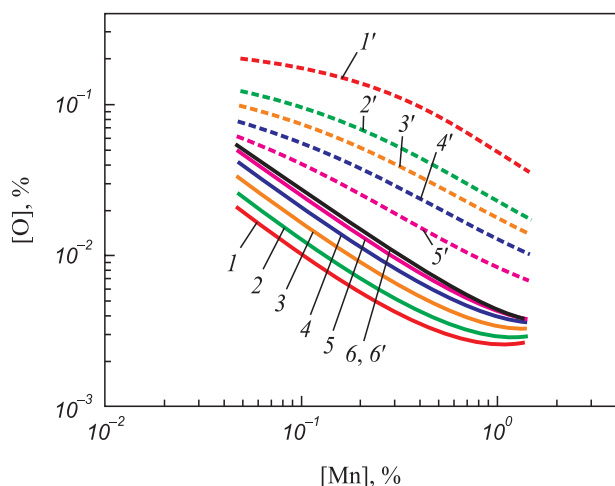


Рис. 3. Зависимость концентрации кислорода в расплавах систем Ni–Co (1–6) и Fe–Co (1'–6') от содержания марганца и кобальта при 1873 К при содержании кобальта, %:

1, 1' – 0; 2, 2' – 20; 3, 3' – 40; 4, 4' – 60; 5, 5' – 80; 6, 6' – 100

Fig. 3. Dependence of oxygen concentration in Ni–Co (1–6) and Fe–Co (1'–6') melts on manganese and cobalt contents at 1873 K at cobalt content, %:

1, 1' – 0; 2, 2' – 20; 3, 3' – 40; 4, 4' – 60; 5, 5' – 80; 6, 6' – 100

Т а б л и ц а 6

**Равновесные концентрации марганца и кислорода
в расплавах системы Ni–Co при 1873 К**

*Table 6. The equilibrium concentrations of manganese
and oxygen in Ni–Co melts at 1873 K*

X_{Mn}	[Mn], %	X_{MnO}	lg[O]	[O], %
20 % Co				
0,00010	0,009	0,7788	–0,885	0,1304
0,00015	0,014	0,8408	–1,062	0,0866
0,00025	0,023	0,8980	–1,286	0,0518
0,00050	0,047	0,9463	–1,583	0,0261
0,00100	0,094	0,9724	–1,869	0,0135
0,00250	0,234	0,9888	–2,215	0,0061
0,00500	0,468	0,9944	–2,424	0,0038
0,01000	0,936	0,9972	–2,541	0,0029
0,01500	1,404	0,9981	–2,533	0,0029
40 % Co				
0,00010	0,009	0,6896	–0,816	0,1528
0,00015	0,014	0,7692	–0,977	0,1054
0,00025	0,023	0,8474	–1,187	0,0650
0,00050	0,047	0,9174	–1,476	0,0334
0,00100	0,093	0,9570	–1,760	0,0174
0,00250	0,234	0,9823	–2,109	0,0078
0,00500	0,467	0,9911	–2,330	0,0047
0,01000	0,935	0,9956	–2,470	0,0034
0,01500	1,403	0,9970	–2,485	0,0033
60 % Co				
0,00010	0,009	0,6025	–0,763	0,1726
0,00015	0,014	0,6945	–0,906	0,1241
0,00025	0,023	0,7912	–1,101	0,0793
0,00050	0,047	0,8835	–1,377	0,0419
0,00100	0,093	0,9382	–1,657	0,0220
0,00250	0,233	0,9744	–2,009	0,0098
0,00500	0,467	0,9870	–2,240	0,0057
0,01000	0,934	0,9935	–2,404	0,0039
0,01500	1,402	0,9957	–2,443	0,0036
80 % Co				
0,00010	0,009	0,5238	–0,742	0,1811
0,00015	0,014	0,6226	–0,867	0,1359
0,00025	0,023	0,7333	–1,043	0,0906
0,00050	0,047	0,8462	–1,304	0,0496
0,00100	0,093	0,9167	–1,577	0,0265
0,00250	0,233	0,9650	–1,931	0,0117
0,00500	0,467	0,9822	–2,172	0,0067
0,01000	0,934	0,9911	–2,358	0,0044
0,01500	1,401	0,9940	–2,421	0,0038

держания кобальта мольная доля оксида марганца в оксидной фазе снижается. В случае чистого кобальта мольная доля оксида марганца близка к единице при содержаниях марганца выше 0,7 %. Кривые растворимости кислорода в никель-кобальтовых расплавах, содержащих марганец, проходят через минимум, положение которого смещается в сторону более высоких содержаний марганца по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. Дальнейшие присадки марганца приводят к возрастанию концентрации кислорода в расплаве, причем, чем выше содержание кобальта в расплаве, тем менее возрастает концентрация кислорода после минимума по мере добавления марганца в расплав.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ломберг Б.С. Сплавы для дисковых газотурбинных двигателей (ГТД). – В кн.: Машиностроение: Энциклопедия. Т. II-3. Цветные материалы и сплавы. Композиционные металлические материалы. – М.: Машиностроение, 2001. С. 553 – 562.
2. Пат. 2371495 РФ. Жаропрочный порошковый никелевый сплав / Г.С. Гарибов, А.В. Востриков, Н.М. Гриц, Е.А. Федоренко, А.М. Казберович, А.А. Иноземцев, И.Л. Андрейченко, Д.А. Карягин; заявл. 20.06.2008; опубл. 27.10.2009. Бюл. № 30.
3. Пат. 2410457 РФ. Жаропрочный порошковый сплав на основе никеля / Г.С. Гарибов, Н.М. Гриц, А.А. Иноземцев, А.В. Востриков, Е.А. Федоренко, И.Л. Андрейченко, Г.И. Зубарев, Д.А. Карягин; заявл. 23.10.2009; опубл. 27.01.2011. Бюл. № 3.
4. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). – М.: Наука и технологии, 2013. – 264 с.
5. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The thermodynamics of dilute liquid nickel alloys // Canadian Metallurgical Quarterly (The Canadian Journal of Metallurgy and Materials Science). 1977. Vol. 16-17. No. 1. P. 104 – 110.
6. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys // Canadian Metallurgical quarterly. 1976. Vol. 15. No. 2. P. 123 – 127.
7. Куликов И.С. Раскисление металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 504 с.
8. Data from FToxid – FACT oxide databases; NiO – MnO, 1 atm. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.crct.polymtl.ca/act/phase_diagram.php?file=Mn-Ni-O_MnO-NiO.jpg&dir=FToxid (Дата доступа 30 января 2019).
9. Dashevskii V.Ya., Katsnelson A.M., Makarova N.N., Grigorovitch K.V., Kashin V.I. Deoxidation Equilibrium of Manganese and Silicon in Liquid Iron-Nickel Alloy // ISIJ International. 2003. Vol. 43. No. 10. P. 1487 – 1494.
10. Беляничков Л.Н. Универсальная методика пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории квазирегулярных растворов. Часть II. Оценка параметров взаимодействия элементов в никелевых сплавах // Электрометаллургия. 2009. № 2. С. 29 – 38.
11. Беляничков Л.Н. Оценка параметров взаимодействия, коэффициентов активности и теплот растворения элементов в сплавах на основе кобальта методом пересчета с их значений в сплавах железа // Электрометаллургия. 2009. № 4. С. 16 – 22.
12. Froberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulphur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K // Z. Metallkd 1990. Vol. 81. H. 7. S. 513 – 518.
13. Александров А.А., Дашевский В.Я. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Ni – Co, содержащих хром // Металлы. 2016. № 4. С. 71 – 78.

14. Ishii F., Ban-ya S. Deoxidation Equilibrium of Silicon in Liquid Nickel-Copper and Nickel-Cobalt Alloys // *ISIJ International*. 1993. Vol. 33. No. 2. P. 245 – 250.
15. Turkdogan E.T. Review paper: deoxidation of steel. – In: *Chemical Metallurgy of Iron and Steel, Symposium 1971*. – London: ISI. 1973. P. 153 – 170.
16. *Steelmaking Data Sourcebook*. – N.Y.-Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988. – 325 p.
17. Александров А.А., Дашевский В.Я. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Fe – Co, содержащих марганец // *Металлы*. 2014. № 1. С. 3 – 11.

18. Hultgren R., Desai P.D., Hawkins D.T., Gleiser M., Kelley K.K. Selected values of the thermodynamic properties of binary alloys. – Ohio: Metals Park, Amer. Soc. Metals, 1973. – 1435 p.
19. Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода при комплексном раскислении расплавов системы Fe – Co // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2014. Т. 57. № 5. С. 33 – 41.

Поступила в редакцию 15 января 2019 г.

После доработки 12 февраля 2019 г.

Принята к публикации 5 марта 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 6, pp. 475–483.

THERMODYNAMICS OF OXYGEN SOLUTIONS IN MANGANESE-CONTAINING Ni – Co MELTS

V.Ya. Dashevskii^{1,2}, A.A. Aleksandrov¹, L.I. Leont'ev^{2,3,4}

¹Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

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

³Institute of Metallurgy, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

⁴Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences), Moscow, Russia

Abstract. Nickel-cobalt alloys are widely used in modern technology. Manganese is one of the alloying components in these alloys. Oxygen is a harmful impurity in Ni–Co alloys; it presents in the metal in dissolved form or in the form of oxide nonmetallic inclusions. The presence of oxygen in these alloys degrades their service properties. The study of oxygen solution thermodynamics in manganese-containing Ni–Co melts is of considerable interest for the practice of such alloys production. Thermodynamic analysis of oxygen solutions in manganese-containing Ni–Co melts has been carried out. The equilibrium constant of interaction of manganese and oxygen dissolved in the nickel-cobalt melts, the activity coefficients at infinite dilution, and the interaction parameters characterizing these solutions were determined for melts of different composition. In the interaction of manganese with oxygen in Ni–Co melts, the oxide phase, in addition to MnO, contains NiO and CoO. The values of the mole fractions of MnO, NiO and CoO in the oxide phase were calculated at 1873 K for different manganese concentrations in Ni–Co melts. In the case of nickel melt, even when manganese content is higher than 0.1 %, the mole fraction of manganese oxide is close to unity. As the cobalt content in the melt increases, the mole fraction of manganese oxide in the oxide phase decreases. In the case of pure cobalt, it is close to unity with manganese contents above 0.7 %. The dependences of the oxygen solubility on contents of cobalt and manganese in the studied melts were calculated. In nickel-cobalt melts, manganese is characterized by a high affinity for oxygen. The deoxidizing ability of manganese decreases with increasing cobalt content in the melt. In pure cobalt it is significantly lower than in pure nickel. The oxygen solubility curves in manganese-containing Ni–Co melts pass through a minimum, the position of which shifts to the higher manganese content with an increase in cobalt content in the melt.

Keywords: Ni–Co system, melt, oxygen, manganese, thermodynamic analysis, deoxidation, solubility, oxide phase, mole fraction.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-475-483

REFERENCES

1. Lomberg B.S. Alloys for gas turbine disk engines (GTE). In: *Mashinostroenie: Entsiklopediya. T. II-3. Tsvetnye materialy i splavy. Kompozitsionnye metallicheskie materialy* [Mechanical engineer-

ing: Encyclopedia. Vol. II-3. Non-ferrous materials and alloys. Composite metal materials]. Moscow: Mashinostroenie, 2001, pp. 553–562. (In Russ.).

2. Garibov G.S., Vostrikov A.V., Grits N.M., Fedorenko E.A., Kazberovich A.M., Inozemtsev A.A., Andreichenko I.L., Karyagin D.A. *Zharoprophnyy poroshkovyy nikel'evyy splav* [Heat resistant powder nickel alloy]. Patent RF 2371495. *Byulleten' izobretenii*. 2009, no. 30. (In Russ.).
3. Garibov G.S., Grits N.M., Inozemtsev A.A., Vostrikov A.V., Fedorenko E.A., Andreichenko I.L., Zubarev G.I., Karyagin D.A. *Zharoprophnyy poroshkovyy splav na osnove nikelya* [Heat resistant powder nickel alloy]. Patent RF 2410457. *Byulleten' izobretenii*. 2011, no. 3. (In Russ.).
4. Logunov A.V., Shmotin Yu.N. *Sovremennyye zharoprophnyye nikel'evyye splavy dlya diskov gazovyykh turbin (materialy i tekhnologii)* [Modern heat-resistant nickel alloys for gas turbine disks (materials and technologies)]. Moscow: Nauka i tekhnologii, 2013, 264 p. (In Russ.).
5. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The thermodynamics of dilute liquid nickel alloys. *Canadian Metallurgical Quarterly (The Canadian Journal of Metallurgy and Materials Science)*. 1977, vol. 16-17, no. 1, pp. 104–110.
6. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys. *Canadian Metallurgical quarterly*. 1976, vol. 15, no 2, pp. 123–127.
7. Kulikov I.S. *Raskislenie metallov* [Metals steel deoxidation]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 504 p. (In Russ.).
8. *Data from FToxid – FACT oxide databases; NiO – MnO, 1 atm*. Electronic resource. Available at URL: http://www.crct.polymtl.ca/FACT/phase_diagram.php?file=Mn-Ni-O_MnO-NiO.jpg&dir=FToxid (Accessed: 30.01.2019).
9. Dashevskii V.Ya., Katsnelson A.M., Makarova N.N., Grigorovitch K.V., Kashin V.I. Deoxidation equilibrium of manganese and silicon in liquid iron-nickel alloy. *ISIJ International*. 2003, vol. 43, no. 10, pp. 1487–1494.
10. Belyanchikov L.N. A universal method of recalculating the parameters values of the elements interaction from one alloy base to another according to the theory of quasi-regular solutions. Part II. Estimation of the parameters of elements interaction in nickel alloys. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 2, pp. 29–38. (In Russ.).
11. Belyanchikov L.N. Estimation of interaction parameters, activity coefficients and dissolution heats of elements in cobalt-based alloys by recalculating their values in iron alloys. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 4, pp. 16–22. (In Russ.).
12. Froberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulphur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K. *Z. Metallkd.* 1990, vol. 81, no. 7, pp. 513–518.
13. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Thermodynamics of the oxygen solutions in chromium-containing Ni–Co melts. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016, vol. 2016, no. 7, pp. 642–648.

14. Ishii F., Ban-ya S. Deoxidation equilibrium of silicon in liquid nickel-copper and nickel-cobalt alloys. *ISIJ International*. 1993, vol. 33, no. 2, pp. 245–250.
15. Turkdogan E.T. Review paper: deoxidation of steel. In: *Chemical Metallurgy of Iron and Steel, Symposium 1971*. London: ISI, 1973, pp. 153–170.
16. *Steelmaking Data Sourcebook*. N.Y.-Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988, 325 p.
17. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Thermodynamics of the oxygen solutions in manganese-containing Fe–Co melts. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2014, vol. 2014, no. 1, pp. 1–7.
18. Hultgren R., Desai P.D., Hawkins D.T., Gleiser M., Kelley K.K. *Selected values of the thermodynamic properties of binary alloys*. Ohio: Metals Park, Amer. Soc. Metals, 1973, 1435 p.
19. Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Leont'ev L.I. Thermodynamics of oxygen solutions at complex deoxidation of the Fe–Co melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 5, pp. 33–41. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in accordance with the state assignment No. 075-00746-19-00.

Information about the authors:

V.Ya. Dashevskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, Head of the Laboratory (vdashev@imet.ac.ru)

A.A. Alexandrov, Cand. Sci.(Eng.), Senior Researcher (a.a.aleksandrov@gmail.com)

L.I. Leont'ev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences, Chief Researcher (lleontev@imet.ac.ru; leo@presidium.ras.ru)

Received January 15, 2019

Revised February 12, 2019

Accepted March 5, 2019

МНОВОВАРИАНТНОЕ ОЦЕНИВАНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПАРТИЙ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ НА ОСНОВЕ СИТУАЦИОННО-НОРМАТИВНЫХ МОДЕЛЕЙ. СООБЩЕНИЕ 1

Кулаков С.М., д.т.н., профессор кафедры «Автоматизация и информационные системы» (kulakov-ais@mail.ru)

Мусатова А.И., старший преподаватель кафедры «Менеджмент и отраслевая экономика» (musatova-ai@yandex.ru)

Кадыков В.Н., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК»

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

Аннотация. Рассмотрены задачи системного анализа и разработки моделей, необходимых для синтеза процедуры ситуационного (многовариантного) оценивания нормативной длительности изготовления партии продукции в рамках многоструктурного сталепроволочного комплекса (объекта исследования), включающего самостоятельно функционирующие подразделения с непрерывными, полунепрерывными и дискретными технологическими процессами (травление, волочение, отжиг, меднение), которые связаны единым материальным потоком. Комплекс отличается многообразием технологических маршрутов, позволяющих выпускать широкий спектр продукции (стальной проволоки), соответствующий разным стандартам, маркам стали, диаметрам, формам и массам готовых изделий; многовариантной специализацией волочильных станов; гибкими связями между подразделениями; параллельной, последовательной и комбинированной работой основного и вспомогательного оборудования; оснащением специализированными транспортными средствами (кранами, конвейерами, передаточными тележками, электрокарами). В ходе системного анализа объекта исследования решены следующие вопросы: определены и описаны множество технологических маршрутов в отделениях комплекса, оценены их характеристики; разработаны графические модели производственных процессов, отображающих последовательность и параллельность операций, декомпозицию их на элементы и микроэлементы для каждого отделения; выявлены определяющие факторы, характеризующие организацию производственных процессов для всех отделений; разработаны нормативные модели длительности операций на основе комплексирования разных методов исследования. Решение названной задачи основано на тактовом подходе и включает построение факторной модели штучного ситуационного такта работы волочильного стана *s*-го типа, подсистемы «травильная ванна – кран», термической печи, линии меднения. Дополнительно введено понятие штучного эквивалентного такта работы оборудования для приведения к сопоставимому виду с тактами станов грубого волочения. Для обеспечения согласованной работы отделения грубого волочения с другими отделениями определено соответствующее количество оборудования травильного, термического, тонкого волочения, меднения. Сформированы модели взаимосвязанных партионных тактов работы предшествующих и последующих отделений (по отношению к отделению грубого волочения). Степень согласованности работы определялась на основе сравнения партионных тактов работы оборудования и транспортных средств на входе и выходе каждого отделения. Для этого предварительно построены нормативные модели тактов работы транспортных средств. Результаты выполненной работы позволяют перейти к изложению собственно алгоритма оценивания длительности изготовления партий стальной проволоки, который представлен во втором сообщении.

Ключевые слова: сталепроволочный комплекс, технологические маршруты, волочильные станы, ситуационно-нормативные модели тактов, модели оценки необходимого количества оборудования.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-484-491

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время актуальной задачей в планировании и оперативном управлении производством является создание информационно-нормативной базы показателей, характеризующих организационно-логистический уровень функционирования производственной системы [1, 2]. Эффективность применения многовариантной нормативной базы достигается путем разработки оптимальных норм и нормативов таких показателей, как длительности операций, такты

и циклы работы оборудования, производительность, трудоемкость продукции, длительность изготовления единицы продукции и выполнения заказов потребителей [3 – 5]. При этом необходимо учитывать возникающие характерные производственные ситуации (изменение номенклатуры и ассортимента продукции, количества поступающих заказов, объема производства, технического состояния оборудования, технологических режимов, квалификационного уровня персонала, наличие «узких мест» в производственном потоке и др.).

Задачи оптимизации производственной программы и выполнения «точно в срок» заказов потребителей решаются как при составлении планов-графиков работы производственных подразделений, так и при их реализации в процессе оперативного управления на основе созданной автоматизированной системы, формирующей многовариантные решения в каждой конкретной ситуации для выбора менеджером (руководителем) предпочтительного варианта [6 – 11].

Разработанные авторами [12 – 14] ситуационно-нормативные модели длительности производственных процессов позволяют обоснованно планировать и четко координировать оперативную работу каждого подразделения и всей производственной системы.

ОПИСАНИЕ ОБЪЕКТА ИССЛЕДОВАНИЯ

На примере метизного производства металлургического предприятия рассмотрена задача построения интегрированной ситуационно-нормативной модели длительности изготовления партий готовой продукции, соответствующих заказам потребителей. В качестве объекта исследования выбран сталепроволочный комплекс метизного производства, представляющий собой многоструктурную систему. Последняя включает несколько самостоятельных технологических подразделений, связанных между собой материальными потоками единого производственного процесса, ориентированного на изготовление проволоки диам. 0,8 – 9,0 мм в виде мотков массой от 20 до 1500 кг по ГОСТ и ТУ (см. рисунок).

Бунты заготовочной проволоки (катанки) поступают на склад сталепроволочного комплекса из сортопрокатного цеха в железнодорожных полувагонах, которые



Схема технологических маршрутов сталепроволочного цеха

Scheme of technological routes of steel wire shop

разгружаются электромостовыми кранами в специальные корзины. Затем, по мере необходимости, из бунтов формируются партии («садки»), которые передаются малым штанговым конвейером в травильное отделение (для удаления окалина с поверхности катанки химическим способом) или большим конвейером в отделение грубого волочения к установкам для удаления окалина механическим способом. После травления бунты поступают по конвейеру в отделение грубого волочения, где установлено множество заготовительных станов, отличающихся по кратности процесса волочения (от одного до шести), по диаметру чистового (последнего) барабана (750, 650, 550 мм), по конструкции размоточного и намоточного устройств, по виду размотки заготовочной проволоки (бунт) и намотки полученной проволоки (моток, катушка), по массе единичной продукции (изделия), а также по диаметрам обработанной проволоки (см. таблицу).

В соответствии с технологическими маршрутами, определяемыми ГОСТами, ТУ и требованиями заказчиков, из отделения грубого волочения одна часть изделий направляется на склад готовой продукции (мотки проволоки диам. от 9,0 до 2,5 мм и массой от 1500 до 100 кг) (маршрут № 1). Другая часть передается в термическое отделение для отжига в роликовых печах мотков и катушек, которые затем направляются либо на склад готовой продукции (маршрут № 2), либо катушки поступают в отделение среднего волочения, где подвергаются дальнейшему процессу волочения на станах типа 1/550, 6/550, 7/550 для получения проволоки меньших диаметров (2,5 – 1,8 мм) массой мотков 100 кг и передаются на склад готовой продукции (маршрут № 3).

Часть катушек после отжига направляется в отделение тонкого (семикратного) волочения на станах типа 7/350 (см. таблицу), где производится проволока диам. от 2,0 до 0,8 мм в мотках (60 кг) и отправляется на склад готовой продукции (маршрут № 4) или в катушках (1000 кг), поступающих в отделение меднения для нанесения на поверхность проволоки слоя меди и формирования мотков массой до 20 кг (маршрут № 5), которые затем передаются на склад готовой продукции. На складе осуществляется финишный контроль качества всех изделий на соответствие ГОСТ и ТУ, оформляется документация, формируются партии отгрузки продукции по заказам потребителей.

Следует отметить, что связь между отделениями в таком производстве полужесткая, отличающаяся наличием буферных (накопительных) устройств в виде конвейера в травильном отделении, конвейера и площадки временного складирования в отделении грубого волочения, площадок временного складирования в термическом отделении, в отделении тонкого волочения и меднения. Поэтому для выполнения заказов по каждому маршруту в конкретных производственных условиях необходимо учитывать межоперационные заделы,

Специализация волочильных станов по отделениям

Specialization of drawing mills by departments

Тип стана	Виды размотки и намотки проволоки	Масса изделия, кг	Количество станов, шт.	Диапазон диаметров, мм
1. Станы в отделении грубого волочения				
1/750	Б → М	150, 200, 250	1	10,0 – 5,0
1/650	Б → М	100	2	9,0 – 5,0
	Б → БМ	1000	2	9,2 – 4,0
2/550	Б → М	1000	8	6,3 – 4,0
	Б → К	1000	3	5,7 – 4,0
3/550	Б → БМ	1500	7	5,5 – 3,5
	Б → К	1000	2	5,5 – 3,5
4/550	Б → БМ	1500	2	4,6 – 3,0
	Б → К	1000	1	4,6 – 3,0
5/550	Б → БМ	1000	1	4,0 – 2,5
	Б → К	1500	1	4,0 – 3,0
6/550	Б → БМ	1000	2	4,0 – 1,8
	Б → К	1000	2	4,0 – 2,0
2. Станы в отделении среднего волочения				
1/550	К → М	100	4	5,5 – 1,6
6/550	К → М	100	2	2,7 – 1,8
7/550	К → М	100	2	2,5 – 1,2
3. Станы в отделении тонкого волочения				
7/350	К → М	60	16	2,0 – 0,8
	К → К	1000	4	2,0 – 0,9

Пр и м е ч а н и е. Б – бунт заготовочной проволоки, К – катушка с проволокой, М и БМ – мотки проволоки: малый и большой.

предотвращающие простои оборудования по техническим, технологическим и организационным причинам.

ЭТАПЫ ОЦЕНИВАНИЯ НОРМАТИВНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПАРТИЙ ПРОДУКЦИИ

Для расчета нормативной длительности изготовления партии продукции выделены исследуемые производственные отделения и участки комплекса, определены технологические маршруты, составленные с учетом технических условий и требований ГОСТ на готовую проволоку. На основе ретроспективного анализа и отбора наиболее часто встречающихся заказов выбраны характерные партии с учетом количества и грузоподъемности транспортных средств. Выбраны партии прибытия бунтов на склад катанки из мелко-сортного цеха с учетом периодичности поступления, количества и грузоподъемности полувагонов.

Предлагаемая процедура многовариантного оценивания нормативной длительности изготовления партий продукции основана на использовании интегрированных моделей, создание которых включает следующие этапы:

– подготовка исходной информации на основе изучения проектной, нормативной, технической и отчетной документации; классификация режимов работы оборудования; анализ организации производственного процесса в каждом отделении комплекса;

– разработка графических моделей процессов, отображающих последовательность производственных операций и их декомпозицию на элементы и микро-элементы для каждого отделения на основе проведения визуальных наблюдений и данных, полученных при выполнении предыдущего этапа;

– построение табличных моделей производственных операций и их элементов для каждого отделения, включающих: наименование операций (элементов); пространственные координаты фиксажных точек, соответствующих моментам начала и окончания операций (элементов); наименование используемого оборудования, видов операций (машинные, ручные, машинно-ручные); классов операций (технологические, транспортные, естественные, контрольные); единиц обрабатываемых изделий (бунт, садка, моток, катушка, партия);

– разработка нормативных моделей длительности операций на основе комплексирования разных методов

исследования (декомпозиция операций на элементы, обработка данных натурных наблюдений, построение формульных моделей длительности элементов операций) с учетом сортамента продукции (диаметров готовой проволоки), технических и технологических параметров работы оборудования;

- определение ситуационно-нормативных тактов (штучных и партионных) работы оборудования, технологических линий и отделений;

- построение ситуационно-нормативных моделей длительности производственных процессов на базе нормативных моделей длительности операций с учетом скоростных режимов, количества параллельно работающего оборудования, технологических маршрутов в каждом отделении;

- формирование многовариантной нормативной модели длительности изготовления партии готовой продукции для каждого технологического маршрута (с учетом вышеперечисленных факторов и производственных ситуаций).

Методики моделирования нормативной длительности производственных операций в отделениях, основанные на тактовом подходе, изложены в работах [12 – 14].

Для построения комплексных нормативных моделей длительности изготовления партии продукции по технологическим маршрутам были исследованы виды и характер организации материальных потоков в отделениях сталепроволочного производства. Также исследован пространственно-временной характер движения элементов материальных потоков (полуфабрикатов, изделий) между смежными операциями производственного процесса (последовательный, параллельный, параллельно-последовательный). Структурная организация материальных потоков в процессе производства является одним из сложных аспектов построения маршрутных моделей длительности изготовления партий готовой продукции [15 – 20].

Чтобы определить длительность изготовления конкретной партии продукции, необходимо задать: технологию процесса обработки изделия; состав, продолжительность и условия выполнения технологических, естественных, трудовых, контрольных и транспортных операций; типы и количество применяемого оборудования; вид единицы материального потока (бунт, моток, катушка); характер и вид движения полуфабрикатов (изделий) по операциям процесса; способ их перемещения с каждой предыдущей операции процесса на каждую последующую (штучный, пакетный, партионный); количество входных пакетов и партий; вид поточной линии (непрерывная, полунепрерывная, дискретная).

Характер движения полуфабрикатов в каждом отделении устанавливался для отдельных единиц (штук) и для партий. В зависимости от этого классифицировались виды организации материальных потоков. Например, в травильном отделении при работе одной техно-

логической линии, а в ней – одной травильной ванны, вид потока – последовательный. Если количество работающих технологических линий больше единицы и количество работающих травильных ванн в каждой линии также больше единицы, то вид потока – параллельно-последовательный. В волочильном отделении при работе одного стана изготовление одного изделия или партии изделий происходит последовательно, а изготовление партии изделий одновременно на нескольких однотипных станах – параллельно.

Системный анализ организации функционирования сталепроволочного комплекса выявил, что ведущим является отделение грубого волочения, исходя из объема формоизменения заготовочной проволоки, степени влияния на работу других отделений и включения во все технологические маршруты (см. рисунок). Поэтому расчеты длительности изготовления партии продукции начинались с отделения грубого волочения. Сюда вошли расчеты продолжительности следующих операций: транспортировки бунтов катанки (садки) из травильного в отделение грубого волочения, подачи садки краном на размоточное устройство, волочения проволоки на стане, снятия готового изделия (полуфабриката) с намоточного устройства, подачи краном изделий на площадку временного складирования, погрузки изделий краном на передаточную тележку.

С целью обеспечения сопоставимости тактов работы отделения грубого волочения и тактов работы других отделений введены элементы материальных потоков: штучные изделия (полуфабрикаты), партии штучных изделий.

В отделении грубого волочения, в зависимости от классификации станов (см. таблицу) и назначения продукции, штучным считается изделие (малый и большой моток) или полуфабрикат (катушка); в травильном отделении под штучным полуфабрикатом понимается садка – определенное количество бунтов катанки, размещаемое на крюке крана; в термическом отделении – количество полуфабрикатов, размещаемых на одном поддоне; в отделениях среднего, тонкого волочения и меднения – количество полуфабрикатов или готовых изделий, соответствующих (по массе) полуфабрикатам отделения грубого волочения.

Модель штучного ситуационного такта работы стана s -го типа грубого волочения на одно изделие (полуфабрикат) представлена на основе данных работы [12] следующей формулой:

$$T_{st}^1(m_r, d, N_r) = t_m(m_r, d, s, N_r) + \sum_{n=1}^n \tau_q^n(m_r, d, s), \quad (1)$$

где $t_m(m_r, d, s, N_r)$ – машинное время волочения; $\tau_q^n(m_r, d, s)$ – длительность выполнения рабочим-оператором n -ой ручной операции; $m_r \in [М, БМ, К]$ – вид полуфабриката; d – диаметр проволоки на выходе стана; N_r – номер скорости волочения.

МОДЕЛИ СИТУАЦИОННЫХ ТАКТОВ РАБОТЫ ОБОРУДОВАНИЯ И ОТДЕЛЕНИЙ

Модель штучного ситуационного такта работы подсистемы травильная ванна – кран (на одну садку) имеет вид:

$$T_{\text{в}}^1(m_{\text{с}}, d, \mu) = \tau_{\text{т}}(m_{\text{с}}, d, \mu) + \sum_{i=1}^* t_{\text{кр}}^{\text{в}}(i) + \tau_{\text{пр}} + \tau_{\text{св}} + t_{\text{кр}}^{\text{МК}}, \quad (2)$$

где $\tau_{\text{т}}(m_{\text{с}}, d, \mu)$ – длительность травления садки $m_{\text{с}} \in [\text{Б}]$ в ванне с раствором соляной кислоты; μ – концентрация раствора кислоты; $t_{\text{кр}}^{\text{в}}(i)$ – длительности подачи садки краном от малого конвейера к травильной и далее – к другим ваннам, затем до сушильной установки; $\tau_{\text{пр}}$ – длительность каскадной промывки садки в трех ваннах с водой; $\tau_{\text{св}}$ – длительность обработки садки в специальной ванне; $t_{\text{кр}}^{\text{МК}}$ – длительность переезда крана от сушильной установки до малого конвейера.

Модель штучного ситуационного такта работы термической печи с учетом количества изделий на одном поддоне на основе данных работы [13] описывается формулой

$$T_{\text{п}}^1(m_{\text{г}}, d, N_{\text{п}}) = \max \{ T_{\text{п}j}^1(m_{\text{г}}, d, N_{\text{п}j}) \mid j = 1, j^* \}, \quad (3)$$

где $T_{\text{п}j}^1(m_{\text{г}}, d, N_{\text{п}j})$ – такт работы j -й зоны печи (для одного поддона); $N_{\text{п}j}$ – скоростной режим j -й зоны печи.

Для приведения к сопоставимому виду тактов работы станов грубого волочения $T_{\text{сг}}^1(m_{\text{г}}, d, N_{\text{г}})$ к тактам работы оборудования травильного $T_{\text{в}}^1(m_{\text{с}}, d, \mu)$ и термического $T_{\text{п}}^1(m_{\text{г}}, d, N_{\text{п}})$ отделений дополнительно определялись штучные эквивалентные такты на одну садку $T_{\text{сг}}^{\text{эс}}(m_{\text{с}}, d, N_{\text{г}})$, один поддон $T_{\text{сг}}^{\text{эп}}(m_{\text{г}}, d, N_{\text{п}})$, соответствующие по суммарной массе полуфабрикатам (изделиям).

Структура модели штучного ситуационного такта работы стана s -го типа тонкого (среднего) волочения $T_{\text{ст}}^1(m_{\text{т}}, d, N_{\text{т}})$ на один полуфабрикат (катушку) или изделие (моток) аналогична модели (1), $m_{\text{т}} \in [\text{К}, \text{М}]$.

Штучный ситуационный такт процесса меднения для одной «нити» (проволоки) при изготовлении одного изделия (мотка) рассчитывался на основе данных [14] по следующей формуле:

$$T_{\text{м}}^1(m_{\text{м}}, d, N_{\text{м}}, w, g) = t_{\text{мн}}(m_{\text{м}}, d, N_{\text{м}}, w, g) + \sum_{\alpha=1}^* \tau_{\text{ч}}^{\alpha}(m_{\text{м}}, d, g), \quad (4)$$

где $t_{\text{мн}}(m_{\text{м}}, d, N_{\text{м}}, w, g)$ – машинное время меднения (намотки проволоки в моток); $N_{\text{м}}$ – скоростной режим меднения; w – концентрация раствора медного купороса; g – масса мотка омедненной проволоки; $\tau_{\text{ч}}^{\alpha}(m_{\text{м}}, d, g)$ – длительность выполнения ручных операций, $m_{\text{м}} \in [\text{М}]$.

Для приведения к сопоставимому виду моделей штучных тактов $T_{\text{ст}}^1(m_{\text{т}}, d, N_{\text{т}})$ и $T_{\text{м}}^1(m_{\text{м}}, d, N_{\text{м}}, w, g)$ к тактам работы станов грубого волочения $T_{\text{сг}}^1(m_{\text{г}}, d, N_{\text{г}})$ вычислялись эквивалентные штучные такты $T_{\text{ст}}^{\text{э}}(m_{\text{т}}, d, N_{\text{т}})$ и $T_{\text{м}}^{\text{эк}}(m_{\text{м}}, d, N_{\text{м}}, w, g)$ на определенное количество $k_{\text{м}}^{\text{к}}$ готовых мотков, которое по массе соответствует полуфабрикату (катушке).

Кроме штучных тактов работы оборудования каждого отделения определялись партионные такты для следующих видов партий: крановая (количество полуфабрикатов $\theta_{\beta 1}$, соответствующее грузоподъемности крана); транспортная – количество полуфабрикатов или изделий $\theta_{\beta 2}$, соответствующее грузоподъемности транспортного средства (конвейера, рельсовой тележки, электрокара) для передачи их между отделениями; партия отгрузки – количество готовых изделий $\theta_{\beta 3}$, одновременно отгружаемых потребителю.

В связи с партионной передачей полуфабрикатов между отделениями на специальных транспортных средствах, сочетанием дискретных и непрерывных производственных процессов, а также из-за влияния отказов оборудования (часто имеющих вероятностный характер) для достижения ритмичной работы отделений используются «буферные запасы» на площадках временного хранения полуфабрикатов. При этом важно определять и поддерживать минимально необходимые запасы на этих площадках, что обеспечивается установлением нормативных объемов хранения с учетом особенностей функционирования основного оборудования в отделениях и производственных ситуаций.

В основу алгоритма многовариантного оценивания нормативной длительности изготовления партии продукции по каждому технологическому маршруту положены модели штучных и партионных тактов работы станов отделения грубого волочения (в зависимости от производственных условий), тактов работы оборудования предшествующих и последующих отделений, что важно для согласования их работы и накопления запаса полуфабрикатов на площадках временного хранения. Предварительно определялось количество необходимого оборудования в смежных отделениях (по отношению к главному).

Для предшествующего (травильного) отделения с учетом производственных условий в отделении грубого волочения необходимое количество основного оборудования (травильных ванн) вычислялось по соотношению

$$Z_{\text{в}}(m_{\text{с}}, d, \mu) = \frac{T_{\text{сг}}^{\text{эс}}(m_{\text{с}}, d, N_{\text{г}}) : Z_{\text{сг}}}{\gamma_{\text{бк}} T_{\text{в}}^1(m_{\text{с}}, d, \mu)}, \quad (5)$$

где $Z_{\text{сг}} \in [1, 2, \dots, Z_{\text{сг}}^{\text{max}}]$ – заданное количество используемых станов s -го типа грубого волочения; $\gamma_{\text{бк}} \in [0,6 \div 0,9]$ –

коэффициент формирования запаса садов на передаточном конвейере.

Необходимое количество Z_{Π} , Z_{ST} оборудования для двух последующих после грубого волочения отделений определялось в соответствии с выражениями:

а) для термического отделения

$$Z_{\Pi}(m_T, d, N_{\Pi}) = \frac{\gamma_{\Pi} T_{\Pi}^1(m_T, d, N_{\Pi})}{T_{ST}^{ЭП}(m_T, d, N_T):Z_{ST}} \text{ при } \gamma_{\Pi} T_{\Pi}^1 > T_{OX}^1, \quad (6)$$

где $\gamma_{\Pi} \in [0,5 \div 0,8]$ – коэффициент формирования запаса полуфабрикатов на площадке термического отделения; T_{OX}^1 – штучный такт процесса охлаждения полуфабрикатов на стеллажах после отжига;

б) для отделения тонкого волочения

– при выпуске проволоки в катушках

$$Z_{ST}(m_T, d, N_T) = \frac{\gamma_{TK} T_{ST}^1(m_T, d, N_T)}{T_{ST}^1(m_T, d, N_T):Z_{ST}}, \quad (7)$$

где $\gamma_{TK} \in [0,6 \div 0,8]$ – коэффициент формирования запаса на площадке тонкого волочения;

– при выпуске проволоки в мотках

$$Z_{ST}(m_T, d, N_T) = \frac{\gamma_{TM} T_{ST}^{ЭК}(m_T, d, N_T)}{T_{ST}^1(m_T, d, N_T):Z_{ST}}, \quad (8)$$

$$\gamma_{TM} \in [0,8 \div 0,9].$$

Необходимое количество нитей линий меднения проволоки определялось с учетом наличия промежуточных площадок, которые демпфируют нестабильность работы станов грубого волочения. Поэтому достаточно согласовывать работу линий меднения со станами тонкого волочения:

$$Z_M(m_T, d, N_M, g) = \frac{T_M^3(m_T, d, N_M, g)}{\gamma_{TK} T_{ST}^1(m_T, d, N_T):Z_{ST}}. \quad (9)$$

При вычислении значений Z_B , Z_{Π} , Z_{ST} , Z_M результаты округляли до целых чисел по специальным правилам.

Модели согласованных партионных тактов работы предшествующих и последующих отделений (по отношению к станам грубого волочения) формировались с учетом количества необходимого оборудования по следующим формулам:

1) для травильного отделения

$$T_{OB, B}(m_c, d, \mu) = \frac{T_B^1(m_c, d, \mu)}{Z_B(m_c, d, \mu)}, \quad (10)$$

2) для термического отделения

$$T_{OB, \Pi}(m_T, d, N_{\Pi}) = \frac{T_{\Pi}^1(m_T, d, N_{\Pi})}{Z_{\Pi}(m_T, d, N_{\Pi})}, \quad (11)$$

3) для отделения тонкого волочения

$$T_{OB, ST}(m_T, d, N_T) = \frac{T_{ST}^1(m_T, d, N_T)}{Z_{ST}(m_T, d, N_T)}; \quad (12)$$

4) для отделения меднения

$$T_{OB, M}(m_T, d, N_M, g) = \frac{T_M^1(m_T, d, N_M, g)}{Z_M(m_T, d, N_M, g)}. \quad (13)$$

Для проверки возможности обеспечения бесперебойного функционирования основных агрегатов (оборудования) сравнивались в каждом отделении партионные такты работы оборудования T_{OB} и такты работы транспортных средств T_{TP}^{BX} , $T_{TP}^{ВЫХ}$, используемых на входе (при подаче исходных полуфабрикатов) и выходе (при выдаче обработанных полуфабрикатов или изделий). Предварительно были построены модели партионных тактов работы транспортных средств: малого и большого конвейеров ($T_{TP, \beta 2}^{МК}$, $T_{TP, \beta 2}^{БК}$), передаточных тележек ($T_{TP, \beta 2}^{ТП}$), электромостовых кранов ($T_{TP, \beta 2}^{КР}$), электрокаров ($T_{TP, \beta 2}^{ЭК}$).

Сравнение тактов осуществлялось попарно при следующих условиях: если $T_{TP}^{BX} \theta_{\beta 2} < T_{OB} \theta_{\beta 2}$ и $T_{TP}^{ВЫХ} \theta_{\beta 2} < T_{OB} \theta_{\beta 2}$, то реализуется бесперебойная работа основных агрегатов; если $T_{TP}^{BX} \theta_{\beta 2} \geq T_{OB} \theta_{\beta 2}$ и $T_{TP}^{ВЫХ} \theta_{\beta 2} \geq T_{OB} \theta_{\beta 2}$, то требуются корректировки количества используемых транспортных средств – такие, чтобы выполнялись первые условия.

Выводы

Настоящая публикация является первым сообщением, связанным с решением сложной задачи оценивания нормативной длительности выполнения заказов на изготовление партий стальной проволоки в рамках многоструктурного производственного комплекса, включающего ведущее отделение грубого волочения, а также смежные отделения: травильное, термическое, тонкого волочения, меднения. Предлагаемая процедура оценивания включает следующие основные этапы: описание и анализ действующей производственной системы; построение декомпозиционных моделей длительности операций, их элементов и процессов; формирование ситуационно-нормативных моделей штучных и партионных тактов работы оборудования и отделений комплекса; определение количества необходимого (для согласованной работы) оборудования в смежных отделениях по отношению к ведущему отделению. Перечисленные модели положены в основу алгоритма оценивания длительности изготовления партий стальной проволоки, который будет представлен в следующем сообщении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Dušan Malindzak, Andrzej Gazda. The principles and specifics of logistics of metallurgical production // Metal. 2011. No. 5. P. 18 – 20.

2. Jelena R. Jovanovic, Dragan D. Milanovic, Radisav D. Manufacturing Cycle Time Analysis and Scheduling to Optimize Its Duration // *Journal of Mechanical Engineering*. 2013. No. 7. P. 512 – 524.
3. Масло А.В. Анализ длительности производственного цикла упаковочной продукции // *Изв. вуз. Проблемы полиграфии и издательского дела*. 2009. № 4. С. 91 – 100.
4. Duan Gang, Chen Li, Li Yin-Zhen, Song Jie-Yan and Akhtar Tanweer. Optimization on Production-Inventory Problem with Multi-stage and Varying Demand // *Journal of Applied Mathematics*. 2012. No. 10. P. 1 – 16.
5. Geraskin M.I., Egorova V.V. The algorithm for dynamic optimization of the production cycle in bearing industry // *Information Technology and Nanotechnology*. 2016. Vol. 1638. P. 552 – 568.
6. Šnapka P., Mikušová M., Janovská K., Samolejová A. Simulation model of metallurgical production management // *Metallurgija*. 2013. Vol. 52. No. 2. P. 429 – 431.
7. Radim Lenort, Jezy Feliks. Production logistics concepts and systems in metallurgical companies // *Metal*. 2013. No. 5. P. 15 – 17.
8. Malindžák D. Application of logistic principles in metallurgical production // *Metallurgija*. 2012. Vol. 51. No. 3. P. 345 – 348.
9. Korytkowski P. Optimization of production capacity in intangible flow production systems // *IFAC*. 2006. P. 1 – 6.
10. Frank Kübler, Johannes Böhner, Rolf Steinhilper. Resource efficiency optimization of manufacturing processes using evolutionary computation: A turning case. The 22nd CIRP conference on Life Cycle Engineering. 2015. Vol. 29. P. 822 – 826.
11. Медиков В.Я. Производственные мощности и их использование. – М.: МГУП, 2002. – 264 с.
12. Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н. Ситуационные модели производительности человека-машинных систем (на примере волочильных станков) // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2018. Т. 65. № 6. С. 485 – 489.
13. Мусатова А.И., Кулаков С.М. Разработка нормативной модели функционирования термического отделения метизного производства // *Научное обозрение*. 2016. № 15. С. 76 – 82.
14. Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н. Нормативное моделирование производительности комплекса меднения стальной проволоки // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2018. Т. 61. № 2. С. 164 – 167.
15. Михайлова Л.В., Парамонов Ф.И., Чудин А.В. Формирование и оперативное управление производственными системами на базе поточно-группового производства в автоматизированном режиме. – М.: ИТЦ МАТИ, 2002. – 60 с.
16. Моисеева Н.С., Заев В.А., Сенникова Е.В. Пути сокращения длительности производственного цикла в условиях гибкого раскройного производства // *Изв. вуз. Северо-кавказский регион*. 2008. № 5. С. 104 – 106.
17. Благих И.А., Сальников Д.Ю. Управление производственным циклом предприятия (организации) // *Проблемы современной экономики*. 2010. № 4 (36). С. 1 – 7.
18. Malindžák D., Gazda A., Malindžáková M., Vitko D. The basic principles and rules for heuristic model creation in metallurgy // *Metallurgija*. 2013. Vol. 52. No. 4. pp. 549 – 552.
19. Васильев Г.Л., Ефимов Ю.В., Манаков А.А., Чамеев В.В. Математические модели формирования длительности цикла для станочного оборудования // *Молодой ученый*. 2015. № 13. С. 100 – 105.
20. Анисимова Э.С. Моделирование производственной поточной линии // *Экономика и социум*. 2015. № 3 (16). С. 29 – 34.

Поступила в редакцию 7 июля 2018
После доработки 2 ноября 2018
Принята к публикации 2 ноября 2018

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. Vol. 62. No. 6, pp. 484–491.

MULTIVARIATE ESTIMATION OF PRODUCTION DURATION OF STEEL WIRE BATCHES ON THE BASIS OF SITUATIONAL-REGULATORY MODELS. MESSAGE 1

S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. The article considers the tasks of system analysis and development of models required for the synthesis of a situational (multivariate) procedure for estimating the standard duration of manufacturing a batch of products within a multi-structural steel wire complex (object of study), including independently functioning units with continuous, semi-continuous and discrete technological processes (etching, drawing, annealing, copper plating), which are connected by a single material flow. The complex is distinguished by: a variety of technological routes, allowing to produce a wide range of products (steel wire), corresponding to different standards, steel grades, diameters, shapes and masses of finished products; multivariate specialization of drawing mills; flexible connections between departments; parallel, sequential and combined work of the main and auxiliary equipment; equipment by specialized vehicles (cranes, conveyors, transfer carts, electric vehicles). During the system analysis of the research object, the following issues were resolved: a number of technological routes in the branches of complex were identified and described, their characteristics were evaluated. Graphic models of production processes have been developed, displaying sequence and parallelism of operations, their decomposition into elements and microelements for each compartment. The determining factors were identified characterizing the organization of production processes for all departments. Regulatory models have been developed for the

duration of operations based on the integration of various research methods. The solution of the above task is based on the clock approach and includes: building a factor model of the piece situational tact of the s-type drawing mill, “pickling bath-tap” subsystem, heat treatment furnace, and the copper plating line. Additionally, the concept of piece equivalent operation of equipment was introduced to bring to a comparable form with the strokes of coarse-drawing mills. To ensure the coordinated work of the coarse drawing department with other departments, an appropriate amount of pickling, thermal, fine drawing equipment and copper plating has been determined. Models of interconnected part-time steps of the work of previous and subsequent branches (in relation to the rough drawing department) are formed. The degree of work coordination was determined on the basis of comparison of the part-time work cycles of equipment and vehicles at the entrance and exit of each section. To do this, regulatory models of vehicle operation were pre-built. The results of the performed work allow us to proceed to the presentation of the algorithm itself for estimating production duration of batches of steel wire, which will be presented in the second message.

Keywords: steel-wire complex, technological routes, drawing mills, situational-normative tact models, models for estimating the required amount of equipment.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-484-491

REFERENCES

1. Malindzak D., Gazda A. The principles and specifics of logistics of metallurgical production. *Metal*. 2011, no. 5, pp. 18–20.

2. Jovanovic J.R., Milanovic D.D., Radisav D. Manufacturing cycle time analysis and scheduling to optimize its duration. *Journal of Mechanical Engineering*. 2013, no. 7, pp. 512–524.
3. Maslo A.V. Analysis of duration of production cycle of packaging products. *Izv. vuz. Problemy poligrafii i izdatel'skogo dela*. 2009, no. 4, pp. 91–100. (In Russ.).
4. Duan Gang, Chen Li, Li Yin-Zhen, Song Jie-Yan, Akhtar Tanweer. Optimization on production-inventory problem with multistage and varying demand. *Journal of Applied Mathematics*. 2012, no. 10, pp. 1–16.
5. Geraskin M.I., Egorova V.V. The algorithm for dynamic optimization of the production cycle in bearing industry. *Information Technology and Nanotechnology*. 2016, vol. 1638, pp. 552–568.
6. Šnapka P., Mikušová M., Janovská K., Samolejová A. Simulation model of metallurgical production management. *Metalurgija*. 2013, vol. 52, no. 2, pp. 429–431.
7. Radim L., Jezy F. Production logistics concepts and systems in metallurgical companies. *Metal*. 2013, no. 5, pp. 15–17.
8. Malindžák D. Application of logistic principles in metallurgical production. *Metalurgija*. 2012, vol. 51, no. 3, pp. 345–348.
9. Korytkowski P. Optimization of production capacity in intangible flow production systems. *IFAC*. 2006, pp. 1–6.
10. Kübler F., Böhner J., Steinhilper R. Resource efficiency optimization of manufacturing processes using evolutionary computation: A turning case. *The 22nd CIRP conference on Life Cycle Engineering*. 2015, vol. 29, pp. 822–826.
11. Medikov V.Ya. *Proizvodstvennye moshchnosti i ikh ispol'zovanie* [Production facilities and their use]. Moscow: MGUP, 2002, 264 p. (In Russ.).
12. Kulakov S.M., Musatova A.I., Kadykov V.N. Digital prototypes of man-machine system performance (in the case of drawing mills). *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 65, no. 6, pp. 485–489. (In Russ.).
13. Musatova A.I., Kulakov S.M. Development of a regulatory model of functioning thermal department of hardware mill. *Nauchnoe obozrenie*. 2016, no. 15, pp. 76–82. (In Russ.).
14. Kulakov S.M., Musatova A.I., Kadykov V.N. Normative modeling of performance of steel wire coppering unit. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 2, pp. 164–167. (In Russ.).
15. Mikhailova L.V., Paramonov F.I., Chudin A.V. *Formirovanie i operativnoe upravlenie proizvodstvennymi sistemami na baze potочно-grupпового производства v avtomatizirovannom rezhime* [Formation and operational management of production systems on basis of flow-group production in an automated mode]. Moscow: ITTs MATI, 2002, 60 p. (In Russ.).
16. Mokeeva N.S., Zaev V.A., Sennikova E.V. Ways to reduce duration of production cycle at flexible cutting production. *Izv. vuz. Severo-kavkazskii region*. 2008, no. 5, pp. 104–106. (In Russ.).
17. Blagikh I.A., Sal'nikov D.Yu. Management of production cycle of the enterprise (organization). *Problemy sovremennoi ekonomiki*. 2010, vol. 36, no. 4, pp. 1–7. (In Russ.).
18. Malindžák D., Gazda A., Malindžáková M., Vitko D. The basic principles and rules for heuristic model creation in metallurgy. *Metalurgija*. 2013, vol. 52, no. 4, pp. 549–552.
19. Vasil'ev G.L., Efimov Yu.V., Manakov A.A., Chameev V.V. Mathematical models of duration development of machine equipment cycle. *Molodoi uchenyi*. 2015, no. 13, pp. 100–105. (In Russ.).
20. Anisimova E.S. Modeling of production line. *Ekonomika i sotsium*. 2015, vol. 16, no. 3, pp. 29–34. (In Russ.).

Information about the authors:

S.M. Kulakov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of “Automation and Information Systems” (kulakov-ais@mail.ru)
A.I. Musatova, Senior Lecturer of the Chair “Management and Branch Economy” (musatova-ai@yandex.ru)
Kadykov V.N., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming and Metal Science. OJSC “EVRAZ ZSMK” (kadykov_vn@mail.ru)

Received July 7, 2018
 Revised November 2, 2018
 Accepted November 2, 2018

УДК 54-161

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК АМОРФНОГО СПЛАВА Fe–Si–Nb–Cu–Mo–В ТЕРМОРЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ*

Никульченков Н.Н., магистрант кафедры «Термообработка и физика металлов» (nikolai.nikulchenkov@urfu.ru)

Юровских А.С., к.т.н, доцент кафедры «Термообработка и физика металлов»

Лобанов М.Л., д.т.н., профессор кафедры «Термообработка и физика металлов»

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

Аннотация. Терморентгенографическим методом определены критические точки аморфного сплава системы Fe–Si–Nb–Cu–Mo–В, полученного методом спиннингования. Установлен температурный интервал существования сплава в нанокристаллическом состоянии.

Ключевые слова: аморфный сплав, нанокристаллизация, магнитомягкий сплав, терморентгенографический анализ, Finemet.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-492-493

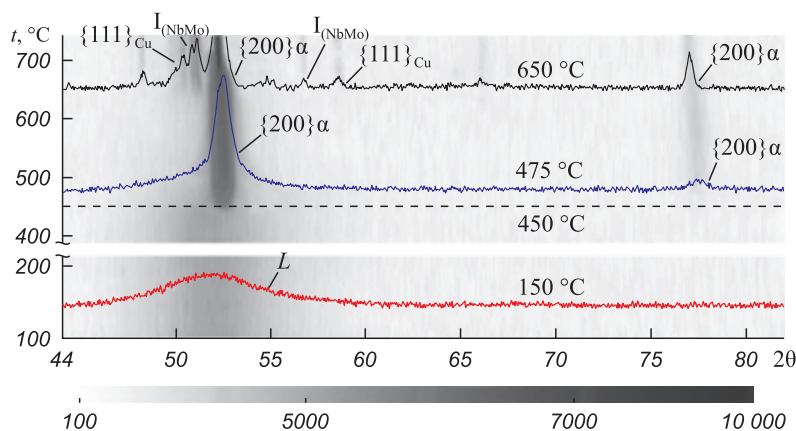
Магнитомягкие аморфные сплавы типа Finemet [1, 2], обладающие превосходными электромагнитными свойствами (высокой проницаемостью, низкой коэрцитивной силой), в настоящее время являются объектом изучения многих исследователей [3, 4]. Последнее связано с возможностью получения в подобных материалах нанокристаллического (не более 100 нм) состояния с дальнейшим улучшением электромагнитных свойств [5].

Целью настоящей работы является определение критических точек аморфного сплава системы Fe–Si–Nb–Cu–Mo–В в виде ленты толщиной примерно 20 мкм, полученной методом спиннингования, для оптимизации температурно-временных режимов его тер-

мической обработки, которая приводит к нанокристаллическому состоянию материала.

Терморентгенографический анализ образцов аморфной ленты выполнен с использованием рентгеновского дифрактометра Bruker ASX ADVANCE D8. Дифрактограммы снимали в рентгеновском K_{α} -излучении кобальта в температурном интервале 100 – 700 °С с шагом нагрева 25 °С в изотермических условиях в течение 25 мин.

Терморентгенографический фазовый анализ показал, что до температуры 425 °С образец находился в аморфном состоянии (см. рисунок). В интервале температур 425 – 450 °С происходило заметное изменение дифракционной картины, соответствующее кристалли-



Распределение интенсивности рентгеновского излучения в зависимости от температуры нагрева исходно аморфного сплава Fe–Si–Nb–Cu–Mo–В;
 t – температура образца, L – «галло», означающее аморфную фазу; внизу приведена шкала интенсивности рентгеновского излучения

X-ray intensity distribution depending on heating temperature of initially amorphous Fe–Si–Nb–Cu–Mo–B alloy;
 t – sample's temperature, L is “halo”, indicating amorphous phase; X-ray radiation intensity scale is given below

* Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства РФ (контракт № 02.A03.21.0006) и в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ (проект № 11.1465.2014/К).

зации, т.е. появляются новые рефлексы (отражение от плоскостей кристаллической решетки с формированием нанокристаллической структуры), причем рефлексы имеют значительное размытие. В температурном интервале 625–650 °C реализовывалась рекристаллизация сплава: ее начало было связано с выделением из твердого раствора частиц меди и интерметаллидных фаз.

Таким образом, в температурном интервале 450–650 °C при нагреве образца со скоростью примерно 1 °C/мин аморфный сплав находится в нанокристаллическом состоянии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Стародубцев Ю.Н., Белозеров В.Я. Магнитные свойства аморфных и нанокристаллических сплавов. Учебное пособие. – Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2002. – 366 с.

2. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure // *J. Appl. Phys.* 1988. Vol. 64. No. 10. P. 6044 – 6046.
3. Feizabad M.H.K., Sharafi S., Khayati G.R., Ranjbar M. Effect of process control agent on the structural and magnetic properties of nano/amorphous Fe_{0.7}Nb_{0.1}Zr_{0.1}Ti_{0.1} powders prepared by high energy ball milling // *J. of magnetism and magnetic materials*. 2018. Vol. 449. P. 297 – 303.
4. Huang B., Yang. Y., Wang A.D., Wang Q., Liu C.T. Saturated magnetization and glass forming ability of soft magnetic Fe-based metallic glasses // *Intermetallics*. 2017. Vol. 84. P. 74 – 81.
5. Стародубцев Ю.Н., Белозеров В.Я. Нанокристаллические магнитомягкие материалы // *Компоненты и технологии*. 2007. № 4. С. 144 – 146.

Поступила в редакцию 28 января 2019 г.

После доработки 7 февраля 2019 г.

Принята к публикации 11 февраля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. Vol. 62. No. 6, pp. 492–493.

DETERMINATION OF CRITICAL POINTS OF AMORPHOUS Fe–Si–Nb–Cu–Mo–B ALLOY USING NON-AMBIENT X-RAY DIFFRACTION METHOD

N.N. Nikul'chenkov, A.S. Yurovskikh, M.L. Lobanov

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

Abstract. Critical points of amorphous alloy of Fe–Si–Nb–Cu–Mo–B system was determined using the non-ambient x-ray diffraction method. The sample with amorphous structure was produced by planar flow casting process. Temperature range of alloy nanocrystalline state was established.

Keywords: amorphous alloy, nanocrystallization, high-permeability alloy, non-ambient x-ray diffraction method, Finemet.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-492-493

nano/amorphous Fe_{0.7}Nb_{0.1}Zr_{0.1}Ti_{0.1} powders prepared by high energy ball milling. *J. of Magnetism and Magnetic Materials*. 2018, vol. 449, pp. 297–303.

4. Huang B., Yang. Y., Wang A.D., Wang Q., Liu C.T. Saturated magnetization and glass forming ability of soft magnetic Fe-based metallic glasses. *Intermetallics*. 2017, vol. 84, pp. 74–81.
5. Starodubtsev Yu.N., Belozеров V.Ya. Nanocrystalline magnetic materials. *Komponenty i tekhnologii*. 2007, no. 4, pp. 144–146. (In Russ.).

Funding. The work was financially supported within the Act 211 of Government of the Russian Federation (Contract no. 02.A03.21.0006) and within the order of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project no.11.1465.2014/K).

Information about the authors:

N.N. Nikul'chenkov, MA Student of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals” (nikolai.nikulchenkov@urfu.ru)

A.S. Yurovskikh, Cand. Sci. (Eng.) Assist. Professor of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals”

M.L. Lobanov, Dr. Sci. (Eng.) Professor of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals”

Received January 28, 2019

Revised February 7, 2019

Accepted February 11, 2019

REFERENCES

1. Starodubtsev Yu.N., Belozеров V.Ya. *Magnitnye svoystva amorfnykh i nanokristallicheskh splavov. Uchebnoe posobie* [Magnetic properties of amorphous and nanocrystalline alloys. Manual]. Ekaterinburg: Izd-vo Ural'skogo universiteta, 2002, 366 p. (In Russ.).
2. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure. *J. Appl. Phys.* 1988, vol. 64, no. 10, pp. 6044–6046.
3. Feizabad M.H.K., Sharafi S., Khayati G.R., Ranjbar M. Effect of process control agent on the structural and magnetic properties of

УДК 669.243.001.5

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ ОКИСЛЕННЫХ НИКЕЛЕВЫХ РУД ЮЖНОГО УРАЛА С ПОЛУЧЕНИЕМ ТОВАРНОГО ФЕРРОНИКЕЛЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЕЧИ БАРБОТАЖНОГО ТИПА

Шабли Н.В., аспирант кафедры «Энергоэффективные и ресурсосберегающие
промышленные технологии» (natasha9131@mail.ru)

Заикин Н.А., аспирант кафедры «Энергоэффективные и ресурсосберегающие
промышленные технологии» (heptor@mail.ru)

Подгородецкий Г.С., к.т.н., профессор, директор научно-образовательного центра
«Инновационные металлургические технологии» (podgs@isis.ru)

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

Аннотация. В настоящее время технологии переработки окисленных никелевых руд характеризуются многостадийностью и использованием дорогостоящего сырья, что существенно влияет на себестоимость конечного продукта. Опыт российских предприятий, таких как «Южуралникель» и «Уфалейникель» подтверждает, что сегодняшние технологии не позволяют добиться экономической эффективности в сложившихся условиях. Основу технологии этих предприятий составляла шахтная плавка на штейн. Ввиду высокого расхода кокса (20 – 30 т на 1 т никеля) себестоимость получаемого таким способом никеля оказывалась настолько высока, что это сделало технологию экономически неэффективной в сегодняшних рыночных условиях. В настоящее время на мировом рынке ферроникеля складывается тенденция к снижению доли высокосортного никеля в структуре потребления никелевых сплавов за счет роста производства черного ферроникеля и металлизированных материалов с пониженным содержанием никеля. Решением проблемы может стать разработка новой, более энергоэффективной технологии переработки окисленных никелевых руд. В НОЦ «Инновационные металлургические технологии» НИТУ «МИСиС» разработана инновационная технология переработки комплексных руд и техногенных отходов в печи барботажного типа ПМ (Процесс МИСиС). В настоящей работе приведено краткое описание технологии и результатов экспериментов двухстадийной технологии получения товарного ферроникеля из окисленных никелевых руд Южного Урала.

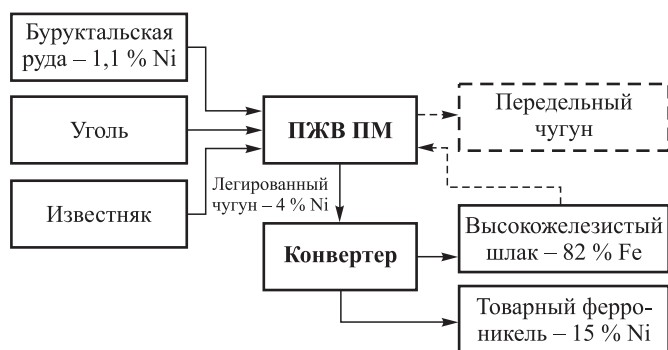
Ключевые слова: барботажный процесс, ПМ, легированные чугуны, окисленные никелевые руды, энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии, ферроникель.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-494-496

Общие мировые запасы никеля в рудах с содержанием более 1 % Ni на начало 2010 г. оценены в количестве 135 млн. т, в том числе сульфидные руды – 38 млн. т, окисленные руды – 97 млн. т. Запасы никелевых руд в России оцениваются в 25 млн. т никеля. Отечественные руды содержат в среднем от 0,85 до 1,3 % Ni [1]. Руды с содержанием никеля менее 0,8 % считаются бедными и не используются. В переработку поступают руды, содержащие в среднем 2,0 – 2,5 % Ni. В настоящее время в основном перерабатываются сульфидные руды. Значительным дополнительным источником могут служить окисленные никелевые руды, доля которых в мировых запасах составляет 72 %, а содержание в них никеля – около 1,2 млн. т [2]. Запасы никеля в месторождениях окисленных никелевых руд на территории РФ в три раза превышают его запасы в сульфидных рудах. Среднее содержание никеля в рудах подобного вида колеблется на уровне 0,6 – 1,2 %. Самым крупным месторождением окисленной никелевой руды является Буруктаальское, в котором сосредоточено порядка 7 %

разведанных запасов России. Переработка этих руд существующими способами не нашла широкого применения из-за низкого содержания никеля (порядка 0,9 – 1,1 %) и высокой себестоимости готовой продукции. Ярким подтверждением служит отрицательный опыт предприятий «Южуралникель» и «Уфалейникель», чьи мощности сегодня законсервированы из-за низкой экономической эффективности предприятий, вызванной высокой себестоимостью продукции.

Сложившаяся ситуация создает предпосылки к созданию новой эффективной технологии переработки окисленных никелевых руд путем жидкофазного восстановления, позволяющим получать товарный ферроникель (не менее 10 % Ni), пригодный для производства стали никельсодержащих марок, и имеющей благоприятные экологические показатели. В качестве альтернативы традиционным методам переработки окисленных никелевых руд перспективным представляется жидкофазный процесс восстановления [3].



Технологическая схема получения ферроникеля

Technological scheme of ferronickel production

В центре «Инновационные металлургические технологии» НИТУ «МИСиС» разработана инновационная технология переработки окисленных никелевых руд с получением легированного чугуна на первой стадии в печи жидкофазного восстановления (ПЖВ) барботажного типа ПМ (Процесс МИСиС). Далее легированный никелем чугун может перерабатываться в товарный ферроникель методом конвертирования чугуна. Технологическая схема с указанием расчетных характеристик представлена на рисунке.

Внутреннее пространство печи ПМ разделено на две зоны. В первой зоне происходит подготовка, неполное восстановление рудного сырья и удаление вредных примесей, во второй – окончательное восстановление [4]. Назначение конвертера в процессе заключается в повышении содержания целевого компонента за счет окисления части железа, которое, в сравнении с никелем, характеризуется большим сродством к кислороду [5].

Для подтверждения расчетных данных проведены эксперименты, задачей которых было смоделировать условия на всех этапах передела. В качестве никельсодержащего сырья выбрана руда месторождения Буруктаьское, которая использовалась на комбинате «Южуралникель». Химический состав руды следующий: 30,7 % Fe_{общ}, 43,8 % Fe₂O₃, 32,2 % SiO₂, 1,8 % NiO, 0,02 % P₂O₅, 0,07 % S, 0,03 % прочие.

Условия и результаты экспериментов приведены в таблице.

Установлена принципиальная возможность получения товарного ферроникеля из окисленных никелевых

Данные об экспериментах

Experimental data

Эксперимент 1	Эксперимент 2	Эксперимент 3
<i>Моделируемый процесс</i>		
Плавка в первой зоне ПМ	Восстановление оксидов расплава во второй зоне ПМ	Получение ферроникеля в конвертере
<i>Материал</i>		
Буруктаьская руда, 1,1 % Ni	Продукт (расплав) эксперимента 1	Продукт (чугун) эксперимента 2
<i>Печь</i>		
Сопротивления	Таммана	Индукционная
<i>Состав газа на продувку</i>		
50 % CO / 50 % CO ₂	80 % CO / 20 % CO ₂	95 % O ₂
<i>Состав продукта</i>		
22,8 % Fe / 1,09 % Ni	83,8 % Fe / 6,3 % Ni	86 % Fe / 12,7 % Ni

руд Южного Урала с применением печи жидкофазного восстановления барботажного типа. Следующим шагом для разработки технологии определена серия плавов на пилотной печи ПМ, разработки в центре ИМТ на руде месторождения Буруктаьское для подтверждения работоспособности технологии в опытно-промышленных масштабах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рудные месторождения СССР. В 3-х т. / Под ред. акад. В.И. Смирнова. Изд. 2-е, перераб. и доп. Т. 1. – М.: Недра, 1978. – 399 с.
2. Киселев Е.А. Государственный доклад о состоянии и использовании минерально-сырьевых ресурсов Российской Федерации в 2014 г. – М.: ООО «Минерал-Инфо», 2015. – 315 с.
3. Chatterjee A. Hot metal production by smelting reduction oxide. – New-Dehli: India, 2010. – 240 p.
4. Crundwell F., Moats M., Ramachandran V., Robinson T., Davenport W. Extractive Metallurgy of Nickel, Cobalt and Platinum-Group Metals. – Elsevier, UK, 2011. – 610 p.
5. Nickel, Cobalt, and Their Alloys. Davis J.R. ed. – ASM International, USA, 2000. – 422 p.

Поступила в редакцию 14 мая 2019 г.

После доработки 26 мая 2019 г.

Принята к публикации 30 мая 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. Vol. 62. No. 6, pp. 494–496.

INVESTIGATION OF PROCESSING TECHNOLOGY OF SOUTHERN URALS OXIDIZED NICKEL ORES FOR MARKETABLE FERRONICKEL PRODUCTION IN BUBBLE FURNACE

N.V. Shablya, N.A. Zaikin, G.S. Podgorodetskii

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

Abstract. Currently, the processing technologies of oxidized nickel ores are characterized by multistage and the use of expensive raw materials, which significantly affects the cost of the final product. The experience of Russian manufacturers, such as “Yuzhuralnickel” and PJSC

“Ufaleynickel”, has confirmed that the current technology does not allow to achieve economic efficiency under the circumstances. Basis of the technology of these enterprises was mine matte smelting at shaft furnace. Due to the high coke consumption (20 – 30 tons per 1 ton of Nickel), the cost of nickel produced in this case was so high that it made the technology economically inefficient in today’s market conditions. Nowadays, on the international market of ferronickel there is a downward trend in the share of high-grade nickel in nickel alloys consumption due to the increase in production of crude ferronickel and metallized forms with reduced nickel content. The solution of the problem can be the development of a new, more energy-efficient technology for oxidized nickel ores processing. The chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies” of NUST “MISIS” has developed an innovative technology of processing of complex ores and industrial waste in the furnace of bubbling type PM6 (Process MISIS-6). The paper presents a brief description of the technology and the experiments results of two-stage technology for the production of commercial ferronickel from oxidized nickel ores of the Southern Urals.

Keywords: bubbling process, PM, alloyed hot metal, ferronickel, desulphuration, dephosphorization, energy and resource saving technologies.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-6-494-496

REFERENCES

1. *Rudnye mestorozhdeniya SSSR* [Ore deposits of the USSR]. Smirnov V.I. ed. Moscow: Nedra, 1978, 399 p. (In Russ.).
2. Kiselev E.A. *Gosudarstvennyi doklad o sostoyanii i ispol'zovanii mineral'no-syr'evykh resursov Rossiiskoi Federatsii v 2014 godu* [State report on the state and use of mineral resources of the Russian Federation in 2014]. Moscow: “Mineral-Info”, 2015, 315 p. (In Russ.).
3. Chatterjee A. *Hot Metal Production by Smelting Reduction Oxide*. New-Dehli, India, 2010, 240 p.
4. Crundwell F., Moats M., Ramachandran V., Robinson T., Davenport W. *Extractive Metallurgy of Nickel, Cobalt and Platinum-Group Metals*. Elsevier, UK, 2011, 610 p.
5. *Nickel, Cobalt, and Their Alloys*. Davis J.R. ed. ASM International, USA, 2000, 422 p.

Information about the authors:

N.V. Shablya, Postgraduate of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies” (natasha9131@mail.ru)

N.A. Zaikin, Postgraduate of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies” (heptor@mail.ru)

G.S. Podgorodetskii, Cand. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Scientific and Educational Center “Innovative Metallurgical Technologies” (podgs@isis.ru)

Received May 14, 2019

Revised May 26, 2019

Accepted May 30, 2019

К 80-ЛЕТИЮ ЮРИЯ СЕРГЕЕВИЧА КАРАБАСОВА



12 июня 2019 года исполнилось 80 лет доктору технических наук, профессору, заслуженному деятелю науки Российской Федерации, крупному ученому и государственному деятелю Юрию Сергеевичу Карабасову.

В 1961 г. окончил Московский институт стали и сплавов (МИСиС). Трудовую деятельность Ю.С. Карабасов начал младшим научным сотрудником. В 1966 г. защитил кандидатскую диссертацию по комплексному использованию полиметаллических руд на примере извлечения германия, в 1976 г. – докторскую диссертацию на тему «Проблемы использования твердого топлива в агломерационном и доменном производстве». В 1982 г. ему присвоено ученое звание профессора.

В МИСиСе Юрий Сергеевич прошел трудовой путь от научного сотрудника до ректора и президента университета. С 1972 г. работал на различных должностях районного и городского комитетов КПСС г. Москвы.

В апреле 1992 г. на конференции преподавателей и сотрудников Ю.С. Карабасов избран ректором Московского института стали и сплавов (МИСиС). С апреля 2007 года до 25 апреля 2017 года – президент МИСиС (технологического университета). Являлся председателем Совета ректоров вузов г. Москвы;

действительный член Российской Академии естественных наук, Российской инженерной академии, Академии проблем качества.

2 декабря 2007 г. избран депутатом Государственной Думы РФ пятого созыва в составе федерального списка кандидатов, выдвинутого Всероссийской политической партией «Единая Россия»; секретарь Политсовета Московского городского регионального отделения партии «Единая Россия». Ю.С. Карабасов – лауреат премии Президента РФ за 2003 год в области науки и образования.

Награжден орденами «Знак Почета», «Дружбы народов», медалью «В память 850-летия Москвы». Основные направления научно-организационной деятельности Ю.С. Карабасова посвящены решению проблем рационального использования природных и техногенных ресурсов, сертификации металлопродукции, созданию систем качества на предприятиях, экологической сертификации технологий и производств.

Для реализации этих направлений по инициативе Ю.С. Карабасова созданы Межведомственный научный совет по ресурсосбережению и переработке отходов, сертификационные центры «Металлсертификат» и «Экосерт», открыта новая специальность подготовки инженерных кадров «Стандартизация и сертификация в металлургии».

Благодаря мудрости, новаторскому стилю мышления и управленческому таланту Ю.С. Карабасова МИСиС преумножил славные традиции Института стали и сплавов как головного отраслевого вуза страны. Заложенный им надежный фундамент кадрового, образовательного и научно-инновационного потенциала стали основой дальнейшего развития университета, вхождения его в число лидеров высшего образования России.

Сибирская редакция журнала, коллеги, ученики и друзья от всей души поздравляют Юрия Сергеевича с юбилеем, желают ему доброго здоровья, дальнейших успехов в педагогической и научной деятельности. Дорогой Юрий Сергеевич, низкий поклон и уважение за Ваши заслуги и огромный вклад в развитие российской науки и высшего образования.

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., *главный редактор*

Протопопов Е.В., *заместитель главного редактора*

Ивани Е.А., *заместитель главного редактора*

Бащенко Л.П., *заместитель ответственного секретаря*

Потапова Е.Ю., *заместитель главного редактора по развитию*

Олендаренко Н.П., *ведущий редактор*

Запольская Е.М., *ведущий редактор*

Расенец В.В., *верстка, иллюстрации*

Кузнецов А.А., *системный администратор*

Острогорская Г.Ю., *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 21.06.2019. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10. Заказ 9585. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

STUDY OF THE OPERATING IN CONDITIONS OF ABRASIVE WEAR DEPOSITED LAYER OBTAINED WITH THE USE OF NEW FLUX-CORED WIRES

INVESTIGATING THE THERMAL WORK AND CONSTRUCTION OF ANNULAR FURNACE ON "CHELYABINSK PIPE-ROLLING PLANT" PJSC TO IMPROVE HEAT TECHNICAL INDICATORS OF ITS WORK

INFLUENCE OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF SURFACE LAYER ON FATIGUE DURABILITY OF HARDENED STEELS STRENGTHENED BY COMBINED ELECTROMECHANICAL TREATMENT

STRUCTURE, PHASE COMPOSITION, MECHANICAL PROPERTIES AND WEAR RESISTANCE OF STEEL AFTER MICROARC BORIDING AND VANADATION

PLASTICITY AND DEFORMATION RESISTANCE OF THE ALLOYED RAIL STEELS IN ROLLING TEMPERATURE INTERVAL

EFFECT OF THERMAL PROCESSING ON PARTICLE SIZE OF CARBIDE PHASE, HARDNESS AND CORROSION RESISTANCE OF MULTILAYER COMPOSITE MATERIAL, BASED ON UDDEHOLM ELMAX AND AISI420MoV STEELS

DETECTION OF RATIONAL FREQUENCY OF THE SAMPLE INCREMENTAL LOADING DURING ITS TESTS FOR ENDURANCE ON THE BASIS OF A SYNERGETICALLY ORGANIZED ACOUSTIC EMISSION

THERMODYNAMICS OF OXYGEN SOLUTIONS IN MANGANESE-CONTAINING Ni-Co MELTS

MULTIVARIATE ESTIMATION OF PRODUCTION DURATION OF STEEL WIRE BATCHES ON THE BASIS OF SITUATIONAL-REGULATORY MODELS. MESSAGE 1

DETERMINATION OF CRITICAL POINTS OF AMORPHOUS Fe-Si-Nb-Cu-Mo-B ALLOY USING NON-AMBIENT X-RAY DIFFRACTION METHOD

INVESTIGATION OF PROCESSING TECHNOLOGY OF SOUTHERN URALS OXIDIZED NICKEL ORES FOR MARKETABLE FERRONICKEL PRODUCTION IN BUBBLE FURNACE