

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 63 Номер 1 2020



◦ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

О ДВИЖЕНИИ БРИКЕТИРУЕМОЙ МАССЫ В ЭКСТРУДЕРЕ. ТОЧНЫЕ РЕШЕНИЯ.
СООБЩЕНИЕ 1

ДИНАМИКА ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ СИЛ, ОТКЛОНЯЮЩИХ ДУГИ ОТ
ВЕРТИКАЛИ В ТРЕХФАЗНОЙ ДУГОВОЙ ПЕЧИ

◦ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

ПОВЕРХНОСТНОЕ НАТЯЖЕНИЕ И ПЛОТНОСТЬ РАСПЛАВОВ Fe – Mn

◦ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

ЛЕГКИЕ НЕМАГНИТНЫЕ СТАЛИ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe – 25 Mn –
– 5 Ni – Al – C

АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ, ПОЛУЧЕННЫХ
МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНЫХ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

◦ КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

ХИМИЧЕСКИЕ РЕАКЦИИ ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ ЖЕЛЕЗА ПРИРОДНЫМ
ГАЗОМ ИЗ ОКСИДОВ



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 1, 2020

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 63

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)

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)
ЖУЧКОВ В.И. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)
ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)
ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)
ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный университет, г. Тула)
КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)
КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)
КУРГАНОВА Ю.А. (МГУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)
КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ЛИНН Х. (ОО «Линн Хай Терм», Германия)
ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)
МЕШАЛКИН В.П. (Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева, г. Москва)
МУЛЮКОВ Р.Р. (ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа)
МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
НУРУМГАЛИЕВ А.Х. (Карагандинский государственный индустриальный университет, г. Караганда, Республика Казахстан)
ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия)
ПИЕТРЕЛЛИ ЛОРИС (Итальянское национальное агентство по новым технологиям, энергетике и устойчивому экономическому развитию, Рим, Италия)
ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «**Ресурсосбережение в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «**Инновации в металлургическом и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах**» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «**Стали особого назначения**» (Академия наук Болгарии, Болгария)
РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)
СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМТМаш», 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)
ЧУМАНОВ И.В. (Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)
ШЕШУКОВ О.Ю. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)
ЮРЬЕВ А.Б. (ОАО «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
Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

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@misis.ru
www.fermet.misis.ru

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

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

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

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)

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)

I.V. CHUMANOV (South Ural State Research
University, Chelyabinsk)

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 "**Metallurgical
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)

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

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

V.P. MESHALKIN (D.I. Mendeleev Russian Chemical-
Technological University, Moscow)

R.R. MULYUKOV (Institute of Metals Superplasticity
Problems of RAS, Ufa)

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

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

A.KH. NURUMGALIEV (Karaganda State Industrial
University, Karaganda, Republic of Kazakhstan)

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

LORIS PIETRELLI (Italian National Agency for
New Technologies, Energy and Sustainable Economic
Development, Rome, Italy)

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. TEMPLYANTSEV (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)

V.I. ZHUCHKOV (Institute of Metallurgy, Ural
Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal
University, Ekaterinburg)

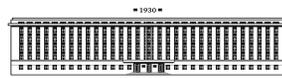
M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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
National Research Technological University "MISIS"

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@sisis.ru
www.fermet.misis.ru

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

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

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

Бижанов А.М., Подгородецкий Г.С. О движении брикетированной массы в экструдере. Точные решения. Сообщение 1	7
Матюхин В.И., Ярошенко Ю.Г., Журавлев С.Я., Морозова Е.В., Матюхина А.В. Технологические возможности использования природного газа в шахтных печах для обжига известняка ...	13
Смирнов Е.Н., Скляр В.А., Богаевич Д.И., Смирнов А.Н., Белевитин В.А. Исследование влияния наличия дополнительного сдвигового воздействия на эффективность технологии MSR в условиях сортовой МНЛЗ	19
Ячиков И.М., Костылева Е.М., Портнова И.В. Динамика электромагнитных сил, отклоняющих дуги от вертикали в трехфазной дуговой печи	27
Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Михно А.Р., Бащенко Л.П., Калининский А.Н. Влияние введения добавок углерода и фтора во флюсы, изготовленные из шлака силикомарганца	34

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Синицин Н.И., Чикова О.А., Вьюхин В.В. Поверхностное натяжение и плотность расплавов Fe–Mn	40
--	----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Смарикина И.В., Киндоп В.Э. Легкие немагнитные стали на основе системы Fe – 25 Mn – 5 Ni – Al – C	47
Тен Э.Б., Коль О.А. Зависимость отбела чугуна от его углеродного эквивалента	57
Цветкова Е.В., Базалева К.О., Чекин И.С., Климова-Корсмик О.Г., Жидков А.С. Азотирование сталей различных структурных классов, полученных методами лазерных аддитивных технологий	63

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Виноградов К.О., Смылова А.Л. Имитационное моделирование логистической системы транспортировки жидкого чугуна металлургического предприятия	71
---	----

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Сиротин Д.В. Нейросетевой подход к прогнозированию стоимости ферросплавной продукции	78
--	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Бердников В.И., Гудим Ю.А. Химические реакции при восстановлении железа природным газом из оксидов	84
Шешукову Олегу Юрьевичу – 60 лет	87

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

A.M. Bizhanov, G.S. Podgorodetskii On the movement of briquetted mass in extruder. Exact solutions	7
V.I. Matyukhin, Yu.G. Yaroshenko, S.Ya. Zhuravlev, E.V. Morozova, A.V. Matyukhina Technological possibilities of using natural gas in shaft furnaces for limestone roasting	13
E.N. Smirnov, V.A. Sklyar, D.I. Bogadevich, A.N. Smirnov, V.A. Belevitin Additional shearing impact on the effectiveness of MSR technology in conditions of billet CCM	19
I.M. Yachikov, E.M. Kostyleva, I.V. Portnova Dynamics of electromagnetic forces rejecting arcs from verticals in a three-phase arc furnace	27
R.E. Kryukov, N.A. Kozыrev, A.R. Mikhno, L.P. Bashchenko, A.N. Kalinogorskii Influence of introduction of carbon and fluorine additives to fluxes made of silicomanganese slag	34

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

N.I. Sinitsin, O.A. Chikova, V.V. V'yukhin Surface tension and density of Fe–Mn melts	40
---	----

MATERIAL SCIENCE

L.M. Kaputkina, A.G. Svyazhin, I.V. Smarygina, V.E. Kindop Light non-magnetic steels based on Fe – 25 Mn – 5 Ni – Al – C system	47
E.B. Ten, O.A. Kol' Dependence of cast iron chill from its carbon equivalent	57
E.V. Tsvetkova, K.O. Bazaleeva, I.S. Chekin, O.G. Klimova-Korsmik, A.S. Zhidkov Nitriding of steels of various structural classes manufactured by laser additive technologies	63

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

K.O. Vinogradov, A.L. Smyslova Simulation modeling of logistic system for liquid iron transportation at metallurgical plant	71
---	----

ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

D.V. Sirotin Neural network approach to forecasting the cost of ferroalloy products	78
---	----

SHORT REPORTS

V.I. Berdnikov, Yu.A. Gudim Chemical reactions at reduction of iron from oxides by natural gas	84
To the 60 th Anniversary of Oleg Yur'evich Sheshukov	87

УДК 669.162.1

О ДВИЖЕНИИ БРИКЕТИРУЕМОЙ МАССЫ В ЭКСТРУДЕРЕ. ТОЧНЫЕ РЕШЕНИЯ. СООБЩЕНИЕ 1*

Бижанов А.М.¹, к.т.н., представитель в России и СНГ (abizhanov@jcsteele.com)
Подгородецкий Г.С.², к.т.н., профессор, директор научно-образовательного центра
«Инновационные металлургические технологии» (podgs@misis.ru)

¹ J.C.Steele&Sons, Inc.

(USA, 710 South Mulberry str., Statesville, NC 28677)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

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

Аннотация. Возросший в последние годы интерес к безобжиговому окускованию в значительной мере обусловлен успешным опытом эксплуатации брикетных линий, основанных на жесткой вакуумной экструзии (ЖВЭ). Высокая производительность экструдеров ЖВЭ и удовлетворительные металлургические свойства получаемых таким способом брикетов экструзии (брэкс) позволяют рассматривать эту технологию безобжигового окускования в качестве перспективной. Экструдеры ЖВЭ позволяют эффективно брикетировать материалы со значениями влажности в диапазоне 12 – 16 % и давлением прессования 3,5 – 4,5 МПа, что приводит к возможности достижения высоких значений величин механической прочности сырых брикетов и исключает необходимость сушки брикетируемой шихты и тепловой обработки получаемых брикетов. Растущие масштабы практического использования экструдеров в черной металлургии обусловили необходимость разработки простых и эффективных методик определения их рабочих параметров. Брикетируемая масса представляет собой увлажненную пластическую массу, приводимую в движение лопастями вращающегося шнека и выдавливаемую далее через отверстия в фильере экструдера в виде продолговатых, повторяющих в сечении форму отверстия в фильере брикетов. В приложении к задачам оптимизации брикетной технологии, основанной на жесткой экструзии, приводится точное решение уравнений Навье–Стокса для вязкой несжимаемой среды, сдвигаемой между коаксиальными цилиндрами вдоль общей оси симметрии и закручиваемой вокруг нее соответственно продольным смещением и осевым вращением внутреннего цилиндра при условиях прилипания и заданном продольном падении давления. В частности установлено, что скорость транспортировки перемешиваемой массы не может превосходить скорости, доставляемой подаваемым давлением. При этом формула последней переносится на сжимаемую среду в виде специального интеграла вязкости для вязкопластической среды, где она служит обобщением известных точных решений. Решается задача поиска аналогичного решения для сжимаемой среды. Полученные аналитические зависимости могут использоваться для расчета параметров промышленных брикетных экструдеров, работающих как в режиме жесткой экструзии, так и в режиме полужесткой и мягкой экструзии, отличающихся величинами влажности брикетируемой массы и прикладываемого давления.

Ключевые слова: жесткая вакуумная экструзия, брикетирование, брэкс, вязкая несжимаемая среда, уравнения Навье–Стокса, коаксиальные цилиндры, спиральное течение Куэтта–Пуазейля.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-7-12

Жесткая вакуумная экструзия (ЖВЭ) широко применяется для производства металлургических брикетов – компонентов шихт доменных и ферросплавных печей [1 – 8]. Механическая и горячая прочность брикетов экструзии (брэкс) обеспечивается меньшим, чем в альтернативных брикетных технологиях (валковое брикетирование и вибропрессование) количеством связующих материалов, что в совокупности с более высокой производительностью экструдеров позволяет рассматривать ЖВЭ как вполне отвечающую критериям, предъявляемым к наилучшим доступным технологиям в черной металлургии [9].

* Работа выполнена в рамках государственного задания ФГУ ФНЦ НИИСИ РАН (фундаментальные научных исследования, ГП 14) по теме № 0065-2019-0005 «Математическое моделирование динамических процессов в деформируемых и реагирующих средах с использованием многопроцессорных вычислительных систем» (№ АААА-А19-119011590092-6).

В отличие от валкового брикетирования и вибропрессования, ЖВЭ позволяет окусковывать увлажненные материалы с содержанием влаги в диапазоне 12 – 16 % (максимум до 20 %) при давлениях от 2,5 до 4,5 МПа. Разновидностями экструзионного окускования, также применяемыми в металлургии, являются мягкая экструзия (влажность 10 – 27 %, давление 0,4 – 1,2 МПа) и полужесткая экструзия (влажность 15 – 22 %, давление 1,5 – 2,2 МПа). Важнейший критерий применимости ЖВЭ для получения брикетов – пластичность формируемой смеси, что делает возможным ее перемещение лопастями вращающегося шнека и уплотнение при продавливании через отверстия в фильерах экструдеров.

В рабочей камере экструдера вследствие вращения лопастей шнека формируемая масса совершает поступательное и вращательное движение, замедляемое стенками корпуса (рис. 1). Экструдер можно представить

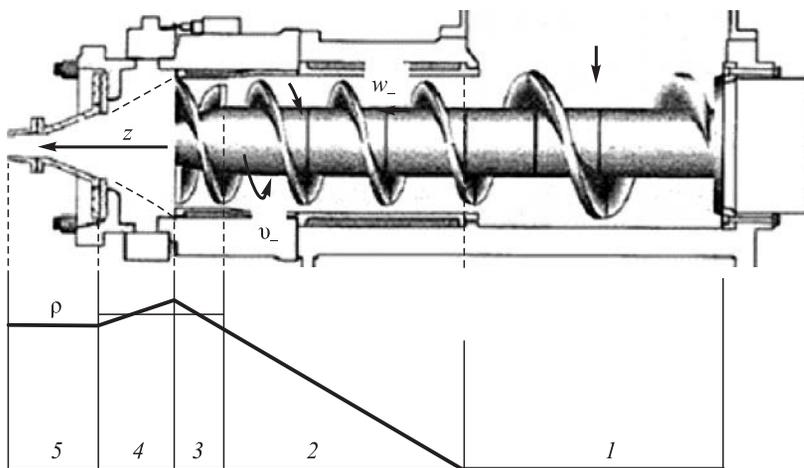


Рис. 1. Стадии уплотнения в рабочей зоне экструдера:

1 – зона подачи без уплотнения; 2 – зона сжатия; 3 – зона гомогенизации; 4 – зона формования; 5 – выход из фильеры

Fig. 1. Stages of compaction in the extruder working area:

1 – feed zone without compaction, 2 – compression zone, 3 – homogenization zone, 4 – molding zone, 5 – exit from the die

в виде двух соосных цилиндров и шнека, вращаемого внутренним цилиндром вокруг оси z со скоростью v_- и транспортирующего формуемую массу вдоль указанной оси со скоростью w_- при неподвижном внешнем цилиндре ($w_+ = v_+ = 0$).

В зоне 1 осуществляется подача смеси на рабочие лопасти шнека и ее перемещение без уплотнения. В зоне 2 смесь уплотняется. По мере продвижения смеси к фильере ее вращение замедляется, в то время как периферийные слои движутся с большей скоростью. В зоне 3 происходит выравнивание неоднородностей плотности, возникших в зоне 2 вследствие неравномерного движения формуемой массы. Выравнивание достигается особой геометрией лопастей выпарного шнека и их взаимным расположением. В зоне 4 происходит дальнейшее выравнивание неоднородностей движения.

Математическое моделирование процесса движения формуемой массы в экструдере в полной постановке остается сложной задачей, требующей учета реологических свойств брикетируемой массы. В большинстве известных работ применяется упрощенный подход, сочетающий математическое и физическое моделирование движения формуемой массы. Обзор методов моделирования процессов движения формуемых масс в экструдере приведен в работе [10].

Рассмотрим движение брикетируемой массы в рабочей камере экструдера с позиций основных законов механики сплошных сред с намерением получить упрощенные качественные зависимости, которые могут служить основой для приближенных расчетов основных параметров процесса экструзионного окускования.

Предполагаем, что вращаемая шнеком масса влажной и сплошной среды имеет изотропное поле молекулярного давления p и подчиняется общим законам со-

хранения массы, импульса и энергии при надлежащей реологии для коэффициента динамической вязкости среды μ [11 – 16].

Движение частицы рассматривается в цилиндрических координатах. Как и в работах [13 – 14], используется формализм прямых произведений орт и представления двойными векторами (дивекторами) матриц.

Рассмотрим брикетируемую массу как сплошную среду частиц r со скоростями u и плотностью $\rho > 0$, описываемой уравнением неразрывности

$$\rho_t + \nabla \rho u = 0$$

и давлением p (однородное напряжение Паскаля $p\vec{e}$). Добавляя к скорости изменения объемной плотности импульса ρu (ρu_t) его ускорение в среде

$$\rho u \nabla u = \nabla \rho u u - u \nabla \rho u = \rho_t u + \nabla \rho u u,$$

а к плотности ρg заданного поля удельной внешней силы $g = g(t, r)$ объемную плотность $-\nabla p = -\nabla p \vec{e}$ силы Архимеда

$$A = -\int_{\partial V} p dS = -\int_V (\nabla p) dV,$$

толкаящей объем V на площади $dS = \sqrt{dS \cdot dS}$ его границы ∂V по направлению единичной внешней нормали $n = \frac{dS}{dS}$, получаем гидродинамические уравнения Эйлера

$$\rho u_t + \rho u \nabla u = \rho g - \nabla p \text{ или } (\rho u)_t + \nabla \vec{P} = \rho g$$

при $\vec{P} = \rho u u + p \vec{e}$.

В этом уравнении возникающее как сила

$$\int_{\partial V} dS \vec{P} = \int_V (\nabla \vec{P}) dV$$

напряжение

$$\vec{P} = \rho u u + p \vec{e} - \mu \vec{b}$$

уточняется коэффициентами динамической и объемной вязкостей $\mu = \mu(t, r) > 0$ и $\zeta \mu$, а также матрицей

$$\vec{b} = \vec{\tau} - \left(\frac{2}{3} - \zeta \right) (\nabla u) \vec{e}, \quad \zeta = \text{const} \geq 0.$$

Уравнения Навье-Стокса имеют в рассматриваемом случае следующий вид:

$$\begin{aligned} (\rho u)_t + \nabla \vec{P} &= \rho g \quad \text{для } \vec{P} = \rho u u + P \vec{e} - \mu \vec{\tau} \\ \text{и } P &= p + \mu \left(\frac{2}{3} - \zeta \right) (\nabla u) \end{aligned} \quad (1)$$

или

$$\begin{aligned} (\rho u)_t + \left\{ (\rho w u)_z + \frac{(r \rho u u)_r}{r} + \frac{\rho v^2}{r} + P_r - [\mu(u_z + w_r)]_z - \right. \\ \left. - 2 \frac{(\mu r u_r)_r}{r} + \frac{2 \mu u}{r^2} \right\} I + \left\{ (\rho w v)_z + \frac{(r^2 \rho u v)_r}{r^2} - (\mu v_z)_z - \right. \\ \left. - \frac{1}{r} \left[\mu r^2 \left(\frac{v}{r} \right)_r \right]_r - \mu \left(\frac{v}{r} \right)_r \right\} J + \left\{ (\rho w w)_z + \frac{(r \rho u w)_r}{r} + \right. \\ \left. + P_z - 2(\mu w_z)_z - \frac{[\mu r(u_z + w_r)]_r}{r} \right\} k = \rho g; \\ P = p + \mu \left(\frac{2}{3} - \zeta \right) \left[\frac{1}{r} (r u)_r + w_z \right]; \quad \rho_t + \frac{1}{r} (r \rho u)_r + (\rho w)_z = 0. \end{aligned}$$

Рассмотрим стационарное движение сплошной среды с постоянной плотностью

$$\rho = \text{const} > 0 \quad (\nabla u = 0) \quad \text{и} \quad \mu = \text{const} > 0$$

на конечном участке

$$0 < z < l, \quad l = \text{const} > 0$$

пространства между двумя бесконечными соосными цилиндрами

$$\varepsilon a = r_{\min} < r < r_{\max} = a, \quad \varepsilon, a = \text{const} > 0 \quad (\varepsilon < 1)$$

при $-\infty < z < \infty$: внутренним ($r = \varepsilon a$ с индексом «-») и внешним ($r = a$ с индексом «+»). Цилиндры перемещаются вдоль общей оси $r = 0$ и вращаются вокруг нее с постоянными скоростями w_{\mp} и v_{\mp} соответственно при условиях прилипания

$$w|_{r=\varepsilon a, a} = w_{-}, w_{+}, v|_{r=\varepsilon a, a} = v_{-}, v_{+}, w_{\mp}, v_{\mp} = \text{const} \quad (2)$$

и постоянном напоре

$$-p_z = \frac{p_{+} - p_{-}}{l} = \text{const} > 0, \quad 0 < z < l,$$

$$p_{-} = p|_{z=0}, \quad p_{+} = p|_{z=l} \quad (3)$$

с заданными величинами давления p_{\mp} на торцах $z = 0, l$ участка $0 < z < l$.

В отсутствии массовых сил и радиальных смещений вращаемой и продольно сдвигаемой среды в предположении, что

$$u = 0, \quad v = v(r), \quad w = w(r) \quad \text{и} \quad g^r = g^z = 0, \quad (4)$$

ее динамическое равновесие (1) – (4) сводится к следующим соотношениям:

$$\begin{aligned} -\frac{1}{r} (r w_r)_r = \frac{-p_z}{\mu}, \quad (r v_r)_r = \frac{v}{r}, \quad p_r = \frac{\rho v^2}{r}, \quad -p_z = \frac{p_{+} - p_{-}}{l}, \\ \varepsilon a < r < a, \quad 0 < z < l, \quad w(\varepsilon a) = w_{-}, \quad w(a) = w_{+} = 0, \\ v(\varepsilon a) = v_{-}, \quad v(a) = v_{+} = 0. \end{aligned}$$

Также динамическое равновесие может сводиться спиральному течению, т. е. к объединенному течению Хагена-Пуазейля и Куэтта [11 – 12, 17]

$$\begin{aligned} w(r) = w_{+} - \frac{p_z (a^2 - r^2)}{4\mu} + \\ + \left[w_{-} - w_{+} + \frac{p_z a^2 (1 - \varepsilon^2)}{4\mu} \right] \frac{\ln \frac{r}{a}}{\ln \varepsilon} \end{aligned} \quad (5)$$

с дополнительной азимутальной скоростью

$$v(r) = \frac{\varepsilon a v_{-} - \varepsilon v_{+}}{r(1 - \varepsilon^2)} + \frac{r v_{+} - \varepsilon v_{-}}{a(1 - \varepsilon^2)} \quad (6)$$

и давлением

$$\begin{aligned} p(r, z) = p_{+} - \frac{z}{l} (p_{+} - p_{-}) - \int_r^a \frac{\rho v^2(r')}{r'} dr', \\ p_r = \frac{\rho v^2}{r} > 0, \quad \varepsilon a < r < a, \quad 0 < z < l. \end{aligned}$$

Рассмотрим случай неподвижного внешнего цилиндра:

$$w_{+} = v_{+} = 0, \quad w_{-} > 0, \quad v_{-} < 0. \quad (7)$$

На рис. 2 приведены безразмерные профили азимутальной и аксиальной скоростей

$$\begin{aligned} \frac{v(r)}{v_{-}} = Y = \frac{\varepsilon}{1 - \varepsilon^2} \left(\frac{1}{X} - X \right), \\ \varepsilon = \frac{r_{\min}}{r_{\max}} < X = \frac{r}{r_{\max}} < 1, \quad r_{\max} = a; \end{aligned} \quad (8)$$

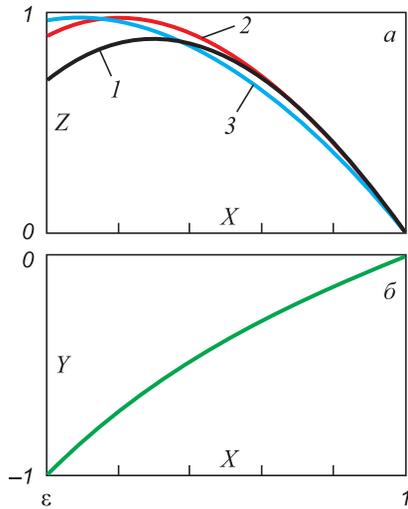


Рис. 2. Профили аксиальной (а) и азимутальной (б) компоненты рассматриваемого спирального течения при двух докритических (1, 2) и одном закритическом (3) значениях фактора δ

Fig. 2. Profiles of axial (a) and azimuthal (b) components of the considered spiral flow with two subcritical (1, 2) and one supercritical (3) factor values δ

$$\frac{w}{w_p} = Z = 1 - X^2 + \frac{1 - \varepsilon^2 - \delta}{\ln \frac{1}{\varepsilon}} \ln X, \quad (9)$$

$$w_p = \frac{-p_z a^2}{4\mu}, \quad \delta = \frac{w_-}{w_p}$$

соответственно с безразмерными факторами ε , δ и размерной скоростью вязкого напора w_p . Первые приводят к критической параболе $\delta = 1 - \varepsilon^2$ и (i) докритическому, $\delta < 1 - \varepsilon^2$, и (ii) закритическому, $\delta \geq 1 - \varepsilon^2$, режимам спирального течения.

(i) В докритическом режиме максимально возможной скоростью транспортировки, т. е. продольного смещения $w(r)$, является величина

$$w_* = \max_{\varepsilon a \leq r \leq a} w(r) = w(r_*) = w_p Z_* < w_p,$$

$$Z_* = \max_{\varepsilon \leq X \leq 1} Z(X_*), \quad \varepsilon < \frac{r_*}{a} = X_* < 1,$$

при $\delta < 1 - \varepsilon^2$, достигаемая внутри области течения, $\varepsilon a < r_* < a$, и близкая к скорости вязкого напора w_p .

(ii) При дальнейшем увеличении фактора δ величина w_* достигает своего наиболее возможного значения w_p на внутренней границе

$$w_* = w(r_*) = w_p Z_* = w_p, \quad Z_* = 1, \quad \frac{r_*}{a} = X_* = \varepsilon,$$

при $\delta \geq 1 - \varepsilon^2$ и остается максимально возможной скоростью транспортируемой массы $w_* = w_p$ при любом закритическом факторе δ (рис. 2).

Можно показать, что для случая неподвижного внешнего цилиндра существует критическая скорость вращения внутреннего цилиндра

$$w_c = (1 - \varepsilon^2)w_p \text{ (или } \delta = 1 - \varepsilon^2\text{)}.$$

В этом случае при соответствующем докритическом или закритическом режиме максимум скорости транспортировки достигается между цилиндрами или на внутреннем цилиндре и при этом меньше или равен скорости вязкого напора

$$w_p = \frac{-p_z a^2}{4\mu}$$

соответственно:

$$w(r_*) < w_p \text{ и } \varepsilon a < r_* < a \text{ при } w_- < w_c \text{ (или } \delta < 1 - \varepsilon^2\text{);}$$

$$w(r_*) = w_p \text{ и } r_* = \varepsilon a \text{ при } w_- \geq w_c \text{ (или } \delta \geq 1 - \varepsilon^2\text{)}.$$

Рассмотрим случай сжимаемости формируемой массы:

$$\rho = \rho(r) \neq \text{const} (\nabla u \neq 0) \text{ и } \mu = \text{const}.$$

В предположении, что

$$u = u(r), \quad v = v(r), \quad w = w(r) \text{ и } g^r = g^z = 0,$$

уравнение неразрывности (1) приводит к постоянной

$$r\varphi u = m = \text{const} \text{ или } r\varphi = m\varphi,$$

где $\varphi = \frac{1}{\rho}$ – удельный объем. Ее отношение к динамической вязкости $\left(\alpha = \frac{m}{\mu}\right)$ есть безразмерная величина.

Полагая в уравнении (1)

$$p_r = \frac{\rho v^2}{r} \text{ и}$$

$$\frac{\alpha + 1}{r^2} (ru)_r - \left(\frac{1}{3} + \zeta\right) \left[\frac{1}{r} (ru)_r\right]_r - \frac{1}{r} (ru)_{rr} - \frac{\alpha ru}{r^3} = 0,$$

находим для заданных величин φ_{\mp} :

$$\varphi = \frac{\varepsilon^{\lambda_+} \varphi_+ - \varphi_- \left(\frac{r}{a}\right)^{\lambda_-}}{\varepsilon^{\lambda_+} - \varepsilon^{\lambda_-}} + \frac{\varepsilon^{\lambda_-} \varphi_+ - \varphi_- \left(\frac{r}{a}\right)^{\lambda_+}}{\varepsilon^{\lambda_-} - \varepsilon^{\lambda_+}},$$

$$\lambda_{\mp} = \frac{8 + 6\zeta + 3\alpha}{2(4 + 3\zeta)} \mp \sqrt{\left(\frac{8 + 6\zeta + 3\alpha}{2(4 + 3\zeta)}\right)^2 - \frac{3\alpha}{4 + 3\zeta}}$$

$$\text{при } \left(\frac{8 + 6\zeta + 3\alpha}{2(4 + 3\zeta)}\right)^2 > \frac{3\alpha}{4 + 3\zeta}.$$

Удовлетворяющая условиям (2), (3) и уравнениям (1),

$$\frac{m}{r} v_r + \frac{mv}{r^2} - \frac{\mu}{r} (rv_r)_r + \frac{mv}{r^2} = 0,$$

$$\frac{m}{r} w_r + \frac{mw}{r^2} - \frac{\mu}{r} (rw_r)_r = -P_z = -p_z,$$

$$P = p + \mu \left(\frac{2}{3} - \zeta \right) \frac{1}{r} (ru)_r, \quad \varepsilon a < r < a,$$

аксиальная и азимутальная компоненты скорости в этом случае имеют профили:

$$w = \frac{\varepsilon^{\gamma_+} w_+ - w_-}{\varepsilon^{\gamma_+} - \varepsilon^{\gamma_-}} \left(\frac{r}{a} \right)^{\gamma_-} + \frac{\varepsilon^{\gamma_-} w_+ - w_-}{\varepsilon^{\gamma_-} - \varepsilon^{\gamma_+}} \left(\frac{r}{a} \right)^{\gamma_+} +$$

$$+ \frac{-p_z a^2}{\mu(4 - \alpha)} \left[\frac{\varepsilon^{\gamma_+} - \varepsilon^2}{\varepsilon^{\gamma_+} - \varepsilon^{\gamma_-}} \left(\frac{r}{a} \right)^{\gamma_-} + \frac{\varepsilon^{\gamma_-} - \varepsilon^2}{\varepsilon^{\gamma_-} - \varepsilon^{\gamma_+}} \left(\frac{r}{a} \right)^{\gamma_+} - \left(\frac{r}{a} \right)^2 \right],$$

$$\gamma_{\mp} = \frac{\alpha}{2} \mp \sqrt{\left(\frac{\alpha}{4} - 1 \right) \alpha}$$

при $\left(\frac{\alpha}{4} - 1 \right) \alpha > 0$ и

$$v = \frac{\varepsilon^{\beta_+} v_+ - v_-}{\varepsilon^{\beta_+} - \varepsilon^{\beta_-}} \left(\frac{r}{a} \right)^{\beta_-} + \frac{\varepsilon^{\beta_-} v_+ - v_-}{\varepsilon^{\beta_-} - \varepsilon^{\beta_+}} \left(\frac{r}{a} \right)^{\beta_+},$$

$$\beta_{\mp} = \frac{\alpha}{4} \mp \left(\frac{\alpha}{2} + 1 \right) = -\frac{\alpha}{4} - 1, \quad \frac{3\alpha}{4} + 1.$$

Таким образом, аксиальная и угловая (азимутальная) скорости спирального течения определяются соответственно скоростями транспортировки и вращения шнеком перемешиваемой массы w и v соответственно. В отличие от сухого сыпучего материала (из мелких и твердых частиц) [18], она представляет собою тестообразную массу из вязко-пластичной сплошной среды, у которой силовое поле контактных напряжений $\bar{\tau}$ находится за пределом пластичности, где реология Бингама [14,15] сводится к постоянной вязкости, т. е. приближается к ньютоновой реологии [19 – 21].

Выводы. Стационарное спиральное течение с постоянной или переменной плотностью удовлетворительно описывает перемещение брикетизируемой массы в экструдере.

Существует максимально возможная скорость транспортировки (скорость вязкого напора w_p).

Полученные зависимости приложимы также и к расчету экструдеров «полужесткой» и «мягкой экструзии».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kurunov I., Bizhanov A. *Stiff Extrusion Briquetting in Metallurgy*. Springer, 2017. – 169 p.

2. Fernandez M.O., Iglesias J., Gonzales D.F. etc. Cold agglomeration of ultrafine oxidized dust (UOD) from ferromanganese and silico-manganese industrial process. *Cold // Metals*. 2016. Vol. 6. No. 9. Article 203.

3. Mohanty M.K., Mishra S., Mishra B. etc. A novel technique for making cold briquettes for charging in blast furnace: 5th National Conference on Processing and Characterization of Materials IOP Publishing // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 115. No. 1. Article 012020.

4. Kenichi Higuchi, Hirokazu Yokoyama, Hiroyuki Sato etc. Development of rapid curing process of reactive coke agglomerate // *ISIJ Int*. 2017. Vol. 57. No. 1. P. 55 – 61.

5. Rama Murthy Y., Kapure G.U., Tripathy S.K., Sahu G.P. Recycling of ferromanganese gas cleaning plant (GCP) sludge by novel agglomeration // *Waste Management*. October, 2018. P. 457 – 465.

6. Mombeli D., Cecca C.D., Mapelli C. etc. Experimental analysis on the use of BF-sludge for the reduction of BOF-powders to direct reduced iron (DRI) production // *Process Safety and Environmental Protection*. 2016. P. 410 – 420.

7. Kowitzarankul P. Behavior of Self-Reducing Pellets (SRP) for Use in a Low Height Blast Furnace. Diss. RWTH, Aachen University, 2014. – 176 p.

8. Xu Q., Li Z., Liu Z., Wang J., Wang H. The effect of pressurized decarbonization of CO on inhibiting the adhesion of fine iron ore particles // *Metals*. 2018. Vol. 8. No. 7. P. 525.

9. Курунов И.Ф., Чижикова В.М., Бижанов А.М. Наилучшие доступные технологии в производстве окучкованного сырья для доменных печей // *Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 2018. № 4. С. 62 – 66.

10. *Extrusion in Ceramics*. Frank Händleed. Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2007. – 470 p.

11. Batchelor G.K. *An introduction to fluid dynamics*. – Cambridge: Univ. Press, 1967. – 615 p.

12. Лойцянский Л.Г. *Механика жидкостей и газов*. – М.: Наука, 1987. – 840 с.

13. Абрамович Г.Н. *Прикладная газовая динамика*. Ч. 1. – М.: Наука, 1991. – 600 с.

14. Bingham E.C. *Fluidity and Plasticity*. – New York, London: McCraw-Hill Book Company, Inc., 1922. – 439 p.

15. Ишлинский А.Ю., Ивлев Д.Д. *Математическая теория пластичности*. – М.: Физматлит, 2001. – 704 с.

16. Laenger K.-F., Laenger F., Geiger K. Wall slip of ceramic extrusion bodies. Part 2 // *Process Engineering*. 2016. Vol. 93. No. 4 – 5. P. 1 – 6.

17. Джозеф Д. *Устойчивость движений жидкости*. – М.: Мир, 1981. – 638 с.

18. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. *Теоретическая физика Т. 7. Теория упругости*. – М.: Наука, 1987. – 248 с.

19. Белоцерковский О.М., Бетелин В.Б., Борисевич В.Д. и др. К теории противотока во вращающемся вязком теплопроводном газе // *Журнал вычислительной математики и математической физики*. 2011. Т. 51. № 2. С. 222 – 236.

20. Händle F., Laenger F., Laenger J. Determining the forming pressures in the extrusion of ceramic bodies with the help of the Benbow-Bridgwater equation using the capillar check // *Process Engineering*. 2015. Vol. 92. No. 10 – 11. P. 1 – 7.

21. Трошкин О.В. *Элементы математической гидродинамики и гидродинамической устойчивости*. Lambert Academic Publishing, 2016. – 205 с.

Поступила в редакцию 18 марта 2019 г.
После доработки 16 января 2020 г.
Принята к публикации 17 января 2020 г.

ON THE MOVEMENT OF BRIQUETTED MASS IN EXTRUDER. EXACT SOLUTIONS

A.M. Bizhanov¹, G.S. Podgorodetskii²

¹J.C. Steele&Sons, Inc., Statesville, USA

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

Abstract. The increased interest in cold agglomeration in recent years has been largely due to the successful experience in operating briquette lines based on stiff vacuum extrusion (SVE). The high performance of SVE extruders and the satisfactory metallurgical properties of extrusion briquettes obtained this way (brex) make it possible to consider this cold agglomeration technology as promising. SVE extruders allow efficient briquetting of the materials with moisture contents values in the range of 12–16% and compacting pressure of 3.5–4.5 MPa, leading to the possibility of achieving high values of mechanical strength of raw briquettes and eliminates the need for drying briquetted charge and heat treatment of the green briquettes. The growing scale of practical use of extruders in the steel industry necessitated the development of simple and effective methods for determining their operating parameters. The briquetted mass is a moistened plastic mass, driven by the blades of a rotating auger and squeezed out further through the holes in the extruder die in the form of elongated briquettes, repeating in cross section the shape of the hole. In application to the optimization problems of extrusion briquette technology, the exact solution of the Navier–Stokes equations for a viscous incompressible medium shifted between coaxial cylinders along the common axis of symmetry and twisted around it by longitudinal displacement and axial rotation of the inner cylinder is given, respectively, under sticking conditions and given longitudinal pressure drop. In particular, it was found that the speed of transportation of the mixed mass cannot exceed the speed delivered by the supplied pressure, and the formula of the latter is transferred to the compressible medium as a special viscosity integral for a viscoplastic medium, where it serves as a generalization of known exact solutions. A similar solution for a compressible medium is being sought. The obtained analytical dependencies can be used to calculate the parameters of industrial briquette extruders operating in both the stiff extrusion mode and the semi-stiff and soft extrusion mode, differing in the moisture values of the briquetted mass and the values of the applied pressure.

Keywords: stiff vacuum extrusion, briquetting, brex, viscous incompressible medium, Navier–Stokes equations, coaxial cylinders, spiral Couette–Poiseuille flow.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-7-12

REFERENCES

1. Kurunov I., Bizhanov A. *Stiff Extrusion Briquetting in Metallurgy*. Springer, 2017, 169 p.
2. Fernandez M.O., Iglesias J., Gonzales D.F. etc. Cold agglomeration of ultrafine oxidized dust (UOD) from ferromanganese and silicomanganese industrial process. *Metals*. 2016, vol. 6, no. 9, article 203.
3. Mohanty M.K., Mishra S., Mishra B., Sarkar S., Sama, S.K. A novel technique for making cold briquettes for charging in blast furnace: 5th National Conference on Processing and Characterization of Materials IOP Publishing. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 115, no. 1, article 012020.
4. Kenichi Higuchi, Hirokazu Yokoyama, Hiroyuki Sato, Michio Chiba, Seiji Nomura. Development of rapid curing process of reactive coke agglomerate. *ISIJ International*. 2017, vol. 57, no. 1, pp. 55–61.
5. Rama Murthy Y., Kapure G.U., Tripathy S.K., Sahu G.P. Recycling of ferromanganese gas cleaning plant (GCP) sludge by novel agglomeration. *Waste Management*. October, 2018, pp. 457–465.
6. Mombeli D., Cecca C.D., Mapelli C., Barella S., Bondi E. Experimental analysis on the use of BF-sludge for the reduction of BOF-powders to direct reduced iron (DRI) production. In: *Process Safety and Environmental Protection*. 2016, pp. 410–420.
7. Kowitzarangkul P. *Behavior of Self-Reducing Pellets (SRP) for Use in a Low Height Blast Furnace: Diss. RWTH*. Aachen University, 2014, 176 p.
8. Xu Q., Li Z., Liu Z., Wang J., Wang H. The effect of pressurized decarbonization of CO on inhibiting the adhesion of fine iron ore particles. *Metals*. 2018, vol. 8, no. 7, p. 525.
9. Kurunov I.F., Chizhikova V.M., Bizhanov A.M. The best available technologies in production of agglomerated raw materials for blast furnaces. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta “Chermetinformatsiya”*. 2018, no. 4, pp. 62–66. (In Russ.).
10. *Extrusion in Ceramics*. Frank Händle ed. Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2007, 470 p.
11. Batchelor G.K. *An Introduction to Fluid Dynamics*. Cambridge: Univ. Press, 1967, 615 p.
12. Loitsyanskii L.G. *Mekhanika zhidkostei i gazov* [Mechanics of liquids and gases]. Moscow: Nauka, 1987, 840 p. (In Russ.).
13. Abramovich G.N. *Prikladnaya gazovaya dinamika. Ch. 1* [Applied gas dynamics. Part 1]. Moscow: Nauka, 1991, 600 p. (In Russ.).
14. Bingham E.C. *Fluidity and Plasticity*. New York, London: McGraw-Hill Book Company, Inc., 1922, 439 p.
15. Ishlinskii A.Yu., Ivlev D.D. *Matematicheskaya teoriya plastichnosti* [Mathematical theory of plasticity]. Moscow: Fizmatlit, 2001, 704 p. (In Russ.).
16. Laenger K.-F., Laenger F., Geiger K. Wall slip of ceramic extrusion bodies. Part 2. *Process Engineering*. 2016, vol. 93, no. 4-5, pp. 1–6.
17. Joseph Daniel D. *Stability of fluid motions*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1976. (Russ. ed.: Joseph D. *Ustoichivost’ dvizhenii zhidkosti*. Moscow: Mir, 1981, 638 p.).
18. Landau L.D., Lifshits E.M. *Teoreticheskaya fizika. T. 7: Teoriya uprugosti* [Theoretical Physics. V. 7. Theory of elasticity]. Moscow: Nauka, 1987, 248 p. (In Russ.).
19. Belotserkovskii O.M., Betelin V.B., Borisevich V.D., Denisenko V.V., Kozlov S.A., Eriklintsev I.V., Konyukhov A.V., Oparin A.M., Troshkin O.V. On the theory of countercurrent in a rotating viscous heat-conducting gas. *Zhurnal vychislitel’noi matematiki i matematicheskoi fiziki*. 2011, vol. 51, no. 2, pp. 222–236. (In Russ.).
20. Händle F., Laenger F., Laenger J. Determining the forming pressures in the extrusion of ceramic bodies with the help of the Benbow-Bridgwater equation using the capillary check. *Process Engineering*. 2015, vol. 92, no. 10-11, pp. 1–7.
21. Troshkin O.V. *Elementy matematicheskoi gidrodinamiki i gidrodinamicheskoi ustoychivosti* [Elements of mathematical hydrodynamics and hydrodynamic stability]. Lambert Academic Publishing, 2016, 205 p.

Funding. The work was performed as a part of the state assignment of the Federal State Institution Scientific Center for Research and Development of the Russian Academy of Sciences (General Scientific Research, GP 14) on the topic No. 0065-2019-0005 “Mathematical modeling of dynamic processes in deformable and responsive environments using multiprocessor computing systems” (No. AAAA-A19-119011590092-6).

Information about the authors:

A.M. Bizhanov, Cand. Sci. (Eng.), Agent in Russia & CIS (abizhanov@jsteel.com)

G.S. Podgorodetskii, Cand. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Scientific and Educational Center “Innovative Metallurgical Technologies” (podgs@mis.ru)

Received March 18, 2019

Revised January 16, 2020

Accepted January 17, 2020

УДК 669.536

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРИРОДНОГО ГАЗА В ШАХТНЫХ ПЕЧАХ ДЛЯ ОБЖИГА ИЗВЕСТНЯКА

Матюхин В.И., к.т.н., доцент кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»
Ярошенко Ю.Г., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»
Журавлев С.Я., аспирант кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» (stepan.zhuravlyov@gmail.com)
Морозова Е.В., студент кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»
Матюхина А.В., к.т.н., доцент кафедры «Стандартизация и сертификация»

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

Аннотация. Одно из направлений совершенствования технологий обжига известняка в шахтных печах связано с улучшением условий горения природного газа при сжигании его непосредственно в слое материала. Для реализации такой технологии необходимо обеспечить развитие двух параллельных процессов: подготовительного, при котором происходит формирование исходной газо-воздушной смеси и подогрев ее до температуры воспламенения, и основного, в течение которого происходит слоевое горение газообразного топлива. При фурменной подаче воздушного дутья и соосной струйной подаче газообразного топлива под повышенным давлением при наличии на пути струй газопроницаемой насадки более мощный газовый поток (природный газ), вытекающий из сопла с высокой скоростью во внешнюю среду, создает условия для эжектирования воздушного потока. Внутри кольцевого пространства между потоками формируется зона горения, на внутренней и внешней стороне которой возникают циркуляционные вихри, направленные вдоль оси струи к соплу, улучшающие стабильность воспламенения газо-воздушной смеси. Значительная дальнобойность турбулентных струй при повышенных давлениях газовой среды, а также возможность достаточного (полного) их перемешивания в пограничном слое, открывает возможность формирования газозвушной смеси заданного состава вдоль фронта факельного процесса движения газовых струй. Для воспламенения газового потока в слое необходимо обеспечить его предварительный подогрев как минимум до температуры 800 – 1050 °С с использованием источника тепла, располагаемого вблизи его входа. Энергоэффективность этого направления подтверждена экспериментальными исследованиями на шахтной печи с диаметром рабочего пространства 3 м. По результатам экспериментального зондирования отапливаемой зоны шахтной печи для обжига известняка в режиме слоевого способа сжигания природного газа были установлены закономерности изменения температурного поля обжигаемого слоя с формированием максимума температур 1200 °С на расстоянии 200 мм от среза сопла. Глубина формирования зоны горения ограничивалась уровнем 110 мм с распространением области высоких температур на расстояние до 1000 мм. Установлена технологическая возможность формирования области высоких температур с уровнем 1100 – 1600 °С при протяженности высокотемпературной зоны вглубь в пределах до 2000 мм.

Ключевые слова: шахтная печь; природный газ; распределение температур в печи вблизи газового сопла, по радиусу печи, по периметру печи; расход условного топлива.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-13-18

В технологиях черной и цветной металлургии, частично стройиндустрии, химической отрасли и энергетики используется значительное количество рудных и нерудных материалов различного минералогического и гранулометрического состава. Для получения конечного продукта требуемого качества значительная их часть подвергается тепловой обработке с целью осуществления необходимых физико-химических процессов в шахтных печах различного типа, работающих в режиме плотного слоя кусковых материалов. От степени завершенности этих процессов в существенной мере зависят технико-экономические показатели всего производства.

Обычно источниками тепловой энергии в печах подобного типа являются твердое топливо – кокс, уголь или комбинированное топливо – твердое и природный газ. В последнее время исследования по совершенство-

ванию тепловой работы шахтных печей направлены на увеличение доли природного газа вплоть до исключения из состава шихты шахтных печей дорогостоящего кокса.

Использование слоевого способа сжигания природного газа непосредственно в плотном слое нагреваемых материалов является одним из направлений повышения эффективности нагрева кусковых материалов, а в некоторых технологиях и их плавления в шахтных печах.

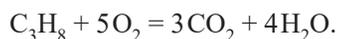
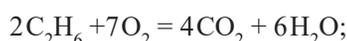
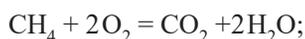
В этих условиях практика эксплуатации шахтных печей различного типа также руководствуется закономерностями развития процессов тепломассообмена и газодинамики [1 – 4], где основной принцип – чем лучше газ и материалы соприкасаются между собой при движении в шахте, тем выше завершенность теплообмена между ними. Руководствуясь этим принципом, добиваются, чтобы каждая единица твердых компонен-

тов в слое активно обрабатывалась теплоносителем – продуктами горения топлива.

Для реализации такой технологии необходимо обеспечить развитие двух параллельных процессов: подготовительного, при котором формируется начальная газоздушная смесь и ее подогрев до температуры воспламенения, и основного, когда происходит слоевое горение газообразного топлива.

В лабораторных и промышленных условиях работы слоевых установок и шахтных печей [5 – 7] была установлена возможность слоевого способа сжигания природного газа в плотном слое шихтовых материалов с различным химическим составом как при избытке, так и при недостатке расхода воздуха на горение. Оптимальная величина коэффициента расхода воздуха, а также условия перемешивания потока природного газа и воздуха обеспечивают стабильное температурное поле, необходимое для обработки требуемых участков слоя. Поскольку горение газа протекает без контакта с футеровкой печи (внутри слоя шихты), то происходит снижение его общих тепловых потерь.

Сжигание природного газа в плотном слое кусковых материалов при соответствующем количестве кислорода проходит в режиме полного горения горючих компонентов газа – метана, этана и пропана с образованием продуктов их окисления:



При фурменной подаче воздушного дутья и соосной струйной подаче газообразного топлива под повышенным давлением при наличии на пути струй газопроницаемой насадки кусковых материалов характер движения газовых потоков практически не меняется [8 – 10]. Некоторые изменения приводят к сокращению дальности струй и увеличению угла раскрытия факела. При этом внешние границы расширяющегося струйного потока формируют центральный угол его раскрытия в пределах 17 – 32°.

Согласно теории развития турбулентных одиночных и соосных струй, поток более мощной среды (природный газ), вытекающий из сопла с высокой скоростью во внешнюю среду, воздух которой движется с меньшей скоростью, создает условия для эжектирования воздушного потока. Поскольку внутри газовой струи нет среды для удовлетворения ее эжектирующих потребностей, то давление в этой зоне падает. Внутри кольцевого пространства между потоками формируется зона горения (рис. 1), на внутренней и внешней стороне которой возникают циркуляционные вихри, направленные вдоль оси струи к соплу [11 – 15], улучшающие стабильность воспламенения газозвушной смеси.

При распространении двух коаксиальных струй: центральной – природного газа, и кольцевой – воздуха для горения, образуются два циркуляционных вихря по обе стороны зоны образования газозвушной смеси и горения (рис. 1). Поскольку отношение скорости кольцевой струи к скорости центральной струи увеличивается, то на ее оси происходит более быстрое падение аксиальной скорости. Данное соотношение скоростей также влияет на распределение концентрации газовых компонентов внутри зоны горения и образования газозвушной смеси.

Значительная дальность турбулентных струй при повышенных давлениях газовой среды, а также возможность достаточного (полного) перемешивания встречающихся в пограничном слое газовых сред открывают возможность формирования газозвушной смеси заданного состава вдоль фронта факельного процесса движения общей газовой струи, образующегося у среза фурм. Распространение этого фронта в глубину слоя шихты определяется преимущественно условиями движения центральной газовой струи, ее дальностью и степенью перемешивания с коаксиальным потоком воздуха.

В основе слоевого способа сжигания природного газа лежат явления адсорбции молекул кислорода на поверхности твердых компонентов слоя [16]. В результате количество кислорода в газовой смеси вблизи источника воспламенения сокращается, затрудняя воспламенение и горение газа. Сам процесс горения осуществляется в зоне протяженностью не менее 40 – 60 мм [13]. Поэтому одно из условий организации режима горения газа в слое шихты заключается в использовании воздуха, количество которого лежит выше значений коэффи-

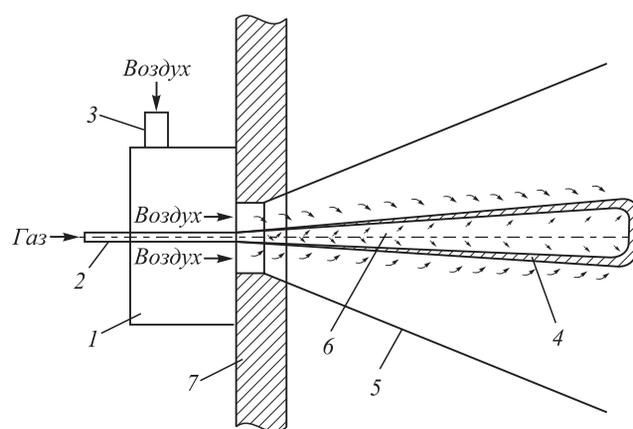


Рис. 1. Схема развития процесса сжигания газа в слое при струйной подаче газовых компонентов:

- 1 – корпус горелки; 2 – газовое сопло; 3 – воздушный патрубок;
- 4 – зона образования газозвушной смеси и горения; 5 – воздушная струя; 6 – газовая струя; 7 – корпус печи

Fig. 1. Scheme of gas combustion process in the layer at jet feed of gas components

- 1 – tuyere body, 2 – gas nozzle, 3 – air tube, 4 – formation of the gas-air mixture and combustion zone; 5 – air jet, 6 – gas jet, 7 – furnace body

циента расхода воздуха $\alpha = 2,0 - 2,5$. После подогрева адсорбированного кислорода до величины активации его молекулы десорбируют, вовлекаются в процесс горения, распространяя процесс генерации тепла на удаленные от среза фурм слои компонентов шихты. В итоге происходит увеличение протяженности зоны горения. При повышении скорости потока газа процесс перемешивания и горения газовых компонентов (метана, этана и пропана) и воздуха интенсифицируется при сокращении ширины зоны горения.

При недостатке воздуха для окисления газовых компонентов процесс горения сосредотачивается в первую очередь в той области слоя шихты, где обеспечивают условия сжигания природного газа. Остальная часть газообразного топлива не сгорает и удаляется с продуктами горения. При использовании в шахтной печи комбинированного топлива (твердого и газообразного), в слое будет происходить также и окисление углерода кокса избыточным кислородом, поступающим к твердому топливу из зоны горения газообразного топлива. При этом, благодаря высоким значениям коэффициента расхода воздуха, условия горения твердого топлива не ухудшаются. Если иметь в виду, что температура воспламенения природного газа составляет около $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, а та же характеристика для углерода твердого топлива – $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, то совершенно очевидно, что реакции горения природного газа являются приоритетными. Однако присутствие в слое шихты твердого топлива обеспечивает возможность адсорбированному кислороду вступать во взаимодействие с твердым углеродом, что растягивает процесс тепловыделений на больший объем слоя по ходу движения газов и, как следствие, благоприятно сказывается на развитии тепловых и массообменных процессов в шахте печи.

Для воспламенения газового потока в слое необходимо обеспечить его предварительный подогрев как минимум до температуры $800 - 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ [11, 17 – 20]. Источник воспламенения должен располагаться вблизи среза сопла на выходе газовых струй в нагреваемый слой, что обеспечивается в результате факельного разогрева продуктами полного горения газа слоя шихты, движущегося сверху. Чем ближе к срезу сопла располагается зона воспламенения газозвушной смеси, тем лучше достигается равномерное распределение температуры горящего факела вдоль его длины. При этом протяженность предварительной зоны обеспечивает разогрев газозвушной смеси до температуры воспламенения, при которой тепловыделения превышают теплопоглощение в слое.

Условия подогрева исходной газозвушной смеси на участке выхода природного газа в слой зависят от массовой скорости газов, условий перемешивания и уровня разогрева участка слоя, прилегающего к срезу газового сопла. После нагрева слоя шихты до заданной температуры достигается стабильный режим сжигания природного газа в слое шихты.

Исследование технологических возможностей слоевого сжигания природного газа было осуществлено на шахтной печи обжига известняка, диаметр рабочего пространства которой равен 3 м. Подачу природного газа через фурму шахтной печи иллюстрирует рис. 1. Горелочное устройство типа ГП для реализации процесса обжига известняка представляет собой металлическую конструкцию 1 с центральным газовым соплом 2, через которую подается холодный природный газ с давлением около 300 кПа и тангенциальным подводом вентиляторного воздуха 3 через выходное сопло горелки диаметром 426 мм с температурой около $360\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для изучения особенностей изменения температурного поля в обжигаемом слое в отопляемой зоне печи через гляделку одной из используемых горелок устанавливали металлическую трубу с внутренним диаметром 15 мм, которую перемещали по слою в горизонтальном направлении. Место ввода зонда выбиралось на расстоянии примерно 80 мм от внутренней стенки центральной трубы горелки. Перемещение зонда распространялось вглубь слоя на расстояние до 1600 мм с интервалом между измерениями тепловых и химических параметров печной среды 200 мм. Для определения температуры слоя в точке измерения использовали термопару ТХА, установленную в металлическом зонде. Исследования выполнялись в режиме слоевого сжигания природного газа при коэффициенте расхода воздуха 1,52 и скорости выхода газов из горелки 2,97 м/с.

Характер изменения температурного поля на расстоянии на срезе носика горелочного устройства, полученного с помощью штыковой термопары градуировки ТХА, представлен на рис. 2, а. Анализ этих результатов показал, что температурное поле слоя в этой области отличается существенной неравномерностью с максимумом температуры в районе первого квадранта. Это связано в первую очередь с распределением воздушного потока, который при движении по вращательной траектории (тангенциальный подвод) охлаждает слой известняка в нижней части выходного патрубка горелки и снижает температурные условия его разогрева. По мере удаления места измерения от среза носика горелки (рис. 2, б) происходит постепенное увеличение температуры слоя, а на расстоянии 200 мм наблюдается стабилизация на уровне $1200 - 1400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Протяженность этой зоны в слое определяет ширину зоны горения природного газа.

По результатам экспериментального зондирования отопляемой зоны шахтной печи для обжига известняка в режиме слоевого способа сжигания природного газа были также установлены закономерности изменения температурного поля обжигаемого слоя (рис. 2, б). Эти исследования отражают изменение температуры в горизонтальном направлении (параллельно оси горелки в точке Т (рис. 2, а)). На их основе установлено, что по мере удаления в слой шихты от

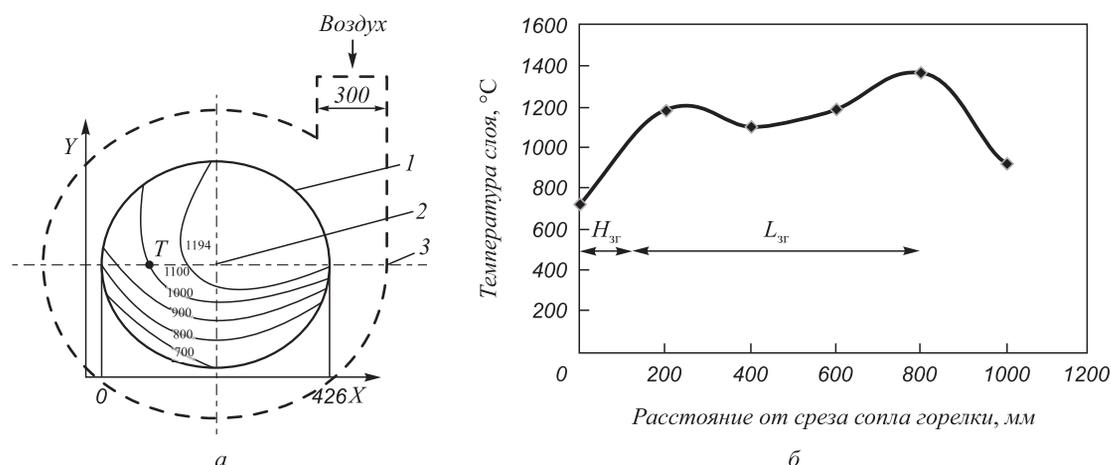


Рис. 2. Изменение температурного поля (цифры у кривых, °С) на срезе ввода природного газа (а): 1 – выходное сопло горелки диаметром 426 мм; 2 – газовое сопло; 3 – корпус горелки; Т – точка зондирования температурного поля и по длине газового факела (б): $H_{зr}$ – глубина формирования высокотемпературной зоны горения; $L_{зr}$ – протяженность зоны горения в направлении зондирования

Fig. 2. Changing of the temperature field (figures on the curves, °С) on a section of natural gas input (а): 1 – tuyere outlet nozzle (diameter 426 mm); 2 – gas nozzle; 3 – burner body; Т – temperature field sensing point and along the length of gas flame (б):

$H_{зr}$ – depth of formation of the high-temperature combustion zone; $L_{зr}$ – length of the combustion zone in the direction of sensing

среза сопла горелки происходит повышение температуры и на расстоянии примерно 200 мм наблюдается первый максимум, равный 1200 °С, а на расстоянии около 800 мм располагается второй максимум температуры – 1400 °С, определяющий протяженность высокотемпературной зоны. Если считать (на основании опыта слоевого сжигания газа [13]) температуру воспламенения газа в слое 1050 °С, то глубина формирования зоны горения в исследуемом месте составляет около 110 мм.

В рабочем пространстве печи между горелочными устройствами существуют ограниченные зоны (рис. 3) объемом примерно 0,024 м³ (конус диаметром 0,9 м и высотой около 350 мм), в которых наблюдаются пониженные температуры (около 1000 °С). При этом на расстоянии около 1000 мм от внутренней стенки печи обеспечивается средняя температура обжига около 1200 °С.

Изменение температурных условий обжига кусковых материалов и протяженность распространения зоны высокотемпературной теплогенерации можно осуществлять, варьируя скорость выхода газозвушной смеси из горелочного устройства, соотношение между массовыми потоками газа и воздуха, а также условиями перемешивания используемых газовых сред.

За время исследований технологии получения извести в шахтной печи при использовании в качестве топлива природного газа, расход условного топлива на тонну получаемого продукта составил около 140 кг/т, что соответствует наилучшим показателям работы известково-обжигательных печей.

Таким образом, использование слоевого способа сжигания природного газа является эффективным

и безопасным вариантом управления режимом слоевого обжига кусковых материалов с возможностью изменения уровня максимальных температур от 1100 до 1600 °С при протяженности высокотемпературной зоны в пределах до 2000 мм. Возможность изменения

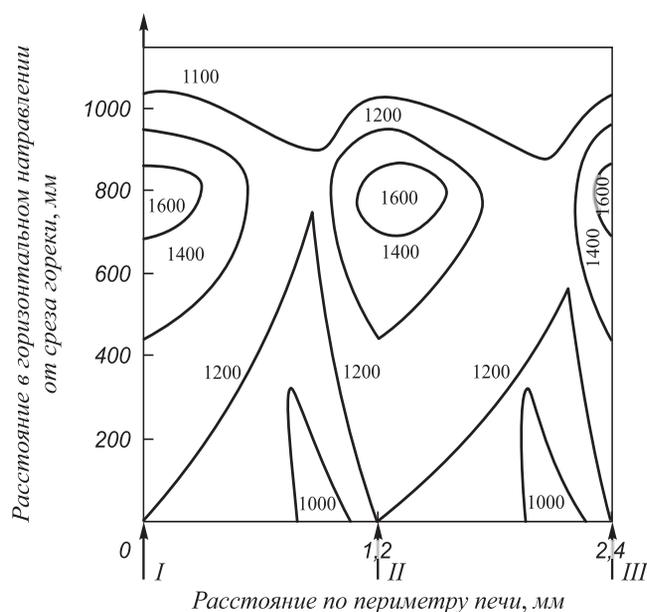


Рис. 3. Изменение температурного поля в слое известняка в горизонтальном направлении (цифры у кривых – температура слоя, °С) в отопляемой зоне шахтной печи: I, II, III – места установки горелочных устройств

Fig. 3. Change of temperature field in a layer of limestone in the horizontal direction (numbers on curves – layer temperature, °С) in the heated zone of the shaft furnace: I, II, III – emplacement points of tuyeres

соотношения расходов воздуха и природного газа в широком диапазоне позволяет изменять состав газовой атмосферы в обжигаемой части слоя.

Выводы. Сжигание природного газа в плотном слое кускового материала шахтной печи дает возможность обеспечить:

- сохранение температурно-временных условий в шахтной печи для протекания технологических процессов получения качественного продукта – извести;
- выполнение технологических требований к качеству обожженного продукта;
- снижение удельного расхода топлива;
- снижение вредных выбросов парниковых газов в окружающую среду.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Телегин А.С., Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г. Тепломассоперенос / Под ред. Ю.Г. Ярошенко. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2002. – 455 с.
2. Hannes Piringier. Lime shaft kilns // *Energy Procedia*. 2017. Vol. 120. August. P. 75 – 95.
3. Hui Dong, Jiu-ju Cai, Guo-sheng Wang etc. Experimental study on gas flow distribution affected by constructional parameters of pelletizing shaft furnace // *Journal of Northeastern University (Natural Science)*. 2004. Vol. 24. No. 6. P. 563 – 566.
4. Chuan Cheng, Eckehard Specht. Reaction rate coefficients in decomposition of lumpy limestone of different origin // *Thermochimica Acta*. 2006. Vol. 449. Issues 1 – 2. P. 8 – 15.
5. Лисиенко В.Г., Лобанов В.И., Китаев Б.И. Теплофизика металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1982. – 240 с.
6. Механика жидкости и газов / В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко, Я.М. Гордон и др. / Под ред. В.С. Швыдкого. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2003. – 464 с.
7. Абрамович Г.Н. Прикладная газовая динамика. – М.: Наука: Гл. ред. физ.-мат. лит., 1991. – 690 с.
8. Rong W.J., Li B.K., Qi F.S. Combustion characteristics of calcium carbide furnace off-gas in a new type combustor of twin burn annular shaft kiln. Dongbei Daxue Xuebao // *Journal of Northeastern University*. 2018. Vol. 39. No. 2. P. 200 – 204.
9. Rong W.J., Li B.K., Qi F.S., Cheung S.C.P. Energy and exergy analysis of an annular shaft kiln with opposite burners // *Applied Thermal Engineering*. 2017. Vol. 119. P. 629 – 638.
10. Донсков Е.Г., Лялюк В.П., Донсков А.Д. Газодутьевой режим и распределение газа в доменных печах // *Сталь*. 2014. № 3. С. 12 – 17.
11. Senegačnik A., Oman J., Širok B. Analysis of calcination parameters and the temperature profile in an annular shaft kiln. Part 1: Theoretical survey // *Applied Thermal Engineering*. 2007. Vol. 27. No. 7 – 8. P. 1467 – 1472.
12. Теория и практика интенсификации технологического процесса в шахтных агрегатах малого диаметра / И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, С.А. Бедарев. – М.: Теплотехник, 2010. – 379 с.
13. Матюхин В.И., Лобанов В.И., Гордон Я.М. Исследование условий формирования зоны горения газа в слое железорудных окатышей // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1982. № 11. С. 18 – 21.
14. Гордон Я.М., Швыдкий В.С., Принц М.Я. и др. Влияние способа ввода дутья на равномерность газораспределения в шахтных печах // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1984. № 10. С. 103 – 106.
15. Senegačnik A., Oman J., Širok B. Analysis of calcination parameters and the temperature profile in an annular shaft kiln. Part 2: Results of tests // *Applied Thermal Engineering*. 2007. Vol. 27. No. 7 – 8. P. 1473 – 1482.
16. Гордон Я.М., Лобанов В.И., Матюхин В.И. Особенности изменения основных характеристик процесса горения газа в плотном слое с коэффициентом расхода воздуха, меньшим единицы. Сообщ. 1 // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1982. № 12. С. 101 – 105.
17. Кнорре Г.Ф., Палеев И.И. Теория точечных процессов / Под ред. Г.Ф. Кнорре. – М.-Л.: Энергия, 1966. – 491 с.
18. Лисиенко В.Г., Щелоков Я.М., Ладыгичев М.Г. Топливо. Рациональное сжигание, управление и технологическое использование: Справочное издание. – М.: Теплотехник, 2002. – 688 с.
19. Senegačnik A., Oman J., Širok B. Annular shaft kiln for lime burning with kiln gas recirculation // *Applied Thermal Engineering*. 2008. Vol. 28. No. 7. P. 785 – 792.
20. Schwertmann T. Thermodynamic aspects of the counterflow lime burning process. Part 1 // *ZGK International*. 2004. Vol. 57. No. 8. P. 48 – 58.

Поступила в редакцию 6 ноября 2018 г.
После доработки 17 января 2020 г.
Принята к публикации 21 января 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 1, pp. 13–18.

TECHNOLOGICAL POSSIBILITIES OF USING NATURAL GAS IN SHAFT FURNACES FOR LIMESTONE ROASTING

V.I. Matyukhin, Yu.G. Yaroshenko, S.Ya. Zhuravlev, E.V. Morozova, A.V. Matyukhina

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

Abstract. One of the ways to improve the technology of limestone roasting in shaft furnaces is associated with improvement of conditions of combustion with natural gas when burning it directly in the layer. To implement this technology, it is necessary to ensure the development of two parallel processes: preparatory, in which the initial gas-air mixture is formed and heated to the ignition temperature, and the main one, during which a layer of combustion of gaseous fuel occurs. At air-blast tuyere feed and at coaxial jet supply of gaseous fuel under increased pressure when there are gas permeable nozzles in the path, a more powerful gas flow (natural gas) flows out of the nozzle at high speed into the external environment. It creates conditions for air flow ejection.

Inside the annular space between the streams, a combustion zone is formed, on the inner and outer side of which there are circulating vortices directed along the axis of the jet to the nozzle. It improves stability of the gas-air mixture ignition. The considerable range of turbulent jets (at elevated pressures of the gaseous medium), as well as the possibility of sufficient complete mixing in the boundary layer, opens up the possibility of forming a gas-air mixture of a given composition along the front of the flare process, the movement of gas jets. To ignite the gas flow in the layer, it is necessary to ensure its preheating at least to a temperature of 800 – 1050 °C using a heat source located near its entrance. Energy efficiency of this direction is confirmed by experimental studies on a shaft furnace with a working space with diameter of 3 m. According to the results of experimental sounding of the heated zone of a limestone shaft furnace (in the mode of layer burning of natural gas), regularities were established in changing the temperature field of the burning layer with the formation of maximum temperature of 1200 °C at a distance of 200 mm from the nozzle section. The depth of

formation of the combustion zone was limited to the level of 110 mm with the spread of the region of high temperatures over a distance of up to 1000 mm. Technological possibility of forming a region of high temperatures of 1100 – 1600 °C with a length of the high-temperature zone up to 2000 mm was established.

Keywords: shaft furnace; natural gas; distribution of temperatures in the furnace; near a gas nozzle, on furnace radius, on furnace perimeter; specific fuel consumption.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-13-18

REFERENCES

- Telegin A.S., Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G. *Teplomassoperenos* [Heat and mass transfer]. Moscow: Akademiya, 2002, 455 p. (In Russ.).
- Hannes Piringer. Lime shaft kilns. *Energy Procedia*. 2017, vol. 120, August, pp. 75–95.
- Hui Dong, Jiu-ju Cai, Guo-sheng Wang, etc. Experimental study on gas flow distribution affected by constructional parameters of pelletizing shaft furnace. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*. 2004, vol. 24, no. 6, pp. 563–566.
- Chuan Cheng, Eckehard Specht. Reaction rate coefficients in decomposition of lumpy limestone of different origin. *Thermochimica Acta*. 2006, vol. 449, no. 1–2, pp. 8–15.
- Lisienko V.G., Lobanov V.I., Kitaev B.I. *Teplofizika metallurgicheskikh protsessov* [Thermal physics of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 240 p. (In Russ.).
- Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G., Gordon Ya.M., Shavrin V.S., Noskov A.S. *Mekhanika zhidkosti i gazov* [Mechanics of liquid and gases]. Moscow: Akademiya, 2003, 464 p. (In Russ.).
- Abramovich G.N. *Prikladnaya gazovaya dinamika* [Applied gas dynamics]. Moscow: Nauka, 1991, 690 p. (In Russ.).
- Rong W.J., Li B.K., Qi F.S. Combustion characteristics of calcium carbide furnace off-gas in a new type combustor of twin burn annular shaft kiln. Dongbei Daxue Xuebao. *Journal of Northeastern University*. 2018, vol. 39, no. 2, pp. 200–204.
- Rong W.J., Li B.K., Qi F.S., Cheung S.C.P. Energy and exergy analysis of an annular shaft kiln with opposite burners. *Applied Thermal Engineering*. 2017, vol. 119, pp. 629–638.
- Donskov E.G., Lyalyuk V.P., Donskov A.D. Gas behavior in blast furnaces. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 3, pp. 209–214.
- Senegačnik A., Oman J., Širok B. Analysis of calcination parameters and the temperature profile in an annular shaft kiln. Part 1: Theoretical survey. *Applied Thermal Engineering*. 2007, vol. 27, no. 7-8, pp. 1467–1472.
- Selyanin I.F., Feoktistov A.V., Bedarev S.A. *Teoriya i praktika intenzifikatsii tekhnologicheskogo protsesssa v shakhtnykh agregatakh malogo diametra* [Theory and practice of intensification of technological process in small-diameter shaft aggregates]. Moscow: Teplotekhnika, 2010, 379 p. (In Russ.).
- Matyukhin V.I., Lobanov V.I., Gordon Y.M. Conditions of formation of gas burning zone in the layer of iron ore pellets. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982, vol. 25, no. 11, pp. 18–21. (In Russ.).
- Gordon Ya.M., Shvydkii V.S., Prints M.Ya., etc. Influence of the method of blast feed on gas distribution uniformity in shaft furnaces. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1984, vol. 27, no. 10, pp. 103–106. (In Russ.).
- Senegačnik A., Oman J., Širok B. Analysis of calcination parameters and the temperature profile in an annular shaft kiln. Part 2: Results of tests. *Applied Thermal Engineering*. 2007, vol. 27, no. 7-8, pp. 1473–1482.
- Gordon Ya.M., Lobanov V.I., Matyukhin V.I. Features changes in basic characteristics of gas burning in a dense layer with a coefficient of air flow less than one. Part 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982, vol. 25, no. 12, pp. 101–105. (In Russ.).
- Knorre G.F., Paleev I.I. *Teoriya topochnykh protsessov* [Theory of burning processes]. Moskva, Leningrad: Energiya, 1966, 491 p. (In Russ.).
- Lisienko V.G., Schelokov, Ya.M., Ladygichev M.G. *Ratsional'noe szhiganie, upravlenie i tekhnologicheskoe ispol'zovanie: spravochnoe izdanie* [Fuel. Rational combustion, management and technological use: Reference book]. Moscow: Teplotekhnika, 2002, 688 p. (In Russ.).
- Senegačnik A., Oman J., Širok Br. Annular shaft kiln for lime burning with kiln gas recirculation. *Applied Thermal Engineering*. 2008, vol. 28, no. 7, pp. 785–792.
- Schwertmann T. Thermodynamic aspects of the burning process. Part 1. *ZGK International*. 2004, vol. 57, no. 8, pp. 48–58.

Information about the authors:

V.I. Matyukhin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy”

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

S.Ya. Zhuravlev, Postgraduate of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (stepan.zhuravlyov@gmail.com)

E.V. Morozova, Student of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy”

A.V. Matyukhina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Standardization and Certification”

Received November 6, 2018

Revised January 17, 2020

Accepted January 21, 2020

УДК 621.746

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАЛИЧИЯ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО СДВИГОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ТЕХНОЛОГИИ MSR В УСЛОВИЯХ СОРТОВОЙ МНЛЗ

*Смирнов Е.Н.¹, д.т.н., профессор кафедры «Металлургия и металловедение
им. С.П. Угаровой» (en_smirnov@i.ua)*

*Скляр В.А.¹, к.т.н., доцент кафедры «Металлургия и металловедение им. С.П. Угаровой»
Богадевич Д.И.¹, аспирант*

Смирнов А.Н.², д.т.н., профессор, ведущий научный сотрудник

*Белевитин В.А.³, д.т.н. профессор кафедры автомобильной техники, информационных
технологий и методики обучения техническим дисциплинам*

¹ Старооскольский технологический институт им. А.А. Угарова, филиал НИТУ «МИСиС»
(309516, Россия, Белгородская обл., Старый Оскол, микрорайон Макаренко, 42)

² Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины
(03680, Украина, Киев, бульвар Академика Вернадского, 34/1)

³ Южно-Уральский государственный гуманитарно-педагогический университет
(454080, Россия, Челябинск, пр. Ленина, 69)

Аннотация. Помимо электромагнитного перемешивания, разливки стали с низким перегревом, интенсивного теплоотбора в верхней части зоны вторичного охлаждения, технология Mechanical Soft Reduction (MSR) оказалась очень эффективным технологическим приемом, обеспечивающим уменьшение ликвации и осевой пористости в непрерывнолитой заготовке. Реализация технологии MSR при производстве непрерывнолитых сортовых заготовок имеет ряд особенностей, которые обусловлены их квадратной формой. В этом случае особенно перспективным является использование блоков сегментной конструкции, которые получили название pinch-rollsegment. Наличие в линии МНЛЗ блока MSR такой конструкции позволяет реализовать двухстадийную схему деформации. В работе предложена новая двухстадийная схема технологии MSR, которая позволяет реализовать на первой стадии комбинированное деформационное воздействие на основе сжатия в вертикальной плоскости и сдвигового относительного смещения граней, а на второй стадии – деформационное воздействие на основе сжатия в вертикальной плоскости. Такой подход дает возможность дополнительно исправлять деформации поперечного сечения профиля, а именно дефект «ромбовидность». Представлены результаты сопоставительного исследования с использованием методов физического моделирования по оценке вклада в общую эффективность технологии MSR сортовых непрерывнолитых заготовок дополнительного сдвигового относительного смещения граней в горизонтальной плоскости. Использование плоской модели в совокупности с предложенной формой деформирующих валков и сочетания моделирующих материалов позволили достичь хорошего подобия по геометрическому критерию, а также по критерию эквивалентности отношения напряжений, возникающих на границе фронта кристаллизации. Полученные экспериментальные данные дали возможность развить представления о механизмах дополнительных положительных эффектов от приложения сдвигового воздействия. В частности, деформация металла поверхностных и прилегающих к ним слоев заготовки в валках со специальным вышеописанным профилированием будет способствовать повышению их качества за счет возникновения сдвиговых деформаций, интенсифицирующих процесс схлопывания подкорковых пузырей, «залечивания» микротрещин и т.д. В свою очередь, искусственное создание крутящего момента в сечении заготовки будет способствовать возникновению сдвиговых деформаций в закристаллизовавшихся «мостах» осевой жидко-твердой области слитка, тем самым интенсифицируя процесс их разрушения и повышая качество макроструктуры заготовки.

Ключевые слова: сдвиговые деформации, непрерывнолитая заготовка, блок сегментной конструкции, физическая модель, дефекты макроструктуры, критерий подобия, критерий ромбовидности, деформация сжатия, деформация сдвига.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-19-26

ВВЕДЕНИЕ

Для макроструктуры осевой зоны непрерывнолитой сортовой заготовки характерны дефекты, которые обусловлены процессами, происходящими на этапе окончательного затвердевания. В этот момент осевая зона находится в двухфазном состоянии. К таким дефектам относятся осевая ликвация и пори-

стость [1]. Помимо электромагнитного перемешивания, разливки стали с низким перегревом, интенсивного теплоотбора в верхней части зоны вторичного охлаждения и других технологических приемов [2, 3], технология Mechanical Soft Reduction (MSR) оказалась очень эффективным технологическим приемом, обеспечивающим уменьшение ликвации и осевой пористости в непрерывнолитой заготовке [4 – 6].

Основная идея механической деформации непрерывнолитой заготовки в процессе кристаллизации состоит в том, чтобы уменьшить макросегрегацию за счет компенсации усадки, имеющей место в процессе затвердевания, и предотвратить всасывание остатков расплава (содержащего примеси) в двухфазную зону кристаллизующейся заготовки [7 – 9]. Так, по данным работы [10], применительно к условиям разлива рельсовой стали показатели улучшения макроструктуры металла имеют вид: по параметру осевая рыхлость прирост числа непрерывнолитых слитков с баллом ≤ 1 составил 51 %, по параметрам осевая пористость и ликвация с баллом $\leq 0,5 - 22$ и 53 % соответственно.

Наиболее целесообразно использование этого метода при производстве сталей [10], которые из-за трещин и деформации поперечного сечения профиля (разница размеров по диагонали – «ромбовидность», увеличение длины стороны заготовки – «выпучивание») не могут подвергаться интенсивному охлаждению во вторичной зоне (ЗВО) [11 – 13].

Постановка задачи

Реализация технологии MSR при производстве непрерывнолитых сортовых заготовок имеет ряд следующих особенностей, которые обусловлены их квадратной формой.

- Закристаллизовавшая часть поперечного сечения заготовки (твердая оболочка) имеет большую жесткость по сравнению с непрерывнолитым слябом. В этом случае для реализации процесса необходимы большие нагрузки. Однако в этом случае повышается вероятность образования внутренних трещин по границам дендритных кристаллов [14, 15].

- Сформировавшиеся после ЗВО деформации поперечного сечения профиля могут увеличиться в случае приложения внешнего силового воздействия только по двум граням. Как следствие – минимальная эффективность технологии MSR [16].

Все вышеизложенное вызывает необходимость дальнейшего совершенствования схем реализации технологии MSR. Особенно перспективным является использование блоков сегментной конструкции [12].

Этот блок состоит из шести гидравлических сегментов на каждый ручей, которые имеют два отдельно регулируемых ролика, позволяющих передавать усилие в зону затвердевания и, соответственно, влиять на микроструктуру.

Такая конструкция, называемая *pinch-rollsegment*, создает предпосылки для реализации в них технологии MSR по двухстадийной схеме [17, 18]. Двухстадийная схема позволяет осуществить на первой стадии комбинированное деформационное воздействие на основе сжатия в вертикальной плоскости и сдвигового относительного смещения граней, а на второй стадии – деформационное воздействие на основе сжа-

тия в вертикальной плоскости. Такой подход дает возможность с одной стороны дополнительно исправлять деформации поперечного сечения профиля, а именно дефект «ромбовидность» [19], а с другой – уменьшать осевую пористость и ликвации [20] за счет приложения сдвиговой деформации. Положительный эффект от наличия последней доказан в различных процессах ОМД [21 – 27].

В этом случае на поверхности валков будут найдены выступы, которые выполнены по многозаходным винтовым линиям. При выборе винтовой линии необходимо руководствоваться тем, что она должна иметь такой угол подъема, который бы обеспечивал (при заданном диаметре валков) за один оборот необходимое сдвиговое смещение контактирующих граней, которое позволяет исправить начальную (после ЗВО) ромбовидность. Что касается формы выступа на поверхности валка, то с точки зрения процесса получения в итоге непрерывнолитого слитка с ровной поверхностью они должны иметь скругленную форму профиля у вершины и быть сопряжены со смежными впадинами со скругленной формой дна.

При реализации предложенной схемы возможно и общее повышение эффективности технологии MSR [28, 29].

Целью работы является исследование с использованием методов физического моделирования общей эффективности технологии MSR при приложении внешнего комбинированного деформационного воздействия на основе сжатия в вертикальной плоскости и сдвигового относительного смещения граней в горизонтальной плоскости.

Методика исследования

Для проведения исследования в качестве базового сечения был принят квадрат 150×150 мм, который входит в сортамент практически всех вновь построенных в России сортовых МНЛЗ [30]. Для моделирования установлен масштаб, равный 1:1.

Для проведения исследований была взята плоская прозрачная модель, имитирующая, фактически, процессы в элементарном сечении.

В качестве материалов для изготовления физической модели были приняты:

- для имитации закристаллизовавшейся составляющей непрерывнолитой заготовки – листовой вспененный полиэтилен (хорошая пластичность и высокая механическая прочность в зависимости от толщины);
- для имитации осевой области, находящейся в жидко-твердом состоянии, железная форма, получаемая при застывании смеси воды, красителя и желатина.

Вариации толщины листов вспененного полиэтилена и содержания желатина в железной форме позволили достичь подобия к реальному объекту [17, 31] по критерию

$$\left(\frac{\sigma_{s, \text{вн.гр.}}}{P_{\text{вн.гр.}}} \right)_{\text{нат. объект}} = \left(\frac{\sigma_{s, \text{закр.сост.}}}{\sigma_{s, \text{ж-т.сост.}}} \right)_{\text{физ. модель}}, \quad (1)$$

где $\sigma_{s, \text{вн.гр.}}$ – напряжение течения металла в слоях, примыкающих к внутренней границе закристаллизовавшейся составляющей непрерывнолитого слитка; $P_{\text{вн.гр.}}$ – давление столба жидкого металла на границе фронта кристаллизации; $\sigma_{s, \text{закр.сост.}}$ – напряжение, возникающее в материале физической модели, имитирующей закристаллизовавшуюся составляющую при приложении заданной величины относительного обжатия ε ; $\sigma_{s, \text{ж-т.сост.}}$ – напряжение, возникающее в материале физической модели, имитирующей жидко-твердую осевую составляющую при приложении заданной величины относительного обжатия ε .

В частности, применительно к условиям сортовой МНЛЗ с радиусом изгиба 7,0 – 9,0 м [30], давление столба жидкого металла в районе блока MSR составляет 0,319 – 0,445 МПа (высота 5 и 7 м соответственно). Напряжение течения металла в слоях, примыкающих к фронту кристаллизации, по данным различных источников колеблется в пределах 0,87 МПа [32, 33]. Для

вышеназванных условий значение $\left(\frac{\sigma_{s, \text{вн.гр.}}}{P_{\text{вн.гр.}}} \right)_{\text{нат. объект}}$ составляет 1,955 – 2,728.

Выполненные с использованием созданной лабораторной установки (рис. 1, а) исследования взятых для создания физической модели материалов (рис. 1, б) показали, что в случае применения пары «вспененный полиэтилен – желе» в интервале величин относительного обжатия 2,0 – 7,0 % возможно получение соотношения

лучение соотношения $\left(\frac{\sigma_{s, \text{закр.сост.}}}{\sigma_{s, \text{ж-т.сост.}}} \right)_{\text{физ. модель}}$ в пределах

2,23 – 2,25, что соответствует, фактически, середине интервала значений, характерных для натурального объекта.

Для получения информации о характере протекания процесса деформирования при различных соотношениях размеров области, имитирующей жидко-твердую фазу F_o , к сечению непрерывнолитого слитка $F_{\text{кв}}$ ($F_o/F_{\text{кв}}$), а также при различных значениях коэффициента ромбовидности K_p , определяемого как отношение большей диагонали d_{max} к меньшей d_{min}

$$K_p = \frac{d_{\text{max}}}{d_{\text{min}}}, \quad (2)$$

были изготовлены три серии моделей:

- первая серия: $K_p = 1,035, F_o/F_{\text{кв}} = 0,05, 0,10, 0,25$;
- вторая серия: $K_p = 1,067, F_o/F_{\text{кв}} = 0,05, 0,10, 0,25$;
- третья серия: $K_p = 1,100, F_o/F_{\text{кв}} = 0,05, 0,10, 0,25$.

Размеры осевой жидко-твердой (не закристаллизовавшейся) области на предполагаемом участке реализации схемы MSR определялись путем расчетов на математической модели [34].

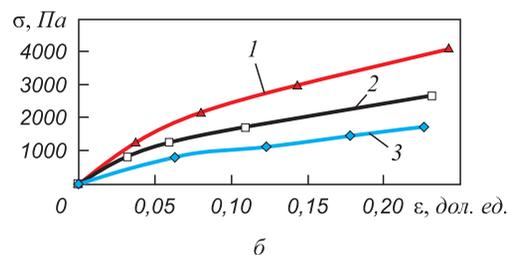
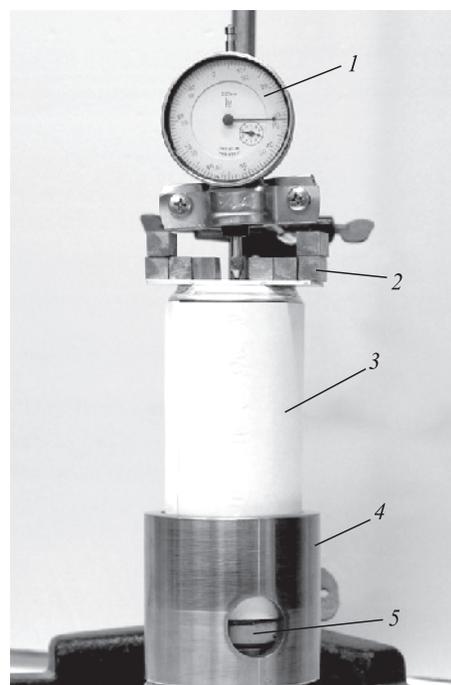


Рис. 1. Внешний вид лабораторной установки (а): 1 – индикатор часового типа; 2 – площадка нагружения; 3 – верхний пуансон; 4 – направляющая обойма с окном и нижний пуансон; 5 – испытываемый образец. Зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$ для материалов физической модели (б): 1 – пенополиэтилен; 2 – поролон; 3 – желейная смесь

Fig. 1. Appearance of the laboratory unit (a): 1 – dial indicator; 2 – loading platform; 3 – upper punch; 4 – guide clip with hole and lower punch; 5 – test sample. Dependence $\sigma = f(\varepsilon)$ for the materials of physical model (b): 1 – cellular polyethylene; 2 – foam rubber; 3 – jelly mix

Деформирование модели (степень высотного относительного обжатия ε не превышала 3,3 %) обеспечивалось с помощью двух зубчатых реек. Зубцы были в форме трапеции. Рейки имели возможность перемещаться как в направлении сжатия, так и сдвига L . Относительное смещение зубчатых реек L составляло 5, 10, 15 и 20 мм. Для фиксации характера формоизменения желейной вставки, имитирующей жидко-твердую фазу, внутрь последней строго по координатам вносили пузырьки воздуха объемом примерно 15 мм³ (рис. 2).

Для дифференцирования изменения формы пузырьков по сечению имитирующей вставки она разделялась на зоны, границы которых очерчивались окружностями следующих диаметров: $d_1 = 23$ мм, $d_2 = 37,8$ мм,

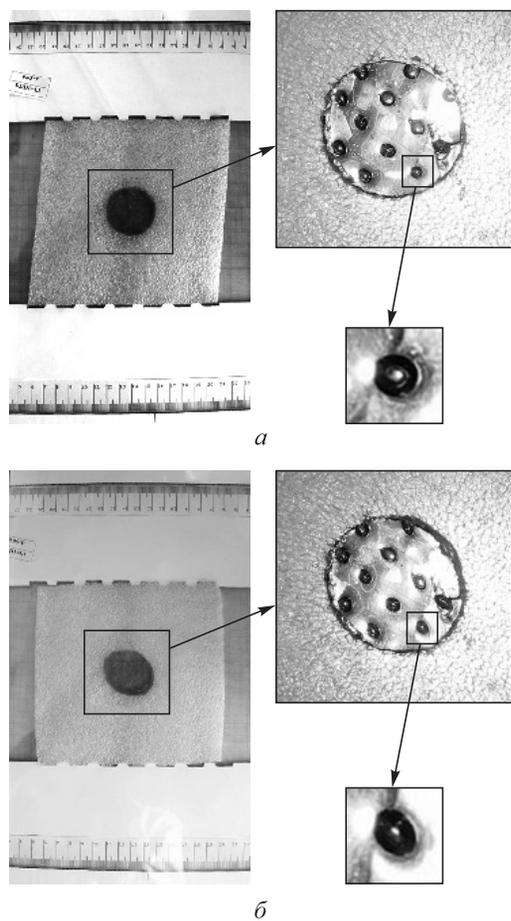


Рис. 2. Формоизменение физической модели с $F_o/F_{кв} = 0,05$ и $K_p = 1,067$:

a – исходное состояние;
б – после обжатия $\epsilon = 3,3\%$ и сдвига $L = 20$ мм

Fig. 2. Forming of physical model with $F_o/F_{кв} = 0,05$ and $K_p = 1,067$:
a – initial state; *б* – after cobbing $\epsilon = 3,3\%$ and shear $L = 20$ мм

$d_3 = 53,5$ мм, $d_4 = 84,5$ мм. Число зон разбиения в различных физических моделях составило: $F_o/F_{кв} = 0,25$ – 4 шт.; $F_o/F_{кв} = 0,1$ – 3 шт.; $F_o/F_{кв} = 0,05$ – 2 шт.

При этом у пузырьков круглой формы был измерен начальный диаметр. А у пузырьков, имевших форму эллипса, измеряли длины большой и малой осей и находили коэффициент формы $K_\phi = a/b$, где a – длина большой оси эллипса; b – длина малой оси эллипса.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Проведенные исследования однозначно подтвердили правомерность гипотезы о возможности минимизации ромбовидности непрерывнолитой сортовой заготовки при наличии во внешнем деформационном воздействии сдвиговой составляющей. В частности, было установлено, что величина сдвигового смещения в пределах $L \leq 12,5$ мм позволяет минимизировать величину ромбовидности последней до требований, регламентированных нормативными документами [35], а именно $K_p \leq 1,032$. Для случая исходной величины

$K_p = 1,035$ достаточное смещение $L = 7,5$ мм, а для случая $K_p = 1,1$ – достаточное смещение $L = 12,5$ мм.

Результаты измерения формы пузырьков моделей до и после внешнего деформационного воздействия приведены в таблице.

Из приведенных данных видно, что наличие во внешнем деформационном воздействии (при прочих равных условиях) сдвиговой составляющей способствует дальнейшему вытягиванию пузырьков. Поскольку модель имеет плоский характер, то вытягивание пузырьков может служить доказательством наличия в осевой вставке крутящего момента. Можно выдвинуть гипотезу, что вследствие этого в закристаллизовавшихся «мостах» осевой жидко-твердой области слитка также возникнут сдвиговые деформации, интенсифицируя, тем самым, процесс их разрушения и повышая качество макроструктуры заготовки за счет вновь появившейся возможности подпитки пустот.

Результаты выполненной в дальнейшем зональной обработки формоизменения пузырьков представлены на рис. 3.

В целом, обобщенный результат в части повышения эффективности может быть сформулирован в следующем виде: к моменту исправления ромбовидности заготовки с начальной величиной $K_p = 1,035$ до регламентированных нормативными документами требований эффективность внешнего деформационного воздействия дополнительно возрастает на 1,9 – 4,7 %, а для случая $K_p = 1,1$ – на 2,4 – 6,7 %. Следовательно наличие сдвигового воздействия в результирующем внешнем воздействии наиболее целесообразно при формировании в линии МНЛЗ в заготовке существенной ромбовидности. Однако общая эффективность

Изменение коэффициента формы пузырька K_ϕ в зависимости от схемы внешнего деформационного воздействия

Change of bubble shape coefficient K_ϕ depending on the external deformation scheme

Характер внешнего деформационного воздействия	Коэффициент формы пузырька K_ϕ		
	$F_o/F_{кв} = 0,25$	$F_o/F_{кв} = 0,10$	$F_o/F_{кв} = 0,05$
Начальное состояние: $\epsilon = 0,0\%$, $L = 0,0$ мм	1,034 – 1,211	1,000 – 1,181	1,000 – 1,275
Сжатие: $\epsilon \leq 3,3\%$, $L = 0,0$ мм	1,042 – 1,296	1,036 – 1,271	1,033 – 1,409
Сжатие + сдвиг граней: $\epsilon \leq 3,3\%$, $L \leq 12,5$ мм	1,044 – 1,308	1,042 – 1,304	1,045 – 1,443

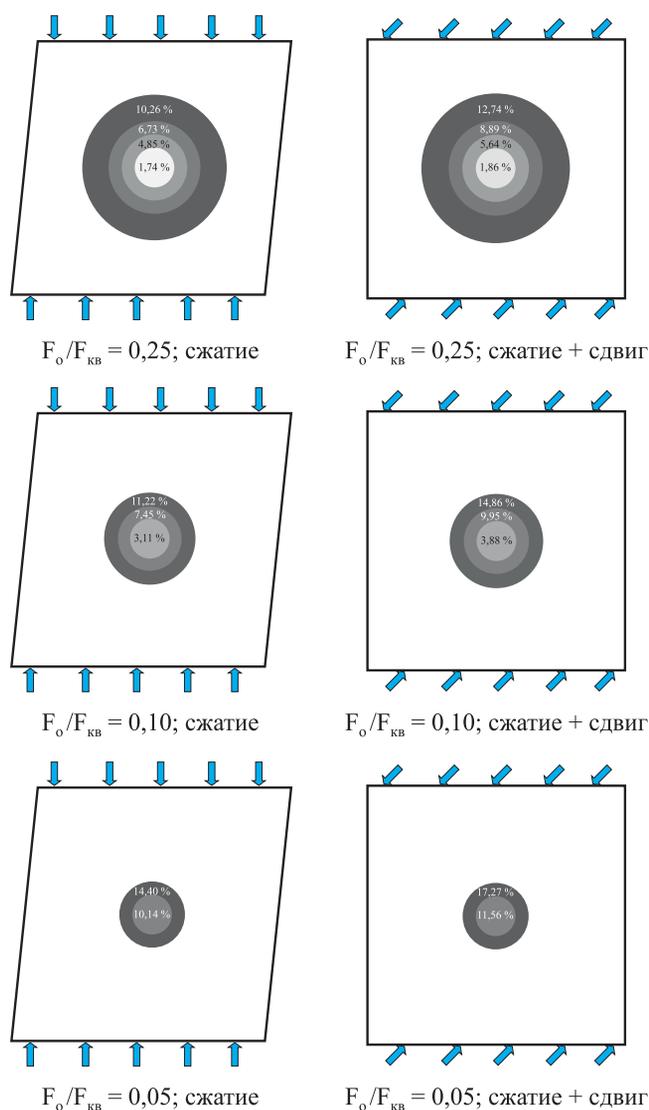


Рис. 3. Динамика изменения эффективности внешнего воздействия в зависимости от прикладываемой схемы деформаций

Fig. 3. Dynamics of changes of external action efficiency depending on the applied deformation scheme

комплексного деформационного воздействия составляет только 9,54 – 11,7 %. Полученный результат хорошо согласуется с данными работ [36 – 38].

Следует также отметить, что к положительным эффектам от приложения внешнего сдвигового воздействия следует отнести и возможное повышение качества контактирующих с валками слоев металла. Деформация металла поверхностных и прилегающих к ним слоев заготовки в валках со специальным вышеописанным профилированием будет способствовать повышению их качества за счет схлопывания подкорковых пузырей, «залечивания» микротрещин, возникших в процессе разлива и т.д. Это те дефекты, которые в дальнейшем вскрываются в процессе прокатки и ускоренного последеформационного охлаждения [39, 40], причем попытки их минимизации в линии МНЛЗ не всегда дают полную гарантию.

Выводы

Представлены результаты сопоставительного исследования с использованием методов физического моделирования по оценке вклада в общую эффективность технологии MSR сортовых непрерывнолитых заготовок дополнительного сдвигового относительно смещения граней в горизонтальной плоскости. Использование плоской модели в совокупности с предложенной формой деформирующих валков и сочетания моделирующих материалов позволили достичь хорошего подобия по геометрическому критерию, а также по критерию эквивалентности отношения напряжений, возникающих на границе фронта кристаллизации. Показано, что наличие сдвигового воздействия в результирующем внешнем воздействии наиболее целесообразно при формировании в линии МНЛЗ в заготовке существенной ромбовидности, так как к моменту исправления ромбовидности заготовки с начальной величиной $K_p = 1,035$ до регламентированных нормативными документами требований эффективность внешнего деформационного воздействия дополнительно возрастает на 1,9 – 4,7 %, а для случая $K_p = 1,1$ – на 2,4 – 6,7 %. Деформация металла поверхностных и прилегающих к ним слоев заготовки в валках со специальным вышеописанным профилированием будет способствовать повышению их качества за счет возникновения сдвиговых деформаций, интенсифицирующих процесс схлопывания подкорковых пузырей, «залечивания» микротрещин и т.д. В свою очередь, искусственное создание крутящего момента в сечении заготовки будет способствовать возникновению сдвиговых деформаций в закристаллизовавшихся «мостах» осевой жидко-твердой области слитка, интенсифицируя, тем самым, процесс их разрушения и повышая качество макроструктуры заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ефимов В.А. Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл // *Сталь*. 1998. № 4. С. 21 – 27.
2. Smirnov A.N., Khobta A.S., Smirnov E.N. etc. Casting of steel from the tundish of a continuous caster with a sliding gate // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012. No. 12. P. 1 – 5.
3. Smirnov A.N., Kuberskii S.V., Smirnov E.N. etc. Influence of meniscus fluctuations in the mold on crust formation in slab casting // *Steel in Translation*. 2017. Vol. 47. No. 7. P. 476 – 482.
4. Saiga I., Fukuy K., Punakisiyo. etc. The quality of the ingots obtained by combining continuous casting and rolling // *Tetsu-To-Hagane*. 1974. Vol. 60. No. 7. P. 990 – 999.
5. Zeng J., Chen W., Wang Q. etc. Improving inner quality in continuous casting rectangular billets: comparison between mechanical soft reduction and final electromagnetic stirring // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2016. Vol. 69. No. 8. P. 1623 – 1632.
6. Ji C., Luo S., Zhu M.Y. Analysis and application of soft reduction amount for bloom continuous casting process // *ISIJ International*. 2014. Vol. 54. No. 3. P. 504 – 510.
7. DANIELLI Report. 1996. P. 15 – 18.
8. Бровман М.Я. О перспективах развития непрерывного литья металлов // *НМ-Оборудование*. 2004. № 1. С. 49 – 56.

9. Маточкин В.А., Стеблов А.Б., Азин Ю.М. и др. Разработка головного образца системы обжатия заготовки на блюмовой МНЛЗ Белорусского металлургического завода // *Сталь*. 2003. № 5. С. 25 – 27.
10. Li G., Zhang K., Chen Y. etc. SMART/ASTC dynamic soft reduction technology and its application on bloom continuous caster at Pangang // *Journal of University of Science and Technology Beijing*. 2006. Vol. 13. No. 2. P. 1 – 4.
11. Лубенец А.Н., Смирнов Е.Н., Щербачев В.В. Опыт производства судовых профилей из непрерывнолитой заготовки // *Сталь*. 2002. № 8. С. 102 – 106.
12. Hanazaki K., Koide M., Murakami T. etc. Continuous casting method and apparatus therefor. Pat. US6102101A (US Grant). 1995.
13. Thome R., Ostheimer V., Ney G. etc. Soft reduction in the continuous casting of billets // *Millennium Steel*. 2007. P. 112 – 118.
14. Ludlow V., Normanton A., Anderson A. etc. Strategy to minimise central segregation in high carbon steel grades during billet casting // *Ironmaking and Steelmaking*. 2005. Vol. 32. No. 1. P. 68 – 74.
15. Wang W., Ning L., Bülte R. etc. Formation of internal cracks in steel billets during soft reduction // *Journal of University of Science and Technology Beijing: Mineral Metallurgy Materials (Eng. ed.)*. 2008. Vol. 15. No. 2. P. 114 – 119.
16. Li X., Ding H., Tang Z. etc. Formation of internal cracks during soft reduction in rectangular bloom continuous casting // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2012. Vol. 19. No. 1. P. 21 – 29.
17. Wang B., Zhang J., Yin Y. etc. Study on the reduction efficiency of soft reduction on continuous casting bloom // *Metallurgical Research and Technology*. 2016. Vol. 113. No. 4. P. 86 – 95.
18. Smyrnov Y.N., Sklyar V.A. Features of deformation of partly crystallization blooms at their two-stage soft reduction // *Materials Science Forum*. 2012. Vols. 704 – 705. P. 1 – 5.
19. Smyrnov Y.N., Belevitin V.A., Skliar V.A. etc. Physical and computer modeling of a new soft reduction process of continuously cast blooms // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 589 – 594.
20. Ботников С.А. Современный атлас дефектов непрерывнолитой заготовки и причины возникновения прорывов кристаллизующейся корочки металла. – Волгоград: Панорама, 2011. – 97 с.
21. Бровман М.Я. О возможности уменьшения пористости при обработке металлов давлением // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2001. № 5. С. 35 – 37.
22. Галкин С.П., Романцев Б.А., Харитонов Е.А. Реализация инновационного потенциала универсального способа радиально-сдвиговой прокатки // *Черные металлы*. 2015. № 1. С. 23 – 28.
23. Diez M., Kim H., Serebryany V. etc. Improving the mechanical properties of pure magnesium by three-roll planetary milling // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 612. P. 287 – 292.
24. Горбатюк С.М., Шаповал А.А., Мосьпан Д.В. и др. Физические основы технологии производства заготовок периодического профиля вибрационным волочением // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2016. № 7. С. 479 – 484.
25. Овчинников Д.В., Богатов А.А., Ерпалов М.В. Разработка и внедрение технологии производства высококачественных насосно-компрессорных труб из непрерывнолитой заготовки // *Черные металлы*. 2012. № 3. С. 18 – 21.
26. Beygelzimer Y., Prokof'eva O., Efros B. Hardening viscous failure and strain localization during severe plastic deformation // *Materials Science Forum*. 2006. Vols. 503 – 504. P. 551 – 556.
27. Добаткин С.В., Валиев Р.З., Рааб Г.И. и др. Структура и свойства Ст. 3 после теплого равноканального углового прессования // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. № 9. С. 47 – 51.
28. Ito Y., Yamanaka A., Watanabe T. Internal reduction efficiency of continuously cast strand with liquid core // *La Revue de Métallurgie-CIT*. 2000. Vol. 97. No. 10. P. 1171 – 1176.
29. Thome R., Harste K. Principles of billet soft-reduction and consequences for continuous casting // *ISI International*. 2006. Vol. 46. No. 12. P. 1839 – 1844.
30. Smirnov A.N., Smirnov E.N., Sklyar V.A. etc. Producing structural-steel bar from continuous-cast billet // *Steel in Translation*. 2018. Vol. 48. No. 4. P. 233 – 239.
31. Thome R., Ostheimer V., Ney G. etc. Soft reduction of billets in continuous coster SO of Saarstahl AG // *Stahl und Eisen*. 2007. Vol. 127. No. 2. P. 43 – 50.
32. Tseng A., Raudensky M., Horsky J. etc. Experimental study of materials characteristics of steel forming in mushy state // *Materials and Design*. 2006. Vol. 22. No. 2. P. 83 – 92.
33. Миленин А.А., Дья Х., Стеблов А.Б. и др. Математическое моделирование прокатки непрерывного слитка из стали ШХ15 на стадии неполной кристаллизации его сердцевины // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Тематич. зб. наук. пр. – Краматорськ: ДДМА, 2003. С. 178 – 183.
34. Smyrnov Y.N., Belevitin V.A., Sklyar V.A. Application of numerical model of continuous cast bloom crystallization to improve the efficiency of mechanical soft reduction technology // *Materials Science Forum*. 2019. Vol. 946. P. 684 – 689.
35. ТУ14-1-3348-2009. Заготовка непрерывнолитая квадратная и прямоугольная для изготовления сортового проката и труб. Действует с 02.12.2009. Держатель подлинника ЦССМ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», 2009. – 7 с.
36. Byrne C., Tercelli C. Mechanical soft reduction in billet casting // *Steel Times Int*. 2002. Vol. 26. No. 9. P. 33.
37. Thome R., Harste K. Study on the design of the soft reduction unit of high-speed billet casters // *Steel Research Int*. 2004. Vol. 75. No. 10. P. 693 – 700.
38. Luo S., Zhu M., Ji C. etc. Characteristics of solute segregation in continuous casting bloom with dynamic soft reduction and determination of soft reduction zone // *Ironmaking and Steelmaking*. 2010. Vol. 37. No. 2. P. 140 – 146.
39. Minaev A.A., Nosanev A.G., Smirnov E.N. etc. Unit for accelerated cooling of reinforcement bars in the line of a 330 mill after deformation // *Metallurgist*. 1990. No. 1. P. 32.
40. Термомеханическая обработка проката из непрерывнолитой заготовки малого сечения / В.В. Парусов, А.К. Белитченко, Н.А. Богданов и др. – Запорожье: ЗГУ, 2000. – 142 с.

Поступила в редакцию 6 февраля 2019 г.

После доработки 3 октября 2019 г.

Принята к публикации 7 октября 2019 г.

ADDITIONAL SHEARING IMPACT ON THE EFFECTIVENESS OF MSR TECHNOLOGY IN CONDITIONS OF BILLET CCM

*E.N. Smirnov¹, V.A. Sklyar¹, D.I. Bogadevich¹,
A.N. Smirnov², V.A. Belevitin³*

¹ Ugarov Stary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology “MISiS”, Stary Oskol, Belgorod Region, Russia

² Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kiev, Ukraine

³ South Ural State Humanitarian Pedagogical University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. Aside from electromagnetic stirring, casting with low superheat and intensive cooling of the strand in the upper range of secondary cooling zone, Mechanical Soft Reduction (MSR) has proved, above all, to be very effective in reducing segregation and axial porosity in continuously cast billet. Implementation of MSR technology in the production of continuously cast billets has a number of features that are due to their square shape. In this case, particularly promising is the use of blocks of segment design, so called pinch-roll segment. The presence in CCM line of MSR block of such design allows to implement a two-stage deformation scheme. The paper proposes a new two-stage scheme of MSR technology realizing the combined deformation on the basis of cobbing in vertical plane and shearing relative displacement of the faces at the first stage, and at the second stage – deformation on the basis of cobbing in vertical plane. This approach additionally helps to correct deformations of the profile cross section, namely the rhomboidity defect. We present the results of a comparative study using physical modeling methods to assess the contribution of additional shear relative displacement of faces in the horizontal plane to the overall efficiency of MSR technology of continuous casting. The use of a flat model in conjunction with the proposed form of deforming rolls and a combination of modeling materials allowed to achieve a good similarity in geometric criterion, as well as in the criterion of stress ratio equivalence arising at the interface of crystallization front. The obtained experimental data helps to develop ideas about the mechanisms of additional positive effect from the application of shear action. In particular, the deformation of metal surface and adjacent layers of the billet in the rolls with a special above-described profiling will improve their quality due to the occurrence of shear deformations intensifying the process of collapse of subcortical bubbles, “healing” of microcracks, etc. In turn, the artificial creation of torque effect in cross section of the billet will contribute to the occurrence of shear deformations in the crystallized “bridges” of axial liquid-solid region of the ingot, thereby intensifying the process of their destruction and improving the quality of the billet’s macrostructure.

Keywords: shear deformations, concast billet, block of segmented design, physical model, macrostructure defects, criterion of similarity, criterion of rhomboidity, cobbing deformation, shear deformation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-19-26

REFERENCES

1. Efimov V.A. Influence of external impacts on liquid and crystallizing metal. *Stal'*. 1998, no. 4, pp. 21–27. (In Russ.).
2. Smirnov A.N., Khobta A.S., Smirnov E.N. etc. Casting of steel from the tundish of a continuous caster with a sliding gate. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012, no. 12, pp. 1–5.
3. Smirnov A.N., Kuberskii S.V., Smirnov E.N. etc. Influence of meniscus fluctuations in the mold on crust formation in slab casting. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 7, pp. 476–482.
4. Saiga I., Fukuy K., Punakisiy Yo. etc. The quality of the ingots obtained by combining continuous casting and rolling. *Tetsu-To-Hagane*. 1974, vol. 60, no. 7, pp. 990–999.
5. Zeng J., Chen W., Wang Q., etc. Improving inner quality in continuous casting rectangular billets: comparison between mechanical soft reduction and final electromagnetic stirring. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2016, vol. 69, no. 8, pp. 1623–1632.
6. Ji C., Luo S., Zhu M.Y. Analysis and application of soft reduction amount for bloom continuous casting process. *ISIJ International*. 2014, vol. 54, no. 3, pp. 504–510.
7. *DANIELLI Report*. 1996, pp. 15–18.
8. Brovman M.Y. Prospects of development of metals continuous casting. *NM-Oborudovanie*. 2004, no. 1, pp. 49–56. (In Russ.).
9. Matochkin V.A., Steblov A.B., Azin Y.M., Aizin Yu.M., Kuklev A.V., Toptygin A.M., Tinyakov V.V. Prototype strand-reduction system for the bloom continuous-casting machine at Belarus metallurgical plant. *Steel in Translation*. 2003, vol. 33, no. 5, pp. 22–24.
10. Li G., Zhang K., Chen Y. etc. SMART/ASTC dynamic soft reduction technology and its application on bloom continuous caster at Pangang. *Journal of University of Science and Technology Beijing*. 2006, vol. 13, no. 2, pp. 1–4.
11. Lubenet A.N., Smirnov E.N., Shcherbachev V.V. Production of ship sections from concast billets. *Stal'*. 2002, no. 8, pp. 102–106. (In Russ.).
12. Hanazaki K., Koide M., Murakami T. etc. *Continuous casting method and apparatus therefor*. Pat. US6102101A (US Grant). 1995.
13. Thome R., Ostheimer V., Ney G. etc. Soft reduction in the continuous casting of billets. *Millennium Steel*. 2007, pp. 112–118.
14. Ludlov V., Normanton A., Anderson A. etc. Strategy to minimize central segregation in high carbon steel grades during billet casting. *Ironmaking and Steelmaking*. 2005, vol. 32, no. 1, pp. 68–74.
15. Wang W., Ning L., Bülte R. etc. Formation of internal cracks in steel billets during soft reduction. *Journal of University of Science and Technology Beijing: Mineral Metallurgy Materials (Eng. ed.)*. 2008, vol. 15, no. 2, pp. 114–119.
16. Li X., Ding H., Tang Z. etc. Formation of internal cracks during soft reduction in rectangular bloom continuous casting. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2012, vol. 19, no. 1, pp. 21–29.
17. Wang B., Zhang J., Yin Y. etc. Study on the reduction efficiency of soft reduction on continuous casting bloom. *Metallurgical Research and Technology*. 2016, vol. 113, no. 4, pp. 86–95.
18. Smirnov Y.N., Sklyar V.A. Features of deformation of partly crystallization blooms at their two-stage soft reduction. *Materials Science Forum*. 2012, vols. 704–705, pp. 1–5.
19. Smirnov Y.N., Belevitin V.A., Skliar V.A. etc. Physical and computer modeling of a new soft reduction process of continuously cast blooms. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2015, vol. 50, no. 6, pp. 589–594.
20. Botnikov S.A. *Sovremenniy atlas defektov nepreryvnolitoi zagotovki i prichiny vozniknoveniya proryvov kristallizuyushchiesya korochki metalla* [Atlas of modern defects of continuous cast billet and the causes of appearance of runoff of crystallized metal crust]. Volgograd: Panorama, 2011, p. 97. (In Russ.).
21. Brovman M.Y. On the possibility of porosity reduction at metal forming. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2001, no. 5, pp. 35–37. (In Russ.).
22. Galkin S.P., Romantsev B.A., Kharitonov E.A. Realization of innovative potential of universal method of radial-shearing rolling. *Chernye metally*. 2015, no. 1, pp. 23–28. (In Russ.).

23. Diez M., Kim H., Serebryany V. etc. Improving the mechanical properties of pure magnesium by three-roll planetary milling. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 612, pp. 287–292.
24. Gorbatyuk S.M., Shapoval A.A., Mos'pan D.V. etc. Physical principles of manufacturing of periodic profile bars by vibratory drawing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, no. 7, pp. 479–484. (In Russ.).
25. Ovchinnikov D.V., Bogatov A.A., Erpalov M.V. Development and implementation of production technology of high-quality tubing from continuous cast billets. *Chernye metally*. 2012, no. 3, pp. 18–21. (In Russ.).
26. Beygelzimer Y., Prokof'eva O., Efos B. Hardening viscous failure and strain localization during severe plastic deformation. *Materials Science Forum*. 2006, vols. 503–504, pp. 551–556.
27. Dobatkin S.V., Valiev R.Z., Krasil'nikov N.A., Raab G.I., Konenkova V.N. Structure and properties of steel St3 after hot equal-channel angular pressing. *Metal Science and Heat Treatment*. 2000, vol. 42, no. 9–10, pp. 366–369.
28. Ito Y., Yamanaka A., Watanabe T. Internal reduction efficiency of continuously cast strand with liquid core. *La Revue de Métallurgie-CIT*. 2000, vol. 97, no. 10, pp. 1171–1176.
29. Thome R., Harste K. Principles of billet soft-reduction and consequences for continuous casting. *ISIJ International*. 2006, vol. 46, no. 12, pp. 1839–1844.
30. Smirnov A.N., Smirnov E.N., Sklyar V.A. etc. Producing structural-steel bar from continuous-cast billet. *Steel in Translation*. 2018, vol. 48, no. 4, pp. 233–239.
31. Thome R., Ostheimer V., Ney G. etc. Soft reduction of billets in continuous caster SO of Saarstahl AG. *Stahl und Eisen*. 2007, vol. 127, no. 2, pp. 43–50.
32. Tseng A., Raudensky M., Horsky J. etc. Experimental study of materials characteristics of steel forming in mushy state. *Materials and Design*. 2006, vol. 22, no. 2, pp. 83–92.
33. Milenin A.A., Dyja H., Steblou A.B. etc. Mathematical modeling of rolling of a continuous ingot of ShKh15 steel at the stage of incomplete crystallization of its heart. In: *Udoskonallynnyya protsesiv i obladnannya obrobki tiskom v metallurgii i mashinobuduvanni: tematic. zb. nauk. pr.* [Improvement of processes and equipment of pressure treatment in metallurgy and mechanical engineering: Coll. of papers]. Kramators'k: DDMA, 2003, pp. 178–183. (In Ukr.).
34. Smirnov Y.N., Belevitin V.A., Sklyar V.A. Application of numerical model of continuous cast bloom crystallization to improve the efficiency of mechanical soft reduction technology. *Materials Science Forum*. 2019, vol. 946, pp. 684–689.
35. TU14-1-3348-2009. *Zagotovka nepreryvnolitaya kvadratnaya i pryamougol'naya dlya izgotovleniya sortovogo prokata i trub* [Continuous cast square and rectangular billet for production of long products and pipes]. 2009, 7 p. (In Russ.).
36. Byrne C., Tercelli C. Mechanical soft reduction in billet casting. *Steel Times Int*. 2002, vol. 26, no. 9, p. 33.
37. Thome R., Harste K. Study on the design of the soft reduction unit of high-speed billet casters. *Steel Research Int*. 2004, vol. 75, no. 10, pp. 693–700.
38. Luo S., Zhu M., Ji C. etc. Characteristics of solute segregation in continuous casting bloom with dynamic soft reduction and determination of soft reduction zone. *Ironmaking and Steelmaking*. 2010, vol. 37, no. 2, pp. 140–146.
39. Minaev A.A., Nosanev A.G., Smirnov E.N. etc. Unit for accelerated cooling of reinforcement bars in the line of a 330 mill after deformation. *Metallurgist*. 1990, no. 1, p. 32.
40. Parusov V.V., Belitchenko A.K., Bogdanov N.A. etc. *Termomekhanicheskaya obrabotka prokata iz nepreryvnolitoi zagotovki malogo secheniya* [Thermomechanical processing of rolled products from continuous cast billets of small cross-section]. Zaporizhia: ZGU, 2000, 142 p. (In Russ.).

Information about the authors:

E.N. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Metallurgy and Metal Science named after S.P. Ugarova” (en_smirnov@i.ua)

V.A. Sklyar, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metallurgy and Metal Science named after S.P. Ugarova”

D.I. Bogadevich, Postgraduate

A.N. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Leading Researcher

V.A. Belevitin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Automotive Technics, Information Technologies and Teaching Methods of Technical Sciences

Received February 6, 2019

Revised October 3, 2019

Accepted October 7, 2019

УДК 621.365.2

ДИНАМИКА ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ СИЛ, ОТКЛОНЯЮЩИХ ДУГИ ОТ ВЕРТИКАЛИ В ТРЕХФАЗНОЙ ДУГОВОЙ ПЕЧИ

*Ячиков И.М., д.т.н., профессор кафедры вычислительной техники
и программирования (jachikov@mail.ru)*

*Костылева Е.М., аспирант кафедры вычислительной техники и программирования
Портнова И.В., к.т.н., ответственный секретарь управления информационной политики*

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

Аннотация. Знание характера и поведения сил, действующих на дугу, является важным при конструировании печей, управлении и автоматизации их работы. Эффект электромагнитного выдувания дуги оказывает отрицательное влияние на технико-экономические показатели печи, поскольку дуга выносится из углубления в металле и шлаке, при этом ее излучение на стены и свод увеличивается, а эффективная мощность, поглощаемая металлом, уменьшается. Для этой и ряда других задач необходимо знание динамического поведения дуги, которое во многом определяется мгновенными значениями и направлениями отдельных сил и результирующей силы. В работе рассматривается поведение электромагнитной силы, действующей на столб дуги, от токов, протекающих через жидкий металл, и токов, протекающих через другие параллельные дуги и графитированные электроды в трехфазной дуговой печи переменного тока. При этом полагалось, что дуги горят перпендикулярно поверхности металлической ванны (их оси совпадают с осями электродов) и действующее значение линейных токов в разных фазах одинаковое. Предложена математическая модель для расчета мгновенных значений и направлений основных электромагнитных сил, действующих на дуги в трехфазной дуговой печи, позволяющая выявить характер динамического поведения дуг. Создана компьютерная программа, дающая возможность визуализировать поведение годографа сил, действующих на дугу. Установлено, что результирующая сила является четной гармонической функцией с частотой в два раза выше промышленной частоты тока. Приведены годографы сил, действующих на дугу со стороны токов, протекающих через расплав, и результирующей силы, представляющие собой эллипсы, лежащие в горизонтальной плоскости. Установлено, что результирующая отклоняющая дугу сила является четной гармонической функцией с частотой в два раза выше промышленной частоты тока. Ее годограф представляет собой эллипс, лежащий в горизонтальной плоскости, большая полуось которого составляет угол $20 - 80^\circ$ с линией, соединяющей центр расплава электродов и ось электрода.

Ключевые слова: дуговая печь, графитированный электрод, электромагнитная сила, годограф сил, столб дуги, динамическое поведение дуги, математическая модель.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-27-33

ВВЕДЕНИЕ

В электрометаллургии широко применяется большое количество агрегатов, где трехфазные электрические дуги используются как источники тепловой энергии. Электрическая дуга – это легкоподвижный проводник с током и на него большое влияние оказывают как внешние, так и собственные магнитные поля, которые возникают от токов, протекающих через расплав, через параллельные горящие на расплав дуги, электроды и гибкие токоподводы.

От характера и интенсивности электромагнитных взаимодействий зависит форма дуги и ее динамическое поведение, которое, в свою очередь, существенно влияет на тепловую работу печи, износ электродов, огнеупорных керамических материалов и в целом – на технико-экономическую эффективность работы агрегатов. Знание характера и поведения сил, действующих на дугу, является важным при конструировании печей, управлении и автоматизации их работы.

Электромагнитные силы (ЭМС) могут играть существенную роль в ряде различных процессов, протекающих в дуговой печи. В работе [1] рассмотрены ЭМС и возникающие под их действием электромеханические колебания гибких кабелей в трехфазной дуговой печи (ТДП). В работе [2] получены годографы сил, действующие на графитированные электроды ТДП при прохождении через них трехфазного переменного тока. Показано, что одним из источников силового воздействия является давление на торцевую часть электрода дуги, перемещающейся со скоростью $10 - 100$ м/с.

Во многих работах, например [3 – 9], показано, что при взаимодействии трех дуг на каждую из них действуют две основные ЭМС: осевая и отклоняющая, которые значительно влияют на технико-экономические показатели печи. Положительное воздействие оказывает осевая сила, так как электрическая дуга под ее действием погружается в шлак и металл, при этом увеличивается эффективная мощность, поглощаемая металлом. Отклоняющая электромагнитная сила влияет отрица-

тельно, поскольку дуга выносится из углубления в металле и шлаке, возрастает ее излучение на стены и свод и эффективная мощность, поглощаемая металлом, снижается.

Рядом исследователей дуговых печей постоянного тока ведутся разработки технологии плавки, где вместо подового электрода предлагается использовать двухэлектродную схему, имеющую анодный и катодный графитированный электрод (ГЭ). Однако возникает серьезная проблема, связанная с возникновением существенных электромагнитных сил, отклоняющих дуги в сторону боковых стенок ванны [10 – 12]. Для стабилизации дуг постоянного и переменного трехфазного тока предлагается использовать внешнее вертикальное магнитное поле [13]. Поведение и стабильность дуги под действием собственного и внешнего магнитного поля рассмотрено в работе [14].

Для условий трехфазной дуговой печи в работах [15 – 17] предложены математическая модель и компьютерная программа [18, 19], позволяющие определять среднеинтегральные ЭМС, которые действуют на электродуговые разряды. При этом рассмотрены ЭМС, действующие на столб дуги: от токов, протекающих через расплав; от токов, проходящих через другие дуги и ГЭ; при взаимодействии тока дуги с собственным магнитным полем. Установлено, что результирующая среднеинтегральная сила лежит в горизонтальной плоскости и может существенно отклоняться от прямой, соединяющей центр распада электродов и ось электрода. Однако для ряда задач необходимо знание динамического поведения дуги, которое во многом определяется мгновенными значениями и направлениями сил. Например, при изучении поведения пятна дуги при его движении по поверхности электрода и расплава, при расчете распределения теплового потока излучения дуги на поверхность металла, на стенки и свод печи, при определении динамики сил, действующих на электроды и расплав.

Целью данной работы является исследование динамики основных отклоняющих от вертикали ЭМС, которые действуют на электрические дуги в ТДП.

ОПИСАНИЕ МЕТОДА ИССЛЕДОВАНИЯ

Рассмотрим ЭМС, действующую на столб дуги, от токов, протекающих через расплав в ТДП. Принимаем, что дуги горят перпендикулярно поверхности токопроводящей ванны (их оси совпадают с осями ГЭ) и действующее значение линейных токов в разных фазах одинаковое. Ось тока, протекающего между дугами, расположена на глубине Δ от поверхности металла [15]. Ее можно принять равной примерно 1/2 глубины проникновения поля промышленной частоты в жидкую сталь $\Delta \approx \Delta_0/2 = 3,2 - 3,6$ см, где $\Delta_0 = \sqrt{\frac{\rho}{\pi\mu_0\nu}}$; ρ – удель-

ное электрическое сопротивление жидкой стали; $\nu = 50$ Гц – промышленная частота электрического тока; $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ (В·с)/(А·м) – магнитная постоянная. В работе [2] предложена формула для расчета среднеинтегральной ЭМС, действующей на ток дуги i_0 со стороны тока, протекающего через металл i_m от другой дуги

$$F = \frac{\mu_0 i_0 i_m}{4\pi} \ln \left[\frac{(\sqrt{l^2 + \Delta^2} + l)(\Delta + l_d)}{\Delta(\sqrt{(l_d + \Delta)^2 + l^2} + l)} \right], \quad (1)$$

где $l = 0,5D\sqrt{3}$ – расстояние между осями дуг; D – диаметр распада ГЭ; l_d – длина дуги.

Определим токи, которые протекают через жидкий металл в ТДП. Считаем, что в электрической схеме замещения три фазы приемника, соединенные «треугольником», имеют одинаковые фазные сопротивления $Z_{AB} = Z_{BC} = Z_{CA}$. Тогда, независимо от нагрузки, напряжение на каждой фазе приемника равно линейному $U_\Delta = U_\phi$ и фазные токи можно определить как

$$\begin{aligned} i_{AB} &= \frac{U_{AB}}{Z_{AB}} = I \sin(\omega t); \\ i_{BC} &= \frac{U_{BC}}{Z_{BC}} = I \sin\left(\omega t - \frac{2\pi}{3}\right); \\ i_{CA} &= \frac{U_{CA}}{Z_{CA}} = I \sin\left(\omega t + \frac{2\pi}{3}\right), \end{aligned}$$

где $\omega = 2\pi/T$ – угловая частота; I – амплитудное значение фазного тока, а линейные токи как

$$\begin{aligned} i_A &= i_0 = i_{AB} - i_{CA} = I\sqrt{3} \cos\left(\omega t - \frac{2\pi}{3}\right) = I\sqrt{3} \sin\left(\omega t - \frac{\pi}{6}\right); \\ i_C &= i_{CA} - i_{BC} = I\sqrt{3} \cos(\omega t); \\ i_B &= i_{BC} - i_{AB} = I\sqrt{3} \cos\left(\omega t + \frac{2\pi}{3}\right). \end{aligned}$$

Рассмотрим динамическую ЭМС, действующую на ток дуги A ($i_0 = i_A$) со стороны трех фазных токов i_{AB} , i_{BC} , i_{CA} , проходящих через расплав. Результирующая мгновенная ЭМС есть сумма трех векторов $\vec{F}_m = \vec{F}_{AB} + \vec{F}_{BC} + \vec{F}_{CA}$. В работе [20] направление этих сил указано как вертикальное. На самом деле силы \vec{F}_{AB} и \vec{F}_{CA} направлены горизонтально вдоль прямых AB и AC соответственно (рис. 1).

$$\text{Обозначив за } \eta = \frac{\mu_0}{4\pi} \ln \left[\frac{(\sqrt{l^2 + \Delta^2} + l)(\Delta + l_d)}{\Delta(\sqrt{(l_d + \Delta)^2 + l^2} + l)} \right], \text{ мож-}$$

но записать модули этих сил как

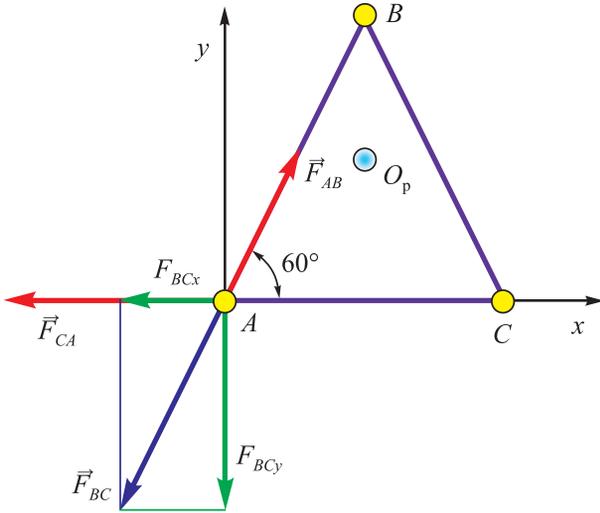


Рис. 1. Направление мгновенных электромагнитных сил \vec{F}_{AB} , \vec{F}_{CA} и \vec{F}_{BC} , действующих со стороны фазных токов на электрическую дугу. Точка O_p – центр диаметра распада электродов

Fig. 1. Direction of instantaneous electromagnetic forces \vec{F}_{AB} , \vec{F}_{CA} and \vec{F}_{BC} , acting from the side of phase currents on the electric arc. Point O_p – center of the diameter of electrodes decay

$$|\vec{F}_{AB}| = \eta i_A i_{AB} = \eta I^2 \sqrt{3} \sin\left(\omega t - \frac{\pi}{6}\right) \sin(\omega t); \quad (2)$$

$$|\vec{F}_{CA}| = \eta i_A i_{CA} = \eta I^2 \sqrt{3} \sin\left(\omega t - \frac{\pi}{6}\right) \sin\left(\omega t + \frac{2\pi}{3}\right). \quad (3)$$

Определим динамическую ЭМС \vec{F}_{BC} , действующую на ток дуги i_0 со стороны тока $i_{BC} = i_3$, протекающего по цепи BC через расплав. В работах [16 – 17] показано, что при усреднении по времени эта сила равна нулю, однако мгновенное ее значение может быть вполне сравнимо с другими силами.

Введем декартовую систему координат, показанную на рис. 2. Примем допущение, что $\Delta \ll l_d$. Напряженность магнитного поля в точке A_1 от элемента тока dl , проходящего через точку B_1 , равна $dH = \frac{i_3}{4\pi r'^3} [\vec{dl} \times \vec{r}']$. Координаты этих точек соответственно $A_1(x_0; y_0; z_0) = (0; 0; z_0)$, $B_1(x; y; z) = (x; y; 0)$. Координаты вектора $r' = (x_0 - x; y_0 - y; z_0 - z) = (-x; -y; z_0)$, а его длина $|r'| = |B_1A_1| = \sqrt{x^2 + y^2 + z_0^2}$.

Уравнение прямой BC $y = (l - x) \operatorname{tg}\left(\frac{\pi}{3}\right) = (l - x)\sqrt{3}$, $x \in \left[\frac{l}{2}, l\right]$. Координаты единичного вектора \vec{dl}

$$dl = \left(dx \cos\left(\frac{\pi}{3}\right); dx \sin\left(\frac{\pi}{3}\right); 0 \right) = dx \left(\frac{1}{2}; \frac{\sqrt{3}}{2}; 0 \right).$$

Распишем векторное произведение

$$\vec{dl} \times \vec{r}' = \begin{vmatrix} i & j & k \\ \frac{1}{2} dx & \frac{\sqrt{3}}{2} dx & 0 \\ -x & -(l-x)\sqrt{3} & z_0 \end{vmatrix} = dx \left(\frac{\sqrt{3}}{2} z_0; -\frac{1}{2} z_0; \frac{\sqrt{3}}{2} l \right).$$

Напряженность магнитного поля от тока i_3 , проходящего через BC, в точке A_1

$$H = \int_{l/2}^l \frac{i_3}{4\pi r'^3} \left(\frac{\sqrt{3}}{2} z_0; -\frac{1}{2} z_0; \frac{\sqrt{3}}{2} l \right) dx$$

имеет три проекции на оси координат:

$$H_x(z_0) = \frac{\sqrt{3} i_3 z_0}{8\pi} \int_{l/2}^l \frac{1}{\left(x^2 + \frac{3}{4} l^2 + z_0^2\right)^{3/2}} dx;$$

$$H_y(z_0) = \frac{i_3 z_0}{8\pi} \int_{l/2}^l \frac{1}{\left(x^2 + \frac{3}{4} l^2 + z_0^2\right)^{3/2}} dx;$$

$$H_z(z_0) = \frac{\sqrt{3} l i_3}{8\pi} \int_{l/2}^l \frac{1}{\left(x^2 + \frac{3}{4} l^2 + z_0^2\right)^{3/2}} dx.$$

В этих выражениях интеграл можно записать как

$$\int_{l/2}^l \frac{1}{\left(x^2 + \frac{3}{4} l^2 + z_0^2\right)^{3/2}} dx = \frac{l}{\frac{3}{4} l^2 + z_0^2} \left(\frac{1}{\sqrt{\frac{7}{4} l^2 + z_0^2}} - \frac{1}{2\sqrt{l^2 + z_0^2}} \right).$$

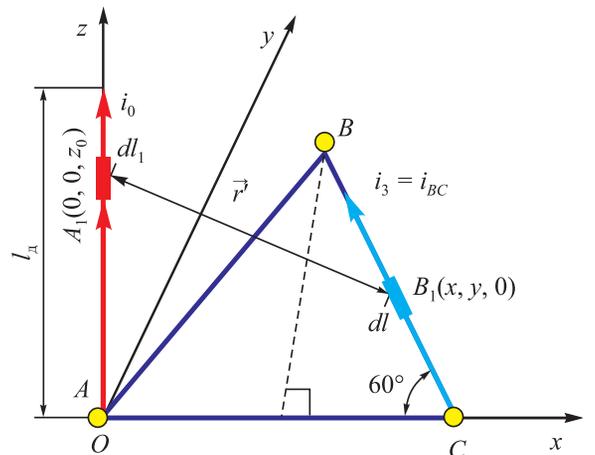


Рис. 2. К расчету вектора напряженности магнитного поля и электромагнитных сил, возникающих между токами i_0 и i_3

Fig. 2. To calculation of the vector of magnetic field strength and electromagnetic forces arising between the currents i_0 and i_3

Сила, которая действует на элемент тока dl_1 со стороны тока i_3 : $d\vec{F} = i_0\mu_0 [d\vec{l}_1 \times \vec{H}]$, где $dl_1 = (0; 0; dz_0)$,

$$dl_1 \times H = \begin{vmatrix} i & j & k \\ 0 & 0 & dz_0 \\ H_x & H_y & H_z \end{vmatrix} = -iH_y dz_0 + jH_x dz_0.$$

Вектор ЭМС \vec{F}_{BC} , действующей на дугу, через которую протекает ток i_0 , со стороны тока i_3 , находится в горизонтальной плоскости O_{xy} , а его значения проекций с учетом обозначения

$$\eta_1 = \mu_0 \frac{l}{8\pi} \int_0^{l_d} \frac{z_0}{4} \left(\frac{1}{\sqrt{\frac{7}{4}l^2 + z_0^2}} - \frac{1}{2\sqrt{l^2 + z_0^2}} \right) dz_0$$

можно записать как

$$F_{BCx} = \sqrt{3}I^2\eta_1 \sin\left(\omega t - \frac{\pi}{6}\right) \sin\left(\omega t - \frac{2\pi}{3}\right); \quad (4)$$

$$F_{BCy} = 3I^2\eta_1 \sin\left(\omega t - \frac{\pi}{6}\right) \sin\left(\omega t - \frac{2\pi}{3}\right). \quad (5)$$

Можно увидеть, что тангенс угла наклона вектора силы \vec{F}_{BC} равен $\sqrt{3}$, что означает, что сила направлена вдоль прямой AB (см. рис. 2). Формулы (2) – (4) включают в себя произведение синусов, которые в свою очередь раскладываются как сумма косинусов. Например, формулу (5) можно представить как

$$F_{BCy} = \frac{3}{2}I^2\eta_1 \left[\cos\left(-\frac{\pi}{6} + \frac{2\pi}{3}\right) - \cos\left(2\omega t - \frac{\pi}{6} - \frac{2\pi}{3}\right) \right] = \frac{3}{2}I^2\eta_1 \cos\left(2\omega t + \frac{\pi}{6}\right).$$

Силы представляют собой четные периодические функции с частотой в два раза выше промышленной частоты тока.

РЕЗУЛЬТАТЫ, АНАЛИЗ И ОБСУЖДЕНИЕ

Если принять, что $\sqrt{3}I^2\eta \equiv 1$ и $\sqrt{3}I^2\eta_1 \equiv 1$, то можно получить качественную картину динамического поведения ЭМС, действующих на дугу со стороны токов, проходящих через расплав. Результаты компьютерного моделирования показаны на рис. 3.

Видно, что годографы суммы сил $\vec{F}_{AB} + \vec{F}_{CA}$ и результирующей силы \vec{F}_M имеют вид эллипса. Наличие силы \vec{F}_{BC} вытягивает исходный эллипс, образованный силами $\vec{F}_{AB} + \vec{F}_{CA}$ в вертикальном направлении. Точками на графике показано значение результирующей силы с шагом по времени $T/36$. Точкой M показано начальное положение суммарной силы (при $t = 0$). С те-

чением времени вектор силы движется по ходу часовой стрелки.

Рассмотрим вторую силу электромагнитного взаимодействия дуги с другими дугами и токами, протекающими через ГЭ. Она действует на ток дуги i_0 со стороны другого параллельного тока i_1 , протекающего по ГЭ длиной $l_{эд}$ и дуге длиной l_d . Данную силу можно определить как [16]

$$F_d = \frac{\mu_0 i_0 i_1}{4\pi l} \left(\sqrt{l^2 + l_d^2} - l - \sqrt{l^2 + l_{эд}^2} + \sqrt{l^2 + (l_d + l_{эд})^2} \right).$$

Силы \vec{F}_{d1} и \vec{F}_{d2} со стороны дуг B и C соответственно направлены вдоль прямых AB и AC (см. рис. 1). Обозначив за $\eta_2 = \frac{\mu_0}{4\pi l} \left(\sqrt{l^2 + l_d^2} - l - \sqrt{l^2 + l_{эд}^2} + \sqrt{l^2 + (l_d + l_{эд})^2} \right)$,

можно записать модули этих сил как

$$|\vec{F}_{d1}| = \eta_2 i_A i_B = 3\eta_2 I^2 \sin\left(\omega t - \frac{\pi}{6}\right) \cos\left(\omega t + \frac{2\pi}{3}\right) = \frac{3}{2}\eta_2 I^2 \left[\cos(2\omega t) - \frac{1}{2} \right]; \quad (6)$$

$$|\vec{F}_{d2}| = \eta_2 i_A i_C = 3\eta_2 I^2 \sin\left(\omega t - \frac{\pi}{6}\right) \cos(\omega t) = \frac{3}{2}\eta_2 I^2 \left[\cos\left(2\omega t + \frac{2\pi}{3}\right) - \frac{1}{2} \right]. \quad (7)$$

Если принять, что $\sqrt{3}I^2\eta_2 \equiv 1$, то можно получить качественную картину динамического поведения ЭМС, действующих на дугу: со стороны токов, проходя-

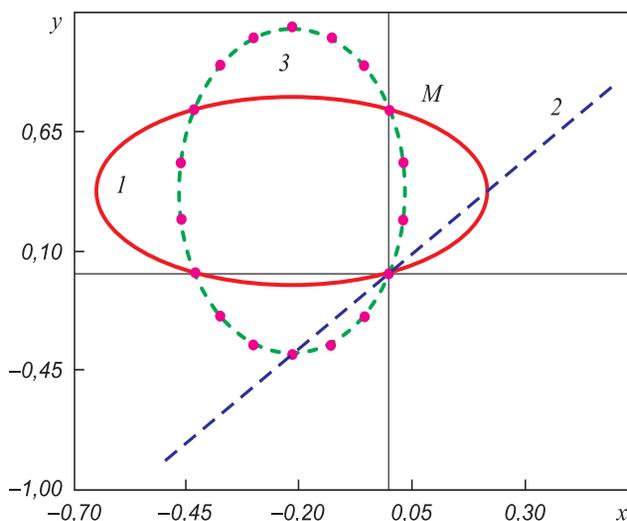


Рис. 3. Годографы сил, действующих на дугу со стороны токов, протекающих через расплав:

$$1 - \vec{F}_{AB} + \vec{F}_{CA}; 2 - \vec{F}_{BC}; 3 - \vec{F}_M = \vec{F}_{AB} + \vec{F}_{CA} + \vec{F}_{BC}$$

Fig. 3. Hodographs of the forces acting on the arc from the side of currents flowing through the melt:

$$1 - \vec{F}_{AB} + \vec{F}_{CA}; 2 - \vec{F}_{BC}; 3 - \vec{F}_M = \vec{F}_{AB} + \vec{F}_{CA} + \vec{F}_{BC}$$

щих через расплав \vec{F}_m , от токов, протекающих через параллельные дуги и ГЭ \vec{F}_d , а также совместного действия $\vec{F}_\Sigma = \vec{F}_m + \vec{F}_d$. Создана программа в среде Mathcad, позволяющая визуализировать поведение годографа сил, действующих на дугу. Результаты компьютерного моделирования показаны на рис. 4.

Также как и на рис. 3, точками показано значение результирующей силы с шагом по времени $T/36$. Точкой M показано начальное положение суммарной силы (при $t = 0$). С течением времени вектор силы движется по ходу часовой стрелки. Годограф результирующей силы имеет вид эллипса, коэффициент сжатия которого и направления полуосей зависит от соотношения коэффициентов η, η_1, η_2 .

Большая полуось эллипса имеет угол φ с линией, соединяющей центр распада электродов и ось электрода. Значение этого угла, как и при расчетах со средними значениями результирующей силы [16], зависит от безразмерных расстояний между электрическими дугами и высотой ГЭ и может составлять $\varphi = 20 - 80^\circ$.

Выводы

Разработана математическая модель для расчета мгновенных значений и направлений основных отклоняющих дугу ЭМС в ТДП, позволяющая выявить характер динамического поведения дуг. Создана компьютерная программа, дающая возможность визуализировать поведение годографа сил, действующих на дугу.

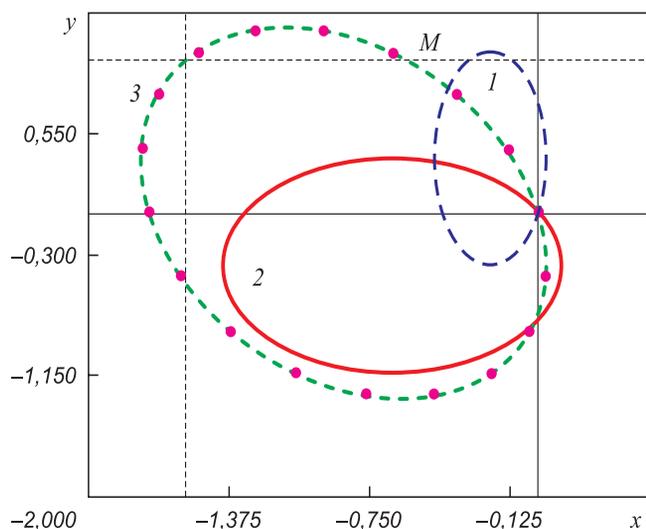


Рис. 4. Годографы сил, действующих на дугу со стороны токов, проходящих:

1 – через расплав \vec{F}_m ; 2 – через параллельные дуги и электроды $\vec{F}_d = \vec{F}_{d1} + \vec{F}_{d2}$; 3 – через расплав и параллельные оси дуги и электроды $\vec{F}_\Sigma = \vec{F}_m + \vec{F}_d$

Fig. 4. Hodographs of the forces acting on the arc from the side of currents flowing:

1 – through the melt \vec{F}_m ; 2 – through the parallel arcs and electrodes $\vec{F}_d = \vec{F}_{d1} + \vec{F}_{d2}$; 3 – through the melt and parallel arcs and electrodes $\vec{F}_\Sigma = \vec{F}_m + \vec{F}_d$

Установлено, что результирующая отклоняющая дугу сила является четной гармонической функцией с частотой в два раза выше промышленной частоты тока. Ее годограф представляет собой эллипс, лежащий в горизонтальной плоскости, большая полуось которого составляет угол $20 - 80^\circ$ с линией, соединяющей центр распада электродов и ось электрода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чередниченко В.С., Бикеев Р.А., Кузьмин М.Г. Математическое моделирование колебаний кабельных гирлянд в дуговых сталеплавильных печах // Электротехнология. 2005. № 4. С. 32 – 35.
2. Казанов Ю.К. Анализ динамических воздействий на электроды дуговых сталеплавильных печей // Сталь. 2000. № 11. С. 54 – 56.
3. Makarov A.N., Sokolov A. Yu., Lugovoi Yu.A. Increasing the arc efficiency by the removal of arc electromagnetic blowing in electric arc furnaces: I. Effect of electromagnetic blowing and the slag height on the arc efficiency in an electric arc furnace // Russian Metallurgy (Metally). 2012. No. 6. P. 542 – 547.
4. Makarov A.N., Rybakova V.V., Galicheva M.K. Electromagnetism and the arc efficiency of electric arc steel melting furnaces // Journal of Electromagnetic Analysis and Applications. 2014. No. 6. P. 184 – 192.
5. Миронов Ю.М. Электрическая дуга в электротехнологических установках. – Чебоксары: Изд-во Чуваш. ун-та, 2013. – 290 с.
6. David F., Tudorache T., Firteanu V. Numerical evaluation of electromagnetic field effects in electric arc furnaces // COMPEL. 2001. Vol. 20. No. 2. P. 619 – 635.
7. Kiyoumars A., Nazari A., Ataei M. etc. Electromagnetic analysis of an AC electric arc furnace including the modeling of an AC arc // COMPEL. 2010. Vol. 29. No. 3. P. 667 – 685.
8. Kiyoumars A., Nazari A., Ataei M. etc. Three dimensional analysis of an AC electric arc furnace // 35th Annual Conference of IEEE Industrial Electronics, Porto, 2009. P. 3697 – 3702.
9. Reynolds Q.G. The dual-electrode DC arc furnace – modelling insights // The Journal of The Southern African Institute of Mining and Metallurgy. October 2011. Vol. 111. P. 697 – 703.
10. Ramirez M., Trapaga G. Mathematical modeling of a DC electric arc – dimensionless representation of a DC arc // ISIJ International. 2003. Vol. 43. No. 8. P. 1167 – 1176.
11. Reynolds Q.G., Jones R.T. Twin-electrode DC smelting furnaces – Theory and photographic testwork // Minerals Engineering. March 2006. Vol. 19. Issue 3. P. 325 – 333.
12. Reynolds Q.G. The dual-electrode DC arc furnace – modelling insights // Journal of The Southern African Institute of Mining and Metallurgy. 2011. Vol. 111. No.10. P. 33 – 46.
13. Bellan P.M., Higley J.W. Magnetic suppression of arc blowout in a model arc furnace // IEEE Transactions On Plasma Science. December 1992. Vol. 20. No. 6. P. 1026 – 1035.
14. Zweben S., Karasik M.L. Experiments on arc deflection and instability. [Electronic resource]. Available at URL: https://www.researchgate.net/publication/237285413_Laboratory_experiments_on_arc_deflection_and_instability.
15. Егоров А.В. Электроплавильные печи черной металлургии. – М.: Металлургия, 1985. – 280 с.
16. Ячиков И.М., Костылева Е.М. Поведение основных электромагнитных сил, действующих на дугу в трехфазной дуговой печи // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 7. С. 479 – 485.
17. Ячиков И.М., Вдовин К.Н., Костылева Е.М. Анализ основных электромагнитных сил, действующих на дугу в трехфазной дуговой печи // Теория и технология металлургического производства. 2014. № 2 (15). С. 70 – 76.

18. Ячиков И.М., Костылева Е.М. Комплекс программ для определения параметров электрических дуг трехфазного переменного тока, горящих на горизонтальную поверхность // Программные продукты и системы. 2017. № 3. С. 537 – 545.
19. Ячиков И.М., Костылева Е.М., Храмшин В.Р. Расчет электромагнитных сил, действующих на дуги в трехфазной дуговой печи: Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ. № 2016618499.
20. Евсева Н.В., Лазуко Л.А., Черкасова Ю.Б., Хасанов С.У. Исследование электродинамических сил, действующих на дуги в трехфазной дуговой сталеплавильной печи // Вестник ЮУрГУ. Серия «Энергетика». 2011. № 34. С. 69 – 74.

Поступила в редакцию 5 февраля 2019 г.
После доработки 21 мая 2019 г.
Принята к публикации 22 октября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 1, pp. 27–33.

DYNAMICS OF ELECTROMAGNETIC FORCES REJECTING ARCS FROM VERTICALS IN A THREE-PHASE ARC FURNACE

I.M. Yachikov, E.M. Kostyleva, I.V. Portnova

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

Abstract. Knowledge of the nature and behavior of forces acting on an arc is important when designing furnaces, controlling and automating their work. The effect of electromagnetic arc blowing has a negative effect on technical and economic indicators of the furnace, since the arc is removed from dimples in metal and slag. Radiation of the arc on walls and arch increases. And the effective power absorbed by the metal decreases. For this and a number of other tasks, it is necessary to know the dynamic behavior of the arc, which is largely determined by the instantaneous values and directions of the individual forces and the resultant force. The paper discusses the behavior of an electromagnetic force acting on an arc column from currents flowing through a liquid metal and currents flowing through other parallel arcs and graphitized electrodes in a three-phase AC arc furnace. It was assumed that the arcs burn perpendicular to the surface of the metal bath (their axes coincide with the axes of the electrodes) and effective value of the linear currents in different phases is the same. A mathematical model is proposed for calculating the instantaneous values and directions of the main electromagnetic forces acting on arcs in a three-phase arc furnace, allowing to reveal the nature of arcs dynamic behavior. A computer program has been created that makes it possible to visualize the behavior of a hodograph of forces acting on an arc. Hodographs of forces acting on the arc from the currents flowing through the melt are shown; they are ellipses lying in a horizontal plane. The resulting force deflecting an arc is also an even harmonic function with a frequency twice as high as the industrial frequency of the current. Its hodograph is an ellipse lying in a horizontal plane, the big semi-axis of which makes an angle of 20 – 80° with a line connecting the center of decay of the electrodes and the electrode axis.

Keywords: arc furnace, graphite electrode, electromagnetic force, hodograph of forces, arc column, dynamic arc behavior, mathematical model.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-27-33

REFERENCES

- Cherednichenko V.S., Bikeev R.A., Kuz'min M.G. Mathematical modeling of oscillations of cable chains in electric arc furnaces. *Elektrometallurgiya*. 2005. no. 4. pp. 32–35. (In Russ.).
- Kazanov Yu.K. Analysis of dynamic effects on the electrodes of electric arc furnaces. *Stal'*. 2000. no. 11, pp. 54–56. (In Russ.).
- Makarov A.N., Sokolov A.Yu., Lugovoi Yu.A. Increasing the arc efficiency by the removal of arc electromagnetic blowing in electric arc furnaces: I. Effect of electromagnetic blowing and the slag height on the arc efficiency in an electric arc furnace. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012, no. 6, pp. 542–547.
- Makarov A.N., Rybakova V.V., Galicheva M.K. Electromagnetism and the arc efficiency of electric arc steel melting furnaces. *Journal of Electromagnetic Analysis and Applications*. 2014, no. 6, pp. 184–192.
- Mironov Yu.M. *Elektricheskaya duga v elektrotekhnologicheskikh ustanovkakh: monografiya* [Electric arc in electrical installations]. Cheboksary: Izd-vo Chuvash. un-ta, 2013, 290 p. (In Russ.)
- David F., Tudorache T., Firteanu V. Numerical evaluation of electromagnetic field effects in electric arc furnaces. *COMPEL*. 2001, vol. 20, no. 2, pp. 619–635.
- Kiyoumarsi A., Nazari A., Ataei M., Beheshti H.K., Hooshmand R.-A. Electromagnetic analysis of an AC electric arc furnace including the modeling of an AC arc. *COMPEL*. 2010, vol. 29, no. 3, pp. 667–685.
- Kiyoumarsi A., Nazari A., Ataei M., Beheshti H.K., Karimi H. Three dimensional analysis of an AC electric arc furnace. *35th Annual Conference of IEEE Industrial Electronics, Porto, 2009*, pp. 3697–3702.
- Reynolds Q.G. The dual-electrode DC arc furnace – modelling insights. *The Journal of The Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. October 2011, vol. 111, pp. 697–703.
- Ramirez M., Trapaga G. Mathematical modeling of a DC electric arc – dimensionless representation of a DC arc. *ISIJ International*. 2003, vol. 43, no. 8, pp. 1167–1176.
- Reynolds Q.G., Jones R.T. Twin-electrode DC smelting furnaces – Theory and photographic testwork. *Minerals Engineering*. March 2006, vol. 19, no. 3, pp. 325–333.
- Reynolds Q.G. The dual-electrode DC arc furnace – modelling insights. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. Oct. 2011, vol. 111, no. 10, pp. 33–46.
- Bellan P.M., Higley J.W. Magnetic Suppression of Arc Blowout in a Model Arc Furnace. *IEEE Transactions On Plasma Science*. December 1992, vol. 20, no. 6, pp. 1026–1035.
- Zweben S., Karasik M. *Laboratory Experiments on Arc Deflection and Instability*. Electronic resource. Available at URL: https://www.researchgate.net/publication/237285413_Laboratory_experiments_on_arc_deflection_and_instability.
- Egorov A.V. *Elektroplavil'nye pechi chernoi metallurgii* [Electric arc furnaces in ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 280 p. (In Russ.).
- Yachikov I.M., Kostyleva E.M. Behavior of the main electromagnetic forces acting on the arc in three-phase arc furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 7, pp. 479–485. (In Russ.).
- Yachikov I.M., Vdovin K.N., Kostyleva E.M. Analysis of main electromagnetic forces acting on the arc in a three-phase arc furnace. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2014, no. 2(15), pp. 70–76. (In Russ.).
- Yachikov I.M., Kostyleva E.M. A set of programs for determining the parameters of three-phase AC electric arcs burning on a horizontal surface. *Programmnye produkty i sistemy*. 2017, no. 3, pp. 537–545. (In Russ.).
- Yachikov I.M., Kostyleva E.M., Khramshin V.R. *Raschet elektromagnitnykh sil, deistvuyushchikh na dugi v trekhfaznoi dugovoi pechi* [Calculation of electromagnetic forces acting on the arc in a three-phase arc furnace]. Certificate of state registration of computer program no. 2016618499. (In Russ.).

20. Evseeva N.V., Lazuko L.A., Cherkasova Yu.B., Khasanov S.U Investigation of electrodynamic forces acting on arcs in a three-phase electric arc furnace. *Vestnik YuUrGU. Seriya: Energetika*. 2011, no. 34, pp. 69–74. (In Russ.).

E.M. Kostyleva, Postgraduate of the Chair of Computer Engineering, and Applied Mathematics

I.V. Portnova, Cand. Sci. (Eng.), Executive Secretary of the Information Policy Department

Information about the authors:

I.M. Yachikov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Computer Engineering, and Applied Mathematics (jachikov@mail.ru)

Received February 5, 2019

Revised May 21, 2019

Accepted October 22, 2019

УДК 621.791:624

ВЛИЯНИЕ ВВЕДЕНИЯ ДОБАВОК УГЛЕРОДА И ФТОРА ВО ФЛЮСЫ, ИЗГОТОВЛЕННЫЕ ИЗ ШЛАКА СИЛИКОМАНГАНЦА

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

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

Михно А.Р., магистрант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства (mikno-mm131@mail.ru)

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

Калиногорский А.Н., к.т.н., и.о. заведующего кафедрой «Металлургия черных металлов» (mchmsis@mail.ru)

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

Аннотация. Проведены исследования сварочного флюса, содержащего шлак силикомарганца с флюс-добавкой на основе пыли газоочистки производства алюминия. Изучено влияние введения углеродфторсодержащей добавки на содержание общего кислорода и водорода в металле сварного шва, а также на ударную вязкость при положительных и отрицательных температурах. Для изготовления сварочного флюса использовали в качестве основы шлак силикомарганца, в качестве флюса – добавки пыли электрофильтров производства алюминия: шлак силикомарганца производства Западно-Сибирского электрометаллургического завода и пыль электрофильтров производства алюминия (углеродфторсодержащую добавку) объединенной компании «РУСАЛ». Сварку образцов проводили с помощью сварочного трактора ASAW-1250. Химический состав исследуемых сварных образцов определяли по ГОСТ 10543-98 атомноэмиссионным методом на спектрометре ДФС-71 и рентгенофлюоресцентным методом на спектрометре XRF-1800. Фракционный газовый анализ проводили с помощью анализатора LECO TC-600. Исследования сварных образцов на ударную вязкость при положительных и отрицательных температурах проводили с помощью маятникового копра по ГОСТ 9454-78. Построены зависимости влияния количества введенной углеродфторсодержащей флюс-добавки на концентрацию кислорода и водорода в металле сварного шва. При использовании углеродфторсодержащей флюс-добавки в сварочный флюс на основе шлака силикомарганца снижается количество кислорода и водорода в металле сварного шва, при этом возрастает ударная вязкость при положительных и отрицательных температурах. Построены зависимости количества кислорода и водорода в металле сварного шва, а также ударной вязкости от количества введенной углеродфторсодержащей флюс-добавки.

Ключевые слова: сварка, сварочный флюс, техногенные отходы, шлак силикомарганца, пыль газоочистки, ударная вязкость, общий кислород, водород.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-34-39

ВВЕДЕНИЕ

Вопросам разработки новых сварочных и наплавочных флюсов с использованием техногенных отходов металлургического производства уделяется большое внимание в РФ [1 – 3]. При изготовлении сварочных и наплавочных материалов для удешевления их производства в последнее время используются различные шлаковые системы, в том числе с применением техногенных отходов металлургического производства [4 – 21]. Ряд исследований, проведенных ранее, посвящен совершенствованию составов сварочных флюсов на основе шлака производства силикомарганца. Предложены новые сварочные флюсы, изготовленные с использованием шлака силикомарганца с углеродфторсодержащей добавкой, изготовленной из пыли газоочистки алюминиевого производства [22, 23].

В настоящей работе представлено дальнейшее исследование сварочного флюса на основе шлака производства силикомарганца в смеси с углеродфторсодержащей флюс-добавкой.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для сварки образцов применяли сварочный трактор ASAW-1250. Химический состав исследуемых сварных образцов определяли по ГОСТ 10543-98 на спектрометре ДФС-71 (атомно-эмиссионный метод) и на спектрометре XRF-1800 (рентгенофлюоресцентный метод). Исследование сварных образцов на ударную вязкость (KCV) при положительных и отрицательных температурах проводили с помощью маятникового копра по ГОСТ 9454-78. Для проведения фракционного газового анализа применяли анализатор LECO TC-600.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ВСЕСТОРОННЕЕ РАССМОТРЕНИЕ

ВОПРОСА

В настоящей работе проведены исследования сварочно-технологических свойств сварочного флюса, изготовленного из шлака силикомарганца и флюс-добавки на основе пыли газоочистки производства алюминия. Дополнительно изучено влияние введения углеродфторсодержащей добавки на содержание общего кислорода и водорода в металле сварного шва, а также влияние этой добавки на физико-механические свойства металла сварного шва (ударная вязкость при положительных и отрицательных температурах).

Для изготовления сварочного флюса в качестве основы использовали шлак силикомарганца, в качестве флюса – добавки пыли электрофильтров производства алюминия следующего химического состава:

– шлак силикомарганца производства Западно-Сибирского электрометаллургического завода, % (по массе): 6,91 – 9,62 Al₂O₃; 22,85 – 31,70 CaO; 46,46 – 48,16 SiO₂; 0,27 – 0,81 FeO; 6,48 – 7,92 MgO; 8,01 – 8,43 MnO; 0,28 – 0,76 F; 0,26 – 0,36 Na₂O; до 0,62 K₂O; 0,15 – 0,17 S; 0,01 P;

– пыль электрофильтров производства алюминия (углеродфторсодержащая добавка) объединенной компании «РУСАЛ», % (по массе): 21,00 – 46,23 Al₂O₃; 18 – 27 F; 8 – 15 Na₂O; 0,4 – 6,0 K₂O; 0,7 – 2,3 CaO; 0,5 – 2,48 SiO₂; 2,1 – 3,27 Fe₂O₃; 12,5 – 30,2 C_{общ}; 0,07 – 0,90 MnO; 0,06 – 0,90 MgO; 0,09 – 0,19 S; 0,1 – 0,18 P.

Изготовление флюс-добавки проводили по методу, описанному в работах [22, 23].

Состав исследуемых сварочных флюсов приведен ниже:

Образец	Количество в сварочном флюсе, %	
	шлак силикомарганца	углеродфторсодержащая добавка
0	100	–
2	98	2
4	96	4
6	94	6

Сварку под флюсами проводили встык с двух сторон на образцах из листовой стали 09Г2С размером 500×75 мм толщиной 16 мм. Процесс проводили проволокой Св-08ГА диаметром 4 мм. Использовали сварочный трактор АСАW1250, режим работы: сила тока (I_{св}) 700 А; напряжение (U_д) 30 В; скорость сварки (V_{св}) 35 м/ч.

После сварки образцы исследовали на содержание общего кислорода, водорода в металле сварного шва, определяли ударную вязкость при положительных и отрицательных температурах (таблица).

Концентрация кислорода в металле сварного шва с повышением содержания углеродфторсодержащей

Ударная вязкость сварных образцов

Impact strength of welded samples

Образец	Ударная вязкость, Дж/см ²		Содержание кислорода общего и поверхностного, ppm	Содержание водорода, см ³ /100 г
	KCV +20 °C	KCV -20 °C		
0	43,3	17,16	759,5	2,0
2	46,4	24,33	456,0	1,8
4	51,4	25,00	402,5	1,4
6	59,2	31,83	236,5	1,3

добавки во флюсе уменьшается (рис. 1). При сварке под флюсом без добавки, по сравнению с пробами с 6 % углеродфторсодержащей добавки, массовая доля кислорода снижается в среднем с 759,5 до 236,5 ppm.

Фракционный газовый анализ выявил, что массовая доля кислорода в силикатах с повышением содержания добавки во флюсе изменилась при сварке под флюсом без добавки по сравнению с пробами с 6 % углеродфторсодержащей добавки в среднем с 628,25 до 155,1 ppm. В алюминатах, алюмосиликатах кальция, силикатах кальция и магниевых шпинелях значительных изменений не выявлено.

Распределение кислорода в силикатах, алюминатах, алюмосиликатах по-видимому связано с окисленностью полученного шлака и ассимиляцией неметаллических включений шлаком в зависимости от получаемой вязкости шлака.

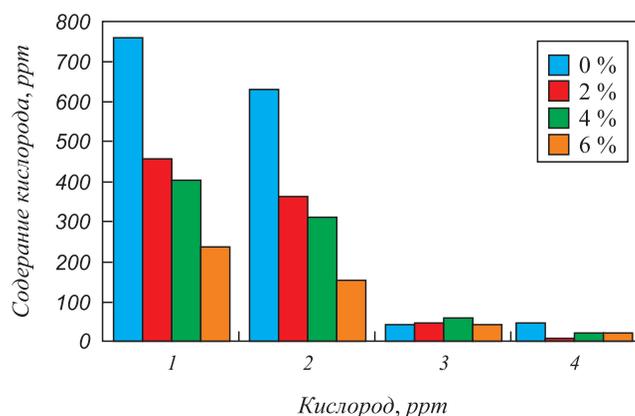


Рис. 1. Фракционный газовый анализ образцов, содержащих 0, 2, 4 и 6 % углеродфторсодержащей добавки и количество кислорода, ppm: 1 – общего и поверхностного; 2 – в силикатах; 3 – в алюминатах; 4 – в алюмосиликатах кальция, силикатах кальция, магниевых шпинелях

Fig. 1. Fractional gas analysis of the samples containing 0, 2, 4 and 6 % of carbon-fluoride additives and the amount of oxygen, ppm: 1 – general and superficial; 2 – in silicates; 3 – in alluminates; 4 – in aluminum-calcium silicates, in calcium silicates, and in magnesium spinels

Анализ механических свойств (ударной вязкости при положительных и отрицательных температурах) показал, что их уровень увеличивается с повышением количества углеродфторсодержащей добавки. При введении 6 % углеродфторсодержащей добавки во флюс ударная вязкость KCV при температуре $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ повышается на 88 %, при температуре $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ увеличивается на 37 %.

На рис. 2 приведены зависимости изменения количества общего кислорода и ударной вязкости при отрицательных и положительных температурах от количества введенной флюс-добавки.

На рис. 3 показаны зависимости ударной вязкости при отрицательных и положительных температурах от содержания общего кислорода в металле сварного шва.

При внесенных изменениях в данные по кислороду есть корреляция между ударной вязкостью и содержанием кислорода (рис. 3).

На рис. 4 приведены зависимости изменения количества водорода и ударной вязкости при отрицательных и положительных температурах от количества введенной флюс-добавки.

На рис. 5 показаны зависимости изменения ударной вязкости при отрицательных и положительных температурах от количества водорода в металле сварного шва.

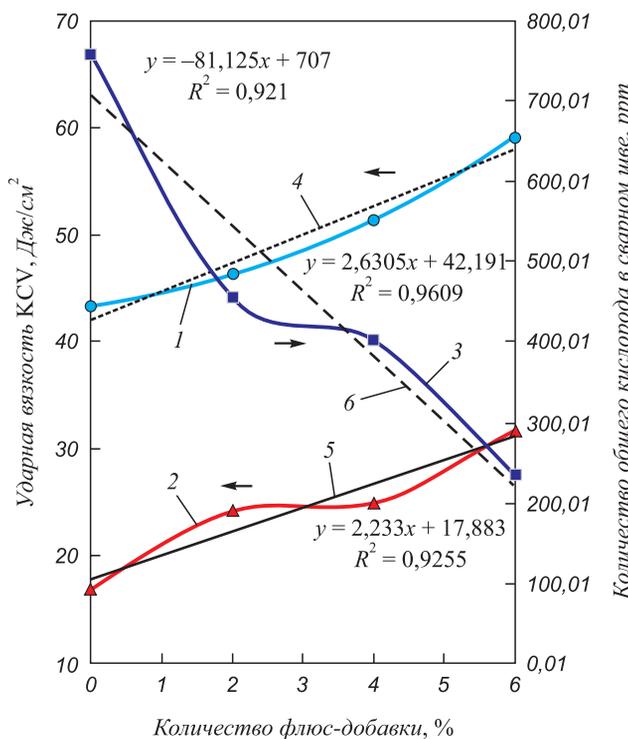


Рис. 2. Изменение ударной вязкости (KCV) при температуре $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1) и $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2) и количества общего кислорода в металле сварного шва (3) от количества флюс-добавки; 4, 5, 6 – линейные зависимости

Fig. 2. Change in impact strength (KCV) at $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1) and $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2) and total oxygen amount in weld metal (3) depending on the amount of flux additive; 4, 5, 6 – linear dependences

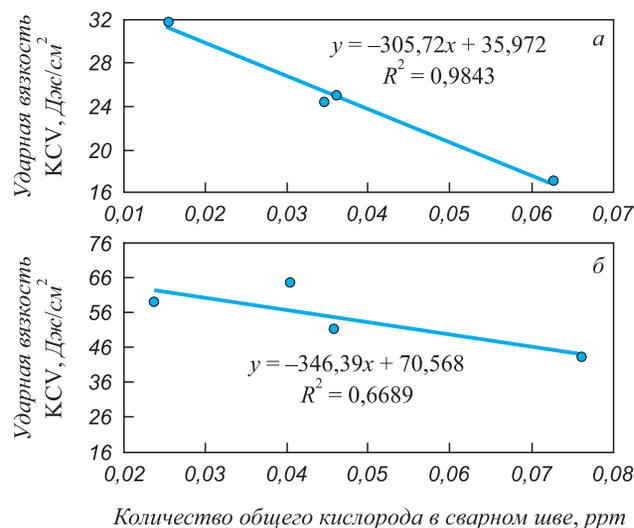


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости при температуре $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) и $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б) от количества общего кислорода в металле сварного шва

Fig. 3. Dependence of impact strength at temperature of $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a) and $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b) on total oxygen amount in weld metal

Проведенный анализ выявил, что содержание водорода в металле шва уменьшилось с $2,0\text{ см}^3/100\text{ г}$ металла до $1,3\text{ см}^3/100\text{ г}$ металла (сварка под флюсом без добавки и с 6 % углеродфторсодержащей добавки).

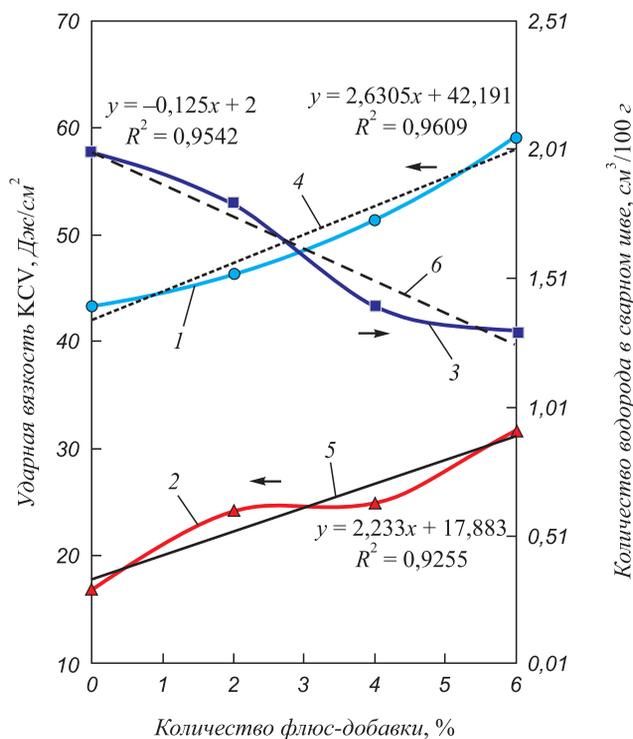


Рис. 4. Изменение ударной вязкости (KCV) при температуре $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1) и $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2) и количества водорода в металле сварного шва (3) от количества углеродфторсодержащей добавки; 4, 5, 6 – линейные зависимости

Fig. 4. Change in impact strength (KCV) at $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1) and $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2) and total hydrogen amount in weld metal (3) depending on the amount of flux additive; 4, 5, 6 – linear dependences

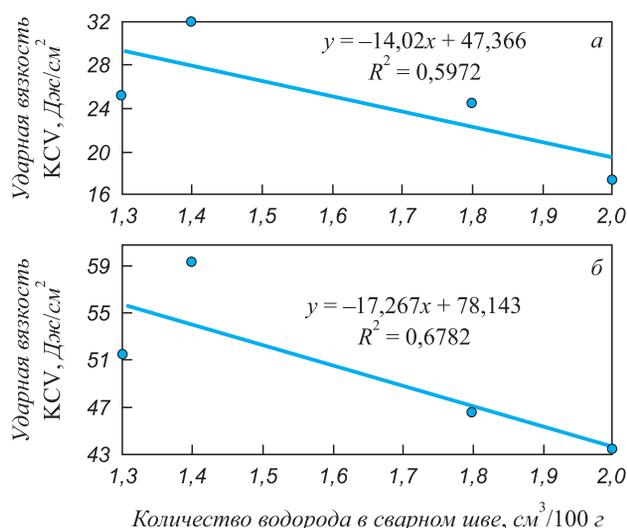


Рис. 5. Зависимость ударной вязкости при температуре $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) и $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б) от количества водорода в металле сварного шва

Fig. 5. Dependence of impact strength at $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a) and $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b) on hydrogen amount of in weld metal

ВЫВОДЫ

При использовании углеродфторсодержащей флюс-добавки в сварочный флюс на основе шлака силико-марганца снижается количество кислорода и водорода в металле сварного шва, при этом возрастает ударная вязкость при положительных и отрицательных температурах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рыбин В.В., Калинин В.Т., Брусицын Ю.Д. и др. Высококачественные компоненты сварочных материалов из минерального сырья Кольского полуострова и горнопромышленных отходов. – В кн.: Научные основы химии и технологии переработки комплексного сырья и синтеза на его основе функциональных материалов. Матер. науч.-технич. конф. – Апатиты: Изд-во Кольского научного центра РАН. 2008. Т. 1. С. 22 – 23.
2. Наумов С.В., Канина А.Е., Игнатова А.М., Игнатов М.Н. О фракционном составе сварочных флюсов // Научно-технический вестник Поволжья. 2012. № 2. С. 125 – 167.
3. Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding // Welding International. 2011. Vol. 25. No. 11. P. 889 – 893.
4. Amado Cruz Crespo, Rafael Quintana Puchol, Lorenzo Perdomo González etc. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties // Welding International. 2009. Vol. 23. No. 2. P. 120 – 131.
5. Crespo A.C., Puchol R.Q., Gonzalez L.P. etc. Obtaining a submerged arc welding flux of the $\text{MnO-SiO}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ system by fusion // Welding International. 2007. Vol. 21. No. 7. P. 502 – 511.
6. Rafael Quintana Puchol, Jeily Rodríguez Blanco, Lorenzo Perdomo Gonzalez etc. The influence of the air occluded in the deposition

layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead // Welding International. 2009. Vol. 23. No. 2. P. 132 – 140.

7. Volobuev Yu.S., Volobuev O.S., Parkhomenko A.G. etc. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 8. P. 649 – 653.
8. Potapov N.N., Kurlanov S.A. A criterion for evaluating the activity of fused welding fluxes // Welding International. 1987. Vol. 1. No. 10. P. 951 – 954.
9. Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S. etc. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components // Welding International. 2010. Vol. 24. No. 4. P. 298 – 300.
10. Поволоцкий Д.Я., Рошин В.Е., Мальков Н.В. Электротехнология стали и ферросплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 592 с.
11. Гасик М.И., Лякишев Н.П., Емлин Б.И. Теория и технология производства ферросплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 784 с.
12. Сварочные материалы для дуговой сварки. Справочник. В 2-х т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы / Б.П. Конищев, С.А. Курланов, Н.Н. Потапов, и др.; под ред. Н.Н. Потапова. – М.: Машиностроение, 1989. – 544 с.
13. Подгаецкий В.В., Рабкин Д.М. Флюсы для автоматической и полуавтоматической сварки. – Киев: Изд-во АН УССР, 1954. – 56 с.
14. Bublik O.V., Chamov S.V. Advantages and shortcomings of ceramic (agglomerated) fluxes in comparison with fused fluxes used for the same applications // Welding International. 2010. Vol. 24. No. 9. P. 730 – 733.
15. Gur'ev S.V., Pletnev Yu.M., Murav'ev I.I. Investigation of the properties of welded joints produced by welding in a gas mixture and under a flux // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 8. P. 646 – 648.
16. Parshin S.G. Using ultrafine particles of activating fluxes for increasing the productivity of MIG/MAG welding of steels // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 10. P. 800 – 804.
17. Barmin L.N. Effect of the composition of flux and welding wire on the properties of deposited metal of 05N4MYu type // Welding International. 1989. Vol. 3. No. 2. P. 109 – 111.
18. Potapov N.N., Feklistov S.I., Volobuev Yu.S., Potekhin V.P. A method of selecting fused fluxes in welding pearlitic-ferritic steel // Welding International. 2009. Vol. 23. No. 10. P. 800 – 803.
19. Pavlov I.V., Oleinichenko K.A. Regulating generation of CO by varying the composition of ceramic fluxes // Welding International. 1995. Vol. 9. No. 4. P. 329 – 332.
20. Толстов И.А., Коротков В.А. Справочник по наплавке. – Челябинск: Металлургия, 1990. – 384 с.
21. Поволоцкий Д.Я., Рошин В.Е., Мальков Н.В. Электротехнология стали и ферросплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 592 с.
22. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Крюков Н.Е. и др. Углеродсодержащие флюс-добавки для сварочных флюсов // Сварочное производство. 2016. № 5. С. 9 – 14.
23. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Крюков Н.Е. и др. Разработка новых сварочных флюсов и флюс-добавок для сварки и наплавки стали с использованием отходов металлургического производства. Сообщение 1. Углеродсодержащие добавки для сварочных флюсов // Черная металлургия. Бул. ин-та «Черметинформация». 2017. Вып. 4 (1408). С. 86 – 89.

Поступила в редакцию 15 мая 2019 г.

После доработки 17 июня 2019 г.

Принята к публикации 20 июня 2019 г.

INFLUENCE OF INTRODUCTION OF CARBON AND FLUORINE ADDITIVES TO FLUXES MADE OF SILICOMARGANESE SLAG

R.E. Kryukov, N.A. Kozyrev, A.R. Mikhno, L.P. Bashchenko, A.N. Kalinogorskii

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. The authors have carried out the investigations of fluxing agent containing silicomanganese slag with a flux additive based on gas treatment dust of aluminum production. Influence of carbon-fluorine-containing additive introduction on total oxygen and hydrogen content in weld metal has been studied, as well as its influence on impact strength at positive and negative temperatures. For fluxing agent manufacture, silicomanganese slag was used as a base, and aluminum production electrostatic precipitators dust was used as additive. Silicomanganese slag is produced by the West Siberian Electrometallurgical Plant; dust is from aluminum production electrostatic precipitators (carbon-fluorine-containing adding) of RUSAL Co. Samples were welded on ASAW-1250 welding tractor. Chemical composition of studied welded samples was investigated according to GOST 10543 – 98 by atomic emission method on DFS-71 spectrometer and by X-ray fluorescence method on XRF-1800 spectrometer. Fractional gas analysis was performed using LECO TS-600 analyzer. Welded samples were tested for impact strength at positive and negative temperatures using impact pendulum-type testing machine according to GOST 9454 – 78. When using a carbon-fluorine-containing flux additive in welding flux based on silicomanganese slag, amount of oxygen and hydrogen in weld metal decreases, while impact strength increases at positive and negative temperatures. Dependences of the amount of oxygen and hydrogen in weld metal and impact strength on the amount of introduced carbon-fluorine-containing flux additive were constructed.

Keywords: welding, welding flux, industrial waste, silicomanganese slag, gas treatment dust, impact strength, total oxygen, hydrogen.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-34-39

REFERENCES

- Rybin V.V., Kalinnikov V.T., Brusnitsyn Yu.D. etc. High-quality components of welding materials from minerals of the Kola Peninsula and mining waste. In: *Nauchnye osnovy khimii i tekhnologii pererabotki kompleksnogo syr'ya i sinteza na ego osnove funktsional'nykh materialov. Materialy nauchno-tekhnicheskoi konferentsii* [Fundamentals of chemistry and technology of complex raw materials processing and synthesis of functional materials on their base. Materials of sci. and tech. conf.]. Apatity: Izd-vo Kol'skogo nauchnogo tsentra RAN, 2008, vol. 1, pp. 22–23. (In Russ.).
- Naumov S.V., Kanina A.E., Ignatova A.M., Ignatov M.N. On fractional composition of welding fluxes. *Nauchno-tekhnicheskii vestnik Povolzh'ya*. 2012, no. 2, pp. 125–167. (In Russ.).
- Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding. *Welding International*. 2011, vol. 25, no. 11, pp. 889–893.
- Amado Cruz Crespo, Rafael Quintana Puchol, Lorenzo Perdomo González, Carlos R. Gómez Pérez, Gilma Castellanos, Eduardo Díaz Cedréa, Tamara Ortíz. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties. *Welding International*. 2009, vol. 23, no. 2, pp. 120–131.
- Crespo A.C., Puchol R.Q., Gonzalez L.P., Sanchez L.G., Gomez Perez C.R., Cedre E.D., Mendez T.O., Pozol J.A. Obtaining a submerged arc welding flux of the MnO–SiO₂–CaO–Al₂O₃–CaF₂ system by fusion. *Welding International*. 2007, vol. 21, no. 7, pp. 502–511.
- Rafael Quintana Puchol, Jeily Rodríguez Blanco, Lorenzo Perdomo Gonzalez, Gilma Castellanos Hernández, Carlos Rene Gómez Pérez. The influence of the air occluded in the deposition layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead. *Welding International*. 2009, vol. 23, no. 2, pp. 132–140.
- Volobuev Yu.S., Volobuev O.S., Parkhomenko A.G., Dobrozhe-la E.I., Klimenchuk O.S. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 8, pp. 649–653.
- Potapov N.N., Kurlanov S.A. A criterion for evaluating the activity of fused welding fluxes. *Welding International*. 1987, vol. 1, no. 10, pp. 951–954.
- Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S., Kipiani P.N., Shes-tov D.V., Pavlov N.V., Savchenko A.I. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 4, pp. 298–300.
- Povolotskii D.Ya., Roshchin V.E., Mal'kov N.V. *Elektrometallurgiya stali i ferrosplavov* [Electrometallurgy of steel and ferroalloys]. Moscow: Metallurgiya, 1995, 592 p. (In Russ.).
- Gasik M.I., Lyakishev N.P., Emlin B.I. *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva ferrosplavov* [Theory and technology of ferroalloys production]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 784 p. (In Russ.).
- Konishchev B.P., Kurlanov S.A., Potapov N.N. etc. *Svarochnyye materialy dlya dugovoi svarki. Spravochnik. V 2 t. T. 1. Zashchitnye gazy i svarochnyye flyusy* [Welding materials for arc welding. Reference book. In 2 vols. Vol. 1. Shielding gases and welding fluxes]. Potapov N.N. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 544 p. (In Russ.).
- Podgaetskii V.V., Rabkin D.M. *Flyusy dlya avtomaticheskoi i polu-avtomaticheskoi svarki* [Fluxes for automatic and semi-automatic welding]. Kiev: Izd-vo AN USSR, 1954, 56 p. (In Russ.).
- Bublik O.V., Chamov S.V. Advantages and shortcomings of ceramic (agglomerated) fluxes in comparison with fused fluxes used for the same applications. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 9, pp. 730–733.
- Gur'ev S.V., Pletnev Yu.M., Murav'ev I.I. Investigation of the properties of welded joints produced by welding in a gas mixture and under a flux. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 8, pp. 646–648.
- Parshin S.G. Using ultrafine particles of activating fluxes for increasing the productivity of MIG/MAG welding of steels. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 10, pp. 800–804.
- Barmin L.N. Effect of the composition of flux and welding wire on the properties of deposited metal of 05N4MYu type. *Welding International*. 1989, vol. 3, no. 2, pp. 109–111.
- Potapov N.N., Feklistov S.I., Volobuev Yu.S., Potekhin V.P. A method of selecting fused fluxes in welding pearlitic-ferritic steel. *Welding International*. 2009, vol. 23, no. 10, pp. 800–803.
- Pavlov I.V., Oleinichenko K.A. Regulating generation of CO by varying the composition of ceramic fluxes. *Welding International*. 1995, vol. 9, no. 4, pp. 329–332.
- Tolstov I.A., Korotkov V.A. *Spravochnik po naplavke* [Surfacing guide]. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1990, 384 p. (In Russ.).
- Povolotskii D.Ya., Roshchin V.E., Mal'kov N.V. *Elektrometallurgiya stali i ferrosplavov* [Electrometallurgy of steel and ferroalloys]. Moscow: Metallurgiya, 1995, 592 p. (In Russ.).
- Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Kryukov N.E., Koval'skii I.N., Bendre Yu.V. Carbon flux additives for welding fluxes. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2016, no. 5, pp. 9–14. (In Russ.).
- Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Kryukov N.E., Koval'skii I.N., Kozyreva O.E. Development of new welding fluxes and flux additives for welding and surfacing of steel using metallurgical production

waste. Report 1. Carbon-containing additives for welding fluxes. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2017, vol. 4 (1408), pp. 86–89. (In Russ.).

Information about the authors:

R.E. Kryukov, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production"* (rek_nzrmk@mail.ru)

N.A. Kozyrev, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production"* (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

A.R. Mikhno, *MA Student of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production"* (mikno-mm131@mail.ru)

L.P. Bashchenko, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Thermal Power and Ecology"* (luda.baschenko@gmail.com)

A.N. Kalinogorskii, *Cand. Sci. (Eng.), Acting Head of the Chair of Ferrous Metallurgy* (mchmsis@mail.ru)

Received May 15, 2019

Revised June 17, 2019

Accepted June 20, 2019

УДК 544.72.02; 669.15-194.56

ПОВЕРХНОСТНОЕ НАТЯЖЕНИЕ И ПЛОТНОСТЬ РАСПЛАВОВ Fe–Mn*

Синицин Н.И., младший научный сотрудник, аспирант кафедры физики (n.i.sinitsin@urfu.ru)

Чикова О.А., д.ф.-м.н., профессор кафедры физики

Вьюхин В.В., старший научный сотрудник Исследовательского центра физики
металлических жидкостей Института материаловедения и металлургии

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

Аннотация. В работе приведены оригинальные экспериментальные данные о поверхностном натяжении расплавов $Fe_{100-x}Mn_x$ ($x = 4 - 13$ вес. %). Поверхностное натяжение и плотность расплава измеряли методом сидящей капли в режиме нагрева от температуры ликвидус до 1780 °С и последующего охлаждения образца в атмосфере высококочистого гелия. Построены температурные и концентрационные зависимости поверхностного натяжения и плотности расплавов Fe–Mn. Марганец является поверхностно-активным веществом в расплаве железа, величина коэффициента поверхностного натяжения расплавов Fe–Mn с увеличением содержания марганца уменьшается. Экспериментальные данные о коэффициенте поверхностного натяжения расплавов Fe–Mn согласуются с теоретическими зависимостями (уравнение Павлова-Попеля и уравнение Шишковского). В контексте изучения микрогетерогенности расплавов Fe–Mn выявлена связь между значениями их кинематической вязкости, коэффициента поверхностного натяжения и плотности. Зависимость текучести расплавов Fe–Mn от их плотности в режиме охлаждения носит линейный характер, что свидетельствует о выполнении закона Бачинского. Обнаружено расхождение значений отношения вязкости расплава к коэффициенту поверхностного натяжения, полученного по экспериментальным данным и рассчитанного по эмпирической формуле. По экспериментальным данным о вязкости и поверхностном натяжении расплавов Fe–Mn изучено изменение энтропии в объеме расплава и изменение поверхностной энтропии расплава соответственно. Эти показатели снижаются по абсолютной величине с увеличением содержания марганца в расплаве. По результатам работы сделан вывод об отсутствии разрушения микрогетерогенной структуры расплавов $Fe_{100-x}Mn_x$ ($x = 4 - 13$ вес. %) при нагреве до 1780 °С.

Ключевые слова: Поверхностное натяжение, плотность, расплавы Fe–Mn, микрогетерогенность, поверхностная энтропия, кинематическая вязкость, уравнение Бачинского, энтропия вязкого течения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-40-46

ВВЕДЕНИЕ

Марганец в качестве легирующего элемента для сплавов на основе железа способствует расширению области γ -Fe на диаграмме состояния. Легирование стали марганцем применяется для повышения уровня их механических свойств [1]. Легирование марганцем обеспечивает TWIP- и TRIP-эффект в упрочнении сталей. Присутствие марганца в TWIP- и TRIP-сталях стабилизирует метастабильную γ -фазу – α - и ϵ -фазы, что обеспечивает упрочнение [2 – 6]. Интерес металлургов к высокомарганцовистым сталям объясняется уникальным сочетанием прочности и пластичности вследствие конкуренции между различными механизмами упрочнения: появление мартенсита деформации $\gamma(fcc) \rightarrow \epsilon(hcp) \rightarrow \alpha'(bcc)$ и образование двойников [7]. Отсюда актуальность изучения микрогетерогенности и условий кристаллизации расплавов Fe–Mn, их физико-химических структурно чувствительных свойств.

Исследования микроструктуры, фазового состава, кристаллического строения и механических свойств

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-90198.

сплавов Fe–Mn недостаточно для понимания природы их упрочнения. В связи с этим возникает интерес к изучению микрогетерогенности, условий кристаллизации и структурно чувствительных свойств расплавов Fe–Mn. К структурно чувствительным свойствам расплавов традиционно относят вязкость и поверхностное натяжение. Опытные данные о температурных и концентрационных зависимостях вязкости и поверхностного натяжения расплавов Fe–Mn актуальны для практики литейного производства. Поверхностное натяжение расплавов системы Fe–Mn ранее изучено в работах [8 – 17]. В частности:

– установлено отсутствие избыточного молярного объема расплавов Fe–Mn с содержанием марганца 3 – 10 вес. % [8];

– изучено влияние компонентов на плотность тройного расплава Fe–Mn–C [9];

– обнаружен линейный характер зависимости поверхностного натяжения расплавов Fe–Mn от температуры, отмечено снижение поверхностного натяжения с увеличением содержания марганца и углерода [10];

– изучено влияние серы и марганца на поверхностное натяжение расплавов железа [14];

– рассчитаны коэффициенты активности марганца в бесконечно разбавленном растворе железа по формуле Батлера [15];

– исследована адсорбция марганца и серы на поверхности расплавов системы Fe–Mn и Fe–S [16].

В данной работе представлены экспериментальные данные о поверхностном натяжении жидких сплавов Fe_{100-x}Mn_x ($x = 4 - 13$ вес. %). В контексте изучения микрогетерогенности расплавов Fe–Mn выявлена связь между вязкостью и поверхностным натяжением. Полученные результаты оригинальны и актуальны для практики литейного производства.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплавы Fe–Mn с содержанием марганца 4, 6, 8, 10 и 13 вес. % были получены в лабораторных условиях в защитной атмосфере высокочистого гелия при нагреве до температуры 1600 °С с последующим охлаждением со скоростью ~1 °С/с. Шихтовыми материалами служили марганец марки Мр0 (чистота 99,7 %) и карбонильное железо марки 13-2 (ОСЧ, 99,98 %). Химический состав образцов определен с помощью спектрометра SPECTROMIDEX (SPECTRO Analytical Instruments GmbH, Germany).

Поверхностное натяжение измеряли методом сидящей капли в режиме нагрева до 1780 °С и последующего охлаждения образца. Рабочую камеру предварительно вакуумировали до 0,001 Па. Затем запускали гелий до давления ~10⁵ Па. Образцы выдерживали в камере с инертной средой в течение 5 – 8 мин при температуре плавления, затем производили нагрев до 1780 °С с шагом 30 °С. Изотермические выдержки в точках отсчета составляли не менее 15 мин. Профиль исследуемой капли снимали цифровой фотокамерой с копированием изображения на компьютер, геометрические размеры профиля капли определяли с помощью программы анализа изображений SIAMS 700 с точностью 0,3 – 0,6 град. Признаки испарения расплава, уменьшения объема капли не наблюдались. Погрешность определения значений поверхностного натяжения не превышала 7 %. Метод измерения поверхностного натяжения металлических расплавов (метод сидящей капли) и установка для его реализации описаны в работах [18 – 19].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены результаты измерения поверхностного натяжения расплавов Fe–Mn с содержанием марганца 4 – 13 вес. %. Результаты измерения поверхностного натяжения расплавов Fe–Mn согласуются с литературными данными [8 – 17].

Поверхностное натяжение расплавов Fe–Mn во всех опытах в режиме охлаждения увеличивается со снижением температуры. Добавка марганца снижает

поверхностное натяжение жидкого железа, что согласуется с теоретическими представлениями зависимости поверхностного натяжения от температуры. Результаты экспериментального определения поверхностного натяжения расплавов показаны на рис. 1, а.

На рис. 1, б представлены экспериментальные значения плотности в зависимости от температуры расплава. Известно, что плотность расплавов с повышением температуры снижается по линейному закону

$$d_t = d_{пл} - \frac{\Delta d}{\Delta T}(T - T_{пл}), \quad (1)$$

где $d_{пл}$ – плотность при температуре плавления.

В рамках теории свободного объема А.И. Бачинским получено уравнение, связывающее вязкость со свободным объемом: $\eta = \frac{B}{V - b}$, где B и b – константы.

Согласно представлениям авторов работы [20], данная формула является достаточно простой интерполяционной зависимостью в узком температурном интервале. Следовательно отклонение экспериментальных данных от этой зависимости нельзя считать однозначным свидетельством структурных преобразований в металлической жидкости. Формулу Бачинского можно представить в следующем виде [20]:

$$\frac{1}{v} = \frac{M}{B} - \frac{b}{B}d, \quad (2)$$

где v – кинематическая вязкость; M – молярная масса.

Ранее авторами работы [21] было проведено исследование кинематической вязкости расплавов системы Fe–Mn. Зависимость $1/v$ от плотности представлена на рис. 1, в.

Для простых металлов в широком диапазоне температур отношение динамической вязкости к поверхностному натяжению хорошо согласуется с экспериментальными данными в соответствии с выражением [22]

$$\frac{\eta}{\sigma} = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{M}{kT}}, \quad (3)$$

где M – молярная масса, кг/моль; k – постоянная Больцмана, Дж/К; T – температура, К.

Значения v/σ для расплавов Fe–Mn, рассчитанные по формуле (3) и по данным опыта, представлены на рис. 1, г. Наблюдается расхождение значений v/σ , вычисленных по экспериментальным данным (см. рис. 1) и рассчитанным по формуле (3) при температурах, близких к температуре ликвидус.

Поверхностное натяжение бинарного металлического расплава можно оценить по уравнению В.В. Павлова и С.И. Попеля для многокомпонентного раствора, полученному с учетом того, что компонент занимает при заданной температуре такой же объем, как и в растворе, но межчастичные взаимодействия отсутствуют [23]:

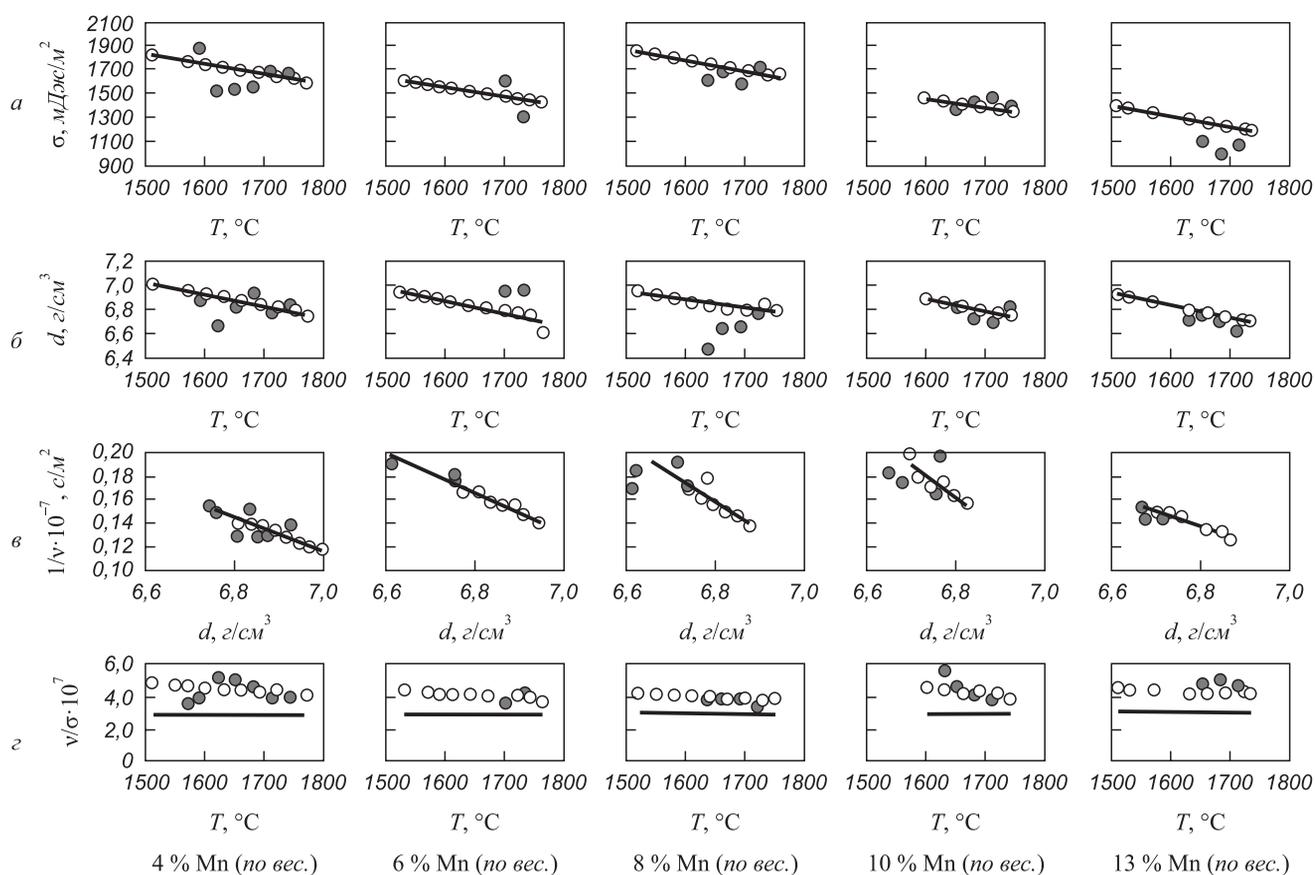


Рис. 1. Политермы поверхностного натяжения (а); политермы плотности (б); зависимость текучести (1/ν) от плотности (е); политермы отношения ν/σ (з) расплавов системы Fe–Mn составов 4, 6, 8, 10, 13 вес. % Mn: ● – нагрев; ○ – охлаждение

Fig. 1. Polytherms of surface tension (a); polytherms of density (b); dependence of fluidity (1/ν) on density (e); polytherms of the ratio ν/σ (z) of Fe–Mn melts containing 4, 6, 8, 10, 13 wt. % of Mn: ● – heating; ○ – cooling

$$\sigma = \sigma_1 - \frac{RT}{\omega} \ln(F_1 X_1 + F_2 X_2), \quad (4)$$

где σ_1 – поверхностное натяжение растворителя; $\omega = f N_A^{1/3} V^{2/3}$ – площадь, занимаемая молекул раствора; $F_i = e^{-\frac{\Delta_i - \Delta_1}{RT}}$; Δ_i – работа выхода компонента i из объема раствора на поверхность; R – универсальная газовая постоянная; T – абсолютная температура; N_A – число Авогадро; V – мольный объем раствора; f – коэффициент упаковки (близок к единице).

Поверхностное натяжение бинарного металлического расплава можно оценить по уравнению Шишковского для многокомпонентного раствора [23]:

$$\sigma = \sigma_1 - \frac{RT}{\omega} \ln[1 + (F - 1) X_2]. \quad (5)$$

В работе [13] по уравнению (5) получены удовлетворительные результаты для поверхностного натяжения расплавов системы Fe–Mn, отличающиеся от опытных не более, чем на 2 % при значении коэффициентов $\omega = 69,7$ и $F = 26,8$. Расчетная зависимость поверхност-

ного натяжения расплавов Fe–Mn от концентрации по уравнению (4) и (5) представлена на рис. 2, а.

Также в работе [13] отмечено, что значения коэффициентов ω и F , примененные для расчета поверхностного натяжения по уравнению (5), сильно завышены по сравнению с их смысловыми значениями. Такое расхождение можно объяснить отклонением расплава Fe–Mn от идеального раствора.

Зависимость плотности от состава можно представить аддитивной зависимостью

$$d = d_1 X_1 + d_2 X_2, \quad (6)$$

где d_1 и d_2 – плотности чистых компонентов. Зависимость плотности расплавов от состава по уравнению (6) представлена на рис. 2, б.

Согласно определению, поверхностная активность растворенного вещества на границе раздела «расплав – инертный газ» [24]

$$G = - \left(\frac{\partial \sigma}{\partial X} \right)_{X \rightarrow 0}. \quad (7)$$

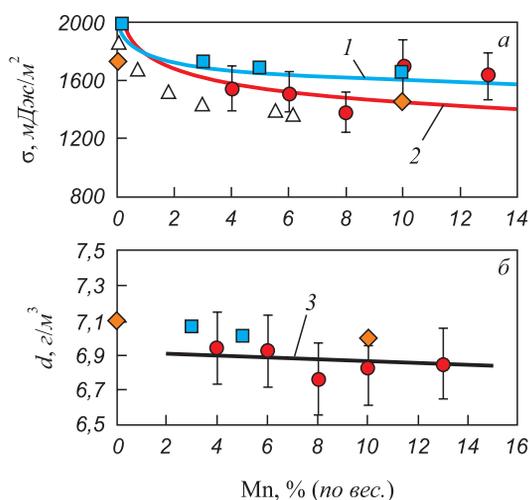


Рис. 2. Зависимость поверхностного натяжения (а) и плотности (б) расплавов Fe–Mn от состава:

● – настоящая работа; ■ – работа [8]; ◆ – работа [13];
 △ – работа [14]; 1 – уравнение (4); 2 – уравнение (5); 3 – уравнение (6)

Fig. 2. Dependence of surface tension (a) and density (б) of Fe–Mn melts on their composition:

● – this work; ■ – work [8]; ◆ – work [13]; △ – work [14];
 1 – equation (4); 2 – equation (5); 3 – equation (6)

Если $G > 0$, растворенное вещество поверхностно-активное, если $G < 0$ – поверхностно-инактивное. Предложено несколько критериев поверхностной активности компонента в металлических расплавах [24]:

- поверхностно-активным должен быть компонент с большим молярным объемом [25];
- поверхностно-активным должен быть компонент с меньшим поверхностным натяжением или меньшим молярным поверхностным натяжением:

$$\sigma_m = f \sigma V^{2/3} N_A^{1/3}, \quad (8)$$

где $f = 1,1$ – коэффициент упаковки; V – молярный объем; N_A – число Авогадро.

В качестве критерия поверхностной активности в физической химии металлических расплавов используют значение теплоты испарения ΔH или ее удельную

величину $p = \frac{\Delta H}{V}$ [26]. В этом случае поверхностно-активным будет компонент с меньшим значением ΔH или p . Также в качестве критерия поверхностной активности вещества предложено рассматривать величину полного потенциального барьера Ψ :

$$\Psi = \frac{h^2}{2m} \left(\frac{3N_A}{8\pi} \right)^{2/3} \left(\frac{\rho}{M} Z \right)^{2/3} + \phi, \quad (9)$$

где h – постоянная Планка; m – масса электрона; N_A – число Авогадро; ρ – плотность; M – молекулярная масса; z – число свободных электронов в расчете на атом; ϕ – работа выхода электрона. Поверхностно-активным должен быть компонент с меньшей величиной полного потенциального барьера [26].

Согласно табл. 1, все критерии поверхностной активности для марганца меньше, чем для железа. Следовательно, марганец должен быть поверхностно-активным в растворе железа и поверхностное натяжение должно снижаться с увеличением содержания марганца в расплаве: $G > 0, \frac{\partial \sigma}{\partial x} < 0$.

По результатам обобщения данных [13–14], авторами работы [17] получено значение производной $\frac{d\sigma}{d[\text{ат. \%}]} = -50$ в интервалах концентраций от 0 до 5 ат. % Mn. В данной работе авторы оценили значение $\frac{d\sigma}{d[\text{ат. \%}]} = -64$ в интервалах концентраций от 0 до 4 ат. %.

Для кинематической вязкости жидкости на основе закона Ньютона и уравнения скорости реакции Эйринга получено выражение

$$\nu = \frac{hN_A}{\mu} \exp\left(\frac{\Delta G}{RT}\right) = \frac{hN_A}{\mu} \exp\left(\frac{-\Delta S^\ddagger}{R}\right) \exp\left(\frac{\Delta H^\ddagger}{RT}\right), \quad (10)$$

где h – постоянная Планка; N_A – число Авогадро; ΔG – свободная энергия активации вязкого течения; μ – молярная масса; ΔH^\ddagger – энтальпия активации вязкого течения; ΔS^\ddagger – энтропия активации вязкого течения;

Таблица 1

Физико-химические свойства расплавов железа и марганца, использованные для корреляционных связей с поверхностным натяжением

Table 1. Physicochemical properties of Fe–Mn melts used for correlation with surface tension

Компонент	$T_{пл}, \text{К}$	$d \cdot 10^{-3}, \text{кг/м}^3$	$V \cdot 10^6, \text{м}^3/\text{моль}$	$\sigma, \text{мДж/м}^2$	$\sigma_m, \text{кДж/моль}$	$\Delta H, \text{кДж/моль}$	$\frac{\Delta H}{V} \cdot 10^6, \text{кДж/м}$	$\phi, \text{эВ}$	$\Psi \cdot 10^{-19}, \text{Дж}$
Fe	1807*	7,05*	7,92*	1846*	68,14	379,8*	47,95	4,31**	28,71
Mn	1517*	5,76*	9,54*	1100*	45,96	247,9*	25,89	3,83**	25,41

* Данные работы [24]

** Данные работы [27]

R – универсальная газовая постоянная. Множитель $\frac{hN_A}{\mu} \exp\left(\frac{-\Delta S^\ddagger}{R}\right)$ не зависит от температуры, следовательно уравнение (10) можно переписать в следующем виде:

$$v = A \exp\left(\frac{\varepsilon}{kT}\right), \quad (11)$$

где k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура, ε – энергия активации вязкого течения, A – энтропийный множитель. Уравнение (11) называют уравнением Аррениуса-Френкеля-Эйринга (АФЭ). Уравнение АФЭ удовлетворительно описывает температурные зависимости вязкости металлических расплавов, для которых определяющее значение имеет скорость активационных процессов. Из сравнения уравнений (10) и (11) следует, что энтропийный множитель A в уравнении АФЭ определяется величиной энтропии вязкого течения ΔS^\ddagger :

$$A = \frac{hN_A}{\mu} \exp\left(\frac{-\Delta S^\ddagger}{R}\right). \quad (12)$$

Автор работы [28] предложил производную поверхностного натяжения по температуре рассматривать как величину удельной поверхностной энтропии в соответствии с выражением $-\frac{d\sigma}{dT} = \eta$. Величина η представляет собой разность энтропии поверхностного слоя и объемной жидкости. Интересно заметить, что предэкспоненциальный множитель A в уравнении Аррениуса пропорционален энтропии активации вязкого течения. Исходя из этого факта, должна прослеживаться взаимосвязь между двумя этими величинами: $\frac{d\sigma}{dT}$ и ΔS^\ddagger . В табл. 2 приведены значения величин $\frac{d\sigma}{dT}$, A

и ΔS^\ddagger , найденные для интервалов температур от 1780 и 1750°C до температуры кристаллизации.

Величина $-\frac{d\sigma}{dT}$ представляет собой изменение энтропии поверхностного слоя расплава, а ΔS^\ddagger – изменение энтропии в объеме расплава. Таким образом можно сделать вывод о разнице между изменением поверхностной и объемной энтропии расплава. Поверхностная энтропия расплава, определенная из результатов измерения поверхностного натяжения, и энтропия в объеме расплава, определенная из результатов экспериментального исследования кинематической вязкости, снижается (по абсолютной величине) с увеличением содержания марганца в расплаве.

Выводы

Получены оригинальные экспериментальные результаты измерения поверхностного натяжения расплавов Fe–Mn с содержанием марганца от 4 до 13 вес. %, которые согласуются с ранее проведенными исследованиями поверхностного натяжения и плотности. Совпадение политемпературного поверхностного натяжения и плотности в режимах нагрева и охлаждения в исследуемом температурном диапазоне и отклонение от идеальности расплава Fe–Mn свидетельствуют об отсутствии гомогенизации расплавов. Подтверждением микрогетерогенного состояния расплава может служить расхождение отношения η/σ , полученного по экспериментальным данным и рассчитанного по эмпирической формуле. По экспериментальным данным о вязкости и поверхностном натяжении расплавов Fe–Mn (получены в режиме охлаждения) изучено изменение поверхностной энтропии расплава и изменение энтропии в объеме расплава. Поверхностная энтропия расплава, определенная из результатов измерения поверхностного натяжения, и энтропия в объеме расплава, определенная из результатов экспериментального исследования кинематической вязкости, снижается (по абсолютной величине) с увеличением содержания марганца в расплаве.

Таблица 2

Значения $d\sigma/dT$, предэкспоненциального множителя A в уравнении (6) и значения ΔS^\ddagger в уравнении (5) для расплавов Fe–Mn

Table 2. The values of $d\sigma/dT$, of the preexponential factor A in equation (6) and the values of ΔS^\ddagger in equation (5) for Fe–Mn melts

Состав, вес. % Mn; остальное Fe	Температурный интервал, °C	$-\frac{d\sigma}{dT}$, мДж/м²К	$A \cdot 10^7$, м²/с	ΔS^\ddagger , Дж/К
4	1780 – 1510	0,828	1,27	-81,36
6	1780 – 1450	0,78	0,93	-78,77
8	1750 – 1600	0,73	0,53	-74,01
10	1750 – 1590	0,723	0,91	-78,56
13	1750 – 1440	0,907	1,17	-80,66

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Власов В.И., Комолова Е.Ф. Литая высокомарганцовистая сталь Г13Л. Свойства и производство. – М.: Машгиз, 1963. – 195 с.
2. Grässel O., Frommeyer G. Effect of martensitic phase transformation and deformation twinning on mechanical properties of Fe–Mn–Si–Al steels // Materials Science and Technology. 1998. Vol. 14. No. 12. P. 1213 – 1217.
3. Frommeyer G., Brüh U., Neumann P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes // ISIJ International. 2003. Vol. 43. No. 3. P. 438 – 446.
4. Grässel O., Krüger L., Frommeyer G., Meyer L.W. High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application // International Journal of Plasticity. 2000. Vol. 16. P. 1391 – 1409.
5. Idrissi H., Renard K., Ryelandt L. etc. On the mechanism of twin formation in Fe–Mn–C TWIP steels // Acta Materialia. 2010. Vol. 58. No. 11 – 12. P. 2464 – 2476.

6. Zhuang C., Liu J., Mi Z. etc. Non-metallic inclusions in TWIP steel // *Steel Research International*. 2014. Vol. 85. No. 10. P. 1432 – 1439.
7. So K.H., Kim J.S., Chun Y.S. etc. Hydrogen delayed fracture properties and internal hydrogen behavior of a Fe–18Mn–1.5Al–0.6C TWIP steel // *ISIJ International*. 2009. Vol. 49. No. 12. P. 1952 – 1959.
8. Lee J., Hoai L.T., Shin M. Density and surface tension of liquid Fe–Mn alloys // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2011. Vol. 42. No. 3. P. 546 – 549.
9. Hoai L.T., Lee J. Density of liquid Fe–Mn–C alloys // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2011. Vol. 42. No. 5. P. 925 – 927.
10. Hoai L.T., Lee J. Effect of surface adsorption of carbon on the surface tension of liquid Fe–Mn–C alloys // *Journal of Materials Science*. 2012. Vol. 47. No. 24. P. 8303 – 8307.
11. Dubberstein T., Heller H.-P., Klostermann J. etc. Surface tension and density data for Fe–Cr–Mo, Fe–Cr–Ni, and Fe–Cr–Mn–Ni steels // *Journal of Materials Science*. 2015. Vol. 50. No. 22. P. 7227 – 7237.
12. Adolf Z., Plura J., Parma V. Effect of carbon on surface tension in Fe–Mn–C, Fe–Si–C, Fe–P–C, and Fe–S–C melts // *Hutnicke Listy*. 1987. Vol. 42. No. 8. P. 537 – 544.
13. Попель С.И., Царевский Б.В., Джемилев Н.К. Изотермы плотности и поверхностного натяжения расплавов железа с марганцем // *Физика металлов и металловедение*. 1964. Т. 18. № 3. С. 158 – 160.
14. Ван Цзин-Тан, Карасев Р.А., Самарин А.М. Поверхностное натяжение расплавов железо-марганец и железо-сера // *Известия АН СССР. Отделение технических наук. Metallurgia и топливо*. 1960. Т. 2. С. 49 – 52.
15. Nakamoto M., Tanaka T. Estimation of activity coefficient of solute in infinite dilute liquid iron based on surface tension of binary liquid Fe alloys // *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2019. Vol. 105. No. 3. P. 53 – 57.
16. Wang J., Bian M., Ma L. Composition in surface of liquid Fe–Mn and Fe–S systems // *Acta Metallurgica Sinica*. 1986. Vol. 22. No. 3. P. a270 – a274.
17. Keene B.J. Review of data for the surface tension of iron and its binary alloys // *International Materials Reviews*. 1988. Vol. 33. No. 1. P. 1 – 37.
18. Гедгагова М.В., Гукетлов Х.М., Кумыков В.К. и др. О высокотемпературных измерениях поверхностного натяжения металлов в условиях вакуума // *Известия РАН. Серия физическая*. 2007. № 5. С. 631 – 633.
19. Директор Л.Б., Зайченко В.М., Майков И.Л. Усовершенствованный метод лежащей капли для определения поверхностного натяжения жидкостей // *Теплофизика высоких температур*. 2010. Т. 48. № 2. С. 193 – 197.
20. Островский О.И., Григорян В.А., Вишкарев А.Ф. Свойства металлических расплавов. – М.: Metallurgia, 1988. – 304 с.
21. Chikova O., Sinitin N., Vyukhin V., Chezganov D. Microheterogeneity and crystallization conditions of Fe–Mn melts // *Journal of Crystal Growth*. 2019. Vol. 527. Article 125239.
22. Попель С.И. Поверхностные явления в расплавах. – М.: Metallurgia, 1994. – 440 с.
23. Семенченко В.К. Поверхностные явления в металлах и сплавах. – М.: Гостехиздат, 1957. – 491 с.
24. Физическая химия неорганических материалов / В.Н. Еременко, М.И. Иванов, Г.М. Лукашенко и др. / Под общ. ред. В.Н. Еременко Т. 2. – Киев: Наукова думка, 1988. – 192 с.
25. Корольков А.М. Поверхностное натяжение алюминия и его сплавов // *Известия академии наук СССР. Отделение технические науки*. 1956. № 2. С. 35 – 42.
26. Ниженко В.И., Еременко В.Н. О поверхностной активности металлов в жидких металлах // *Порошковая металлургия*. 1964. № 2. С. 11 – 18.
27. Фоменко В.С. Эмиссионные свойства химических элементов и их соединений. Справочник / Под ред. чл.-кор. АН УССР Г.В. Самсонова. – Киев: Наукова думка, 1964. – 104 с.
28. Сумм Б.Д. Новые корреляции поверхностного натяжения с объемными свойствами жидкости // *Вестник МГУ. Сер. 2. Химия*. 1999. Т. 40. № 6. С. 400 – 405.

Поступила в редакцию 4 декабря 2019 г.
После доработки 19 января 2020 г.
Принята к публикации 21 января 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 1, pp. 34–46.

SURFACE TENSION AND DENSITY OF Fe–Mn MELTS

N.I. Sinitin, O.A. Chikova, V.V. Vyukhin

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

Abstract. The article presents original experimental data on surface tension of the melts Fe_{100-x}Mn_x (x = 4 ... 13 wt. %). Surface tension and density of the melt was measured by the method of sessile drop at heating from the liquidus temperature up to 1780 °C and subsequent cooling of the sample in the atmosphere of high-purity helium. Temperature and concentration dependences of surface tension and density of Fe–Mn melts was constructed. Manganese is a surface-active substance in iron melt. The value of surface tension coefficient of Fe–Mn melts decreases while Mn content increases. Experimental data on the surface tension of Fe–Mn melts is consistent with the theoretical dependences (Pavlova-Popiel equation and the Shishkovsky equation). During the study of microheterogeneity of Fe–Mn melts, correlation between the values of kinematic viscosity, surface tension and density was determined. Dependence of the fluidity of Fe–Mn melts on their density in the cooling mode has a linear character which indicates the implementation of the Bachinsky law. Discrepancy of values of the ratio of melt viscosity to the surface tension coefficient was obtained from experimental data and was calculated by the empirical formula. According

to the experimental data on viscosity and surface tension of Fe–Mn melts, the authors have evaluated the entropy change in volume of the melt and change of surface entropy of the melt, respectively. Surface entropy of the melt and entropy in the melt volume decreases in absolute value with increase of Mn content in it. According to the results of the work, it was concluded that there is no destruction of the microheterogeneous structure of Fe_{100-x}Mn_x melts (x = 4 ... 13 wt. %) when heated up to 1780 °C.

Keywords: surface tension, density, Fe–Mn melts, microheterogeneity, surface entropy, kinematic viscosity, Bachinsky equation, viscous flow entropy.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-34-46

REFERENCES

1. Vlasov V.I., Komolova E.F. *Litaya vysokomargantsevaya stal' G13L. Svoistva i proizvodstvo* [Cast high manganese steel G13L. Properties and production]. Moscow: Mashgiz, 1963, 195 p. (In Russ.).
2. Grässel O., Frommeyer G. Effect of martensitic phase transformation and deformation twinning on mechanical properties of Fe–Mn–Si–Al steels. *Materials Science and Technology*. 1998, vol. 14, no. 12, pp. 1213–1217.

3. Frommeyer G., Brüh U., Neumann P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. *ISIJ International*. 2003, vol. 43, no. 3, pp. 438–446.
4. Grässel O., Krüger L., Frommeyer G., Meyer L.W. High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. *International Journal of Plasticity*. 2000, vol. 16, no. 11–12, pp. 1391–1409.
5. Idrissi H., Renard K., Ryelandt L., Schryvers D., Jacques P.J. On the mechanism of twin formation in Fe–Mn–C TWIP steels. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, pp. 2464–2476.
6. Zhuang C., Liu J., Mi Z., Jiang H., Tang D., Wang G. Non-metallic inclusions in TWIP steel. *Steel Research International*. 2014, vol. 85, no. 10, pp. 1432–1439.
7. So K.H., Kim J.S., Chun Y.S., Park K.-T., Lee Y.-K., Lee C.S. Hydrogen delayed fracture properties and internal hydrogen behavior of a Fe–18Mn–1.5Al–0.6C TWIP steel. *ISIJ International*. 2009, vol. 49, no. 12, pp. 1952–1959.
8. Lee J., Hoai L.T., Shin M. Density and surface tension of liquid Fe–Mn alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2011, vol. 42, no. 3, pp. 546–549.
9. Hoai L.T., Lee J. Density of liquid Fe–Mn–C alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2011, vol. 42, no. 5, pp. 925–927.
10. Hoai L.T., Lee J. Effect of surface adsorption of carbon on the surface tension of liquid Fe–Mn–C alloys. *Journal of Materials Science*. 2012, vol. 47, no. 24, pp. 8303–8307.
11. Dubberstein T., Heller H.-P., Klostermann J. etc. Surface tension and density data for Fe–Cr–Mo, Fe–Cr–Ni, and Fe–Cr–Mn–Ni steels. *Journal of Materials Science*. 2015, vol. 50, no. 22, pp. 7227–7237.
12. Adolf Z., Plura J., Parma V. Effect of Carbon on Surface Tension in Fe–Mn–C, Fe–Si–C, Fe–P–C, and Fe–S–C Melts. *Hutnicke Listy*. 1987, vol. 42, no. 8, pp. 537–544.
13. Popel' S.I., Tsarevskii B.V., Dzhemilev N.K. Isotherms of density and surface tension of Fe–Mn melts. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1964, vol. 18, no. 3, pp. 158–160. (In Russ.).
14. Van Tszin-Tan, Karasev R.A., Samarin A.M. Surface tension of Fe–Mn and Fe–S melts. *Izvestiya AN SSSR. Otdelenie tekhnicheskikh nauk. Metallurgiya i toplivo*. 1960, vol. 2, pp. 49–52. (In Russ.).
15. Nakamoto M., Tanaka T. Estimation of activity coefficient of solute in infinite dilute liquid iron based on surface tension of binary liquid Fe alloys. *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2019, vol. 105, no. 3, pp. 53–57.
16. Wang J., Bian M., Ma L. Composition in surface of liquid Fe–Mn and Fe–S systems. *Acta Metallurgica Sinica*. 1986, vol. 22, no. 3, pp. a270–a274.
17. Keene B.J. Review of data for the surface tension of iron and its binary alloys. *International Materials Reviews*. 1988, vol. 33, no. 1, pp. 1–37.
18. Gedgagova M.V., Guketlov Kh.M., Kумыков V.K., Manukyants A.R., Sergeev I.N., Sozaev V.A. High-temperature measurements of surface tension of metals in vacuum. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2007, vol. 71, no. 5, pp. 608–610.
19. Direktor L.B., Zaichenko V.M., Maikov I.L. Improved method of sessile drop for determining the surface tension of liquids. *Teplofizika vysokikh temperatur*. 2010, vol. 48, no. 2, pp. 193–197. (In Russ.).
20. Ostrovskii O.I., Grigoryan V.A., Vishkarev A.F. *Svoistva metallicheskikh rasplavov* [Properties of metallic melts]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 304 p.
21. Chikova O., Sinitsin N., Vyukhin V., Chezganov D. Microheterogeneity and crystallization conditions of Fe–Mn melts. *Journal of Crystal Growth*. 2019, vol. 527, article 125239.
22. Popel' S.I. *Poverkhnostnye yavleniya v rasplavakh* [Surface phenomena in melts]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 440 p. (In Russ.).
23. Semenchenko V.K. *Poverkhnostnye yavleniya v metallakh i splavakh* [Surface phenomena in metals and alloys]. Moscow: Gostekhizdat, 1957, 491 p. (In Russ.).
24. Eremenko V.N., Ivanov M.I., Lukashenko G.M., etc. *Fizicheskaya khimiya neorganicheskikh materialov: T. 2* [Physical chemistry of inorganic materials: Vol. 2]. Eremenko V.N. ed. Kiev: Naukova dumka, 1988, 192 p. (In Russ.).
25. Korol'kov A.M. Surface tension of aluminum and its alloys. *Izvestiya akademii nauk SSSR. Tekhnicheskie nauki*. 1956, no. 2, pp. 35–42. (In Russ.).
26. Nizhenko V.I. Eremenko V.N. Surface activity of metals in liquid metals. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1964, no. 2, pp. 11–18. (In Russ.).
27. Fomenko V.S. *Emissionnye svoistva khimicheskikh elementov i ikh soedinenii. Spravochnik* [Emission properties of chemical elements and their compounds]. Samsonov G.V. ed. Kiev: Naukova dumka, 1964, 104 p. (In Russ.).
28. Summ B.D. New correlations of surface tension with volume properties of liquids. *Vestnik Moskovskogo Universiteta Seriya 2 Khimiya*. 1999, vol. 40, no. 6, pp. 400–405. (In Russ.).

Funding. The work was financially supported by RFBR, project number 19-33-90198.

Information about the authors:

N.I. Sinitsin, Junior Researcher, Postgraduate of the Chair of Physics (n.i.sinitsin@urfu.ru)

O.A. Chikova, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Physics

V.V. Vyukhin, Senior Researcher of the Research Center of Physics of Metallic Liquids of the Institute of Materials and Metallurgy

Received December 4, 2019

Revised January 19, 2020

Accepted January 21, 2020

УДК 669.017.16

ЛЕГКИЕ НЕМАГНИТНЫЕ СТАЛИ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C

Капуткина Л.М., д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры обработки металлов давлением (kaputkina@mail.ru)

Свяжгин А.Г., д.т.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов

Смарыгина И.В., к.т.н., доцент кафедры пластической деформации специальных сплавов

Киндон В.Э., к.т.н., старший научный сотрудник, зам. начальника управления науки

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

Аннотация. Теоретически и экспериментально изучено влияние содержания алюминия (5 – 10 %) и углерода (0,04 – 1,7 %) на фазовые превращения, процессы структурообразования и механические свойства сталей системы Fe–25Mn–5Ni–Al–C. Оценены интервалы оптимальных режимов кристаллизации и деформационно-термических воздействий для получения аустенитных сталей с высокой удельной прочностью. Проведены измерения твердости по сечению образцов и механические испытания в широком интервале температур холодной, теплой и горячей деформации, а также оценка фазового состава сталей (сплавов) на основе системы Fe–25Mn–5Ni–Al–C. В литом состоянии сплав с 5 % Al немагнитен, т. е. имеет аустенитную структуру, сплавы с 10 и 15 % Al – магнитные с двухфазной структурой ($\gamma + \alpha$). Алюминий заметно повышает сопротивление деформации. При этом растут значения σ_1 и σ_{max} , т. е. растет и деформационное упрочнение и тормозятся процессы разупрочнения. С ростом скорости деформации влияние алюминия проявляется сильнее. Аустенитные высокомарганцевые сплавы с 5 % Al как с низким, так и с высоким содержанием углерода обладают достаточно большими значениями пластичности и прочности и отличаются высокой стабильностью аустенита. Легирование никелем повышает пластичность. Сплавы с содержанием алюминия менее 10 % достаточно пластичны и в литом состоянии. Высокомарганцевые сплавы (с 25 % Mn) с содержанием алюминия до 5 – 7 % могут рассматриваться как высокопрочные хладо- и теплостойкие с термически и механически стабильным аустенитом вплоть до содержания углерода ~1,5 %.

Ключевые слова: аустенитные высокомарганцевые легкие стали, содержание алюминия, легирование никелем, прочность, пластичность, стабильность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-47-56

ВВЕДЕНИЕ

Высокопрочные сплавы, созданные на основе системы Fe–Mn–Al–C с высоким содержанием марганца и алюминия, рассматриваются в последнее время как перспективные для многих областей применения в ядерной энергетике, космической технике, ракетостроении, транспортировке и потреблении сжиженных газов благодаря их пониженному удельному весу и широкому диапазону контролируемых составом и термической обработкой физико-химических свойств [1 – 3]. Использование стали в указанных отраслях выдвигает повышенные требования по прочности, пластичности, коррозионной стойкости, сопротивлению коррозионному растрескиванию, стабильности фазового состава, сопротивлению хрупкому разрушению, совместимости с рабочей средой, технологичности в процессе производства и экономичности. Сплавы на основе системы Fe–Mn–Al–C представляют собой новую группу так называемых TRIPLEX сплавов с высоким содержанием марганца и алюминия. Изменение химического состава

и термообработка данных сплавов дают возможность получать, по крайней мере, пять фаз в равновесном состоянии: аустенит, феррит, k -карбид, карбид Me_3C , и β -Mn. Аустенит является преобладающей фазой, он образуется первым и формирует последующую матрицу [4 – 12]. Новый комплекс легирования высокомарганцевых сплавов, содержащих алюминий, углерод и азот, дает возможности получения новых свойств и областей применения. Высокопрочное состояние достигается за счет реализации всех механизмов упрочнения: твердорастворного, дисперсионного и структурного, в том числе в результате фазовых превращений под нагрузкой. Эти сплавы широко изучаются на предмет оптимизации состава: содержания основных элементов и дополнительного легирования (Ni, Si, N и др.), а также технологии их производства и термомеханической обработки [13 – 24].

В работах [25 – 29] проведены систематические теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в многокомпонентных сплавах систем Fe–Mn–Al–C–N и Fe–Mn–Ni–Al–C–N

на всех этапах получения из них металлопродукции от жидкого до твердого состояния.

Сплавы, содержащие алюминий, имеют низкую растворимость азота в жидком и твердом состоянии. При содержании 5 % Al наибольшее содержание азота в твердом растворе Fe – 20 % Mn – Al при температуре солидуса может составлять $9,3 \cdot 10^{-4}$ %. Эта величина даже меньше возможности современных промышленных технологий, поэтому при температурах выплавки и кристаллизации рассмотренных сплавов выделяются нитриды алюминия [26]. Легирование и микролегирование этих сплавов азотом при содержании ≥ 5 % Al невозможно [26].

При использовании программы Thermo-Calc построены политепмические разрезы диаграмм фазовых равновесий сплавов системы Fe–Mn–Al–Ni–C при переменном содержании одного из элементов (Ni, Al, C) и постоянном содержании остальных [27]. Установлено, что в зависимости от соотношения содержаний марганца, углерода и алюминия, получаются аустенитные (γ) или ферритные (α) стали. Определены границы области γ этих сплавов при обычных температурах нагрева при горячей деформации и закалке на твердый раствор (табл. 1).

Видно, что микроструктура сплавов Fe–Mn–Ni–Al–C определяется в основном содержаниями Mn, Al и C. Достижение большого количества алюминия (≥ 10 %) и, следовательно, существенного повышения удельной прочности аустенитных сплавов системы Fe–Mn–Ni–Al–C возможно при следующих составах: Mn ≥ 20 %, Ni ≥ 5 %, C $\geq 1,4$ %.

Низкоуглеродистые аустенитные сплавы с 5 % Al могут быть получены при содержаниях Mn ≥ 25 % и Ni ≥ 5 % или при ≥ 10 % Mn и ≥ 10 % Ni.

Сплавы на основе Fe – 20 % Mn – 10 % Al – (5 – 10) % Ni – C (C $\geq 1,4$ %) для содержания никеля 5 и 10 % могут быть предложены в качестве высокопрочных немагнитных криогенных как в закаленном, так и в состаренном состоянии.

Экспериментальные результаты подтвердили адекватность расчетов фазового состава и оценки твердорастворного и дисперсионного упрочнения сплавов системы Fe – (20 – 25) % Mn – (5 – 10) % Al – (0 – 10) % Ni – C. На литых высокоуглеродистых сплавах Fe – (19,1 – 23,9) % Mn – (4,0 – 9,0) % Al – (1,1 – 2,18) % C удается реализовать высокую прочность и удовлетворительную пластичность в условиях деформации при комнатной температуре. Уровень показателей прочности: $\sigma_{0,2} = 1000 - 1200$ МПа, $\sigma_B = 1300 - 1600$ МПа при степени деформации $\epsilon = 10$ % [28].

Целью настоящей работы было исследование и прямое сравнение расчетных и экспериментальных данных о влиянии содержания алюминия и углерода на фазовые превращения, получаемую структуру и прочность сталей базового состава Fe – 25Mn – 5Ni – Al – C, а также оценка рациональных температурно-временных условий кристаллизации и термомеханической обработки для получения аустенитных сталей с высокой удельной прочностью. По содержанию марганца (25 %) сплавы относятся к высокомарганцевым, а по содержанию никеля (5 %) еще к экономнолегированным, по крайней мере, для криогенного назначения.

Таблица 1

Содержания элементов, ограничивающие однофазную область γ при 1000 – 1200 °С

Table 1. Elements content limiting the single-phase area γ at 1000 – 1200 °C

Сплав	Содержание, % (по массе)			
	Mn	Ni	Al	C
Fe–Mn–Al	10	–	$\leq 2,8$	–
	20	–	$\leq 3,8$	–
	30	–	$\leq 4,2$	–
Fe–Mn–Ni–Al	10	> 10	5	–
	25	$\geq 4,3$	5	–
	10	5	$\leq 3,8$	–
	10	10	≤ 5	–
	25	5	$\leq 5,1$	–
	25	10	$\leq 6,0$	–
Fe–Mn–Ni–Al–C	10	5	5	$\geq 0,26$
	20	5	10	$\geq 1,40$
	25	5	5	$\geq 0,04$
	25	5	10	$\geq 1,37$

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для прямого сравнения теоретических (расчетных) и экспериментальных данных о фазовых превращениях, процессах структурообразования и получаемых свойствах сплавов исследуемой системы легирования по специальной технологии были выплавлены три сплава близкого базового состава Fe – 25 Mn – 5 Ni – C с разным содержанием алюминия (5, 10, 15 %) и углерода (от 0,04 до 1,7 %), соответствующего низко- и высокоуглеродистым сталям (табл. 2).

На рис. 1 – 3 представлены политепмические разрезы фазовых диаграмм базового состава Fe – 25 Mn – 5 Ni – (5 – 15) Al – C. Построение политепмических сечений диаграмм состояния и расчет фазового состава выполняли в программе Thermo-Calc версии 3.1. Расчет в программе Thermo-Calc осуществлялся CALPHAD-методом, использована термодинамическая база TCFe7.

Стали с 5 % Al и небольшим содержанием углерода ($\sim 0,1$ %), близкие по составу к сплаву 57-1, кристаллизуются по схеме $L \rightarrow L + \alpha \rightarrow L + \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$. Область высокотемпературных $\alpha(\delta) + \gamma$ растворов невелика и в основном от $T_{\text{солидуса}}$ до 600 °С сталь имеет структуру однофазного раствора γ . Это позволяет

Химический состав экспериментальных сплавов системы Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C, % (по массе)*

Table 2. Chemical composition of experimental Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C alloys, wt. %*

Обозначение сплава	C	Mn	Ni	Al	Mo	Cr	Si	Cu	P	S
57-1	0,095	23,5	5,21	4,08	0,22	0,04	0,12	0,007	0,0078	<0,0050
57-2	1,706	23,9	5,46	8,9	0,21	0,03	0,13	0,005	0,0084	<0,0050
57-3	1,383	25,0	5,48	12,6	0,30	0,01	0,14	0,006	0,0063	<0,0050

* Остальное железо

маневрировать температурой горячей деформации, не опасаясь ошибочно попасть в двухфазную область. Ниже 500 °С структура стали $\alpha + \gamma + \text{Mn}_5\text{C}_2$.

Сталь состава, близкого к сплаву 57-2, при содержании углерода 1,7 % кристаллизуется по схеме $L \rightarrow L + \alpha \rightarrow L + \alpha + \gamma \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$, т. е. без образования δ -феррита. От $T_{\text{солидуса}}$ до 900 °С сталь имеет структуру однофазного раствора γ . Ниже по мере уменьшения температуры структура меняется следующим образом: $\gamma + \text{Mn}_7\text{C}_3$ от 900 до 840 °С; $\alpha + \gamma + \kappa + \text{Mn}_5\text{C}_2$ от 840 до 780 °С; $\alpha + \kappa + \text{Mn}_5\text{C}_2$ от 780 до 590 °С; $\alpha + \kappa + \text{Mn}_7\text{C}_3$ от 590 до 500 °С; ниже 500 °С и до 350 °С $\alpha + \gamma + \text{Fe}_3\text{Al} + \text{Mn}_7\text{C}_3$.

Увеличение содержания алюминия и углерода при постоянных содержаниях марганца и никеля привело к уменьшению однофазной γ -области за счет увеличения нижней температуры этой области и к выделению карбидных фаз, в частности κ -карбида, уже при температурах ниже 900 °С. Однако при этом возможный интервал температур термомеханической обработки остается достаточно широким (950 – 1200 °С).

Сталь 57-3 кристаллизуется по схеме $L \rightarrow L + \alpha \rightarrow L + \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$, т. е. с образованием двухфазного твердого раствора $\alpha + \gamma$, который существует при температурах от $T_{\text{солидуса}}$ до 900 °С. При температурах 900 – 880 °С существует область $\alpha + \gamma + \text{Mn}_7\text{C}_3$, ниже

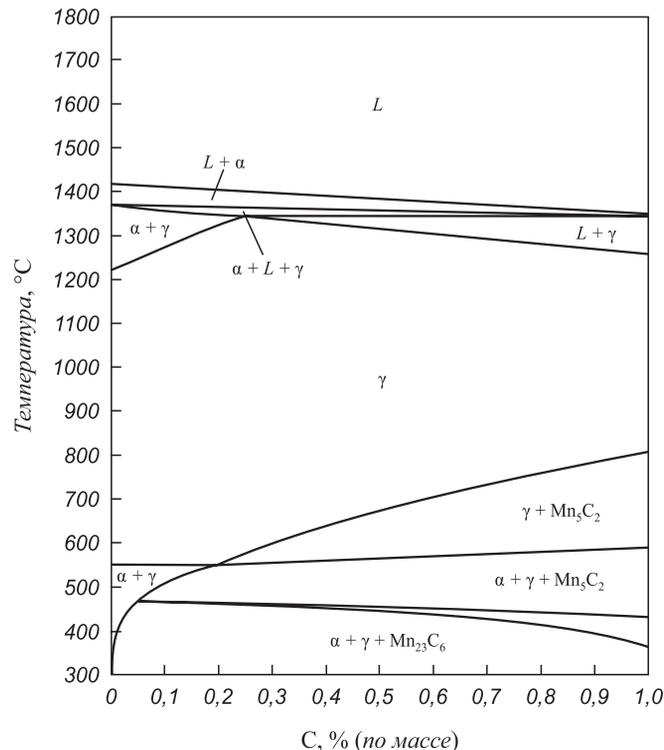


Рис. 1. Политермическое сечение диаграммы состояния системы Fe–Mn–Al–Ni–C при переменном содержании углерода от 0 до 1 % и постоянном содержании Mn = 25 %, Al = 5 % и Ni = 5 %

Fig. 1. Polythermal cross section of Fe–Mn–Al–Ni–C system state diagram at variable carbon content from 0 to 1 % and constant content of Mn = 25 %, Al = 5 % and Ni = 5 %

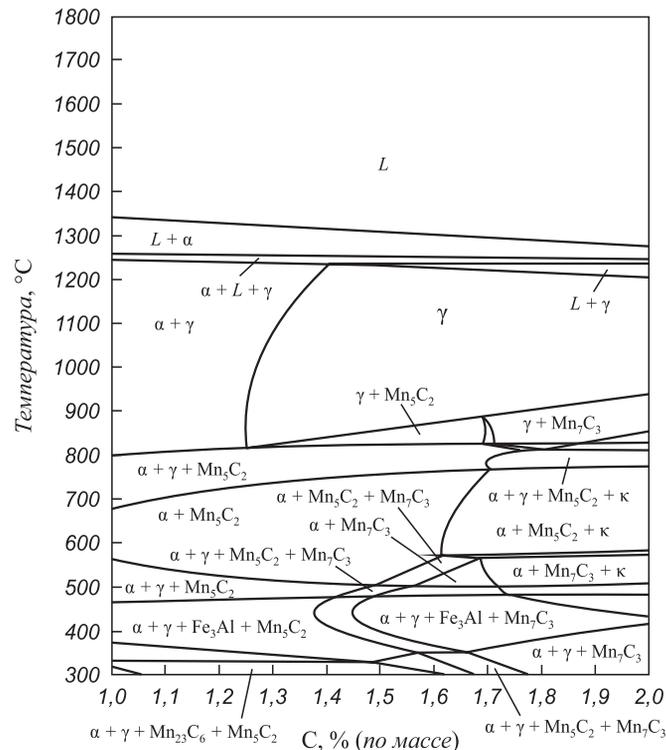


Рис. 2. Политермическое сечение диаграммы состояния системы Fe–Mn–Al–Ni–C при переменном содержании углерода от 1 до 2 % и постоянном содержании Mn = 25 %, Al = 10 % и Ni = 5 %

Fig. 2. Polythermal cross section of Fe–Mn–Al–Ni–C system state diagram at variable carbon content from 1 to 2 % and at constant content of Mn = 25 %, Al = 10 % and Ni = 5 %

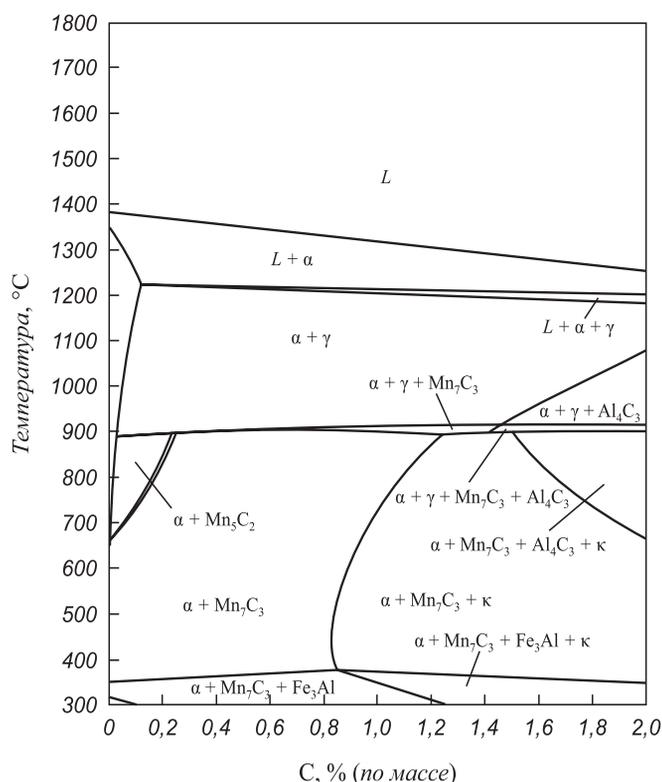


Рис. 3. Политермическое сечение диаграммы состояния системы Fe–Mn–Al–Ni–C при переменном содержании углерода от 0 до 2 % и постоянном содержании Mn = 25 %, Al = 15 % и Ni = 5 %

Fig. 3. Polythermal cross section of Fe–Mn–Al–Ni–C system state diagram at variable carbon content from 0 to 2 % and at constant content of Mn = 25 %, Al = 15 % and Ni = 5 %

880 °C до 350 °C – область $\alpha + \kappa + \text{Mn}_7\text{C}_3$ и ниже 350 °C – область $\alpha + \kappa + \text{Mn}_7\text{C}_3$. Сталь 57-3 также имеет достаточно широкий интервал температур (950 – 1150 °C) для выбора режимов термомеханической обработки, но уже в двухфазной $\gamma + \alpha$ -области.

Таким образом, увеличение содержания алюминия приводит к существенному изменению фазового состава сплавов уже после кристаллизации. Различия в процессах структурообразования в ходе дальнейшей обработки и, соответственно, в конечной структуре и свойствах этих сталей могут только усиливаться.

Специальной технологией выплавки обеспечивали не только близость базового состава сплавов, но также различную скорость кристаллизации и охлаждения за счет разного размера (диаметр 6 и 14 – 16 мм) проб и их охлаждения в воде или на воздухе.

Технология выплавки, отбора и охлаждения проб включала следующие операции. В качестве шихты использовали чистые по примесям исходные материалы: технически чистое железо марки 008ЖР, металлический марганец марки Mn998, электролитический никель Н1, электролитический алюминий. Для создания нейтральной атмосферы в печи использовали в качестве рабочего газа аргон (ВЧ) высокой чистоты по ТУ 6-21-12-94 с объемной долей аргона не менее 99,998 %.

Выплавка сталей 57-1, 57-2, 57-3 производилась в вакуумной индукционной печи. Тигель набивной, материал: 79 % MgO; 10 % Al₂O₃; 1 % CaF₂. В тигель печи помещали шихту: железо, никель и углерод. Нагрев и расплавление шихты производили в вакууме. После полного расплавления шихты и прекращения газыделения в печь вводили аргон до 1 атм. Поддерживали мощность, обеспечивающую постоянное интенсивное перемешивание расплава и нагрев до 1500 – 1550 °C.

Последовательность операций получения проб разного состава была следующей. В расплав вводили алюминий, а затем марганец с тем, чтобы получить после их растворения и перемешивания 0,1 – 0,3 % C, 25 % Mn, 5 % Ni и 5 % Al. После этого из расплава отбирали пробы жидкого металла путем отсасывания в кварцевые трубки с внутренним диаметром 6 мм. Охлаждали часть проб в воде, а часть на воздухе. В оставшийся расплав добавляли алюминий, углерод и марганец с тем, чтобы получить после их растворения и перемешивания 1,4 – 1,7 % C, 25 % Mn, 5 % Ni и 10 % Al. После перемешивания расплава снова отбирали в кварцевые трубки пробы металла. Затем в расплав опять добавляли алюминий и марганец, чтобы получить расплав с 1,2 – 1,4 % C, 25 % Mn, 5 % Ni и 15 % Al. После растворения добавок и перемешивания металла опять отбирали пробы металла в кварцевые трубки и так же охлаждали часть из них в воде, а часть на воздухе. Оставшийся в печи металл состава, соответствующего стали 57-3, сливали в изложницу. Слиток от 800 °C охлаждали на воздухе. Фактический состав полученных образцов представлен в табл. 2.

Быстро охлажденные образцы сплавов 57-1 и 57-2 диаметром 6 мм, а также взятые для сравнения и подробно описанные в работе [27] образцы сплавов 44К, 52К, 54К исследовали на сопротивление и изменение фазового состава при горячей, теплой и холодной деформации.

Горячую и теплую деформации осуществляли сжатием на исследовательском комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800, имитаторе термомеханической обработки. Исследование проводили на образцах цилиндрической формы диаметром 5 мм и высотой 10 мм.

Испытания осуществлялись в рабочей камере модуля для высокотемпературных испытаний (в том числе ударных) на сжатие (осадку) Hydrowedge-II, снабженно-го вспомогательными устройствами для сбора данных и контроля температуры, усилия, величины и скорости перемещения деформирующих штанг и изменения размеров образца в ходе испытания.

Исследования проводились в вакууме (порядка 10⁻⁴ мм.рт.ст.). Температуру контролировали с помощью термопар К-типа, непосредственно приваренных к центральной части и краям образца. Нагрев осуществлялся регулируемым пропусканием электрического тока непосредственно через образец. По окончании де-

формации производилось резкое охлаждение образцов за счет излучения с их поверхности, теплоотвода в деформирующие бойки и, далее, за счет принудительного «обдува» сжатым воздухом.

Горячую деформацию проводили сжатием при температуре 1000 °С со скоростями $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$ и $0,1 \text{ с}^{-1}$ до $\epsilon = 0,5$. Температура деформации отвечала γ -области всех сплавов, скорость деформации 1 с^{-1} близка скорости деформации при обычной прокатке.

Теплую деформацию также осуществляли сжатием со скоростью $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$ до $\epsilon = 0,3$ при температурах 550, 600, 650, 700 и 800 °С, отвечающих различным фазовым областям (рис. 1 – 3 и табл. 3).

Холодную деформацию всех сплавов, за исключением сплава 54К, проводили при комнатной температуре на образцах диаметром 5 мм и длиной 60 мм на испытательной системе Instron 3300 при комнатной температуре путем контроля на трехточечный изгиб по ГОСТ 14019-2003. Испытание заключалось в изгибе образца вокруг оправки под действием статического усилия.

Образцы сплава 54К вырезали из горячекатаных листов толщиной 4 мм и проверяли на растяжение по ГОСТ 1497. Опыты проводили на пропорциональных плоских образцах на разрывной машине марки INSTRON-8801 со скоростью нагружения 2 – 10 мм/мин.

До и после всех испытаний определяли фазовый состав магнитометрическим и рентгеноструктурным анализом, а также измеряли твердость $HV_{0,5}$ образцов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Все образцы сплавов 57-1, 57-2, 57-3 в исходном состоянии имели дендритную структуру с характерным для сравнительно быстро охлаждаемых слитков распределением зон. Литые образцы обоих диаметров имели дефекты, поры, чаще в центре. При этом протяженность зоны направленной кристаллизации больше у образцов сплавов 57-1 и 57-2, чем у сплава 57-3. Образцы сплава 57-3 отличались более резко выраженными дендритами (вероятно за счет большей ликви-

ции), крупным кристаллическим строением, наличием больших рассеянных по всему сечению пор и трещин.

На выбранных визуально бездефектных образцах были проведены измерения твердости по их сечению и механические испытания в широком интервале температур холодной, теплой и горячей деформации, а также оценка фазового состава.

В литом состоянии сплав 57-1 был немагнитен, т. е. имел аустенитную структуру, сплавы 57-2 и 57-3 были магнитными. Результаты рентгеноструктурного анализа подтвердили аустенитную структуру сплава 57-1 и двухфазную ($\gamma + \alpha$) сплавов 57-2 и 57-3.

Расчетные температурные интервалы фазовых областей представлены в табл. 3.

Скорость кристаллизации и охлаждения близких по составу и размеру образцов безникелевых сплавов по междендритному параметру составила $\leq 1 \cdot 10^{-2} \text{ К/с}$ [27].

Магнитность сплава 57-2 даже после наибольшей скорости охлаждения (диаметр образца 6 мм, охлаждение в воде) свидетельствует о возможных ликвициях и высокой скорости распада аустенита.

Сплав 57-3 с 15 % Al по своему среднему составу уже имеет двухфазную ($\gamma + \alpha$) матрицу и благодаря высокотемпературному старению аустенита в нем реализуется наибольшая твердость даже при весьма быстром охлаждении. При обычных и средних скоростях охлаждения возможно дополнительное упрочнение за счет $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и распада (старения) уже α -твердого раствора. Однако во всех вариантах обработок сплав 57-3 остается хрупким. Таким образом, легирование алюминием в количестве более 10 % малоперспективно.

Результаты измерения распределения твердости по сечению литых образцов сплавов приведены в табл. 4. Образцы сплава 57-1 имеют твердость $HV_{0,5} = 133 - 156$ и среднее значение $HV_{0,5} = 152$. Твердость слабо зависит от скорости охлаждения (вода, воздух, разный диаметр литых образцов). В случае максимального диаметра (16 мм) и охлаждения в воде твердость минимальна, наблюдается в целом меньший разброс значений и минимальные значения характерны для центральной зоны образцов. Это может быть связано с ликвицией. Вклад

Таблица 3

Расчетные температурные интервалы фазовых областей сплавов Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C

Table 3. Calculated temperature intervals of phase areas of Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C alloys

Обозначение сплава	Температура, °С						Магнитность при 20 °С
	γ	$\gamma + \alpha$	α	карбиды	M_n	M_d	
57-1	1200 – 550 (C > 0)	<550	–	<550	–163	153	–
57-2	1200 – 900 (C ≥ 1,3)	1200 – 900 (C = 0,1 – 1,3)	–	<800	–	–	+
57-3	–	1200 – 900 (C = 0,05 – 1,45)	1200 – 900 (C ≤ 0,05)	<900	–	–	+

Распределение твердости $HV_{0,5}$ по сечению литых образцов сплавов 57-1, 57-2, 57-3

Table 4. Distribution of hardness $HV_{0,5}$ along cross section of cast samples of the alloys 57-1, 57-2, 57-3

Обозначение сплава	Диаметр образца, мм	Среда охлаждения	$HV_{0,5}$		
			вблизи поверхности	1/2 радиуса	центр
57-1	6	Воздух	153 ± 7	154 ± 6	146 ± 5
		Вода	157 ± 4	148 ± 2	152 ± 4
57-1	16	Воздух	154 ± 5	152 ± 2	156 ± 2
		Вода	156 ± 3	153 ± 6	133 ± 21
57-2	6	Воздух	487 ± 5	493 ± 7	485 ± 6
		Вода	488 ± 9	490 ± 7	329 ± 103
57-2	16	Воздух	495 ± 10	485 ± 16	435 ± 9
		Вода	492 ± 8	487 ± 12	466 ± 41
57-3	6	Воздух	524 ± 8	537 ± 17	566 ± 19
		Вода	544 ± 9	530 ± 10	536 ± 20
57-3	16	Воздух	518 ± 16	539 ± 12	524 ± 40
		Вода	543 ± 20	518 ± 6	517 ± 16

процессов старения не исключен, хотя и невелик из-за малого содержания углерода в сплаве.

Сплавы 57-2 и 57-3 имеют существенно более высокую твердость в литом состоянии за счет большего содержания алюминия и углерода и двухфазной ($\gamma + \alpha$) структуры. Уровень твердости для сплава 57-2 составляет 329 – 495 HV, для сплава 57-3 – 517 – 566 HV. Наблюдается большая, чем в сплаве 57-1, неоднородность твердости по сечению, заметно влияние скорости охлаждения (вода, воздух, разный диаметр сечения), что связано с наложением процессов фазовых превращений ($\gamma \rightarrow \alpha$ и старения).

Диаграммы горячей, теплой и холодной деформации изучаемых сплавов имеют обычный вид. Примеры диаграмм приведены на рис. 4.

Результаты всех испытаний никельсодержащих сплавов, а также для сравнения безникелевого аналога (сплав 44К [27]) приведены в сводной табл. 5. Диаграммы горячей деформации сплавов с 5 % Al, деформируемых в чисто аустенитном состоянии, имеют обычный вид и могут быть с максимумом ($\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$) или без явно выраженного максимума. Диаграммы сплавов 57-2 с ~9 % Al, для которых из-за ликвации и недостаточной гомогенизации деформация могла проходить в неоднородной многофазной области ($\gamma + \alpha + \kappa$), обнаруживали зубчатость (неустойчивость течения), а после закалки в них присутствовала α -фаза.

Анализ параметров диаграмм горячей деформации позволяет выявить следующее. Легирование никелем при прочих равных условиях ускоряет процессы раз-

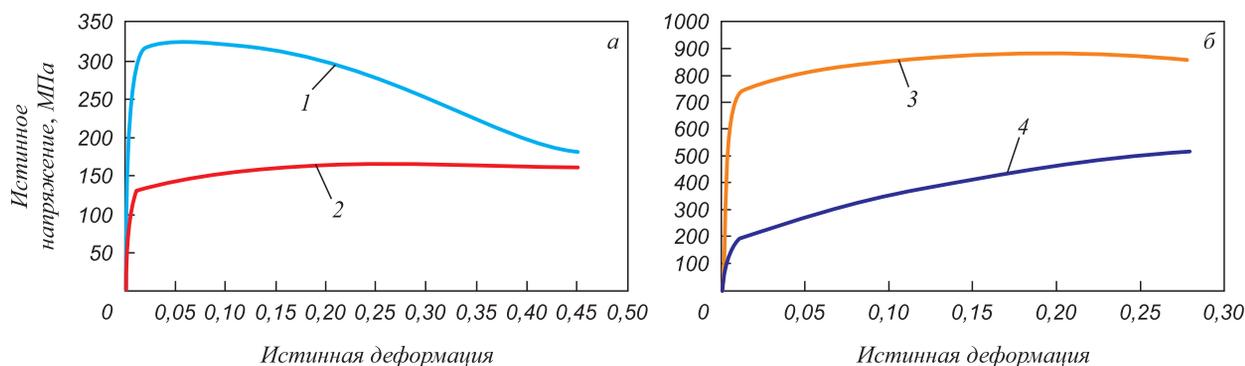


Рис. 4. Диаграммы деформации сжатием:
 а – горячая деформация, $T = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$: 1 – сталь 57-2, $\dot{\epsilon} = 1 \text{ c}^{-1}$; 2 – сталь 57-1, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$;
 б – теплая деформация, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$: 3 – сталь 57-2, $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$; 4 – сталь 57-1, $T = 600 \text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 4. Compression deformation diagrams:
 а – hot deformation, $T = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$: 1 – steel 57-2, $\dot{\epsilon} = 1 \text{ c}^{-1}$; 2 – steel 57-1, $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ c}^{-1}$;
 б – warm deformation, $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ c}^{-1}$: 3 – steel 57-2, $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$; 4 – steel 57-1, $T = 600 \text{ }^\circ\text{C}$

Таблица 5

Сводная таблица параметров сопротивления деформации при разных температурах испытания

Table 5. Summary table of deformation resistance parameters at different test temperatures

Обозначение сплава, состав по основным легирующим элементам	Горячая деформация, сжатие, 1000 °С, $\varepsilon = 0,5$						Теплая деформация, сжатие, $\varepsilon = 0,3$						Холодная деформация, трехточечный изгиб, 20 °С		
	скорость 1 с ⁻¹			скорость 0,1 с ⁻¹			скорость 0,1 с ⁻¹			скорость ~0,01 с ⁻¹					
	σ_1 , МПа	σ_{max} , МПа	ε_{max}	σ_1 , МПа	σ_{max} , МПа	ε_{max}	σ_1 , МПа	σ_{max} , МПа	ε_{max}	σ_1 , МПа	σ_{30} , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ϕ , град	
57-1 Fe – 23,5 Mn – 5,2 Ni – 4,1 Al – 0,09 C	146	209	–	129	168	0,18	187	577 (600 °С)	357	663	131	ФС: до деформации/после деформации			
	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ				
	–	–	–	180	0,18	0,18	–	870 (550 °С)	350	1095	128	ФС: до деформации/после деформации			
44К** Fe – 24,1 Mn – 5,3 Al – 0,04 C	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	ФС: до деформации/после деформации			
	–	–	–	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	γ/γ				
	162	214	–	123	170	0,18	169	489 (700 °С)	–	–	–	ФС: до деформации/после деформации			
52К** Fe – 24,5 Mn – 4,8 Ni – 4,4 Al – 0,15 C	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	ХД, растяжение			
	171	232	–	132	169	0,15	281	635 (700 °С)	590	995	39	ФС: до деформации/после деформации			
	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–				
54К** Fe – 24,1 Mn – 4,7 Ni – 4,9 Al – 1,47 C	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	$\gamma + \kappa + (\alpha)/\gamma + (\kappa)$	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	Хрупкое разрушение			
	299	324	–	192	197	– (зуб и площадка текучести)	726	880 (650 °С)	–	–	–	ФС: до деформации/после деформации			
	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–				
57-2 Fe – 23,9 Mn – 5,5 Ni – 8,9 Al – 1,71 C	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$				
	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–				

* ФС – фазовый состав. При температуре деформации – расчетные данные, после закалки – экспериментальные данные.

** Сплавы, взятые для сравнения [26, 28, 29]

упрочнения, что приводит к небольшому снижению сопротивления горячей деформации σ_{\max} (см. табл. 5 для сплавов 57-1 и 44К).

Повышение содержания углерода (сравнение сплавов 57-1 с 52К и 54К) практически не привело к изменению σ_{\max} . Алюминий (см. сплавы 57-1 и 57-2) заметно повышает сопротивление деформации. При этом растут значения σ_1 и σ_{\max} , т. е. растет и деформационное упрочнение и тормозятся процессы разупрочнения. С ростом скорости деформации (см. данные для $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$) влияние алюминия проявляется сильнее. Это может быть связано с торможением процессов диффузии и сопутствующих изменений процессов рекристаллизации.

Все образцы сплавов с содержанием $\text{Al} \leq 10\%$ продеформировались без разрушения при температурах теплой деформации (550–800 °С) до $\epsilon = 0,3$ при $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$, т. е. такие сплавы достаточно пластичны и в литом состоянии.

Сплав 57-3 хрупок при всех исследованных температурах. По-видимому, легирование 15 % Al нетехнологично для высокомарганцевых композиций. Для окончательного заключения необходимы дополнительные исследования.

Диаграммы сплавов, деформированных четко в аустенитной области (сплав 57-1, 600 °С), не имели зубчатости, с ростом температуры сопротивление деформации σ_1 и σ_{30} и деформационное упрочнение падали (см. табл. 5). Уровень сопротивления теплой деформации естественно выше, чем горячей деформации. После резкого охлаждения по окончании деформации сплавы оставались немагнитными, аустенитными.

Твердость возрастала интенсивнее, чем в случае горячей деформации, так для сплава 57-1 после теплой деформации при 600 °С, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon = 0,3$ и закалки $\text{HV}_{0,5} = 261$, а после горячей деформации при 1000 °С, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon = 0,5$ и закалки $\text{HV}_{0,5} = 171$.

Теплая деформация при температурах, когда могло заметно развиваться старение (сплавы 44К, 550 °С; 57-2, 650 °С) и дополнительное полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение (сплав 57-2, 650 °С), сопровождалась появлением зубчатости и даже площадки текучести на диаграммах деформации и более сильным деформационным упрочнением. Эффекты упрочнения были тем сильнее, чем выше содержание углерода и алюминия в сплавах. После деформации и закалки сплав 57-2 был магнитным. Вполне возможно, что и при температурах деформации они имели структуру $\alpha + \gamma + \kappa$.

Испытания литых сплавов на трехточечный изгиб при комнатной температуре показали, что высокоуглеродистые сплавы с ~10 % Al (57-2) разрушаются хрупко, т. е. не пригодны для низкотемпературной эксплуатации в условиях даже небольших растягивающих нагрузок.

Аустенитные высокомарганцевые сплавы с 5 % Al как с низким (57-1, 44К, 52К), так и с высоким (54К)

содержанием углерода обладают достаточно высокой пластичностью и прочностью (см. табл. 5) и отличаются высокой стабильностью аустенита.

Легирование никелем повышает пластичность и, возможно, снижает деформационное упрочнение. Так при равных значениях $\sigma_{0,2}$ и ϕ , $\sigma_{\text{в}}$ сплава 44К больше, чем $\sigma_{\text{в}}$ сплава 57-1, а сплав 54К вообще удалось деформировать растяжением на 39 %.

Выводы

Экспериментально показано, что высокомарганцевые сплавы (с 25 % Mn) с содержанием до 5–7 % Al могут рассматриваться как высокопрочные хладостойкие с термически и механически стабильным аустенитом вплоть до содержания углерода ~1,5 %. Стали могут выполняться как литейными, так и деформируемыми. Дополнительное легирование 5 % Ni повышает пластичность при холодной деформации и усиливает эффекты старения при температурах теплой деформации.

При содержании алюминия больше 8–10 % необходима дополнительная коррекция состава и технологических режимов обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Moor E.D., Gibbs P.J., Speer J.G., Matlock D. Strategies for third-generation advanced high-strength steel development // *Iron and Steel Technology*. 2010. Vol. 7. No. 11. P. 133–144.
2. Kim S., Kim G., Chin K. Development of high manganese TWIP steel with 980 MPa tensile strength // *Proc. of the Int. Conf. on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels*, 15–18 June 2008, Orlando. – USA, Orlando, 2008. P. 249–256.
3. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High nitrogen steels: today and tomorrow // *Proc. of the 11th Int. Conf. on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, 27–29 September 2012, Chennai. – India, Chennai: VRK Printing House. 2013. P. 11–22.
4. Frommeyer G., Bruex U. Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe–Mn–Al–C light-weight TRIPLEX steels // *Steel Research International*. 2006. Vol. 77. No. 9. P. 627–633.
5. Ishida K., Ohtani H., Satoh N. etc. Phase equilibria in Fe–Mn–Al–C alloys // *ISIJ International*. 1990. Vol. 30. No. 8. P. 680–686.
6. Горецкий Г.П., Горев К.В. Фазовые равновесия в сплавах системы Fe–Mn–Al–C // *Известия АН СССР. Металлургия*. 1990. № 2. С. 218–222.
7. Acelrad O., Kalashnikov I.S., Silva E.M. etc. Phase transformation in Fe–Mn–Al–C austenite steels with Si addition // *Metallurgical and Materials Transactions. A*. 2002. Vol. 33. No. 11. P. 3569–3573.
8. Сторчак Н.А., Драчинская А.Г. Природа упрочнения Fe–Mn–Al–C сплавов при старении // *Физика металлов и металловедение*. 1977. Т. 44. № 2. С. 373–380.
9. Sato K., Tagawa K., Inoue Y. Modulated structure and magnetic properties of age-hardenable Fe–Mn–Al–C alloys // *Metallurgical Transactions. A*. 1990. Vol. 21. No. 1. P. 5–11.
10. Han K.H., Choo W.K., Choi D.Y., Hong S.P. Age hardening in Fe–Mn–Al–C austenitic alloys // *TMS-AIME*. 1987. P. 91–106.
11. Han H.N., Oh C.-S., Kim G., Kwon O. Design method for TRIP-aided multiphase steel based on a microstructure-based modeling for transformation-induced plasticity and mechanically induced martensitic transformation // *Materials Science and Engineering. A*. 2009. Vol. 499. No. 1. P. 462–468.

12. Pottore N., Fonstein N., Gupta I., Bhattacharya D. A family of 980 MPa tensile strength advanced high strength steels with various mechanical property attributes // Proc. of the Int. Conf. on Advanced high-strength sheet steels for automotive applications, 6–9 June 2004, Colorado. – USA, Colorado: Winter Park, 2004. P. 119 – 129.
13. Kimura Y., Handa K., Hayashi K., Mishima Y. Microstructure control and ductility improvement of the two-phase γ -Fe/ κ -(Fe, Mn)₃AlC alloys in the Fe–Mn–Al–C quaternary system // *Intermetallics*. 2004. Vol. 12. No. 6. P. 607 – 617.
14. Kimura Y., Hayashi K., Handa K., Mishima Y. Microstructural control for strengthening the γ -Fe/E21-(Fe, Mn)₃AlC alloys // *Materials Science and Engineering. A*. 2002. Vol. 329 – 331. P. 680 – 685.
15. Choo W.K., Kim J.H. Microstructural and mechanical property changes on precipitation of intermetallic κ' cubic carbide phase in the Fe–Mn(Ni)–Al–C solid solution // Proc. of the Int. Conf. on Thermomechanical processing of steels and other materials (THERMEC'97), 7 – 11 July 1997, Wollongong. – Australia, Wollongong: TMS, Warrendale, Pa, 1997. P. 1631 – 1637.
16. Kalashnikov I., Shalkevich A., Acelrad O., Pereira L.C. Chemical composition optimization for austenitic steels of the Fe–Mn–Al–C system // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000. Vol. 9. No. 6. P. 597 – 602.
17. Kalashnikov I.S., Acelrad O., Shalkevich A. etc. Heat treatment and thermal stability of Fe–Mn–Al–C alloys // *Journal of Materials Processing Technology*. 2003. Vol. 136. No. 1 – 3. P. 72 – 79.
18. Acelrad O., Kalashnikov I.S., Silva E.M. etc. Diagram of phase transformation in the austenite of hardened alloy Fe–28 % Mn–8.5 % Al–1 % C–1.25 % Si as a result of aging due to isothermal heating // *Metal Science and Heat Treatment*. 2006. Vol. 48. No. 11 – 12. P. 543 – 553.
19. Tian X., Tian R., Wei X., Zhang Y. Effect of Al content on work hardening in austenitic Fe–Mn–Al–C alloys // *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2004. Vol. 43. No. 2. P. 183 – 192.
20. Chiou S.-T., Cheng W.-C., Lee W.-S. Strain rate effects on the mechanical properties of a Fe–Mn–Al alloy under dynamic impact deformations // *Materials Science and Engineering. A*. 2005. Vol. 392. No. 1 – 2. P. 156 – 162.
21. Acelrad O., Pereira L.C., Dille J., Delplancke J.-L. Room-temperature cleavage fracture of Fe–Mn–Al–C steels // *Metallurgical and Materials Transactions. A*. 2004. Vol. 35. No. 12. P. 3863 – 3866.
22. Hallstedt B., Khvan A.V., Lindahl B.B. etc. PrecHiMn-4 – A thermodynamic database for high-Mn steels // *Calphad*. 2017. Vol. 56. P. 49 – 57.
23. Zheng W., He S., Selleby M. etc. Thermodynamic assessment of the Al–C–Fe system // *Calphad*. 2017. Vol. 58. P. 34 – 49.
24. Zheng W., Lu X.-G., Mao H. etc. Thermodynamic modeling of the Al–C–Mn system supported by ab initio calculations // *Calphad*. 2018. Vol. 60. P. 222 – 230.
25. Bronz A.V., Kaputkin D.E., Kaputkina L.M. etc. Effect of chemical composition on the crystal lattice and physical properties of iron-manganese alloys with high content of aluminum // *Metal Science and Heat Treatment*. 2014. Vol. 55. No. 11 – 12. P. 647 – 651.
26. Svyazhin A.G., Bazhenov V.E., Kaputkina L.M. etc. Nitrogen in Fe–Mn–Al–C-based system // *CIS Iron and Steel Review*. 2016. Vol. 12. P. 13 – 17.
27. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Kaputkin D.E. etc. Effect of Mn, Al, Ni and C content on the equilibrium phase composition of alloys based on the Fe–Mn–Al–C system // *Metallurgist*. 2016. Vol. 59. No. 11 – 12. P. 1075 – 1080.
28. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V. Hardening of austenitic nitrogen high-manganese aluminum alloys under heat and thermomechanical treatment // *Metal Science and Heat Treatment*. 2016. Vol. 57. No. 11. P. 705 – 712.
29. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V., Kindop V.E. Strength of “light” ferritic and austenitic steels based on the Fe–Mn–Al–C system // *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. Vol. 58. No. 9 – 10. P. 515 – 519.

Поступила в редакцию 25 октября 2019 г.
После доработки 21 ноября 2019 г.
Принята к публикации 24 января 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 1, pp. 47–56.

LIGHT NON-MAGNETIC STEELS BASED ON Fe – 25 Mn – 5 Ni – Al – C SYSTEM

L.M. Kaputkina, A.G. Svyazhin, I.V. Smarygina, V.E. Kindop

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

Abstract. The influence of aluminum (5 – 10 %) and carbon (0.04 – 1.7 %) contents on phase transformations, structure formation processes and mechanical properties of Fe – 25Mn – 5Ni – Al – C steels was studied theoretically and experimentally. The authors have estimated intervals of optimal crystallization regimes and subsequent deformation-thermal effects for obtaining austenitic steels with high specific strength. Measurements of hardness on the section of samples and mechanical tests in a wide interval of temperatures of cold, warm and hot deformation were performed as well as the assessment of phase structure of steels (alloys) on the basis of Fe – 25Mn – 5Ni – Al – C. In a cast state alloy with 5 % of Al was non-magnetic, i.e. it had austenitic structure; alloys with 10 – 15 % of Al were magnetic with two-phase structure ($\gamma + \alpha$). Aluminum considerably increases deformation resistance. At the same time values σ_1 and σ_{max} grow, i.e. also deformation hardening grows and softening processes are slowed down. With growth of deformation rate, influence of Al becomes stronger. Austenitic high-manganese alloys with 5 % of Al both with low and with high content of carbon have rather high plasticity and durability, and differ in high stability of austenite. Alloying with nickel increases plasticity. Alloys with Al less than 10 % are rather plastic also in a cast state. High-manganese (from 25 % of Mn)

alloys with Al content to 5 – 7 % can be considered as high-strength cold-resistant and heat-resistant with thermally and mechanically stable austenite up to carbon content ~1.5 %.

Keywords: austenitic high-manganese light-weight steels, aluminum content, alloying with nickel, durability, plasticity, stability, impact resistance, abrasion strength, ferrite bond, silicate bond.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-47-56

REFERENCES

1. Moor E.D., Gibbs P.J., Speer J.G., Matlock D. Strategies for third-generation advanced high-strength steel development. *Iron and Steel Technology*. 2010, vol. 7, no. 11, pp. 133–144.
2. Kim S., Kim G., Chin K. Development of high manganese TWIP steel with 980 MPa tensile strength. In: *Proc. of the Int. Conf. on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels, 15–18 June 2008, Orlando, USA*. Orlando, 2008, pp. 249–256.
3. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High nitrogen steels: today and tomorrow. In: *Proc. of the 11th Int. Conf. on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012), 27 – 29 September 2012, Chennai*. India, Chennai: VRK Printing House, 2013, pp. 11–22.
4. Frommeyer G., Bruex U. Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe–Mn–Al–C light-weight TRIPLEX steels. *Steel Research International*. 2006, vol. 77, no. 9, pp. 627–633.

5. Ishida K., Ohtani H., Satoh N., Kainuma R., Nishizawa T. Phase equilibria in Fe–Mn–Al–C alloys. *ISIJ International*. 1990, vol. 30, no. 8, pp. 680–686.
6. Goretskii G.P., Gorev K.V. Phase equilibria in Fe–Mn–Al–C alloys. *Izvestiya AN SSSR. Metallurgiya*. 1990, no. 2, pp. 218–222. (In Russ.)
7. Acelrad O., Kalashnikov I.S., Silva E.M., Simao R.A., Acheate C.A., Pereira L.C. Phase transformation in Fe–Mn–Al–C austenite steels with Si addition. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002, vol. 33, no. 11, pp. 3569–3573.
8. Storchak N.A., Drachinskaya A.G. Strengthening of Fe–Mn–Al–C alloys during ageing. *Physics of Metals and Metallography*. 1977, vol. 44, no. 2, pp. 123–130.
9. Sato K., Tagawa K., Inoue Y. Modulated structure and magnetic properties of age-hardenable Fe–Mn–Al–C alloys. *Metallurgical Transactions A*. 1990, vol. 21, no.1, pp. 5–11.
10. Han K.H., Choo W.K., Choi D.Y., Hong S.P. Age hardening in Fe–Mn–Al–C austenitic alloys. *TMS-AIME*. 1987, pp. 91–106.
11. Han H.N., Oh C.-S., Kim G., Kwon O. Design method for TRIP-aided multiphase steel based on a microstructure-based modeling for transformation-induced plasticity and mechanically induced martensitic transformation. *Materials Science and Engineering A*. 2009, vol. 499, no. 1, pp. 462–468.
12. Pottore N., Fönstein N., Gupta I., Bhattacharya D. A family of 980 MPa tensile strength advanced high strength steels with various mechanical property attributes. In: *Proc. of the Int. Conf. on Advanced high-strength sheet steels for automotive applications, 6–9 June 2004, Colorado, USA, Colorado: Winter Park, 2004*, pp. 119–129.
13. Kimura Y., Handa K., Hayashi K., Mishima Y. Microstructure control and ductility improvement of the two-phase γ -Fe/ κ -(Fe, Mn)₃AlC alloys in the Fe–Mn–Al–C quaternary system. *Intermetallics*. 2004, vol. 12, no. 6, pp. 607–617.
14. Kimura Y., Hayashi K., Handa K., Mishima Y. Microstructural control for strengthening the γ -Fe/E21–(Fe, Mn)₃AlC_x alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2002, vol. 329–331, pp. 680–685.
15. Choo W.K., Kim J.H. Microstructural and mechanical property changes on precipitation of intermetallic k' cubic carbide phase in the Fe–Mn(Ni)–Al–C solid solution. In: *Proc. of the Int. Conference on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials (THERMEC'97), 7–11 July 1997, Wollongong, Australia, Wollongong: TMS, Warrendale, Pa, 1997*, pp. 1631–1637.
16. Kalashnikov I., Shalkevich A., Acelrad O., Pereira L.C. Chemical composition optimization for austenitic steels of the Fe–Mn–Al–C system. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000, vol. 9, no. 6, pp. 597–602.
17. Kalashnikov I.S., Acelrad O., Shalkevich A., Chumakova L.D., Pereira, L.C. Heat treatment and thermal stability of Fe–Mn–Al–C alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003, vol. 136, no. 1–3, pp. 72–79.
18. Acelrad O., Kalashnikov I.S., Silva E.M., Khadyev M.S., Simao R.A. Diagram of phase transformation in the austenite of hardened alloy Fe – 28 % Mn – 8.5 % Al – 1 % C – 1.25 % Si as a result of aging due to isothermal heating. *Metal Science and Heat Treatment*. 2006, vol. 48, no. 11–12, pp. 543–553.
19. Tian X., Tian R., Wei X., Zhang Y. Effect of Al content on work hardening in austenitic Fe–Mn–Al–C alloys. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2004, vol. 43, no. 2, pp. 183–192.
20. Chiou S.-T., Cheng W.-C., Lee W.-S. Strain rate effects on the mechanical properties of a Fe–Mn–Al alloy under dynamic impact deformations. *Materials Science and Engineering A*. 2005, vol. 392, no. 1–2, pp. 156–162.
21. Acelrad O., Pereira L.C., Dille J., Delplanche J.-L. Room-temperature cleavage fracture of Fe–Mn–Al–C steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004, vol. 35, no. 12, pp. 3863–3866.
22. Hallstedt B., Khvan A.V., Lindahl B.B., Selleby M., Liu S. PrecHiMn-4 – A thermodynamic database for high-Mn steels. *Calphad*. 2017, vol. 56, pp. 49–57.
23. Zheng W., He S., Selleby M., He Y., Li L., Lu X.-G., Ågren J. Thermodynamic assessment of the Al–C–Fe system. *Calphad*. 2017, vol. 58, pp. 34–49.
24. Zheng W., Lu X.-G., Mao H., He Y., Selleby M., Li L. Ågren J. Thermodynamic modeling of the Al–C–Mn system supported by ab initio calculations. *Calphad*. 2018, vol. 60, pp. 222–230.
25. Bronz A.V., Kaputkin D.E., Kaputkina L.M., Kindop V.E., Svyazhin A.G. Effect of chemical composition on the crystal lattice and physical properties of iron-manganese alloys with high content of aluminum. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014, vol. 55, no. 11–12, pp. 647–651.
26. Svyazhin A.G., Bazhenov V.E., Kaputkina L.M., Smarygina I.V., Kindop V.E. Nitrogen in Fe–Mn–Al–C-based system. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 13–17.
27. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Kaputkin D.E., Bazhenov V.E., Bronz A.V., Smarygina I.V. Effect of Mn, Al, Ni and C content on the equilibrium phase composition of alloys based on the Fe–Mn–Al–C system. *Metallurgist*. 2016, vol. 59, no. 11–12, pp. 1075–1080.
28. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V. Hardening of austenitic nitrogen high-manganese aluminum alloys under heat and thermomechanical treatment. *Metal Science and Heat Treatment*. 2016, vol. 57, no. 11, pp. 705–712.
29. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V., Kindop V.E. Strength of “light” ferritic and austenitic steels based on the Fe–Mn–Al–C system. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 58, no. 9–10, pp. 515–519.

Information about the authors:

L.M. Kaputkina, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Chief Researcher of the Chair “Metal Forming” (kaputkina@mail.ru)
A.G. Svyazhin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection
I.V. Smarygina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Plastic Deformation of Special Alloys
V.E. Kindop, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Deputy Head of Science Department

Received October 25, 2019

Revised November 21, 2019

Accepted January 24, 2020

УДК 621.746.62:669.13

ЗАВИСИМОСТЬ ОТБЕЛА ЧУГУНА ОТ ЕГО УГЛЕРОДНОГО ЭКВИВАЛЕНТА

*Тен Э.Б., д.т.н., профессор кафедры «Литейные технологии и художественная
обработка материалов» (edis_ten@mail.ru)*

*Коль О.А., старший преподаватель кафедры «Литейные технологии и художественная
обработка материалов» (kohlolga@mail.ru)*

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский проспект, 4)**

Аннотация. Исследована количественная связь показателей отбела чугуна (протяженности отбеленного слоя H и объемной доли в нем ледебурита Q_n) с его углеродным эквивалентом C_E . Эти данные позволяют с высокой вероятностью прогнозировать развитие процесса формирования отбеленного поверхностного слоя при изготовлении отливок различной толщины из чугуна разного химического состава. Объектом исследования являлись нелегированные чугуны индукционной плавки восьми вариантов химического состава с углеродным эквивалентом от 3,30 до 5,53 %. Из этих чугунов в песчаной форме с нижним холодильником изготавливали ступенчатые отливки с размерами ступенек 100×60 мм толщиной 5, 10, 20 и 40 мм. Протяженность (глубину) отбеленного слоя измеряли в изломах отливок и оценивали по толщине зоны чистого отбела. Объемную долю ледебурита определяли металлографическим методом с применением компьютерной программы «Nexsys-Imageexpertpro 3». Согласно экспериментальным данным, при толщине отливок 5 и 10 мм сквозной (на всю толщину) чистый отбел формируется при углеродном эквиваленте $\leq 4,08$ % и $\leq 3,67$ % соответственно. В отливках толщиной 20 и 40 мм зона чистого отбела отсутствует, при этом глубина отбеленного переходного слоя возрастает с уменьшением углеродного эквивалента, но снижается с увеличением толщины отливки X . Установлено, что зависимость H от C_E имеет экспоненциальный характер и описывается уравнением типа $H = A \exp(-kC_E)$, где A и k – эмпирические коэффициенты. Объемная доля ледебурита у поверхности контакта отливки с холодильником во всех пробах составляет ~90 %, но по мере удаления от поверхности уменьшается с разной интенсивностью в зависимости от величины углеродного эквивалента и толщины отливки. Математической обработкой экспериментальных данных, полученных на расстоянии 5 мм от поверхности контакта отливки с холодильником, установлено, что количественная связь Q_n в отбеленном слое отливки со значением C_E

описывается экспоненциальной зависимостью $Q_n = 1000 \left(\frac{7}{X + 10} \right) \exp(-C_E)$.

Ключевые слова: песчаная форма, чугун, индукционная плавка, углеродный эквивалент, ступенчатая проба, толщина отливки, излом, глубина отбела, микроструктура, объемная доля ледебурита.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-57-62

ВВЕДЕНИЕ

Наличие отбеленного слоя на поверхности отливок из чугуна может являться как признаком их дефектности по несоответствию структуры, так и технически регламентированным [1 – 3]. Поэтому исследованию факторов, влияющих на его формирование, уделяется пристальное внимание [4 – 8].

Формирование отбела является следствием метастабильной кристаллизации чугуна с образованием вместо аустенитно-графитной эвтектики ледебурита, представляющего собой аустенитно-цементитную эвтектику. Ледебури́т имеет высокую твердость из-за присутствия в нем цементита Fe_3C , поэтому наличие отбела затрудняет механическую обработку отливок. Вследствие этого формирование отбеленного слоя на отливках из серого чугуна является нежелательным. В данных случаях необходимо решать прямую задачу – устранить отбел. Это можно сделать путем проведения графитизирующего отжига, при котором цементит распадается на аустенит и графит [9]. Однако этот способ

исправления дефекта малоэффективен из-за затратности и низкой производительности. Поэтому чаще применяют методы предупреждения формирования отбела путем варьирования составом чугуна [4], оптимизации температуры заливки форм [6], условий формирования отливок [7], графитизирующего модифицирования расплава перед разливкой [10, 11], а также других технологических решений.

Вместе с тем, отливки из отбеленного чугуна применяют во многих устройствах как износостойкие детали, в том числе в качестве валков металлургического и неметаллургического оборудования, рабочих элементов дробилок, мельниц, крановых колес и др. [1, 10 – 13]. Поэтому исследованию свойств чугунных отливок с отбеленным поверхностным слоем посвящены многие работы [1, 14 – 17]. При этом при производстве отливок из отбеленного чугуна необходимо решать обратную задачу – получить на отливках отбеленный слой требуемой протяженности [1].

Следовательно, для решения как прямой, так и обратной задачи необходимы знания о факторах,

оказывающих влияние на формирование ледебурита в чугунных отливках, таких как высокая скорость затвердевания отливок [1, 18], повышенное содержание в чугуне растворенных газов (водорода и кислорода) [19, 20], пониженное содержание в нем углерода и кремния [21], присутствие различных легирующих элементов [22, 23] и введение добавок [24]. В связи с этим проводятся различные исследования, направленные на управление процессом формирования отбеленного слоя на поверхности отливок. В частности, исследуется влияние различных факторов на кинетику и теплофизические аспекты затвердевания отливок из чугуна [7, 22 – 24], проводится компьютерное моделирование процесса формирования структуры и свойств отбеленного чугуна [25].

Вместе с тем, наиболее важным фактором управления процессом формирования отбела на поверхности отливок из серого чугуна является углеродный эквивалент C_E . Он представляет собой показатель эквивалентного (кажущегося) содержания углерода [12], который учитывает вклад компонентов чугуна на его положение относительно эвтектического состава на псевдо двойной диаграмме состояния железо – углерод. Численное значение C_E определяют по соотношению [26]

$$C_E = C + 0,30Si + 0,33P + 0,40S - 0,03Mn. \quad (1)$$

Склонность чугунов к отбелу исследована во многих работах [1, 3, 4, 11, 22 – 25, 27]. Однако до настоящего времени не установлена количественная связь показателей отбела чугуна (протяженности отбеленного слоя на отливках и объемной доли в нем ледебурита) от углеродного эквивалента.

Целью работы является установление зависимости показателей отбела чугуна от величины его углеродного эквивалента для прогнозируемого управления процессом его формирования при изготовлении отливок

Химический состав исследованных чугунов и значения их углеродного эквивалента

Chemical composition of studied cast irons and value of their carbon equivalent

Номер плавки	Содержание элементов в чугуне, % (по массе)					Углеродный эквивалент C_E
	C	Si	Mn	S	P	
1	4,00	1,69	0,70	0,032	0,100	4,53
2	3,98	1,71	0,68	0,030	0,100	4,52
3	3,60	1,52	0,67	0,036	0,086	4,08
4	3,57	1,53	0,67	0,034	0,085	4,05
5	3,23	1,39	0,66	0,037	0,088	3,67
6	3,20	1,35	0,68	0,036	0,086	3,63
7	2,94	1,33	0,67	0,038	0,085	3,36
8	2,89	1,29	0,68	0,038	0,085	3,30

различной толщины из чугуна разного химического состава.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектом исследования являлись отливки из чугунов с углеродным эквивалентом C_E от 3,3 до 4,5 % (см. таблицу).

Чугуны плавил в индукционной тигельной печи из доменного литейного чугуна марки Л6, %: 4,4 С; 1,8 Si; 0,80 Mn; 0,034 S; 0,10 P и лома углеродистой стали, %: 0,2 С; 0,13 Si; 0,70 Mn; 0,05 S; 0,04 P. После расплавления шихты жидкий чугун перегревали до 1400 °С и выдерживали в печи в течение 10 мин. Затем его выпускали в ковш и при температуре 1350 °С разливали в песчаные формы, в которых получали четырехступенчатые отливки размером 100×60 мм и толщиной 5, 10, 20 и 40 мм. Для провоцирования отбела в соответствии с рекомендациями [3, 28] пробы отливали с нижним стальным холодильником толщиной 12 мм (рис. 1).

В отбеленных отливках в поверхностном слое выделяли, как рекомендовано в работах [11, 14], три зоны: зону чистого отбела I у поверхности, зону частичного отбела II за ней и зону серого чугуна III на большей глубине (рис. 2, а).

В настоящей работе отбел оценивали по протяженности зоны I [3, 14] и, также как в работе [18], по объемной доле ледебурита в зонах I и II. Для этого каждую ступенчатую отливку ломали на примерно две равные части. Одну часть использовали для измерения по излому протяженности зоны I отбеленного слоя (см. рис. 1, б). Из другой части изготавливали шлиф и получали металлографическое изображение микроструктуры чугуна. В нем по методике, изложенной в работе [18], выделяли ледебурит (рис. 2, б). Далее с помо-

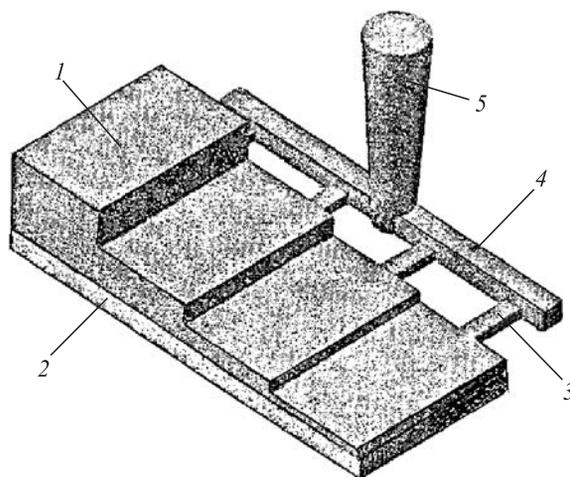


Рис. 1. Схема изготовления ступенчатых отливок: 1 – отливки; 2 – холодильник; 3 – питатели; 4 – литниковый ход; 5 – стояк

Fig. 1. Scheme of production of step-by-step castings: 1 – castings, 2 – chiller, 3 – gates, 4 – runner, 5 – downright

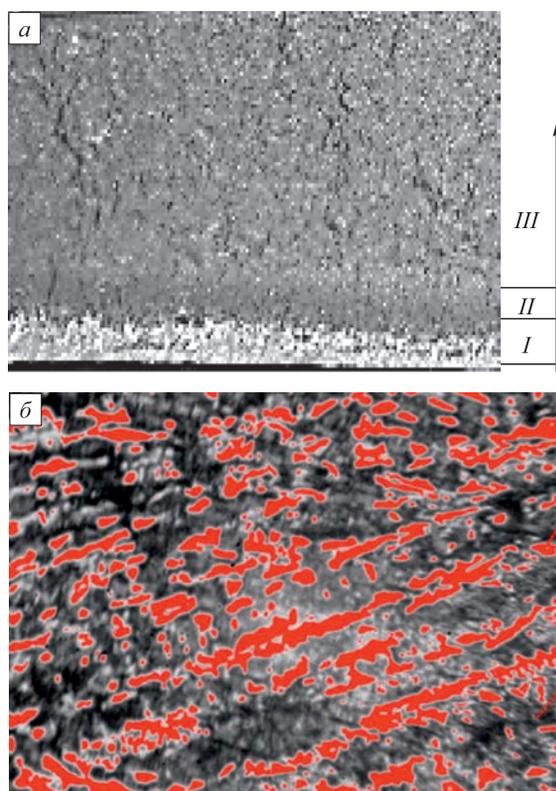


Рис. 2. Фрагмент излома отливки с отбеленным слоем: I – зона чистого отбела; II – зона частичного отбела; III – зона серого чугуна (а) и микроструктура отбеленного слоя с ледебуритом (б)

Fig. 2. Fracture fragment of the casting with chilled layer: I – zone of full chill; II – zone of not full chill; III – zone of grey cast iron (a) and microstructure of chilled layer with ledeburite (withdrawed by red color) (b)

щью компьютерной программы «Nexsys-Image expert pro 3» подсчитывали объемную долю ледебурита.

При математической обработке экспериментальных данных вид уравнения регрессии выбирался, исходя из характера экспериментальной зависимости. При этом расчет параметров (коэффициентов) уравнения регрессии проводили с помощью метода наименьших квадратов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОСУЖДЕНИЕ

Результаты измерения протяженности зоны чистого отбела на отливках из чугунов с различным углеродным эквивалентом приведены на рис. 3.

Как видно, при изменении углеродного эквивалента чугуна в пределах 3,30 – 4,53 % C все отливки толщиной от 5 до 40 мм имеют отбеленный поверхностный слой с протяженностью зоны I от 2,6 до 15,9 мм. При этом на отливках толщиной 5 мм при углеродном эквиваленте $C_E \leq 4,1$ % наблюдается сквозной отбел. Такой же эффект наблюдается на отливках толщиной 10 мм при углеродном эквиваленте $C_E \leq 3,7$ %. Данные, полученные на отливках толщиной 20 и 40 мм, четко показывают существенную зависимость глубины отбелен-

ного слоя H от величины углеродного эквивалента C_E . Так, на отливках толщиной 20 мм значение H возрастает в 5 раз (с 3,5 до 17,6 мм) при снижении углеродного эквивалента C_E с 4,5 до 3,3 %. При толщине отливок 40 мм при таком же изменении C_E значение H возрастает в 6 раз (с 2,6 до 15,9 мм).

Математическая обработка данных, полученных на отливках толщиной 20 и 40 мм, показала, что зависимость H от C_E описывается экспоненциальным уравнением типа $H = A \exp(-kC_E)$, где A и k – эмпирические коэффициенты. В частности, для отливок указанной толщины она соответственно имеет вид:

$$H_{20} = 1826,2 \exp(-1,43C_E) \text{ при } R^2 = 0,9992; \quad (2)$$

$$H_{40} = 1609,3 \exp(-1,35C_E) \text{ при } R^2 = 0,9916. \quad (3)$$

Из рис. 3 и соотношений (2) и (3) следует, что с увеличением толщины отливок X глубина отбеленного слоя H уменьшается.

Метод оценки склонности чугуна к отбелу по толщине отбеленного слоя применяют как в научных исследованиях [18, 24], так и в производственных условиях [3, 28]. Однако он недостаточно точен и не дает полную характеристику структуры поверхностного слоя чугунных отливок. Более адекватна оценка по количеству ледебурита в структуре зон I и II поверхностного отбеленного слоя [18]. На рис. 4 показана схема распределения объемной доли ледебурита по сечению отливок разной толщины.

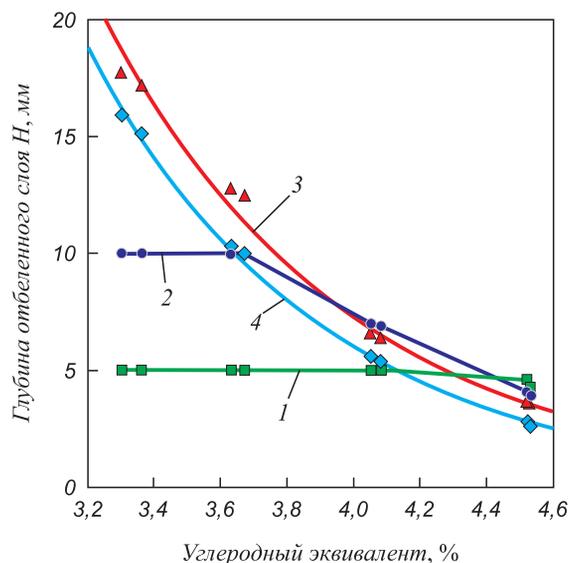


Рис. 3. Влияние углеродного эквивалента на глубину отбеленного слоя в отливках толщиной 5 мм (1); 10 мм (2); 20 мм (3); 40 мм (4) (маркерами показаны экспериментальные точки, черными линиями аппроксимирующие кривые)

Fig. 3. Influence of carbon equivalent on the depth of chilled layer in castings with the width of 5 mm (1); 10 mm (2); 20 mm (3); 40 mm (4) (markers indicate the experimental points, black lines indicate the approximating curves)

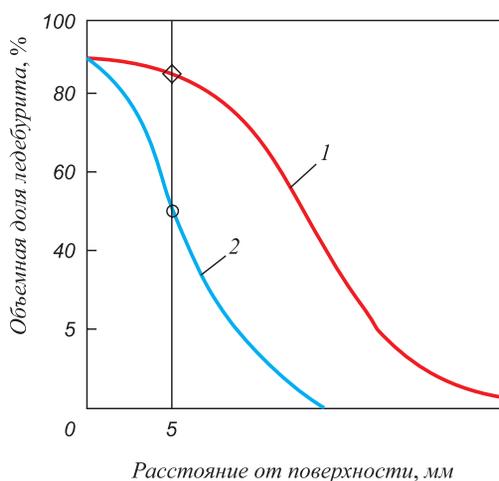


Рис. 4. Схема распределения объемной доли ледобурита по сечению отливок толщиной 20 (1) и 40 (2) мм при углеродном эквиваленте чугуна $C_E = 3,30\%$

Fig. 4. Scheme of ledeburite volume quota distribution along the castings section in with the thickness of 20 (1) and 40 (2) mm at cast iron carbon equivalent $C_E = 3.30\%$

Объемная доля ледобурита Q_L у поверхности контакта отливки с холодильником при всех ее толщинах примерно одинакова и составляет $\sim 90\%$, но по мере увеличения расстояния от поверхности она уменьшается. При этом у самой поверхности значения Q_L при изменении C_E и толщины отливок X различаются незначительно. Поэтому проведено сравнение данных, полученных на расстоянии 5 мм от поверхности отливки (см. рис. 4). Результаты приведены на рис. 5.

Данные рис. 5 показывают, что с увеличением углеродного эквивалента C_E объемная доля ледобурита Q_L при одинаковых условиях охлаждения отливок в процессе затвердевания снижается. Она также уменьшается при увеличении толщины отливки.

Математическая обработка экспериментальных данных, приведенных на рис. 5, показала, что зависимость объемной доли ледобурита Q_L от величины углеродного эквивалента C_E носит экспоненциальный характер и описывается следующим эмпирическим уравнением:

$$Q_L = 1000 \left(\frac{7}{X + 10} \right) \exp(-C_E). \quad (4)$$

Сопоставление экспериментальных результатов и рассчитанных по уравнению (4) значений Q_L показало, что они отличаются в среднем на 5%.

Таким образом, при оценке отбела на чугунных отливках в качестве его показателя, наряду с протяженностью отбеленного слоя, следует использовать также объемную долю в нем ледобурита.

Полученные в результате математической обработки экспериментальных данных количественные связи показателей отбела чугуна (протяженности зоны чистого отбела и объемной доли ледобурита) от величины

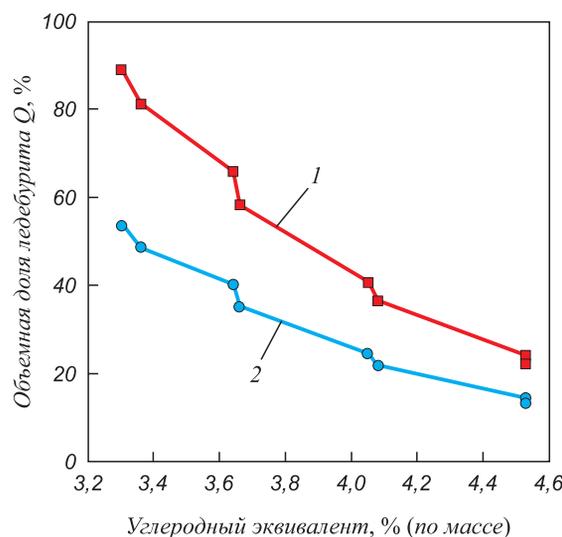


Рис. 5. Влияние углеродного эквивалента на объемную долю ледобурита в отливках толщиной 20 мм (1) и 40 мм (2) на расстоянии 5 мм от поверхности отливки

Fig. 5. Influence of carbon equivalent on ledeburite volume quota at castings with thickness of 20 mm (1) and 40 mm (2) on the distance of 5 mm from the casting's surface

углеродного эквивалента являются дополнительным инженерным инструментом. Они необходимы для выбора мотивированных технических решений как при производстве чугунных отливок без отбела, так и при изготовлении чугунных отливок с регламентированным отбеленным поверхностным слоем.

Выводы

Показано, что при оценке отбела на чугунных отливках в качестве его показателя, наряду с протяженностью отбеленного слоя, следует использовать также объемную долю ледобурита в нем.

Установлены зависимости показателей отбела чугуна от его углеродного эквивалента.

Зависимость протяженности в отбеленном слое зоны чистого отбела H от углеродного эквивалента C_E имеет экспоненциальный характер и описывается уравнением типа $H = A \exp(-kC_E)$, где A и k – эмпирические коэффициенты.

Распределение объемной доли ледобурита Q_L в отбеленном слое отливки в зависимости от величины углеродного эквивалента описывается экспоненциальной зависимостью $Q_L = B \left(\frac{7}{X + 10} \right) \exp(-C_E)$, где X – толщина отливки, мм; B – коэффициент, зависящий от расстояния от поверхности охлаждения.

Применение представленных эмпирических зависимостей позволяет прогнозировать формирование отбеленного слоя на поверхности отливок. Это особенно актуально при производстве литья широкой номенклатуры, когда из чугуна разного химического

состава необходимо изготавливать отливки различной толщины.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Справочник по чугуному литью / Под ред. Н.Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение, 1978. – 758 с.
2. Лакедемонский А.В., Кваша Ф.С., Медведев Я.И. и др. Литейные дефекты и способы их устранения. – М.: Машиностроение, 1972. – 152 с.
3. Чугунное литье в станкостроении / Под ред. Г.И. Клецкина. – М.: Машиностроение, 1975. – 320 с.
4. Seidu S.O., Ogunniyi I.O. Control of chilling tendency in grey cast iron reuse // *Materials Research*. 2013. Vol. 16. No 1. P. 145 – 149.
5. Gobinath V.M., Annamalai K. Effect of coating in chilled cast iron tapet with different chill material // *Indian Journal of Science and Technology*. September 2016. Vol. 9. Issue 35. P. 1 – 5.
6. Gobinath V.M., Kumar A., Annamalai K., Arunachalam R. Effect of pouring temperature in chilled cast iron with different chill material // *International Journal of Applied Engineering Research*. July 2015. Vol. 10. Special Issue. No. 57. P. 160 – 163.
7. Hemant J. Solidification behavior of water-cooled and subzero-chilled cast iron on mechanical properties // *Journal of Materials Engineering and Performance*. April 2001. Vol. 10. Issue 2. P. 212 – 219.
8. Albu C.B., Riposan I. Chill (carbide) control in low sulphur electric melt grey cast irons // *Solid State Phenomena*. 2012. Vol. 188. P. 324 – 329.
9. Васильев Е.А. Отливки из ковкого чугуна: Производство, свойства, применение. – М.: Машиностроение, 1976. – 239 с.
10. Справочник по машиностроительным материалам. Т. 3: Чугун / Под ред. Н.Ф. Болховитинова и А.Ф. Ланда. – М.: Машгиз, 1959. – 359 с.
11. Гиршович Н.Г. Чугунное литье. – М.: Metallurgizdat, 1949. – 708 с.
12. Леви Л.И., Кантеник С.К. Литейные сплавы. – М.: Высшая школа, 1967. – 435 с.
13. Fras E., Gorny M., Kapturkiewicz W., Lopez H.F. Chilling tendency and chill of cast iron // *Tsinghua Science & Technology*. 2008. Vol. 13. No. 2. P. 177 – 189.
14. Бунин К.П., Таран Ю.Н. Строение чугуна. – М.: Metallurgia, 1972. – 160 с.
15. Ahamed M.S., Kumar Y.V., Rahman J.F., Bharat V. Mechanical properties of sub zero chilled cast iron useful for wear functional requirement of engineering components // *Procedia Materials Science*. 2014. Vol. 5. P. 540 – 549.
16. Li P., Li F., Cai A., Wei B. Fracture analysis of chilled cast iron camshaft // *China Foundry*. 2009. Vol. 6. No. 2. P. 104 – 108.
17. Ahamed M.S., Kumar Y.V., Rahman J.F. etc. Evaluation of hardness, wear and compression strength of grey and chilled cast iron // *International Journal of Engineering Research & Technology*. 2014. Vol. 3. No. 7. P. 424 – 428.
18. Тен Э.Б., Коль О.А., Громова Н.В. Исследование количественной связи параметров отбела чугуна с линейной скоростью его затвердевания // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2010. № 5. С. 51 – 54.
19. Производство чугунных отливок / Под ред. В.М. Колокольцева и Ри Хосена. – Магнитогорск: МГТУ, 2009. – 521 с.
20. Тен Э.Б., Коль О.А., Буй Т.Х. Влияние растворенного кислорода на структуру чугуна // *Металлургия машиностроения*. 2018. № 2. С. 24 – 25.
21. Жуков А.А. Основы расчета состава, структуры и прочности серого чугуна // *Вопросы теории литейных процессов*: Сб. тр. – М.: Машгиз, 1960. С. 163 – 252.
22. Fras E., Lopez H.F., Kawalec M., Gorny M. Role of alloying addition in the solidification kinetics and resultant chilling tendency and chill cast iron // *Metals*. 2015. Vol. 5. No.1. P. 256 – 288.
23. Klancnik U., Habjan J., Klancnik G. Thermal analysis of indefinite chill cast iron modified with ferrovandium and ferrotungsten // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2017. Vol. 127. No. 1. P. 71 – 78.
24. Riposan I., Chisamera M., Stan S., Barstow M. Improving chill control in iron powder treated slightly hypereutectic grey cast irons // *China Foundry*. 2011. Vol. 8. No. 2. P. 228 – 234.
25. Kumruoglu L.C. Mechanical and microstructure properties of chilled cast iron camshaft: Experimental and computer aided evaluation // *Materials and Design*. 2009. Vol. 30. No. 4. P. 927 – 938.
26. Литейное производство / Под ред. В.Д. Белова. – М.: ИД МИСиС, 2015. – 287 с.
27. Harsea L.M., Riposan I. Chillsensitivity in 4 % carbon equivalent, low-S, inoculated grey iron thin wall castings // *Metalurgia International*. 2013. Vol. 18. P. 99 – 104.
28. Standard Test Methods of Chill Testing of Cast Iron. ASTM A367-11 (2017). <https://www.astm.org/standards/A367.htm> (дата обращения 27.10.2018).

Поступила в редакцию 14 января 2019 г.
После доработки 16 августа 2019 г.
Принята к публикации 1 октября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 1, pp. 57–62.

DEPENDENCE OF CAST IRON CHILL FROM ITS CARBON EQUIVALENT

E.B. Ten, O.A. Kol'

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

Abstract. Numerical relation of cast iron chill characteristics (distance of chilled layer H and volume quota of ledeburite in it Q_L) with its carbon equivalent C_E was investigated. This data helps to prognosticate with high probability the evolution of the surface chilled layer forming at the production of castings with different thickness from cast iron of various chemical compositions. The object of study is the unalloyed induction melted cast iron with eight variants of chemical composition with carbon equivalent from 3.30 up to 5.53 %. From these cast irons we made the step-by-step castings with steps sizes of 10×60 mm and thickness of 5, 10, 20 and 40 mm. The distance (depth) of chilled layer was measured at the fractures of the castings and gaged on thickness

of full chill zone. Ledeburite volume quota was detected by metallographic method using "Nexsys-Image expert pro 3" computer program. According to experimental data, when the casting thickness is 5 and 10 mm the through (at all thickness) full chill is formed at carbon equivalent ≤ 4.08 % and ≤ 3.67 % consequently. At the castings with 20 and 40 mm thickness the zone of full chill is absent, and in this case the chilled layer depth increases with a decrease of carbon equivalent and decreases with an increase of casting's thickness X . The dependence of H from C_E have the exponential character and can be described by the equation $H = A \exp(-kC_E)$, where A and k are empirical coefficients. Ledeburite volume quota near the contact surface of casting with chiller is near 90 %, but with an increase in the distance from the surface it decreases with different intensity depending on changes of carbon equivalent and casting's thickness. By mathematical processing of the experimental data received for the distance of 5 mm from the contact surface of the casting with chiller, we have detected that numerical re-

lation Q_n in casting chilled layer with value of C_E can be described by the exponential dependence: $Q_n = 1000 \left(\frac{7}{X+10} \right) \exp(-C_E)$.

Keywords: send mold, cast iron, induction melting, carbon equivalent, step-by-step sample, thickness of castings, fracture, chilled layer depth, microstructure, ledeburite volume quota.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-57-62

REFERENCES

1. *Spravochnik po chugunnomu lit'yu* [Handbook on cast iron casting]. Girshovich N.G. ed. Leningrad: Mashinostroenie, 1978, 758 p. (In Russ.).
2. Lakedemonskii A.V., Kvasha F.S., Medvedev Ya.I., Sherman A.D., Kiyan E.F. *Liteinye defekty i sposoby ikh ustraneniya* [Casting defects and methods of their elimination]. Moscow: Mashinostroenie, 1972, 152 p. (In Russ.).
3. *Chugunnoe lit'e v stankostroenii* [Cast iron casting at machine tool manufacture]. Kletskin G.I. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 320 p. (In Russ.).
4. Seidu S.O., Ogunniyi I.O. Control of chilling tendency in grey cast iron reuse. *Materials Research*. 2013, vol. 16, no. 1, pp. 145–149.
5. Gobinath V.M., Annamalai K. Effect of Coating in Chilled Cast Iron Tappet with Different Chill Material. *Indian Journal of Science and Technology*. September 2016, vol. 9, Issue 35, pp. 1–5.
6. Gobinath V.M., Kumar A., Annamalai K., Arunachalam R. Effect of Pouring Temperature in Chilled cast Iron with Different Chill Material. *International Journal of Applied Engineering Research*. July 2015, vol. 10, Special Issue, no. 57, pp. 160–163.
7. Hemanth J. Solidification Behavior of Water-Cooled and Subzero-Chilled Cast Iron on Mechanical Properties. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2001, vol. 10, no. 2, pp. 212–219.
8. Albu C.B., Riposan I. Chill (carbide) control in low sulphur electric melt grey cast irons. *Solid State Phenomena*. 2012, vol. 188, pp. 324–329.
9. Vasil'ev E.A. *Otlivki iz kovkogo chuguna: Proizvodstvo, svoistva, primeneniye* [Castings from malleable cast iron: production, properties, application]. Moscow: Mashinostroenie, 1976, 239 p. (In Russ.).
10. *Spravochnik po mashinostroitel'nyim materialam. T. 3: Chugun* [Handbook on mechanical-engineering materials. Vol. 3: Cast iron]. Bolkhovitinov N.F., Landa A.F. eds. Moscow: Mashgiz, 1959, 359 p. (In Russ.).
11. Girshovich N.G. *Chugunnoe lit'e* [Cast iron casting]. Moscow: Metallurgizdat, 1949, 708 p. (In Russ.).
12. Levi L.I., Kantenik S.K. *Liteinye splavy* [Casting alloys]. Moscow: Vysshaya shkola, 1967, 435 p. (In Russ.).
13. Fras E., Gorny M., Kapturkiewicz W., Lopez H.F. Chilling tendency and chill of cast iron. *Tsinghua Science & Technology*. 2008, vol. 13, no. 2, pp. 177–189.
14. Bunin K.P., Taran Yu.N. *Stroenie chuguna* [Structure of cast iron]. Moscow: Metallurgiya, 1972, 160 p. (In Russ.).
15. Ahamed M.S., Kumar Y.V., Rahman J.F., Bharat V. Mechanical properties of sub zero chilled cast iron useful for wear functional requirement of engineering components. *Procedia Materials Science*. 2014, vol. 5, pp. 540–549.
16. Li P., Li F., Cai A., Wei B. Fracture analysis of chilled cast iron camshaft. *China Foundry*. 2009, vol. 6, no. 2, pp. 104–108.
17. Ahamed M.S., Kumar Y.V., Rahman J.F., Rakesh S.G., Bharat V. Evaluation of hardness, wear and compression strength of grey and chilled cast iron. *International Journal of Engineering Research & Technology*. 2014, vol. 3, no. 7, pp. 424–428.
18. Ten E.B., Kol' O.A., Gromova N.V. Quantitative causal relation study of cast iron bleaching parameters and linear solidification rate. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no 5, pp. 51–54. (In Russ.).
19. *Proizvodstvo chugunnykh otlivok* [Production of cast iron castings]. Kolokol'tsev V.M., Khosen R. eds. Magnitogorsk: MG TU, 2009, 521 p. (In Russ.).
20. Ten E.B., Kol' O.A., Bui T.Kh. Influence of solute oxygen on cast iron structure. *Metallurgiya mashinostroeniya*. 2018, no 2, pp. 24–25. (In Russ.).
21. Zhukov A.A. Calculation of composition, structure and strength of grey cast iron. In: *Voprosy teorii liteinykh protsessov: sb. tr.* [Problems of casting processes theory]. Moscow: Mashgiz, 1960, pp. 163–252. (In Russ.).
22. Fras E., Lopez H.F., Kawalec M., Gorny M. Role of alloying addition in the solidification kinetics and resultant chilling tendency and chill cast iron. *Metals*. 2015, vol. 5, no. 1, pp. 256–288.
23. Klancnik U., Habjan J., Klancnik G. Thermal analysis of indefinite chill cast iron modified with ferrovandium and ferrotungsten. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2017, vol. 127, no. 1, pp. 71–78.
24. Riposan I., Chisamera M., Stan S., Barstow M. Improving chill control in iron powder treated slightly hypereutectic grey cast irons. *China Foundry*. 2011, vol. 8, no. 2, pp. 228–234.
25. Kumruoglu L.C. Mechanical and microstructure properties of chilled cast iron camshaft: Experimental and computer aided evaluation. *Materials and Design*. 2009, vol. 30, no. 4, pp. 927–938.
26. *Liteinoe proizvodstvo* [Foundry production]. Belov V.D. ed. Moscow: ID MISiS, 2015, 287 p. (In Russ.).
27. Harsea L.M., Riposan I. Chill sensitivity in 4 % carbon equivalent, low-S, inoculated grey iron thin wall castings. *Metallurgia International*. 2013, vol. 18, pp. 99–104.
28. Standard Test Methods of Chill Testing of Cast Iron. *ASTM A367-11* (2017). Electronic resource. Available at URL: <https://www.astm.org/standards/A367.htm> (Accessed 27.10.2018).

Information about the authors:

E.B. Ten, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Foundry Technology and Art Processing of Materials” (edis_ten@mail.ru)

O.A. Kol', Senior Lecturer of the Chair “Foundry Technology and Art Processing of Materials” (kohlolga@mail.ru)

Received January 14, 2019

Revised August 16, 2019

Accepted October 1, 2019

УДК 620.193:669

АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНЫХ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ**Цветкова Е.В.¹, к.т.н., доцент кафедры материаловедения (tsvetkovaev@bmstu.ru)**Базалева К.О.², к.ф.-м.н., ведущий инженер-технолог центра аддитивных и порубежных технологий (bazaleevak@mail.ru)**Чекин И.С.¹, магистр кафедры материаловедения (ilya.cheikin@gmail.com)**Климова-Корсмик О.Г.^{3,4}, к.т.н., руководитель отдела исследования материалов, доцент Высшей школы физики и технологии материалов (o.klimova@lrc.ru)**Жидков А.С.⁵, ведущий инженер-технолог (alex001k@gmail.com)*¹ **Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана**
(105005, Россия, Москва, 2-я Бауманская ул., 5)² **Российский университет дружбы народов**
(117198, Россия, Москва, ул. Миклухо-Маклая, 10/2)³ **Институт лазерных и сварочных технологий СПбГМТУ**
(194064, Россия, Санкт-Петербург, Тихорецкий пр., 21)⁴ **Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого**
(195251, Россия, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29)⁵ **ПАО «Туполев»**
(105005, Россия, Москва, набережная Академика Туполева, 17)

Аннотация. Проведен сравнительный анализ диффузионных слоев сталей различного структурного класса, полученных комплексной технологией, включающей в себя лазерную перекристаллизацию порошкового материала и азотирование в тлеющем разряде. Исследованы параметры диффузионных слоев бейнитной 09ХН2МД и мартенситной 25Х13Н2 сталей, синтезированных методом прямого лазерного выращивания, а также аустенитной стали 03Х17Н14М3, полученной селективным лазерным плавлением. В процессе азотирования в тлеющем разряде при температуре 540 °С в течение 24 ч в сталях мартенситного и аустенитного классов сформировался диффузионный слой толщиной 140 – 160 мкм, причем в поверхностном слое толщиной примерно 100 мкм значение микротвердости максимально – 800 и 1050 НV0,1 соответственно и практически не изменяется. В бейнитной стали 09ХН2МД диффузионный слой составил 900 мкм, но его микротвердость монотонно убывает с поверхности материала. Методом рентгеновского фазового анализа выявлены упрочняющие фазы в азотированных слоях: в бейнитной стали это γ' -нитрид (Fe_4N), в мартенситной и аустенитной сталях это γ' - и CrN нитриды, причем в аустенитной стали на поверхности формируется сплошной нитридный слой. Исследовано влияние на параметры диффузионных слоев дополнительной термической обработки, проводимой после лазерной перекристаллизации порошкового материала. Установлено, что, несмотря на уменьшение концентрации дефектов кристаллического строения в структуре после термической обработки, толщина азотированного слоя изменяется слабо. Исследовано влияние пористости объектов аустенитной стали на толщину азотированного слоя. Показано, что варьирование пористости в интервале от 0,5 до 2 % не приводит к изменению толщины диффузионного слоя.

Ключевые слова: азотирование сталей, прямое лазерное выращивание, селективное лазерное плавление, диффузионный слой, термическая обработка.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-63-70

ВВЕДЕНИЕ

Прямое лазерное выращивание (ПЛВ) и селективное лазерное плавление (СЛП) являются наиболее распространенными методами аддитивных лазерных технологий, основанных на послойном принципе создания объектов из порошкового материала путем его

* Коллектив авторов выражает благодарность доценту кафедры материаловедения МГТУ им. Н.Э. Баумана Смирнову А.Е. за участие в работе, а также компании ООО «Титан-авангард» за предоставленные образцы стали 03Х17Н14М3, синтезированные селективным лазерным плавлением.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-01152.

лазерной перекристаллизации. Они рассматриваются как перспективные для создания сложнопрофильных и/или мелкосерийных деталей. Прямое лазерное выращивание и селективное лазерное плавление в сочетании с химико-термической обработкой (ХТО) – это новая комплексная технология, позволяющая получать сложнопрофильные детали с дополнительным поверхностным упрочнением.

Ранее было проведено сравнительное исследование диффузионных слоев, полученных в процессе азотирования в тлеющем разряде при температуре 540 °С в течение 24 ч мартенситной стали 25Х13Н2, находящейся в различных структурных состояниях: улучшенном,

т. е. после закалки с температуры 1050 °С на воздухе и отпуска при 700 °С в течение 5 ч, после ПЛВ, а также после ПЛВ с последующим высоким отпуском [1]. Методом металлографического анализа и определением микротвердости по глубине азотированного слоя установлено, что диффузионный слой после ПЛВ имеет в 2 раза большую протяженность по сравнению со слоем, полученным на улучшенной стали. После ПЛВ и дополнительного высокого отпуска азотированный диффузионный слой был на 75 % протяженнее, чем в улучшенном материале.

В литературе описаны результаты исследований влияния сильного энергетического воздействия, например, холодной пластической деформации [2], плазменной или дуговой наплавки [3, 4], лазерной закалки [5] на процессы диффузионного насыщения сталей. После различных видов сильного энергетического воздействия материал приобретал неравновесную структуру с избытком дефектов кристаллического строения, присутствие которых ускоряет диффузионные процессы, приводя к формированию в 1,5 – 2 раза более протяженного диффузионного слоя.

Наиболее интересным результатом, представленным в работе [1], является глубина диффузионного слоя после ПЛВ и последующего высокого отпуска. Несмотря на то, что в процессе отпуска избыток дефектов кристаллического строения должен был мигрировать на стоки и более не оказывать влияния на диффузионное насыщение стали, азотированный слой в этом образце оказался немного меньше, чем после ПЛВ без отпуска, но все еще значительно больше, чем в улучшенном образце.

Для дальнейшей разработки комплексной технологии, состоящей из одного из процессов лазерных аддитивных технологий и ХТО, в данной работе проведено исследование азотированных диффузионных слоев в сталях различных структурных классов, полученных методами ПЛВ или СЛП. Кроме того, исследовано влияние дополнительной термической обработки (ТО) и пористости объекта на процесс диффузионного насыщения стальных объектов, полученных при лазерной перекристаллизации.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Методами аддитивных лазерных технологий были сформированы структуры бейнитной 09ХН2МД, мартенситной 25Х13Н2 и аустенитной 03Х17Н14М3 сталей. Стали 09ХН2МД и 25Х13Н2 были синтезированы ПЛВ по следующим режимам:

– для выращивания стали 09ХН2МД использовали мощность лазера $P = 1400$ Вт, скорость сканирования $v = 1500$ мм/мин, пятно лазера на поверхности $d = 3,5$ мм, скорость подачи порошка 35,8 г/мин;

– для стали 25Х13Н2 мощность лазера составляла 800 Вт, $v = 500$ мм/мин, $d = 1$ мм, скорость подачи порошка 3 г/мин.

Порошок стали 09ХН2МД имел дисперсность 45 – 160 мкм, а порошок стали 25Х13Н2 – 80 – 140 мкм. Сталь 25Х13Н2 была получена с использованием тех же технологических параметров, что и в работе [1], для оценки повторяемости результатов. Образцы стали 03Х17Н14М3 были изготовлены методом СЛП при следующих параметрах процесса: $P = 140$ Вт, скорость сканирования $v = 296$ мм/с. В работе использована фракция порошка 20 – 53 мкм. Изменение параметров процесса СЛП (мощности и скорости сканирования) позволило получить объекты аустенитной стали различной пористости: 0,5 % при $P = 140$ Вт, $v = 296$ мм/с; 1 % при $P = 220$ Вт, $v = 465$ мм/с; 2 % при $P = 160$ Вт, $v = 380$ мм/с.

Часть образцов после лазерной перекристаллизации была подвергнута дополнительной термической обработке: сталь 25Х13Н2 отпуску при температуре 700 °С в течение 5 ч, а сталь 03Х17Н14М3 закалке при 1070 °С с охлаждением в воде.

Стали различного состава и структурного состояния азотировались в тлеющем разряде в одинаковых условиях: при температуре 540 °С в течение 24 ч, которые набирали интервалами по 8 ч. В качестве рабочего газа использована смесь 5 % $H_2 + N_2$, давление в установке составляло 500 Па.

Полученные азотированные слои анализировали с помощью металлографического и рентгеновского фазового анализов, а также по изменению значения микротвердости по глубине азотированного слоя.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены структуры сталей различного состава в исходном состоянии, т. е. после лазерной перекристаллизации – ПЛВ сталей 09ХН2МД и 25Х13Н2 и СЛП стали 03Х17Н14М3, а сталей 25Х13Н2 и 03Х17Н14М3 также после лазерной перекристаллизации и дополнительных ТО.

Микроструктура стали 09ХН2МД после ПЛВ по классификации, показанной в работе [6], представляет собой квазиполигональный феррит с размером зерна ~10 мкм (рис. 1, а), микротвердость структуры составляет 230 HV_{0,1}. При быстром охлаждении низкоуглеродистых сталей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение может идти по сдвиговому механизму, при этом перестройка на границах раздела имеет диффузионный характер. В результате формируется ферритная структура с неправильной формой кристаллов и повышенными прочностными характеристиками [7].

Микроструктура стали 25Х13Н2 после ПЛВ имеет игольчатое строение (рис. 1, б) и микротвердость 520 HV_{0,1}, что указывает на мартенситный характер структуры. После дополнительного высокого отпуска микротвердость стали составляет 300 HV_{0,1} и она приобретает микроструктуру направленного сорбита отпуска (рис. 1, в).

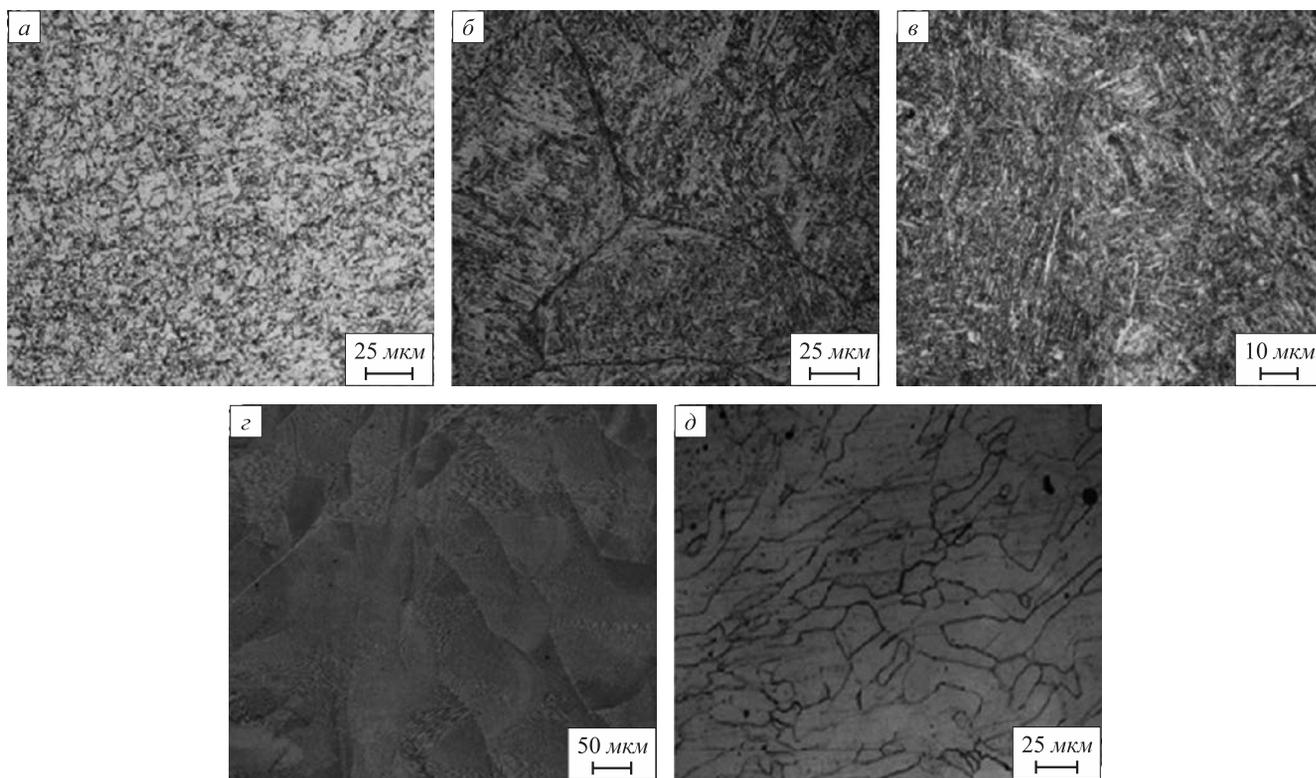


Рис. 1. Микроструктура сталей в исходном состоянии:
a – 09ХН2МД после ПЛВ; *б* – 25Х13Н2 после ПЛВ; *в* – 25Х13Н2 после ПЛВ и высокого отпуска;
г – 03Х17Н14М3 после СЛП; *д* – 03Х17Н14М3 после СЛП и закалки

Fig. 1. Microstructure of steels in initial state:
a – 09CrNi2MoCu after DLD, *б* – 25Cr13Ni2 after DLD, *в* – 25Cr13Ni2 after DLD and high tempering,
г – 03Cr17Ni14Mo3 after SLM, *д* – 03Cr17Ni14Mo3 after SLM and quenching

В стали 03Х17Н14М3 после СЛП наблюдается структурная иерархия, характерная для металлических объектов, синтезированных этим методом [8 – 12]. В структуре можно выделить ванны расплава, разбитые на фрагменты шириной ~20 мкм и длиной более 100 мкм. Фрагменты имеют неоднородное строение: они разбиты на ячейки кристаллизации размером ~0,5 мкм, которые представляют собой поперечное сечение столбчатых дендритов (рис. 1, *г*). Микротвердость стали после СЛП составила 250 HV_{0,1}. В термообработанном состоянии ячейки кристаллизации не выявляются, но границы фрагментов по-прежнему вытравливаются (рис. 1, *д*). В работах [12 – 17] также зафиксировано исчезновение ячеистой структуры при высокотемпературной обработке. Данные структурные изменения привели к некоторому снижению микротвердости (220 HV_{0,1}). В стали 03Х17Н14М3, полученной стандартной закалкой, микротвердость составляет 180 HV_{0,1}.

На рис. 2, *a* – *в* представлена микроструктура поперечных сечений азотированных образцов сталей различных структурных классов, полученных методами лазерной перекристаллизации порошкового материала. В структуре азотированных сталей 25Х13Н2 и 03Х17Н14М3 легко выявляется слой иной травимости (азотированный слой) толщиной примерно 160

и 140 мкм соответственно. В поперечном сечении азотированного образца стали 09ХН2МД четкого слоя иной травимости не наблюдается, но есть размытый слой толщиной около 100 мкм, несколько слабее травящийся по сравнению с матрицей.

На рис. 3 представлены зависимости микротвердости сталей, полученных лазерной перекристаллизацией, от глубины азотированного слоя. Из графиков видно, что для сталей различного структурного класса они имеют абсолютно разный характер. Для сталей мартенситного и аустенитного классов наблюдается поверхностный слой толщиной ~100 мкм, в котором значение микротвердости практически не изменяется и является максимальным (линии 2 и 4), далее идет участок, на котором микротвердость падает до значения в сердцевине. В стали 25Х13Н2 на этом участке наблюдается более плавное падение твердости. Зависимость микротвердости от глубины азотированного слоя в бейнитной стали (линия 1) не имеет горизонтального участка, падение микротвердости начинается сразу, но оно очень плавное – только на глубине 900 мкм твердость достигает своего значения в сердцевине стали.

Следует отметить, что если поверхностный слой сталей бейнитного и мартенситного классов при азотировании повысили свою твердость примерно в 2,5 раза,

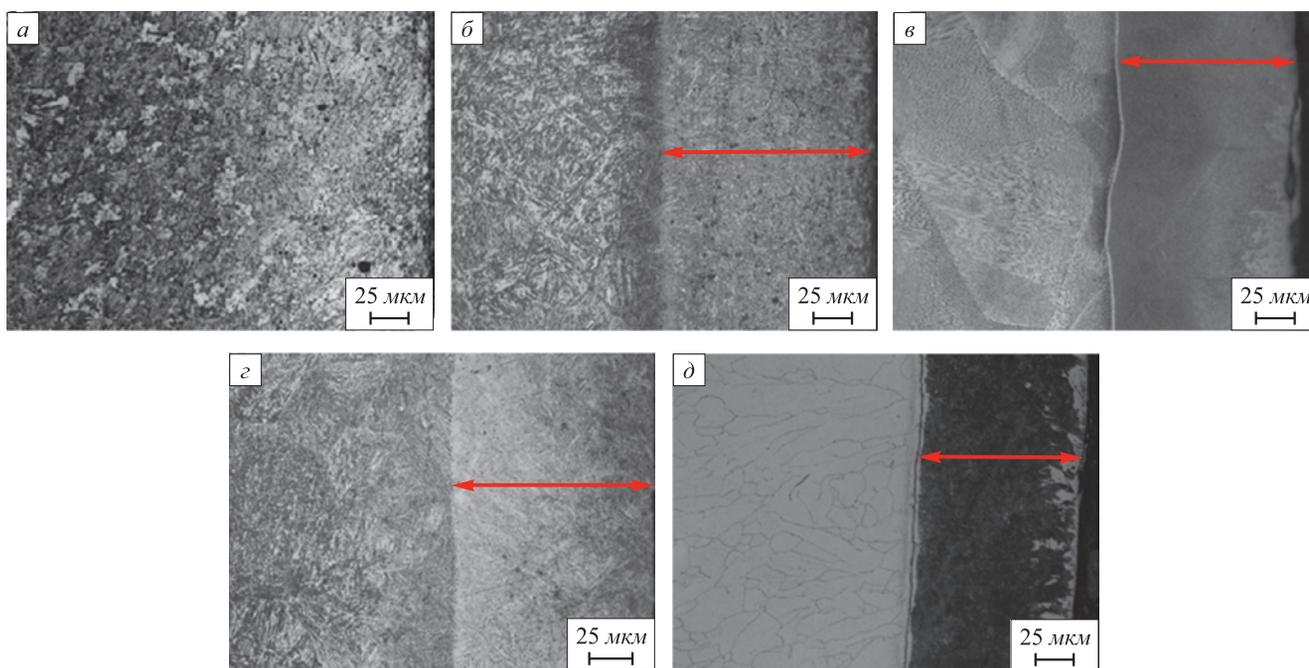


Рис. 2. Азотированные слои сталей:
 а – 09ХН2МД после ПЛВ; б – 25Х13Н2 после ПЛВ; в – после ПЛВ и высокого отпуска; г – 03Х17Н14М3 после СЛП;
 д – после СЛП и закалки. Стрелкой показан диффузионный слой

Fig. 2. Nitrided layers of steels: 09CrNi2MoCu after DLD (a), 25Cr13Ni2 after DLD (b), after LMD and high tempering (c), 03Cr17Ni14Mo3 after SLM (e), after SLM and quenching (d). Red arrows point at diffusion layer

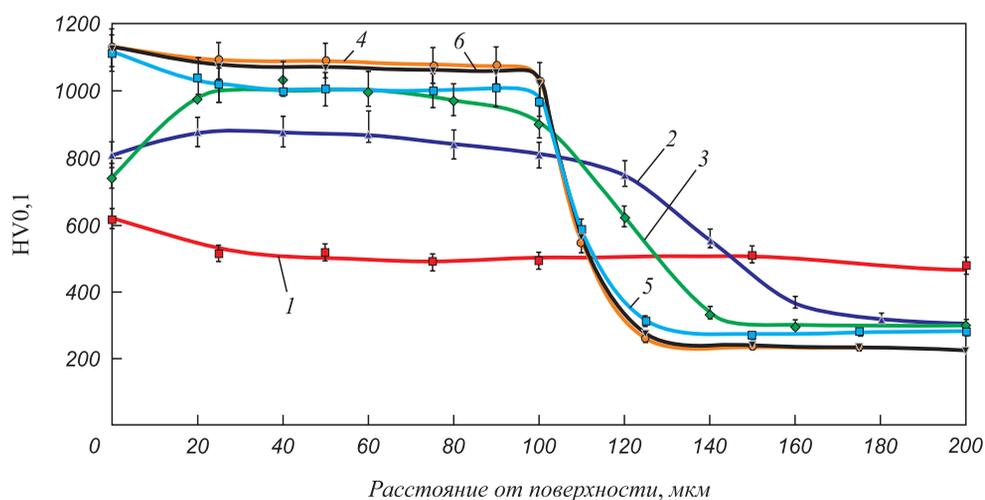


Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине азотированных сталей:
 1 – 09ХН2МД после ПЛВ; 25Х13Н2 после ПЛВ в различных структурных состояниях: 2 – после ПЛВ, 3 – после ПЛВ и высокого отпуска;
 03Х17Н14М3: 4 – после СЛП с пористостью 0,5 %, 5 – после СЛП и закалки с пористостью 0,5 %, 6 – после СЛП с пористостью 2 %

Fig. 3. Microhardness distribution over the depth of nitrided layer of steels: 09CrNi2MoCu after DLD – 1, 25Cr13Ni2 after DLD with different structural states: 2 – after DLD, 3 – after DLD and high tempering; 03Cr17Ni14Mo3: 4 – after SLM with porosity of 0.5 %, 5 – after SLM and quenching with porosity 0.5 %, 6 – after SLM with porosity of 2 %

то для аустенитной стали этот показатель более четырех. Таким образом, в хромистых сталях (25Х13Н2 и 03Х17Н14М3) атомы азота концентрируются в гораздо более узкой поверхностной зоне по сравнению со сталью, содержащей незначительное количество атомов хрома. Известно, что атомам хрома в сталях термодинамически выгодно окружать себя атомами азо-

та [18 – 23], что, по всей вероятности, и происходит при азотировании сталей 25Х13Н2 и 03Х17Н14М3. Таким образом, атомы хрома являются препятствием для проникновения азота вглубь стали.

Дифрактограммы азотированных поверхностей сталей разного структурного класса позволяют определить фазовый состав упрочненного слоя (рис. 4). На

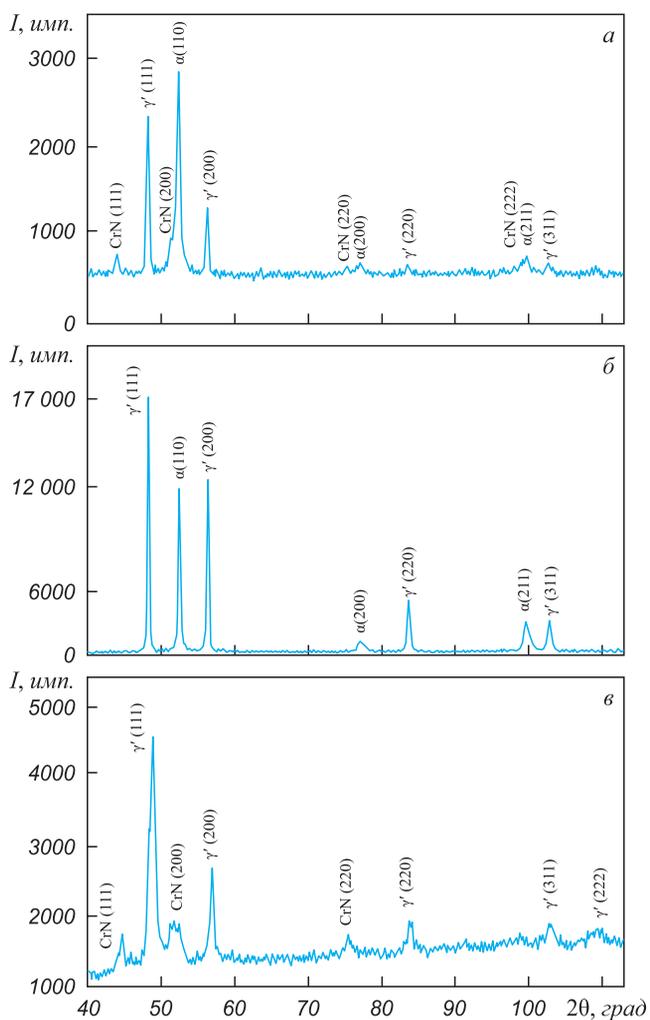


Рис. 4. Дифрактограммы азотированной поверхности сталей: а – 25Х13Н2 после ПЛВ; б – 09ХН2МД после ПЛВ; в – 316L после СЛП

Fig. 4. X-Ray analysis of the nitrided layers: а – 25Cr13Ni2 after DLD, б – 09CrNi2MoCu after DLD, в – 03Cr17Ni14Mo3 after SLM

дифрактограмме стали 09ХН2МД, кроме отражений от α -твердого раствора с ОЦК кристаллической решеткой, присутствуют отражения от нитрида железа Fe_4N (γ' -фаза) с ГЦК кристаллической решеткой (рис. 4, б). Однозначно установить присутствие в этой и других азотированных сталях более богатого азотом ϵ -нитрида (Fe_3N) с гексагональной кристаллической решеткой не удалось, так как все его дифракционные максимумы перекрываются с отражениями от других фаз. Единственным отражением, не накладывающимся на другие, является низкоинтенсивный пик $\epsilon(101)$ с межплоскостным расстоянием $1,61 \text{ \AA}$, который экспериментально не фиксировался. На дифрактограмме стали 25Х13Н2 также фиксируются отражения от α -фазы и γ' -нитрида, но кроме них, в структуре присутствует нитрид хрома CrN (рис. 4, а). Более высокие прочностные свойства мартенситной матрицы по сравнению с ферритной и присутствие нитрида хрома, по-видимому, обеспечи-

вают более высокое значение микротвердости поверхностного слоя стали 25Х13Н2. На дифрактограмме азотированного слоя стали 03Х17Н14М3 практически отсутствуют дифракционные отражения от матричного γ -твердого раствора. На поверхности формируется сплошной нитридный слой, состоящий из γ' -фазы и нитрида хрома (рис. 4, в), что обеспечивает максимальное значение микротвердости. Известно, что формирование γ' -фазы в аустенитной матрице существенно упрощено по сравнению с ее зарождением в α -матрице, так как γ' -нитрид является, по сути, γ -твердым раствором с упорядоченным расположением атомов азота [24 – 25].

Как говорилось ранее, в сталях с неравновесной структурой, сформированной при высокоэнергетическом воздействии на материал, в том числе при лазерной перекристаллизации порошковых материалов, в процессе ХТО образуется более протяженный диффузионный слой, что объясняется влиянием дефектов кристаллического строения на диффузионную подвижность атомов. Исходя из этих соображений, ТО, проводимая после лазерной перекристаллизации, должна приводить к уменьшению толщины диффузионного слоя, образующегося при ХТО, так как при ТО уменьшается концентрация дефектов кристаллического строения. Оценку изменения дефектности сталей в процессе ТО проводили по изменению интегрального уширения дифракционных максимумов матричных фаз, которое зависит, в том числе, от концентрации дефектов в структуре. В стали 25Х13Н2 определяли уширение дифракционного пика $\alpha(211)$: после ПЛВ β_{211} составляло $1,21$ град, а после ТО $\beta_{211} = 0,77$ град. В аустенитной стали определяли уширение пика $\gamma(311)$: после СЛП $\beta_{311} = 0,57$ град, после ТО $\beta_{311} = 0,53$ град. Таким образом, ТО приводит к некоторому снижению концентрации дефектов кристаллического строения в аустенитной стали и существенному уменьшению их концентрации в мартенситной стали.

Микроструктура поперечных сечений азотированных образцов сталей 25Х13Н2 и 03Х17Н14М3 (рис. 2, г, д), а также графики зависимостей микротвердости от глубины азотированного слоя для этих сталей (рис. 3, линии 3 и 5) позволяют оценить влияние последующей ТО на характеристики диффузионных слоев. Из рис. 2, 3 видно, что в аустенитной стали дополнительная ТО не влияет ни на протяженность диффузионного слоя, ни на характер изменения микротвердости по глубине. В мартенситной стали диффузионный слой уменьшился очень незначительно: с 160 до 140 мкм, максимальная микротвердость азотированного слоя после ТО возросла, а характер ее изменения почти не поменялся. Однако глубина, на которой твердость падает до значения, характерного для сердцевины стали, стала чуть ниже.

Таким образом, идея о решающем влиянии концентрации дефектов кристаллического строения на пара-

метры диффузионного слоя не нашла подтверждения в проведенном эксперименте. В работе также исследовано влияние пористости образцов стали 03X17H14M3, полученных методом СЛП, на параметры диффузионного слоя. Для этого проведено построение зависимостей микротвердости от глубины азотированного слоя для образцов аустенитной стали с пористостью 0,5, 1,0 и 2,0 %. Показано, что пористость не оказывает влияния на параметры (толщину и микротвердость) диффузионного слоя (см. рис. 3, линии 4 и 6).

Выводы

Проведен сравнительный анализ параметров диффузионных слоев, полученных при азотировании сталей различного состава, синтезированных методами лазерных аддитивных технологий. Показано, что при азотировании стали бейнитного класса 09ХН2МД формируется слой толщиной 900 мкм, в котором наблюдается монотонное убывание микротвердости с максимального значения на поверхности 600 HV. В хромистых сталях мартенситного и аустенитного классов на поверхности присутствует слой толщиной 140 – 160 мкм максимальной твердости: для стали 25Х13Н2 800 HV, а для стали 03Х17Н14М3 1050 HV. После поверхностного слоя твердость плавно падает до ее значения в основном металле.

Методом рентгеновского фазового анализа определен фазовый состав азотированного слоя. В стали 09ХН2МД, кроме α -твердого раствора, в азотированном слое присутствует γ' -нитрид; в стали 25Х13Н2 – α -твердый раствор, γ' - и CrN нитриды; в стали 03Х17Н14М3 на поверхности формируется сплошной нитридный слой из γ' - и CrN фаз.

Установлено, что последующая за лазерной перекристаллизацией термическая обработка и пористость перекристаллизованного объекта не оказывают влияния на параметры формируемого диффузионного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Tsvetkova E., Bazaleeva K., Smirnov A., Chekin I. Nitriding of martensitic steel after laser melting deposition // IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series. 2018. Vol. 1109. Article 012054.
2. Силина О.В., Балахнин А.Н., Симонов М.Ю. Комплексная деформационно-химико-термическая обработка системно-легированной низкоуглеродистой стали 10Х3ГЗМФ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 2 (728). С. 54 – 58.
3. Малушин Н.Н., Валуев Д.В. Плазменная наплавка и азотирование наплавленных деталей горно-металлургического комплекса // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2012. № 12. С. 105 – 108.
4. Gronostajski Z., Widomski P., Kaszuba M. Influence of both hardfaced and nitrided layers on the durability of hot forging tools // Surface Innovations. 2018. Vol. 6. No. 4 – 5. P. 301 – 310.
5. Цих С.Г., Щеглов М.Е., Гришин В.И. Исследование закономерностей комбинированного упрочнения структуры поверхностного слоя стали 25Х1МФ // Защита окружающей среды в нефтегазовом комплексе. 2002. № 3. С. 14 – 17.

6. Матросов М.Ю., Лясоцкий И.В., Кичкина А.А. и др. Особенности и классификация структур низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных трубных сталей // Сталь. 2012. № 1. С. 65 – 74.
7. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращение в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
8. Holland S., Wang X., Chen J. etc. Multiscale characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 718 fabricated by selective laser melting // Journals of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 784. P. 182 – 194.
9. Man C., Cui Z., Dong C. etc. The effect of sub-grain structure on intergranular corrosion on 316L SS fabricated via SLM // Materials Letters. 2019. Vol. 243. P. 157 – 160.
10. Shifeng W., Shuai L., Qingsong W. etc. Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts // Journal of Materials Processing Technology. 2014. Vol. 214. No. 11. P. 2660 – 2667.
11. Ni M., Liu S., Chen C. etc. Effect of heat treatment on the microstructural evolution of a precipitation-hardened superalloy produced by selective laser melting // Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 748. P. 275 – 285.
12. Chen B., Moon S.K., Yao X. Strength and strain hardening of a SLM AlSi10Mg alloy // Scripta Materialia. 2017. Vol. 141. P. 45 – 49.
13. Saeidi K., Gao X., Zhong Y., Shen Y. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting // Materials Science and Engineering: A. 2015. Vol. 625. P. 221 – 229.
14. Salman O.O., Gammer C., Chaubey A.K. etc. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 316L steel synthesized by SLM // Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 748. P. 205 – 212.
15. Базалева К.О., Цветкова Е.В., Балакирев Э.В. и др. Термическая стабильность ячеистой структуры аустенитного сплава, формируемой при селективном лазерном плавлении // Металлы. 2016. № 3. С. 31 – 39.
16. Riemer A., Leuders S., Thone M. On the fatigue crack growth behavior in 316L SS manufactured by SLM // Engineering Fracture Mechanics. 2014. Vol. 120. P. 15 – 25.
17. Birnbaum A., Steuben J., Barrick J. etc. Intrinsic strain aging, $\Sigma 3$ boundaries, and origins of cellular substructure in additively manufactured 316L // Additive Manufacturing. 2019. Vol. 29. Article 100784.
18. Nadutov V.M. Hyperfine interactions in austenitic nitrogen steels // Proc. of the 3rd Int. Conf. “High Nitrogen Steels”, September, 14 – 16, 1993, Kiev, Ukraine. Ed. by V.G. Gavriljuk and V.M. Nadutov. 1993. P. 78 – 82.
19. Grujicic M., Owen W.S. Models of short-range order in a face-centered cubic Fe–Ni–Cr alloy with a high concentration of nitrogen // Acta Metallurgica et Materialia. 1995. Vol. 43. No. 11. P. 4201 – 4211.
20. McLellan R.B. Cell models for interstitial solid solution // Acta Metallurgica. 1982. Vol. 30. No. 1. P. 317 – 322.
21. Ko C., McLellan R.B. Thermodynamics of ternary Fe–Ni–N-austenites // Journal of Physics and Chemistry of Solids. 1983. Vol. 44. No. 7. P. 685 – 689.
22. Ko C., McLellan R.B. Thermodynamics of ternary nitrogen austenites // Acta Metallurgica. 1983. Vol. 31. No. 11. P. 1821 – 1827.
23. Numakura Hiroshi, Miura Masaaki etc. Nitrogen trapping to chromium in α -iron studied by internal friction and magnetic after effect techniques // ISIJ Int. 1996. Vol. 36. No. 3. P. 290 – 299.
24. Суязов А.В., Усиков М.П., Могутнов Б.М. Исследование структурных превращений в сплавах железо-азот // Физика Металлов и Металловедение. 1976. Т. 42. № 4. С. 755 – 763.
25. Гаврилюк В.Г., Надутов В.М., Гладун О.В. Распределение азота в аустените Fe–N // Физика Металлов и Металловедение. 1990. № 3. С. 128 – 134.

Поступила в редакцию 18 ноября 2019 г.
После доработки 18 ноября 2019 г.
Принята к публикации 24 января 2020 г.

NITRIDING OF STEELS OF VARIOUS STRUCTURAL CLASSES MANUFACTURED BY LASER ADDITIVE TECHNOLOGIES

*E.V. Tsvetkova*¹, *K.O. Bazaleeva*², *I.S. Chekin*¹, *O.G. Klimova-Korsmik*^{3,4}, *A.S. Zhidkov*³

¹ Bauman Moscow State Technical University (Bauman MSTU), Moscow, Russia

² RUDN University, Moscow, Russia

³ Institute of Laser and Welding Technologies (ILWT) of SMTU, St. Petersburg, Russia

⁴ Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (SPbPU), St. Petersburg, Russia

⁵ PJSC “Tupolev”, Moscow, Russia

Abstract. The authors have conducted a comparative analysis of diffusion layers of steels of various structural classes manufactured by complex technology including laser remelting of powder material and plasma nitriding. Parameters of diffusion layers of bainitic steel (Fe – 0.09 % C – 1 % Cr – 2 % Ni – 1 % Mo – 1 % Cu) and martensitic steel (Fe – 0.25 % C – 13 % Cr – 2 % Ni) manufactured by direct laser deposition (DLD) and austenitic steel (Fe – 0.03 % C – 17 % Cr – 14 % Ni – 3 % Mo) manufactured by selective laser melting (SLM) were investigated. During plasma nitriding at 540 °C for 24 h of martensitic and austenitic steels, diffusion layer of 140 – 160 μm was formed, additionally maximum microhardness of surface layer was 800 HV0.1 and 1050 HV0.1 and it is almost constant on thickness of 100 μm. Diffusing layer of bainitic steel is 900 μm and its microhardness monotonously decreases from the surface. Reinforcing phases of nitrided layer were determined by X-ray analysis: γ' (Fe₄N) is fixed in the bainitic steel, γ' and CrN are fixed in martensitic and austenitic steels. Moreover on the surface of austenitic steel solid nitrided layer is formed. The influence of heat treatment after laser remelting of powder material was also studied. It was determined, that despite decreasing of crystal structure defects after heat treatment, the thickness of nitrided layer changes slightly. Also the authors have investigated the influence of porosity of austenitic steel on the thickness of nitrided layer. It was shown, that porosity of 0.5 – 2.0 % doesn't result in changing of diffusion layer's thickness.

Keywords: nitriding of steels, selective laser melting, direct metal deposition, diffusion layer, thermal treatment.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-63-70

REFERENCES

1. Tsvetkova E., Bazaleeva K., Smirnov A., Chekin I. Nitriding of martensitic steel after laser melting deposition. *IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series*. 2018, vol. 1109, article 012054.
2. Silina O.V., Balakhnin A.N., Simonov M.Yu., Sharifova E.G., Markarova K.V. Complex deformation and thermochemical treatment of system-alloyed low-carbon steel 10Kh3g3MF. *Metal Science and Heat Treatment*. 2016, vol. 58, no. 1, pp. 111–115.
3. Malushin N.N., Valuev D.V. Plasma surfacing and nitriding of deposited parts for mining and metallurgical complex. *Gornyi informatsionno-analiticheskiy byulleten'*. 2012, no. 12, pp. 105–108. (In Russ.).
4. Gronostajski Z., Widomski P., Kaszuba M. Influence of both hardfaced and nitrided layers on the durability of hot forging tools. *Surface Innovations*. 2018, vol. 6, no. 4-5, pp. 301–310.
5. Tsikh S.G., Shcheglov M.E., Grishin V.I. Combined hardening of the surface layer structure of steel 25Kh1MF. *Zashchita okruzhayushchei sredy v neftegazovom komplekse*. 2002, no. 3, pp. 14–17. (In Russ.).
6. Matrosov M.Yu., Lyasotskii I.V., Kichkina A.A., D'yakov D.L., Efimov A.A. Microstructure in low-carbon low-alloy high-strength pipe steel. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 1, pp. 84–93.
7. Kurdyumov G.V., Utevskii L.M., Entin R.I. *Prevrashchenie v zheleze i stali* [Transformation in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977, 236 p. (In Russ.).
8. Holland S., Wang X., Chen J., Cai W., Yan F., Li L. Multiscale characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Journals of Alloys and Compounds*. 2019, vol. 784, pp. 182–194.
9. Man C., Cui Z., Dong C., Kong D., Liu T., Chen S., Wang X. The effect of sub-grain structure on intergranular corrosion on 316L SS fabricated via SLM. *Materials Letters*. 2019, vol. 243, pp. 157–160.
10. Shifeng W., Shuai L., Qingsong W., Yan C., Sheng Z., Yusheng S. Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014, vol. 214, no. 11, pp. 2660–2667.
11. Ni M., Liu S., Chen C., Zhang X., Zhou K. Effect of heat treatment on the microstructural evolution of a precipitation-hardened superalloy produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, vol. 748, pp. 275–285.
12. Chen B., Moon S.K., Yao X. Strength and strain hardening of a SLM AlSi10Mg alloy. *Scripta Materialia*. 2017, vol. 141, pp. 45–49.
13. Saeidi K., Gao X., Zhong Y., Shen Y. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2015, vol. 625, pp. 221–229.
14. Salman O.O., Gammer C., Chaubey A.K., Eckert J., Scudino S. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 316L steel synthesized by SLM. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, vol. 748, pp. 205–212.
15. Bazaleeva K.O., Tsvetkova E.V., Balakirev E.V., Smurov I.Yu., Yadroitsev I. Thermal stability of the cellular structure of an austenitic alloy after selective laser melting. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016, vol. 2016, no. 5, pp. 424–430.
16. Riemer A., Leuders S., Thone M. On the fatigue crack growth behavior in 316L SS manufactured by SLM. *Engineering Fracture Mechanics*. 2014, vol. 120, pp. 15–25.
17. Birnbaum A., Steuben J., Barrick J. etc. Intrinsic strain aging, Σ3 boundaries, and origins of cellular substructure in additively manufactured 316L. *Additive Manufacturing*. 2019, vol. 29, article 100784.
18. Nadutov V.M. Hyperfine interactions in austenitic nitrogen steels. In: *Proc. of the 3rd Int. Conf. "High Nitrogen Steels", September, 14-16, 1993, Kiev, Ukraine*. Gavriljuk V.G., Nadutov V.M. eds. 1993, pp. 78–82.
19. Grujicic M., Owen W.S. Models of short-range order in a face-centered cubic Fe–Ni–Cr alloy with a high concentration of nitrogen. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1995, vol. 43, no. 11, pp. 4201–4211.
20. McLellan R.B. Cell models for interstitial solid solution. *Acta Metallurgica*. 1982, vol. 30, no. 1, p. 317–322.
21. Ko C., McLellan R.B. Thermodynamics of ternary Fe–Ni–N-austenites. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 1983, vol. 44, no. 7, pp. 685–689.
22. Ko C., McLellan R.B. Thermodynamics of ternary nitrogen austenites. *Acta Metallurgica*. 1983, vol. 31, no. 11, pp. 1821–1827.

23. Numakura Hiroshi, Miura Masaaki, etc. Nitrogen trapping to chromium in α -iron studied by internal friction and magnetic after effect techniques. *ISIJ Int.* 1996, vol. 36, no. 3, pp. 290–299.
24. Suyazov A.V., Usikov M.P., Mogutnov B.M. Investigation of structural transformation in iron-nitrogen alloys. *Physics of Metals and Metallography.* 1976, vol. 42, no. 4, pp. 69–77.
25. Gavriluk V.G., Nadutov V.M., Gladun O.V. Distribution of nitrogen in Fe–N austenite. *Physics of Metals and Metallography.* 1990, vol. 69, no. 3, pp. 129–135.

Acknowledgements. The authors are grateful to Smirnov A.E., the Assist. Professor of the Chair of Materials Science of Bauman MSTU, for participation in the work and to OJSC “Titan-Avanguard” for the provided samples of steel 03Kh17N14M3 synthesized by selective laser melting.

Funding. The work was financially supported by RFBR in the framework of scientific project No. 19-33-01152.

Information about the authors:

E.V. Tsvetkova, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Materials Science”* (tsvetkovaev@bmstu.ru)

K.O. Bazaleeva, *Cand. Sci. (Phys.-math.), Leading Engineer-Technologist of Additive and Edge Technologies Centre* (bazaleevak@mail.ru)

I.S. Chekin, *Master of the Chair “Materials Science”* (ilya.chekin@gmail.com)

O.G. Klimova-Korsmik, *Cand. Sci. (Eng.), Head of Material Research Department, Assist. Professor of Higher School of Physics and Materials Technology* (o.klimova@lts.ru)

A.S. Zhidkov, *Leading Engineer-Technologist* (alex001k@gmail.com)

Received November 18, 2019

Revised November 18, 2019

Accepted January 24, 2020

УДК 656.3

ИМИТАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОГИСТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ТРАНСПОРТИРОВКИ ЖИДКОГО ЧУГУНА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРЕДПРИЯТИЯ

Виноградов К.О., аспирант кафедры автоматизации и управления (vkowork@mail.ru)
Смылова А.Л., к.т.н., доцент кафедры автоматизации и управления (alsmyslova@chsu.ru)

Череповецкий государственный университет
(162600, Россия, Вологодская обл., Череповец, пр. Луначарского, 5)

Аннотация. Рассматривается задача создания имитационной модели логистической системы транспортировки жидкого чугуна на металлургическом предприятии. Во время исследования технологических данных процесса транспортировки жидкого чугуна было установлено, что количество локомотивов и миксеров, зависящее от длительности операций и, особенно, межоперационных простоев технологического процесса транспортирования чугуна, не всегда обеспечивает нормальный ритм основного производства. Это приводит к значительным производственным потерям. Следовательно, работа производственно-транспортного комплекса недостаточно эффективна. Разработана имитационная модель логистической системы транспортировки жидкого чугуна на металлургическом предприятии. Исследование и построение модели выполнено с использованием инструментального средства AnyLogic. В качестве исходных данных использованы реальные данные с производства, а именно расписание плавок доменных печей за трехнедельный период. Для доказательства адекватности модели полученные результаты сравнили с фактическим тактом движения миксеров, а также с теоретической потребностью конвертерного цеха. Данные о весе жидкого чугуна, доставленного в конвертерный цех, полученные в ходе моделирования, соотносятся с теоретическими. Эффективность работы имитационной модели достигается путем автоматического сбора в режиме реального времени всех статистических значений параметров объектов моделирования. Система за короткий промежуток времени (менее одной секунды) анализирует собранные данные и на их основе осуществляет принятие решений. В режиме работы имитационной модели «по умолчанию» управление движением миксеров осуществляется автоматически, без участия диспетчера, что повышает эффективность, а также скорость принятия решений. В имитационной модели предусмотрена симуляция сбоев в работе конвертерного цеха. Согласно результатам моделирования, можно сделать вывод о том, что система доставляет меньше жидкого чугуна в конвертерный цех, но сохраняет ритмичность. После возобновления работы всех конвертеров такт транспортировки выходит на необходимый уровень.

Ключевые слова: имитационная модель, AnyLogic, жидкий чугун, миксер, логистика.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-71-77

ВВЕДЕНИЕ

Конвертерный цех любого металлургического завода самым тесным образом связан с цехами, которые поставляют ему шихтовые, добавочные и вспомогательные материалы, окислительные, восстановительные и нейтральные (инертные) газы, материалы не прямого назначения. Тесно связан он и с прокатными цехами, которые получают непрерывным потоком стальные полосы (в частности – слэбы). Но особое внимание обращено на доменный цех [1].

Жидкий чугун, выплавляемый в доменных печах (ДП) металлургических заводов, составляет свыше половины всех шихтовых материалов, загружаемых в конвертер на одну плавку стали. Поэтому к его качеству, ритму и надежности доставки от доменного к конвертерному цеху приковано внимание всех соответствующих служб.

Решение данной задачи можно достичь разными методами, например, разработкой новых или усовершенствованных алгоритмов, основанных на нечеткой

логике [2, 3], математическим моделированием [4, 5], имитационным моделированием [6 – 20].

Несмотря на множественные исследования по созданию автоматизированных систем контроля положения миксеров, на практике отслеживание ведется операторами визуально, с последующим ручным управлением движения и вводом данных о количестве перевозок каждого ковша или миксера.

Имитационное моделирование является одним из распространенных способов решения практических задач. Данный метод применяется, когда решение проблемы нельзя или попросту невозможно найти путем проведения реальных экспериментов: строить, разрушать или вносить изменения в уже существующие объекты слишком накладно, опасно и может привести к непредсказуемым последствиям. Чтобы избежать подобного рода проблем, проще всего построить имитационную модель реального объекта и работать с ней. Как правило, имитационная модель всегда проще реальной и в ней опускаются те детали, которые считаются несущественными для конкретного исследования и подчеркиваются

те детали, которые считаются наиболее важными. После создания модели, а иногда и на этапах разработки, исследуется структура и поведение системы, проверяется, как она ведет себя при определенных условиях, сравниваются различные сценарии и способы оптимизации. Когда оптимальное решение найдено, появляется возможность применить его в реально существующей системе [21].

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Имеется доменный цех металлургического предприятия, из которого в миксерах – чугуновозах транспортируется жидкий чугун в конвертерный цех. Обеспечение конвертерного цеха чугуном в достаточном количестве и требуемого качества является одним из наиболее ответственных процессов металлургического предприятия. Цикличность плавок конвертерного цеха и выпусков доменных печей не совпадают, это несоответствие сглаживается оперативным запасом чугуна в миксере и чугуном, который находится в процессе транспортирования. Характерной особенностью материального потока жидкого чугуна является отсутствие фазы промежуточного складирования на стадии его зарождения (непосредственный слив чугуна из доменной печи в транспортное средство) и весьма ограниченные возможности «складирования» на стадии его погашения (миксер конвертерного цеха).

Количество локомотивов и миксеров, зависящее от длительности операций и, особенно, межоперационных простоев технологического процесса транспортирования чугуна, не всегда обеспечивает нормальный ритм основного производства. Это приводит к значительным производственным потерям и свидетельствует о необходимости повышения качества принимаемых управленческих решений и использования для этого имитационных моделей рассматриваемого процесса, более точно отражающих существующее положение с учетом интересов всех участников потокового процесса.

Учитывая особенности технологических процессов доставки жидкого чугуна и поставленные задачи, определим в качестве объектов моделирования следующие агрегаты:

- доменные печи (4 шт.);
- подвижные миксеры для транспортировки чугуна до ворот конвертера (17 шт.);
- сталелитейные ковши для транспортировки чугуна от ворот конвертера до цеха (3 шт.);
- конвертер (3 шт.).

Текущая версия имитационной модели разработана с учетом ряда допущений:

- не учитывается изменение температуры и химического состава жидкого чугуна при долгой транспортировке в конвертерный цех;
- не учитывается техническое состояние чугуновозов, а так же наличие свободной тепловозной тяги для их передвижения;

- не предусмотрено взаимодействие системы с внешними транспортными потоками доменного и сталеплавильного цехов, а именно снабжение технологическими материалами (буры для вскрытия леток доменных печей, огнеупорная масса для забивки леток доменных печей, песок для литейного двора и др.);

- в текущей версии модель является вспомогательным инструментом для оператора с возможностью выгрузки статистических данных технологических процессов за определенный период. В последующих версиях будет произведена проработка интеграции в существующую информационную систему металлургического предприятия и железнодорожного снабжения.

РАЗРАБОТКА ИМИТАЦИОННОЙ МОДЕЛИ

AnyLogic является инструментальным средством имитационного моделирования и был создан российской компанией «The AnyLogic Company». Данная среда моделирования включает в себя весь набор подходов к имитационному моделированию: агентный, системно-динамический и дискретно-событийный. Данное средство обладает современным русскоязычным интерфейсом и позволяет строить даже самые сложные модели. Мощные библиотеки и инструменты позволяют решать широкий спектр задач вплоть до стратегических моделей развития крупных компаний. Ко всему этому имеется возможность программирования на языке Java, что значительно повышает гибкость и функциональность моделирования. Таким образом, с помощью AnyLogic есть возможность полностью имитировать весь технологический процесс [22].

В качестве исходных значений для имитационной модели используем расписание плавок жидкого чугуна, выпущенных доменными печами в период с 01.08.2016 по 21.08.2016 гг. включительно. Данные по суммарной плавке представлены в табл. 1.

Проанализировав расписания плавок жидкого чугуна, можно сделать следующие выводы.

- Доменные печи выпускают чугун нерегулярно, с точки зрения временных параметров. Нет единого расписания, выпуск чугуна происходит в разные временные периоды. Ситуация уникальна для каждого дня.
- Чугун выпускается с разной частотой, временные промежутки составляют от одного до нескольких часов.
- Доменные печи выпускают чугун неравномерно в течение дня. Вес плавок может отличаться друг от друга в несколько раз.

Учитывая особенности технологических процессов доставки жидкого чугуна и поставленные задачи, определим в качестве объектов моделирования следующие агрегаты:

- доменные печи;
- подвижные миксеры для транспортировки чугуна до ворот конвертера;

Таблица 1

Расписание плавков жидкого чугуна

Table 1. Schedule of liquid iron smelting

Дата	Масса выплавленного чугуна			
	ДП № 1	ДП № 2	ДП № 4	ДП № 5
01.08.16	2719	2828	6975	13 079
02.08.16	3250	2730	7206	13 518
03.08.16	3185	2714	7640	13 554
04.08.16	2856	3008	7170	13 698
05.08.16	3214	3255	7052	12 988
06.08.16	3100	3042	7344	13 394
07.08.16	3158	3093	7653	13 497
08.08.16	3247	3056	7162	13 800
09.08.16	3010	3215	7460	13 636
10.08.16	3128	3047	7189	9229
11.08.16	3012	2739	7422	13 626
12.08.16	3102	3132	5663	13 467
13.08.16	3532	2797	7307	13 498
14.08.16	3151	3485	7189	10 906
15.08.16	0	2906	7412	13 658
16.08.16	0	3156	7188	13 193
17.08.16	0	3379	7292	13 511
18.08.16	800	3219	7264	13 291
19.08.16	2620	3172	7060	13 597
20.08.16	2881	3035	7416	13 926
21.08.16	3450	3106	7227	13 036

– сталелитейные ковши для транспортировки чугуна от ворот конвертера до цеха.

В табл. 2 представлены технические характеристики объектов моделирования, представленных выше.

Имитационная модель разработана со следующими допущениями:

- не учитывается изменение химического состава;
- в начальный момент времени все миксеры находятся под летками доменных печей, либо на запасных железнодорожных путях;

– в начальный момент времени доменные печи имеют нулевой объем жидкого чугуна (добавил упрощения/допущения модели).

С помощью встроенного инструментария AnyLogic построен имитационный план транспортной системы металлургического предприятия.

Реализована симуляция работы четырех доменных печей. Схема расположения представлена на рис. 1.

Каждая доменная печь имеет определенное количество леток в соответствии с реальным производственным процессом. Также предусмотрены запасные пути, выполненные в виде пунктирных линий, на которые могут прибывать миксеры для ожидания свободного места под леткой.

Каждая тонна чугуна создается согласно расписанию плавков в модели как отдельный агент. После создания чугуна в количестве, равном вместимости миксера, поступает управляющее воздействие на слив чугуна. После наполнения миксер движется через участок взвешивания в сторону конвертерного цеха в место слива чугуна в ковши. Если все железнодорожные пути заняты, то миксер останавливается и встает в очередь в точке, выделенной на рис. 2 прямоугольником.

После слива чугуна в ковши, миксер разворачивается и движется в обратном направлении к доменным печам до развилки железнодорожных путей, выделенной на рис. 3 прямоугольником.

Сравнительная характеристика результата моделирования и фактического веса доставленного в конвертерный цех чугуна представлена на рис. 4.

График зависимости теоретической массы чугуна ($M_{теор}$), доставленной в конвертерный цех, от времени отражает реальную потребность конвертерного цеха в чугуне, т. е. сколько должно быть доставлено, чтобы обеспечить отсутствие простоев производственного процесса вследствие недостатка или излишка доставленного чугуна.

График зависимости фактической массы чугуна ($M_{факт}$), доставленной в конвертерный цех, от времени получен на основе реальных данных и отражает результат принятия логистических решений человеком (диспетчером). На рис. 4 видно, что $M_{факт}$ отклонилась

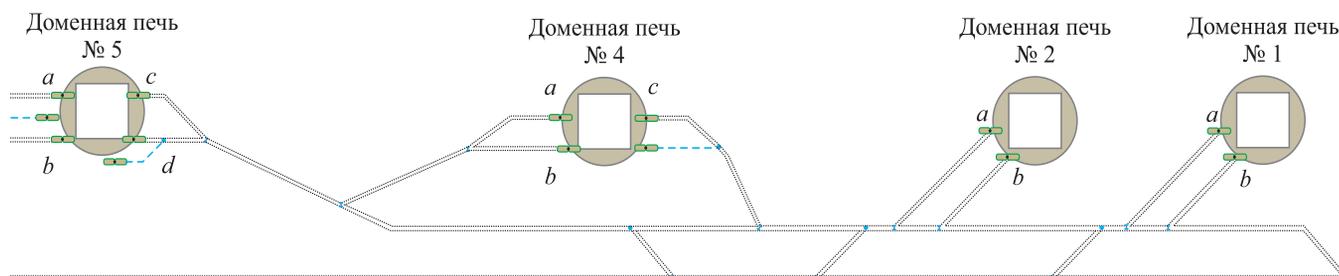


Рис. 1. Схема расположения доменных печей в имитационной модели

Fig. 1. Layout of blast furnaces in a simulation model

Технические характеристики объектов моделирования

Table 2. Technical characteristics of the simulation objects

Объект моделирования	Технические характеристики			
	расстояние, пройденное миксерами до сталеплавильного цеха, м	расчетное время в пути, мин	производительность, т/сут	грузоподъемность, т
ДП № 1 (летка № 1)	1593	26	3300	—
ДП № 1 (летка № 2)	2103	34		
ДП № 2 (летка № 1)	1698	28	3200	
ДП № 2 (летка № 2)	2208	36		
ДП № 4 (летка № 1)	2040	32	7000	
ДП № 4 (летка № 2)	2040	32		
ДП № 4 (летка № 3)	2910	44		
ДП № 5 (летка № 1)	2400	36	13 000	
ДП № 5 (летка № 2)	2400	36		
ДП № 5 (летка № 3)	3527	52		
ДП № 5 (летка № 4)	3527	52		
Миксер № 2	—	—	—	568
Миксер № 3	—	—	—	602
Миксер № 4	—	—	—	568
Миксер № 5	—	—	—	587
Миксер № 6	—	—	—	550
Миксер № 7	—	—	—	517
Миксер № 9	—	—	—	445
Миксер № 10	—	—	—	474
Миксер № 12	—	—	—	489
Миксер № 14	—	—	—	545
Миксер № 15	—	—	—	513
Миксер № 16	—	—	—	513
Миксер № 17	—	—	—	518
Миксер № 19	—	—	—	459
Миксер № 21	—	—	—	564
Миксер № 22	—	—	—	448
Миксер № 24	—	—	—	488
Миксер № 25	—	—	—	517
Ковш	—	—	—	320

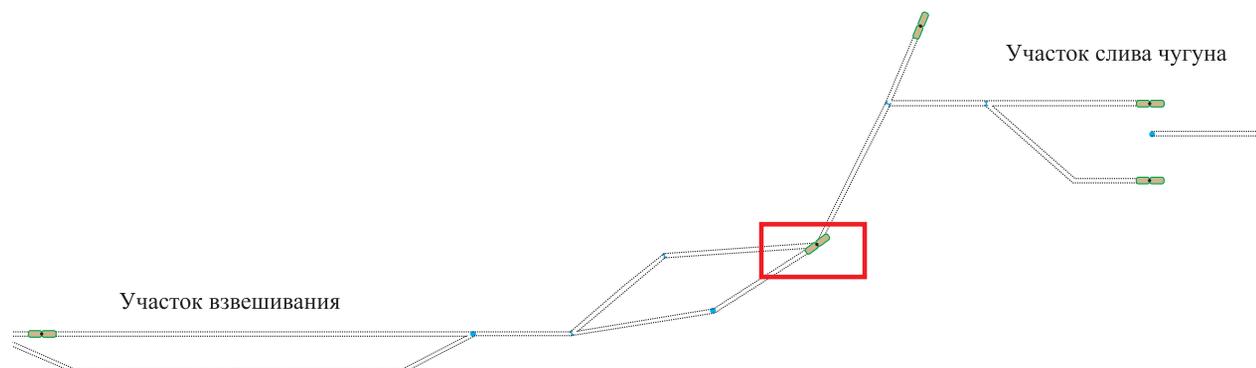


Рис. 2. Схема движения миксера

Fig. 2. Mixer motion pattern

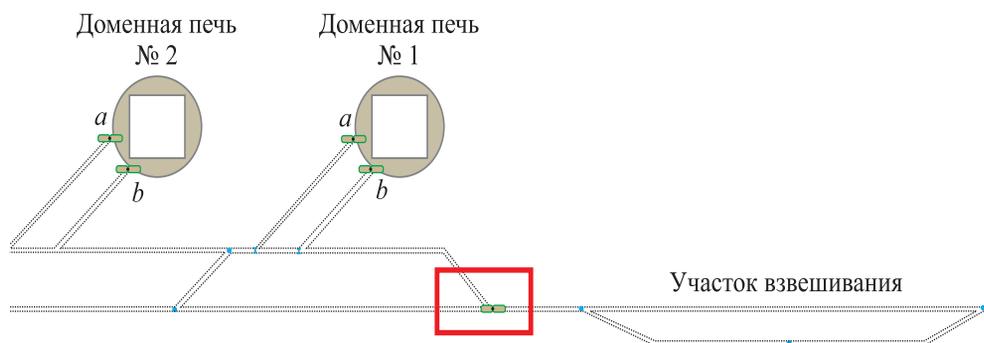


Рис. 3. Схема движения миксера на обратном пути

Fig. 3. Mixer motion pattern on the way back

от $M_{\text{теор}}$, что свидетельствует о недостаточной массе жидкого чугуна, доставленной в конвертерный цех.

График зависимости теоретической массы чугуна, доставленной в конвертерный цех, от времени получен на основе данных моделирования ($M_{\text{модел}}$). Кривые ($M_{\text{теор}}$) и ($M_{\text{модел}}$) практически совпадают, что свидетельствует о том, что решения, принимаемые имитационной моделью, эффективнее, чем решения, принятые диспетчером на указанном промежутке времени.

Проанализировав результаты моделирования, можно сделать вывод о том, что относительная погрешность изменяется в диапазоне от 0,67 до 66 %, среднее значение равно 3,43 %.

В данном случае под относительной погрешностью понимается отклонение данных, полученных в ходе моделирования, от теоретических (эталонных), т. е. реальной потребности конвертерного цеха в жидком чугуне.

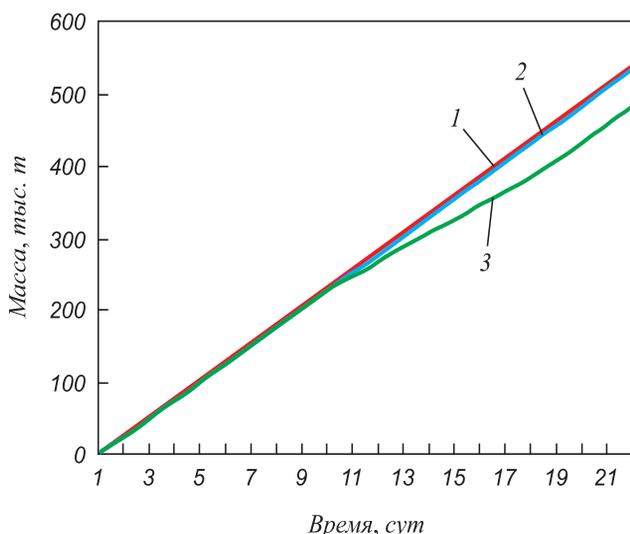


Рис. 4. График зависимости количества чугуна от времени:

1 – $M_{\text{теор}}$; 2 – $M_{\text{модел}}$; 3 – $M_{\text{факт}}$

Fig. 4. Dependence of the amount of cast iron on time:

1 – $M_{\text{теор}}$; 2 – $M_{\text{модел}}$; 3 – $M_{\text{факт}}$

Причиной отклонения является различие начальных фактических и экспериментальных значений параметров технологического процесса, а именно:

- начальное расположение миксеров. В имитационной модели на старте миксеры находятся под летками или на запасных путях;
- текущий вес чугуна в доменных печах. В имитационной модели в начальный момент времени он равен нулю.

Относительная погрешность изменяется в очень большом диапазоне и достигает 67 %. Однако стоит учесть, что при моделировании отрезка времени от нулевых до первых суток, все миксеры были в исходном положении, а количество переходящего веса чугуна с предыдущих суток равно нулю. Имитационной модели требуется время для генерации агентов, отвечающих за симуляцию чугуна, доставку из начального пункта.

Если исключить первый день из расчета относительной погрешности, то получим следующие значения: минимальная относительная погрешность равна 0,68 %; максимальная – 16,74 %; среднее значение равно 2,28 %.

Выделим основные причины эффективности имитационной модели.

- Имитационная модель автоматически в режиме реального времени собирает все статистические значения параметров объектов моделирования.
- Система за короткий промежуток времени (менее одной секунды) анализирует собранные данные и на их основе осуществляет принятие решений.
- Управление движением миксеров происходит автоматически, без участия диспетчера.

Исследуем влияние сбоев в работе конвертерного цеха на процесс транспортировки жидкого чугуна. Промоделируем тот же промежуток времени. Режимы работы конвертера представлены в табл. 3.

Результаты моделирования свидетельствуют о существенном влиянии сбоев в работе конвертерного цеха на процесс транспортировки жидкого чугуна. После восстановления работоспособности конвертерного цеха имитационная модель выходит на необходимый

Таблица 3

Расписание сбоев в работе конвертерного цеха

Table 3. Schedule of operation failures in the converter shop

Дата	Режим работы конвертерного цеха
01.08.2016 – 10.08.2016	Штатный (работают все три конвертера)
11.08.2016 – 13.08.2016	Сбой работы одного конвертера
14.08.2016 – 16.08.2016	Сбой работы двух конвертеров
17.08.2016	Сбой работы трех конвертеров
18.08.2016 – 21.08.2016	Штатный (работают все три конвертера)

ритм транспортировки жидкого чугуна, а также частично компенсирует простой.

Выводы

Исследована проблема оптимизации транспортировки жидкого чугуна из доменного цеха в конвертерный на металлургических предприятиях. Разработана имитационная модель логистической системы транспортировки жидкого чугуна на металлургическом предприятии с помощью программного комплекса AnyLogic. Выполнен ряд экспериментов с созданной моделью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Емельянова Н.Ю. Информационная технология процесса контроля перевозки жидкого чугуна // Системы обработки информации. 2010. № 9. С. 32 – 36.
2. Jun-qing Li, Quan-ke Pan, Pei-yong Duan. Improved artificial bee colony algorithm for solving hybrid flexible flowshop with dynamic operation skipping // IEEE Transactions on Cybernetics. 2016. Vol. 46. No. 6. P. 1311 – 1324.
3. Su L., Qi Y., Jin L.-L., Zhang G.-L. Integrated batch planning optimization based on fuzzy genetic and constraint satisfaction for steel production // International Journal of Simulation Modelling. 2016. Vol. 15. No. 1. P. 133 – 143.
4. Xiaoyan Yang, Bingmou Cui, Jie Chen. Intelligentized dispatching control of railway transport of molten iron in metallurgical enterprise // Proc. of 2013 Int. Conf. on Information Science and Computer Applications. Jianguo Hu ed. 2013. P. 287 – 293.
5. Гусев Ю.В. Математическая модель процесса транспортирования чугуна в конвертерный цех. – СПб: Питер, 2007. С. 287 – 293.
6. Bin Ge, Kai Wang, Yue Han. A design for simulation model and algorithm of rail transport of molten iron in steel enterprise // Computer Modelling & New Technologies. 2014. Vol. 18. No. 11. P. 1056 – 1061.
7. Feliks J., Majewska K. Agent-based modeling of steel production processes under uncertainty // METAL 2015: Proc. of Int. Conf. on Metallurgy and Materials, June 3 – 5, 2015, Brno, Czech Republic. P. 1739 – 1744.
8. Liu F. Analysis on organization and capability of hot iron transportation at Baosteel // Baosteel Technology. 2001. No. 5. P. 1 – 6.

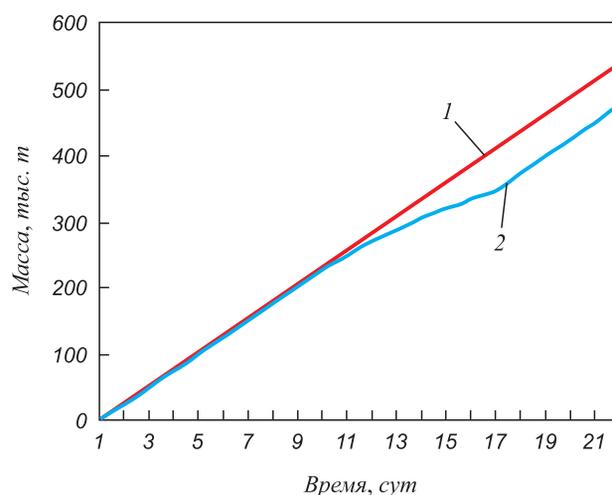


Рис. 5. График зависимости количества чугуна от времени: 1 – $M_{теор}$; 2 – $M_{модель}$

Fig. 5. Dependence of the amount of cast iron on time: 1 – $M_{теор}$; 2 – $M_{модель}$

9. Hua Yan, Jun Xuan, Nai-yuan Tian. Research of time distribution in hot metal supply process // Iron and Steel. 2005. Vol. 40. No. 3. P. 21 – 24.
10. Sun J., Xue D. A dynamic reactive scheduling mechanism for responding to changes of production orders and manufacturing resources // Computers in Industry. 2001. Vol. 46. No. 2. P. 189 – 207.
11. Lixin Tang, Gongshu Wang, Jiyin Liu. A branch-and-price algorithm to solve the molten iron allocation problem in iron and steel industry // Computers & Operations. 2005. Vol. 2007. No. 34. P. 3001 – 3015.
12. Tang L., Wang X. Simultaneously scheduling multiple turns for steel color-coating production // European Journal of Operational Research. 2009. Vol. 198. No. 3. P. 715 – 725.
13. Tang L., Rong A., Yang Z. A review of planning and scheduling systems and methods for integrated steel production // European Journal of Operational Research. 2001. Vol. 133. No. 1. P. 1 – 20.
14. Tang L., Luh P.B., Liu J., Fang L. Steel-making process scheduling using Lagrangian relaxation // International Journal of Production. 2002. Vol. 40. No. 1. P. 55 – 70.
15. Engin O., Ceran G., Yilmaz M.K. An efficient genetic algorithm for hybrid flow shop scheduling with multiprocessor task problems // Applied Soft Computing. 2011. Vol. 11. No. 3. P. 3056 – 3065.
16. Ruiz R., Rodríguez J.A.V. The hybrid flow shop scheduling problem // European Journal of Operational Research. 2010. Vol. 205. No. 1. P. 1 – 18.
17. Wang Wenrui. Iron melt control and management system in Baosteel [Part one] // Metallurgical Industry Automation. 2001. No. 4. P. 22 – 24.
18. Liu Y.Y. The mix integer programming model for torpedo car scheduling in iron and steel industry // International Conference on Computer Information Systems and Industrial Applications. 2015. P. 731 – 734.
19. Куприяшкин А.Г. Основы моделирования систем: Учеб. пособие. – Норильск: НИИ, 2015. – 134 с.
20. Боев В.Д. Компьютерное моделирование: Пособие для практических занятий, курсового и дипломного проектирования в AnyLogic 7. – СПб.: ВАС, 2014. – 432 с.

Поступила в редакцию 1 июня 2019 г.
После доработки 27 октября 2019 г.
Принята к публикации 31 января 2020 г.

SIMULATION MODELING OF LOGISTIC SYSTEM FOR LIQUID IRON TRANSPORTATION AT METALLURGICAL PLANT

K.O. Vinogradov, A.L. Smyslova

Cherepovets State University, Cherepovets, Vologda Region, Russia

Abstract. During the study of technological data of the process of liquid iron transportation, it was found that the number of locomotives and mixers depending on the duration of operations and especially on the inter-operational downtime does not always ensure normal rhythm of the main production. It leads to significant production losses, therefore, the work of the producing and transport complex is not effective enough. The authors have developed a simulation model of a logistics system for transporting liquid iron at a metallurgical plant. The study and construction of the model was performed using AnyLogic. Real data from production, namely the schedule of blast furnace smelting for a three-week period, was used as the initial data. To prove adequacy of the model, the results were compared with the actual tact of the mixers movement, as well as with the theoretical need of the converter shop. Values of the liquid iron weight delivered to the converter shop were obtained during the simulation and were related to the theoretical ones. Efficiency of the model is achieved by automatically collecting in real time of statistical values of the parameters of simulation objects. The system analyzes the collected data and makes decisions based on them for a short period of time (less than one second). In default operation mode of the simulation model, motion of the mixers is controlled automatically without participation of the dispatcher, which improves efficiency, as well as decision-making speed. Such model provides simulation of failures in operation of the converter shop. According to the simulation results, it can be concluded that the system delivers less liquid iron to a converter shop, but retains its rhythm. After resuming the operation of all converters, the tact of transportation reaches the required level.

Keywords: simulation model, Anylogic, liquid iron, mixer, logistics.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-71-77

REFERENCES

1. Emel'yanova N.Yu. Information technology for control of liquid iron transportation. *Sistemy obrabotki informatsii*. 2010, no. 9, pp. 32–36. (In Russ.).
2. Jun-qing Li, Quan-ke Pan, Pei-yong Duan. Improved artificial bee colony algorithm for solving hybrid flexible flowshop with dynamic operation skipping. *IEEE Transactions on Cybernetics*. 2016, vol. 46, no. 6, pp. 1311–1324.
3. Su L., Qi Y., Jin L.-L., Zhang G.-L. Integrated batch planning optimization based on fuzzy genetic and constraint satisfaction for steel production. *International Journal of Simulation Modelling*. 2016, vol. 15, no. 1, pp. 133–143.
4. Xiaoyan Yang, Bingmou Cui, Jie Chen. Intelligentized dispatching control of railway transport of molten iron in metallurgical enterprise. *Proc. of 2013 Int. Conf. on Information Science and Computer Applications*. Jianguo Hu ed. 2013, pp. 287–293.
5. Gusev Yu.V. *Matematicheskaya model' protsessa transportirovaniya chuguna v konverternyi tsekh* [Mathematical model of iron transportation to converter shop]. St. Petersburg: Piter, 2007, pp. 287–293. (In Russ.).
6. Bin Ge, Kai Wang, Yue Han. A design for simulation model and algorithm of rail transport of molten iron in steel enterprise. *Computer Modelling & New Technologies*. 2014, vol. 18, no. 11, pp. 1056–1061.
7. Feliks J., Majewska K. Agent-based modeling of steel production processes under uncertainty. *METAL 2015: Proc. of Int. Conf. on Metallurgy and Materials, June 3-5, 2015, Brno, Czech Republic*, pp. 1739–1744.
8. Liu F. Analysis on organization and capability of hot iron transportation at Baosteel. *Baosteel Technology*. 2001, no. 5, pp. 1–6.
9. Hua Yan, Jun Xuan, Nai-yuan Tian. Research of time distribution in hot metal supply process. *Iron and Steel*. 2005, vol. 40, no. 3, pp. 21–24.
10. Sun J., Xue D. A dynamic reactive scheduling mechanism for responding to changes of production orders and manufacturing resources. *Computers in Industry*. 2001, vol. 46, no. 2, pp. 189–207.
11. Lixin Tang, Gongshu Wang, Jiyin Liu. A branch-and-price algorithm to solve the molten iron allocation problem in iron and steel industry. *Computers & Operations*. 2005, vol. 2007, no. 34, pp. 3001–3015.
12. Tang L., Wang X. Simultaneously scheduling multiple turns for steel color-coating production. *European Journal of Operational Research*. 2009, vol. 198, no. 3, pp. 715–725.
13. Tang L., Rong A., Yang Z. A review of planning and scheduling systems and methods for integrated steel production. *European Journal of Operational Research*. 2001, vol. 133, no. 1, pp. 1–20.
14. Tang L., Luh P. B., Liu J., Fang L. Steel-making process scheduling using Lagrangian relaxation. *Int. Journal of Production*. 2002, vol. 40, no. 1, pp. 55–70.
15. Engin O., Ceran G., Yilmaz M.K. An efficient genetic algorithm for hybrid flow shop scheduling with multiprocessor task problems. *Applied Soft Computing*. 2011, vol. 11, no. 3, pp. 3056–3065.
16. Ruiz R., Rodríguez J.A.V. The hybrid flow shop scheduling problem. *European Journal of Operational Research*. 2010, vol. 205, no. 1, pp. 1–18.
17. Wang Wenrui. Iron melt control and management system in Baosteel [Part one]. *Metallurgical Industry Automation*. 2001, no. 4, pp. 22–24.
18. Liu Y.Y. The mix integer programming model for torpedo car scheduling in iron and steel industry. *Int. Conf. on Computer Information Systems and Industrial Applications*. 2015, pp. 731–734.
19. Kupriyashkin A.G. *Osnovy modelirovaniya sistem: ucheb. posobie* [Basics of system modeling: Manual]. Noril'sk: NII, 2015, 134 p. (In Russ.).
20. Boev V.D. *Komp'yuternoe modelirovanie: posobie dlya prakticheskikh zanyatii, kursovogo i diplomnogo proektirovaniya v AnyLogic 7* [Computer modeling: Manual for practical classes, course and degree design in AnyLogic 7]. St. Petersburg: VAS, 2014, 432 p. (In Russ.).

Information about the authors:

K.O. Vinogradov, Postgraduate of the Chair “Automation and Management” (vkowork@mail.ru)

A.L. Smyslova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Automation and Management” (alsmyslova@chsu.ru)

Received June 1, 2019

Revised October 27, 2019

Accepted January 31, 2019

УДК 338.2

НЕЙРОСЕТЕВОЙ ПОДХОД К ПРОГНОЗИРОВАНИЮ СТОИМОСТИ ФЕРРОСПЛАВНОЙ ПРОДУКЦИИ*

*Сиротин Д.В., к.э.н., научный сотрудник лаборатории моделирования
пространственного развития территорий (sirutind.umk@mail.ru)*

Институт экономики УрО РАН
(620014, Россия, Екатеринбург, ул. Московская, 29)

Аннотация. В работе отмечается возрастающая роль ферросплавной подотрасли в качественном развитии металлургии в целом. В условиях усиления рисков глобального экономического развития осложняется прогнозирование развития металлургии не только в средне- и долгосрочной перспективе, но и на краткосрочные периоды. Негативное влияние оказывает также высокая волатильность цен на основные ферросплавы. В связи с этим возрастает необходимость в развитии методического инструментария прогнозирования изменений рыночных цен на металлургическую продукцию с высокой степенью точности. Одним из важных направлений применения в металлургии прогнозного инструментария является построение моделей прогнозирования стоимости ферросплавной продукции, что определило основную цель исследования. На примере построения прогнозной модели изменения цены на ферросилиций обоснована актуальность нейросетевого подхода к прогнозированию стоимости ферросплавной продукции. В рамках задач отраслевого развития возможности нейронных сетей на сегодняшний день изучены достаточно слабо. В работе приведено формальное описание модели прогнозирования временных рядов на базе нейронных сетей. Отмечено, что при построении нейросетей любая задача временного ряда представляется в виде многомерной регрессии. С учетом этого выделены основные параметры обучения прогнозных сетей. В качестве входных переменных использована средняя цена на ферросилиций на российском рынке, а также цены субъектов РФ. При проведении исследования обучены сети, удовлетворяющие качественным критериям прогнозных моделей. Отбор моделей проведен с учетом результатов графического анализа и кросс-проверки. В результате проведенного исследования построена нейросетевая модель, которая может быть использована для прогнозирования изменения цены на ферросилиций на внутреннем рынке РФ на краткосрочную перспективу. Полученная модель отличается высокой точностью прогнозирования и может быть полезна при обосновании стратегических решений в деятельности отраслевых научно-исследовательских институтов и металлургических предприятий.

Ключевые слова: металлургия, ферросплавное производство, ферросилиций, нейронная сеть, моделирование, прогнозирование временных рядов, цена.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-78-83

ВВЕДЕНИЕ

Металлургическое производство является комплексной отраслью промышленности, напрямую зависящей от секторов-потребителей металла и реагирующей на все колебания в этих отраслях. К важным задачам развития металлургии сегодня относится создание условий для выпуска высококачественной металлопродукции, соответствующей заявленным характеристикам, малыми партиями, а также значительное сокращение доли брака, развитие сервисного обслуживания, смягчение ценовой политики. Рост значимости качественных факторов развития металлургии определяет необходимость повышения технологического и ресурсного потенциалов, которые формируются на базе ферросплавного комплекса [1].

По данным за 2018 г. производство ферросплавов в России составляет около 2,1 млн т в год, из которых чуть больше половины приходится на Уральский феде-

ральный округ (УрФО). Структура ферросплавной продукции УрФО и России в целом достаточно обширна и учитывает ферросплавы как крупнотоннажной (ферро- и силикомарганец, феррохром, ферросилиций), так и малотоннажной (сплавы на основе ванадия, молибдена и др.) групп. Основной вес приходится на кремний- и марганецсодержащие ферросплавы и феррохром, в совокупности формирующие почти 87 % общего объема ферросплавного производства РФ. При этом рынок ферросплавной продукции отличается высокой волатильностью цен (табл. 1).

В структуре ферросплавного производства России доля ферросилиция в 2018 г. составила 44,1 % (932,1 тыс. т в год). Отечественное производство кремниевых ферросплавов полностью покрывает потребности внутри страны. Их основное производство сосредоточено в Сибирском и Уральском федеральных округах [3]. При этом экспортируется в среднем 45 % продукции. Ферросилиций применяется в качестве основного раскислителя почти для всех сортов стали, а также широко используется в виде легирующей добавки при выплавке ряда конструкционных и транс-

* Статья подготовлена в соответствии с планом НИР лаборатории моделирования пространственного развития территорий ФГБУН Института экономики УрО РАН на 2019 г.

Уровень средних цен производителей РФ на основные ферросплавы, руб/т без НДС [2]

Table 1. Average prices of Russian producers for basic ferroalloys, RUB/ton without VAT

Продукция	2016 г.	2017 г.	2018 г.				
	декабрь	декабрь	январь	март	июнь	сентябрь	декабрь
Ферросилиций	49 481	60 580	62 130	65 089	72 774	74 377	72 495
Феррохром	117 711	125 179	107 538	114 744	114 925	119 463	118 391
Ферромолибден	790 451	833 205	835 783	1 191 234	1 122 975	1 353 243	1 268 946

форматорных сталей, что делает его одним из ключевых ферросплавов.

В развитии мировой экономики в последние годы наблюдается усиление рисков глобального экономического развития, учитывающих высокие темпы изменений мировой рыночной конъюнктуры, неопределенность геополитических преобразований, необходимость учета трендов четвертой промышленной революции, что отражается на темпах развития отраслей народного хозяйства [4 – 6]. В частности, на фоне растущей вероятности торговых войн повышается волатильность цен на продукты ферросплавного производства [7]. В этих условиях усложняется прогнозирование развития металлургии в целом на средне- и долгосрочную перспективу, а также на краткосрочные периоды. В связи с этим, важную роль в работе предприятий в условиях новых экономических вызовов, учитывающих организацию экономической деятельности на базе новых бизнес-моделей, играет развитие методического инструментария прогнозирования изменений рыночной конъюнктуры с высокой степенью точности.

Задача настоящего исследования заключается в построении модели прогнозирования изменения цены на ферросилиций в условиях возрастающей волатильности рыночной конъюнктуры. Такая модель должна обладать способностью к адаптации¹.

ОПИСАНИЕ МЕТОДА ИССЛЕДОВАНИЯ

В эконометрике задача прогнозирования временных рядов рассматривается как частный случай регрессии. Методический инструментарий прогнозирования учитывает модели экспоненциального сглаживания, регрессионные и авторегрессионные модели [8, 9] и др. Стоит отметить набирающий популярность подход, учитывающий нейросетевое моделирование. Преимущества искусственных нейронных сетей определяют их свойства, учитывающие способности к обучению и адаптации за счет корректировки параметров сети, умение абстрагировать обрабатываемую информа-

цию [10 – 12]. Основы теории и методологии искусственных нейронных сетей и их дальнейшее развитие раскрываются в работах и В. Видроу [13], М. Мински, С. Пайперта [14], У. Мак-Каллока, У. Питтса [15], Ф. Розенблатта [16], Д. Хебба [17], Д. Хопфилда [18] и др. Для построения прогнозной модели изменения цены на ферросилиций нейросетевой подход представляется оптимальным.

Искусственная нейронная сеть представляет собой совокупность простейших вычислительных элементов (нейронов), алгоритм работы которых задается передаточной функцией (функцией активации) (рис. 1).

Приведенная на рис. 1 схема учитывает весовые коэффициенты (W_1, \dots, W_m), корректирующие импульс входных сигналов (X_1, \dots, X_m) в сумматор (S), на выходе которого посредством функции активации (F) информационные сигналы преобразуются в выходную информацию (Y).

Для прогнозирования временных рядов модель на базе нейронных сетей будет соответствовать линейной авторегрессии [20]

$$\overline{x(n)} = \sum_{k=1}^p W_k x(n - p + k - 1), \quad (1)$$

где $W_k, k = \overline{1, p}$ – весовые коэффициенты нейросети; p – длина «скользящего окна», равная количеству одновременно подаваемых в сеть элементов временного ряда; $x(n)$ – прогнозная оценка $x(n)$ в момент n . Разность между реальными $x(n)$ и выдаваемыми сетью прогнозными значениями $\overline{x(n)}$ определяет ошибку прогнозирования $E(n)$.

На предварительном этапе исследования проанализирован временной ряд, составляющий месячные значения средней цены на ферросилиций на внутреннем рынке РФ с января 1998 г. по январь 2019 г., выделены характерные периоды колебания цены (рис. 2).

Как видно на рис. 2, график имеет возрастающий линейный тренд. Разложение исследуемого ряда на спектральные составляющие по методу Фурье показало наличие временного лага, составляющего 3 года и 7 месяцев. Наличие циклической составляющей преимущественно связано с кризисными явлениями и имеет, скорее, непостоянный характер. Это подтверждает отсутствие резких скачков в изменении цены до

¹ Под адаптацией понимается процесс изменения параметров и структуры системы на базе текущей информации с целью достижения ее определенного (стабильного) состояния при изменяющихся условиях работы.

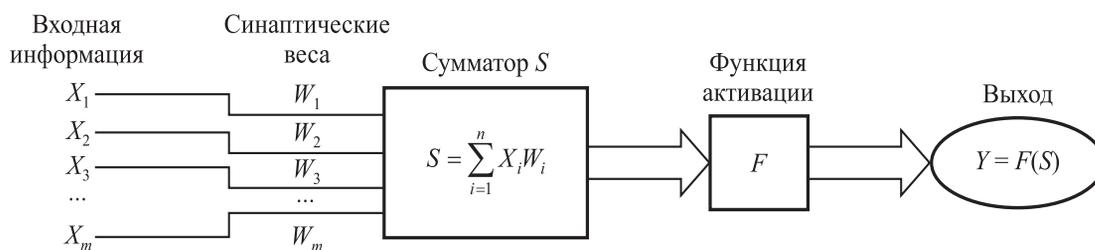


Рис. 1. Схема искусственного нейрона [19]

Fig. 1. Scheme of an artificial neuron [19]

2004 г. В связи с этим учет циклической составляющей может негативно повлиять на качество модели.

Задача построения нейронной сети сводится к реализации алгоритма поиска подходящих моделей путем анализа сети различной топологии [21]. При обучении сетей исходные данные были распределены на обучающую (70 %) и контрольную (30 %) подвыборки. Последние 12 наблюдений исключены из общей выборки в целях проведения на их основе кросс-проверки. Для активации выходных нейронов, учитывая тип решаемой задачи, при обучении использована тождественная функция. На скрытом слое сети в качестве функции активации применялись, помимо тождественной, логистическая и гиперболическая функции. В качестве функции ошибки использована сумма квадратов [22].

На основе нейросетевых алгоритмов регрессионного типа обучен ряд моделей временных рядов двух типов. Для моделей первого типа в качестве зависимой переменной принят временной ряд, отражающий среднюю цену на ферросилиций на российском рынке, в качестве независимой – ряд, сдвинутый на лаг назад.

Модели второго типа отличаются тем, что при их обучении в качестве независимых переменных использованы сдвинутые на лаг назад цены на ферросилиций, производимый в Уральском и Сибирском федеральных округах.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Было обучено более 30 сетей, из которых наибольшей производительностью (выше 99 %) и меньшим значением ошибки отличались модели, использующие для активации нейронов на скрытом и выходном слоях тождественную функцию. Это характерно как для сетей на базе единого временного ряда (модели I-го типа), так и для сетей, обученных на основе данных волатильности цен на ферросилиций в регионах РФ (модели II-го типа). В результате обучения отобрано по одной модели каждого типа, которые отличались максимальной производительностью на всех подвыборках (табл. 2).

Производительность является одним из основных показателей качества нейросети и характеризуется величиной корреляции между исходным и предсказанным рядом. Особое значение имеет производительность на контрольной подвыборке, используемой для остановки процесса обучения сети.

АНАЛИЗ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Проверка качества построения прогноза нейросетями целесообразна на независимых данных. С этой целью, по данным за период с февраля 2018 г. по январь 2019 г. не используемых в обучении сетей, проведена кросс-проверка. Результаты подтвердили ошибку прогнозных значений модели MLP 2-4-1 на уровне 6,4 %. Точность сети MLP 1-1-1 оценена значительно выше, ошибка построенного данной сетью прогноза составила всего 2,8 %. Графический анализ результатов кросс-проверки представлен на рис. 3.

Из рис. 3 видно, что обе модели улавливают зависимость, тем не менее, наиболее близкий к реальным значениям прогноз строит модель MLP 1-1-1. Данные описательной статистики также подтвердили высокое качество модели.

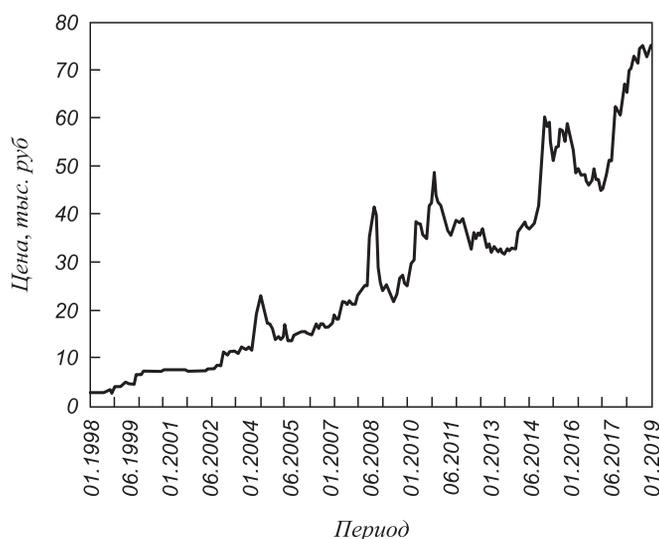


Рис. 2. Линейный график изменения средней цены на ферросилиций на российском рынке

Fig. 2. Line graph of changes in the average price of ferrosilicon on the Russian market

Результаты обучения отобранных нейронных сетей

Table 2. Training results of selected neural networks

Тип модели	Архитектура сети	Производительность обучения	Контрольная производительность	Алгоритм обучения*	Функция ошибки	Функция активации скрытых нейронов	Функция активации выходных нейронов
I	MLP 1-1-1	0,992817	0,991975	BFGS 7	Сумма квадратов	Тожественная	Тожественная
II	MLP 2-4-1	0,992277	0,991526	BFGS 3	Сумма квадратов	Тожественная	Тожественная

* При обучении сетей использован алгоритм Бройдена-Флетчера-Гольдфарба-Шанно (BFGS). Цифра в названии алгоритма обозначает номер итерации, на которой этот алгоритм был остановлен.

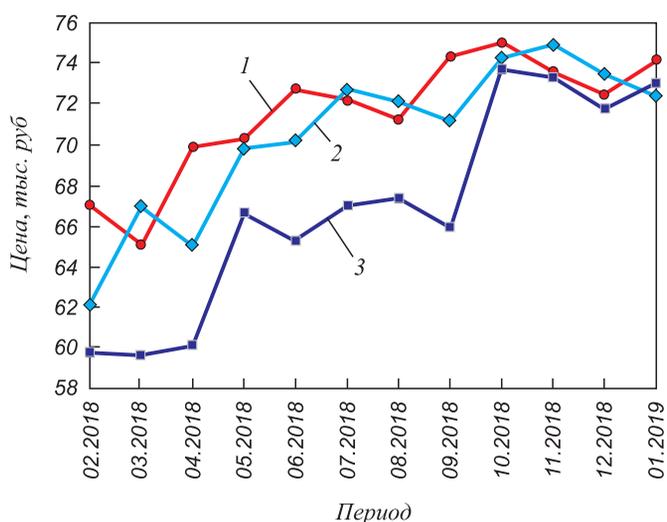


Рис. 3. График сопоставления спрогнозированных и реальных значений средней цены ферросилиция на отечественном рынке:

- 1 – реальные значения средней цены на ферросилиций;
- 2 – ряд, спрогнозированный нейросетью MLP 1-1-1;
- 3 – ряд, спрогнозированный нейросетью MLP 2-4-1

Fig. 3. Comparison graph of predicted and real values of the average ferrosilicon price in the domestic market:

- 1 – real values of the average price of ferrosilicon;
- 2 – series predicted by MLP 1-1-1 neural network;
- 3 – series predicted by MLP 2-4-1 neural network

Выводы

В результате проведенного исследования разработана модель, которая отличается способностью к адаптации и может быть использована в целях построения прогноза изменения цены на ферросилиций на отечественном рынке на краткосрочную перспективу. Построенная модель отличается высокой производительностью и достаточно низким значением ошибки в отклонениях прогнозных величин. Практическая значимость такой модели обосновывается возможностью ее использования в деятельности отраслевых научно-исследовательских институтов и металлургических предприятий при обосновании стратегических

решений развития отрасли. Проведенное исследование демонстрирует возможности нейросетевого подхода в прогнозировании изменений цен на продукты ферросплавного производства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Галкин М.П., Бродов А.А. Современные требования к производству специальных сталей и сплавов // Сб. тр. XV Междунар. конгресса сталеплавателей, 15 – 19 октября 2018. – М.: Ассоциация сталеплавателей, 2018. С. 23 – 26.
2. Катунин В.В., Петракова Т.М., Иванова И.М. Основные показатели работы черной металлургии России в 2018 г. // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2019. № 3. С. 293 – 314.
3. Жучков В.И., Леонтьев Л.И., Дашевский В.Я. Состояние и развитие металлургии ферросплавов в России // Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: ФЕРРОСПЛАВЫ: Тр. науч.-практич. конф. с междунар. участием, 29 октября – 2 ноября 2018. – Екатеринбург: Изд. и тип. «Альфа Принт», 2018. С. 12 – 20.
4. Глазьев С.Ю. Рынок в будущее. Россия в новых технологическом и мирохозяйственном укладах. – М.: Книжный мир, 2018. – 768 с.
5. Perez K. Technological revolutions and the role of government in unleashing golden ages // Journal of Globalization Studies. 2012. Vol. 3. No. 2. P. 19 – 25.
6. Романова О.А., Сиротин Д.В. Металлургический комплекс Среднего Урала в условиях развития Индустрии 4.0: дорожная карта перепозиционирования комплекса // Проблемы прогнозирования. 2019. № 2. С. 37 – 50.
7. Адно Ю.Л. Итоги 2018 года: проблемы и противоречия экономического развития // Черные металлы. 2019. № 7. С. 73 – 82.
8. Cubadda G., Guardabascio B. Representation, estimation and forecasting of the multivariate index-augmented autoregressive model // Int. J. Forecast. 2018. Vol. 35. No. 1. P. 67 – 79.
9. Сиротин Д.В. Анализ пространственной интеграции отраслевых рынков металлопродукции // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 1. С. 74 – 79.
10. Pradhan R.P., Kumar R. Forecasting exchange rate in India: An application of artificial neural network model // Journal of Mathematics Research. 2010. Vol. 2. No. 4. P. 111 – 117.
11. Yildiz B., Yalama A., Coskun M. Forecasting the Istanbul Stock Exchange National 100 Index using an artificial neural network // An International Journal of Science, Engineering and Technology. 2008. Vol. 46. P. 36 – 39.
12. Catalao J. etc. An artificial neural network approach for day-ahead electricity prices forecasting // 6th WSEAS Int. Conf. on Neural Networks, USA, Stevens Point. 2005. P. 80 – 83.

13. Widrow B., Hoff M.E. Adaptive switching circuits // IRE WESCON. – N.Y., 1960. P. 96 – 104.
14. Minsky M.L., Papert S.S. Perceptrons: An Introduction to Computational Geometry. – MIT Press, Cambridge, MA, 1969. – 258 p.
15. McCulloch W.S., Pitts W.A. A Logical calculus of the ideas immanent in nervous activity // Bull. Math. Biophys. 1943. Vol. 5. P. 115 – 133.
16. Розенблатт Ф. Аналитические методы изучения нейронных сетей // Зарубежная радиоэлектроника. 1965. № 5. С. 40 – 45.
17. Hebb D.O. The Organization of Behavior: A Neuropsychological Theory. – New-York: John Wiley & Sons, Inc., 1949. – 335 p.
18. Hopfield J. Neural networks and physical system with emergent collective computational properties // Proceeding of the National Academy of Sciences of the USA. 1982. Vol. 79. No. 8. P. 2554 – 2558.
19. Романова О.А., Сиротин Д.В. Методологический подход к оценке перепозиционирования металлургического комплекса региона: препринт. – Екатеринбург: Институт экономики УрО РАН, 2017. – 91 с.
20. Головкин В.А. Нейронные сети: обучение, организация и применение. Кн. 4. – М.: ИПРЖР, 2001. – 256 с.
21. Graupe D. Principles of Artificial Neural Networks / 3rd Ed. – World Scientific, 2013. – 363 p.
22. Филатова Т.В. Применение нейронных сетей для аппроксимации данных // Вестник Томского государственного университета. 2004. № 284. С. 121 – 125.

Поступила в редакцию 25 сентября 2019 г.
После доработки 30 октября 2019 г.
Принята к публикации 23 января 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 1, pp. 78–83.

NEURAL NETWORK APPROACH TO FORECASTING THE COST OF FERROALLOY PRODUCTS

D.V. Sirotin

Institute of Economics, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The article notes the increasing role of ferroalloy sub-sector in the qualitative development of metallurgy. Progress predicts of modern metallurgy are difficult in the context of increasing risks of global economic development. The high volatility of domestic producers' prices for the main ferroalloys also has a negative impact. It is necessary to develop methodological tools for forecasting changes in market prices for metallurgical products with a high degree of accuracy. One of the important areas of application in metallurgy forecasting tools is construction of a model for forecasting the cost of ferroalloy products. It is the main purpose of the study. On the example of constructing a forecast model for changing the price of ferrosilicon, relevance of the neural network approach to forecasting the cost of ferroalloy products was substantiated. As part of the tasks of industry development, the capabilities of neural networks have been poorly studied to date. Formal description of the time series forecasting model based on neural networks is given. When constructing neural networks, any time series problem is represented as a multidimensional regression problem. The main parameters of predictive networks training are highlighted. The average price of ferrosilicon on the Russian market and the prices in the Russian regions were used as input variables. The networks that meet the qualitative criteria of forecasting models were trained. Selection of the networks was carried out taking into account the results of graphical analysis and cross-checking. A neural network model was constructed to predict the change in ferrosilicon price in the short term with high accuracy. This model can be useful in strategic decisions justifying in the activities of industry research institutes and metallurgical enterprises.

Keywords: metallurgy, ferroalloy production, ferrosilicon, neural network, modeling, time series forecasting, price.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-78-83

REFERENCES

1. Galkin M.P., Brodov A.A. Modern requirements for the production of special steels and alloys. *Sbornik trudov XV mezhdunarodnogo kongressa staleplavil'shchikov, 15-19 oktyabrya 2018, Moskva* [Proc. of the 15th Int. Congress of Steelmakers, October 15-19, 2018, Moscow]. Moscow: Assotsiatsiya staleplavil'shchikov, 2018, pp. 23–26. (In Russ.).
2. Katunin V.V., Petrakova T.M., Ivanova I.M. Key performance indicators of the Russian steel industry in 2018. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya".* 2019, no. 3, pp. 293–314. (In Russ.).
3. Zhuchkov V.I., Leont'ev L.I., Dashevskii V.Ya. State and development of ferroalloys metallurgy in Russia. In: *Perspektivy razvitiya metallurgii i mashinostroeniya s ispol'zovaniem zavershennykh fundamental'nykh issledovaniy i NIOKR: FERROSPLAVY: Trudy nauchno-prakticheskoi konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem, 29 oktyabrya – 2 noyabrya 2018, Ekaterinburg* [Prospects for the Development of Metallurgy and Mechanical Engineering using Completed Fundamental Research and R&D: FERROALLOYS: Proc. of Sci. and Pract. Conf. with Int. Participation, 29 October – 2 November, 2018, Ekaterinburg]. Ekaterinburg: Al'fa Print, 2018, pp. 12–20. (In Russ.).
4. Glaz'ev S.Yu. *Ryvok v budushchee. Rossiya v novykh tekhnologicheskoy i mirokhozyaistvennom ukhladakh* [Jerk into the future. Russia in new technological and world economic structures]. Moscow: Knizhnyi mir, 2018, 768 p. (In Russ.).
5. Perez K. Technological revolutions and the role of government in unleashing golden ages. *Journal of Globalization Studies.* 2012, vol. 3, no. 2, pp. 19–25.
6. Romanova O.A., Sirotin D.V. Metallurgical complex of Central Urals in the conditions of development under Industry 4.0: The road map for repositioning the complex. *Studies on Russian Economic Development.* 2019, vol. 30, no. 2, pp. 136–145.
7. Adno Yu.L. 2018 results: Challenges and contradictions of economic development. *Chernye metally.* 2019, no. 7, pp. 73–82. (In Russ.).
8. Cubadda G., Guardabascio B. Representation, estimation and forecasting of the multivariate index-augmented autoregressive model. *Int. J. Forecast.* 2018, vol. 35, no. 1, pp. 67–79.
9. Sirotin D.V. Spatial integration analysis of metal production markets. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2017, vol. 60, no. 1, pp. 74–79. (In Russ.).
10. Pradhan R.P., Kumar R. Forecasting exchange rate in India: An application of artificial neural network model. *Journal of Mathematics Research.* 2010, vol. 2, no. 4, pp. 111–117.
11. Yildiz B., Yalama A., Coskun M. Forecasting the Istanbul Stock Exchange National 100 Index using an artificial neural network. *An International Journal of Science, Engineering and Technology.* 2008, vol. 46, pp. 36–39.
12. Catalao J. etc. An artificial neural network approach for day-ahead electricity prices forecasting. In: *6th WSEAS Int. Conf. on Neural Networks, USA, Stevens Point.* 2005, pp. 80–83.
13. Widrow B., Hoff M.E. Adaptive switching circuits. In: *1960 IRE WESCON. N.Y., 1960*, pp. 96–104.
14. Minsky M.L., Papert S.S. *Perceptrons: An Introduction to Computational Geometry.* MIT Press, Cambridge, MA, 1969, 258 p.

15. McCulloch W.S., Pitts W.A. A logical calculus of the ideas immanent in nervous activity. *Bull. Math. Biophys.* 1943, vol. 5, pp. 115–133.
 16. Rozenblatt F. Analytical methods for analysis of neural networks. *Zarubezhnaya radioelektronika*. 1965, no. 5, pp. 40–45. (In Russ.).
 17. Hebb D.O. *The Organization of Behavior: A Neuropsychological Theory*. New-York: John Wiley & Sons, Inc., 1949, 335 p.
 18. Hopfield J. Neural networks and physical system with emergent collective computational properties. In: *Proc. of the National Academy of Sciences of the USA*. 1982, vol. 79, no. 8, pp. 2554–2558.
 19. Romanova O.A., Sirotnin D.V. *Metodologicheskii podkhod k otsenke perepozitsionirovaniya metallurgicheskogo kompleksa regiona* [Methodological approach to repositioning assessment of the region metallurgical complex]. Ekaterinburg: Institut ekonomiki UrO RAN, 2017, 91 p. (In Russ.).
 20. Golovko V.A. *Neironnye seti: obuchenie, organizatsiya i primeneniye: kn. 4* [Neural networks: training, organization and application: Book 4]. Moscow: Radiotekhnika, 2001, 256 p. (In Russ.).
 21. Graupe D. *Principles of Artificial Neural Networks*. 3rd Ed. World Scientific, 2013, 363 p.
 22. Filatova T.V. Use of neural networks for data approximation. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2004, no. 284, pp. 121–125. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The article was prepared in accordance with the Research Plan of the Laboratory for Modeling the Spatial Development of Territories of the Institute of Economics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences for 2019.
- Information about the author:**
- D.V. Sirotnin**, *Cand. Sci. (Economics)*, Research Associate of the Laboratory for Modeling the Spatial Development of Territories (sirotind.umk@mail.ru)

Received September 25, 2019

Revised October 30, 2019

Accepted January 23, 2020

УДК 544.32

ХИМИЧЕСКИЕ РЕАКЦИИ ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ ЖЕЛЕЗА ПРИРОДНЫМ ГАЗОМ ИЗ ОКСИДОВ

*Бердников В.И.¹, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник (berdnikov-chel@mail.ru)
Гудим Ю.А.², д.т.н., профессор*

¹ООО Промышленная компания «Технология металлов»
(454018, Россия, Челябинск, ул. Косарева 63, офис 486)

²Южно-Уральский государственный университет
(454080, Россия, Челябинск, пр. Ленина, 76)

Аннотация. Основной компонент природного газа – метан CH_4 , состоящий из двух активных восстановителей железа – углерода и водорода. Ранее компьютерным моделированием было установлено, что восстановление железа из магнетита углеродом начинается при 680°C , а восстановление его водородом – при 350°C . В данной работе показано, что начало восстановления железа метаном следует ожидать при температуре 530°C . Однако для природного газа, полученного из газоконденсатных месторождений и содержащего до 10 % тяжелых углеводородов и примесей, указанная температура возрастает до 550°C . При использовании природного газа совместно с кислородом в соотношении $\text{CH}_4:\text{O}_2 = 2:1$ температура начала восстановления также возрастает до 620°C . Кроме того, предложена расчетная формула для системы $\text{Fe}-\text{O}-\text{C}-\text{H}$, позволяющая прогнозировать образование «чистой» фазы железа при 1500°C на основании химического состава восстановительной газовой смеси.

Ключевые слова: природный газ, восстановление железа, бескоксовая металлургия, компьютерное моделирование, химические реакции, температура процесса, критерий восстановления.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-84-86

Основной компонент природного газа – метан CH_4 . Концентрация его в газовых месторождениях может достигать 99 % и выше [1]. Поэтому оценочный расчет восстановления железа с участием природного газа можно выполнять, полагая газ полностью состоящим из метана.

Природный газ используется в качестве восстановителя в бескоксовой металлургии [2, 3], а также как добавка к дутью в доменной плавке [4]. Представляет интерес установить, как ведет себя этот газ в технологических процессах.

Данный анализ проводили посредством компьютерного моделирования термодинамической системы $\text{Fe}-\text{O}-\text{C}-\text{H}$ с фиксированными мольными содержаниями химических элементов $\{n_{\text{Fe}}, n_{\text{O}}, n_{\text{C}}, n_{\text{H}}\}$. Расчеты выполняли на программном комплексе Терра [5] с базой данных, дополнительно обновленной из базы ИВ-ТАНТермо [6] в 2013 г.

Общее балансовое уравнение восстановления железа природным газом из гематита имеет вид:



Вид продуктов реакции зависит от расхода метана m и от температуры процесса. С целью единообразной оценки результаты реакций сравнивали при температуре 1500°C , соответствующей полному завершению твердофазной стадии восстановления. В этом случае

можно использовать следующий ранее установленный критерий восстановления (при $n_{\text{Fe}} = 2$):

$$R = -0,2 - 1,6n_{\text{O}} + 2n_{\text{C}} + 0,45n_{\text{H}}. \quad (2)$$

Если $R = 0:1$, то железосодержащая фаза при 1500°C будет формироваться в виде «чистого» железа. При $R < 0$ дополнительно образуется фаза из «недовосстановленного» железа в форме вюститита FeO , а при $R > 1$ – фаза «перевосстановленного» железа в форме карбида Fe_3C . Таким образом, полное восстановление железа будет происходить при расходах метана, соответствующих значениям коэффициента $m = 1,35 \div 1,60$ в уравнении (1). Далее принимаем $m = 1,5$ (что соответствует значению параметра $R = 0,70$) и определяем химические реакции, происходящие в системе $\text{Fe}-\text{O}-\text{C}-\text{H} = \{2, 3, 1,5, 6\}$ в диапазоне рабочих температур процесса (см. таблицу).

Преобразование гематита в магнетит по реакции (3.1) неосуществимо при обычной температуре из-за ограничений кинетического характера, поэтому оно произойдет при более высокой температуре (и, возможно, по несколько иной реакции). Преобразование магнетита в железо по реакции (3.3) должно проходить в диапазоне температур $530 - 670^\circ\text{C}$. В целом на восстановление железа из оксидов расходуется только около половины исходного метана. Остальной метан будет реализован при прохождении следующих реакций: раз-

Химические реакции в системе Fe–O–C–H = {2, 3, 1,5, 6}

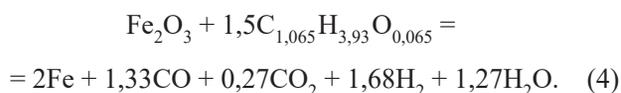
Chemical reactions in the system Fe–O–C–H = {2, 3, 1,5, 6}

Температура, °C	Химическая реакция	Номер реакции
<25	$\frac{1}{6}(6\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{CH}_4 = 4\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{C} + 2\text{H}_2\text{O})$	(3.1)
25 – 200	Неактивный период	
200 – 530	$\frac{7}{12}(\text{CH}_4 = \text{C} + 2\text{H}_2)$	(3.2)
530 – 670	$\frac{2}{3}(\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{CH}_4 = 3\text{Fe} + \text{CO}_2 + 2\text{H}_2\text{O})$	(3.3)
580 – 630	$\frac{3}{4}(\text{C} + \text{H}_2\text{O} = \text{CO} + \text{H}_2)$	(3.4)
670 – 900	$\frac{1}{12}(\text{CH}_4 + 3\text{CO}_2 = 4\text{CO} + 2\text{H}_2\text{O})$	(3.5)
900 – 1500	$\frac{1}{6}(\text{CO}_2 + \text{H}_2 = \text{CO} + \text{H}_2\text{O})$	(3.6)
Итоговое балансовое уравнение процесса		
25 – 1500	$\text{Fe}_2\text{O}_3 + 1,5\text{CH}_4 = 2\text{Fe} + 1,25\text{CO} + 0,25\text{CO}_2 + 1,75\text{H}_2 + 1,25\text{H}_2\text{O}$	(3.7)

ложение метана с образованием «сажистого» углерода по реакции (3.2), паровая газификация этого углерода по реакции (3.4) и дожигание остатка метана по реакции (3.5). Химический процесс завершится реакцией водяного газа (3.6). Эта реакция присутствует практически во всех содержащих углерод и водород системах при температурах выше 900 °C.

Из анализа уравнений реакций следует, что восстановление железа осуществляется путем прямого контакта метана с оксидами железа. Кроме того, оксид углерода CO не выступает в роли реагента-восстановителя, а является лишь отходом реакций (3.4) – (3.7). Также отмечено отсутствие вюстита FeO в качестве промежуточного продукта восстановления, что, в прочем, допускается другими исследователями [4].

Природный газ, извлекаемый из газоконденсатных месторождений, содержит около 10 % тяжелых углеводородов и примесей [1]. Типичный состав такого газа, % (объем.): 89 CH₄; 4 C₂H₆; 1 C₃H₈; 0,5 C₄H₁₀; 1 N₂; 4,5 CO₂, т. е. один моль газа содержит 1,065 моля углерода, 3,93 моля водорода и 0,09 моля кислорода. Восстановление железа этим газом с прежним расходом ($m = 1,5$) будет описываться термодинамической системой Fe–O–C–H = {2, 3,14, 1,6, 5,9}, характеризоваться параметром восстановления $R = 0,63$ и итоговым балансовым уравнением процесса

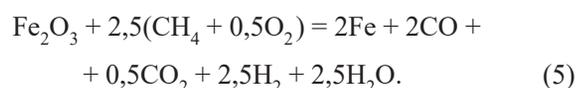


Очевидно, что в этом сорте газа содержание углерода больше, а содержание водорода меньше, чем в метане. В результате производится больше углеродсодержащих продуктов реакций и меньше водородсодержащих, а главная реакция по восстановлению железа из магне-

тита (3.3) будет проходить при более высоких температурах процесса – 550 – 700 °C.

Различная активность водорода и углерода в роли восстановителей отмечалась ранее и при анализе других термодинамических систем. Так, восстановление железа водородом из магнетита в системе Fe–O–H должно происходить в диапазоне 350 – 800 °C, а восстановление его углеродом в системе Fe–O–C по реакции невариантного типа должно начинаться и заканчиваться при 680 °C.

Иногда природный газ вдувают в агрегат совместно с техническим кислородом [3]. Для смеси с соотношением компонентов CH₄:O₂ = 2:1 будут иметь место следующие характеристики процесса: состав Fe–O–C–H = {2, 5,5, 2,5, 10}, параметр восстановления $R = 0,50$ и балансовое уравнение процесса



Восстановление железа из магнетита в этом технологическом варианте будет происходить в диапазоне температур 620 – 800 °C.

Выводы. Метан в составе природного газа может рассматриваться как самостоятельный и независимый восстановитель железа. Тяжелые углеводороды, также содержащиеся в природном газе, несущественно изменяют его восстановительные свойства. Показано, что восстановление железа природным газом осуществляется примерно в тех же температурных областях, что и при восстановлении железа углеродом или водородом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Справочник химика. Т. 6. – Л.: Изд-во «Химия», Ленинградское отделение, 1967. – 1011 с.

2. Sarangi A., Sarangi B. *Alternative routes to iron making*. 2nd ed. – New Delhi: Raj Press, 2016.
3. Direct from MIDREX. 2nd Quarter. 2009. P. 3 – 9.
4. Воскобойников В.Г., Кудрин В.А., Якушев А.М. *Общая металлургия*. – М.: ИКЦ Академкнига, 2005. – 768 с.
5. Трусов Б.Г. *База данных и программный комплекс TERRA*, редакция 6.3 [Электронный ресурс]. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2013.
6. Gurvich L.V., Iorish V.S. etc. *IVTANTHERMO – a thermodynamic database and software system for the personal computer*. Boca Raton: CRC Press Inc., 1993.

Поступила в редакцию 16 октября 2019 г.
После доработки 16 октября 2019 г.
Принята к публикации 28 октября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 1, pp. 84–86.

CHEMICAL REACTIONS AT REDUCTION OF IRON FROM OXIDES BY NATURAL GAS

V.I. Berdnikov¹, Yu.A. Gudim²

¹LLC Industrial Company “Technology of Metals”, Chelyabinsk, Russia

²South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. The main component of natural gas is methane CH₄, that is, a component consisting of two active reducing agents for iron – carbon and hydrogen. Previously, computer simulations have found that the reduction of iron from magnetite with carbon begins at 680 °C, and its reduction with hydrogen – at 350 °C. In this paper it is shown that the beginning of the reduction of iron with methane should be expected at a temperature of 530 °C. However, this temperature for natural gas, obtained from gas condensate fields and containing up to 10 % of heavy hydrocarbons and impurities, increases to 550 °C. When using natural gas together with oxygen in the ratio CH₄:O₂ = 2:1, temperature of the beginning of reduction also increases to 620 °C. In addition, a calculation formula was proposed for Fe–O–C–H system, which allows predicting the formation of a “pure” phase of iron at 1500 °C based on the chemical composition of the reducing gas mixture.

Keywords: natural gas, iron reduction, coke-free metallurgy, computer modeling, chemical reactions, process temperature, reduction criterion.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-84-86

REFERENCES

1. *Spravochnik khimika: T. 6* [Chemist’s handbook: Vol. 6]. Leningrad: Izd-vo Khimiya, 1967, 1011 p. (In Russ.).
2. Sarangi A., Sarangi B. *Alternative routes to iron making*. 2nd ed. New Delhi: Raj Press, 2016.
3. Mauer A. *Direct from MIDREX*. 2nd Quarter, 2009, pp. 3–9
4. Voskoboinikov V.G., Kudrin V.A., Yakushev A.M. *Obshchaya metallurgiya* [General metallurgy]. Moscow: IKTs Akademkniга, 2005, 768 p. (In Russ.).
5. Trusov B.G. *Baza dannykh i programnyi kompleks TERRA 6.3* [Database and program complex TERRA, ed. 6.3]. Electronic resource. Moscow: MGTU im. N.E. Bauman, 2013. (In Russ.).
6. Gurvich L.V., Iorish V.S. etc. *IVTANTHERMO – a thermodynamic database and software system for the personal computer*. Boca Raton: CRC Press Inc., 1993.

Information about the authors:

V.I. Berdnikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher (berdnikov-chel@mail.ru)

Yu.A. Gudim, Dr. Sci. (Eng.), Professor

Received October 16, 2019

Revised October 16, 2019

Accepted October 27, 2019

ШЕШУКОВУ ОЛЕГУ ЮРЬЕВИЧУ – 60 ЛЕТ



Олег Юрьевич Шешуков родился 15 февраля 1960 г. в Свердловске. Основная трудовая деятельность О.Ю. Шешукова связана с ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», который он закончил в 1982 г. по специальности «Металлургия черных металлов». Олег Юрьевич прошел путь от инженера научного отдела до заведующего кафедрой металлургии железа и сплавов и директора Института новых материалов и технологий. С 2003 по 2016 гг. О.Ю. Шешуков работал заведующим лабораторией, главным научным сотрудником (в настоящее время является совместителем) в ФГБУН Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук. В 1989 г. он защитил кандидатскую, а в 2004 г. – докторскую диссертацию. В 2017 г. ему присвоено звание профессора.

К основным научным направлениям работы О.Ю. Шешукова можно отнести следующие:

- изучение характеристик комплексных железосодержащих материалов, в том числе некондиционных и техногенных отходов, разработка на этой основе физико-химических и технологических основ создания рациональных композиций и процессов получения комплексных ферросплавов, а также технологий их применения для микролегирования и модифицирования стали;

- совершенствование электросталеплавильных технологий и внепечной обработки стали;

- разработка ресурсосберегающих технологий выплавки и разлива стали;

- разработка технологий переработки комплексного и нетрадиционного сырья, в том числе техногенных отходов с получением товарных продуктов.

Олег Юрьевич Шешуков является руководителем и непосредственным участником научных проектов по бюджетной тематике, государственных контрактов в рамках федеральных целевых научно-технических программ РФ, грантов РФФИ. По результатам научных исследований в производство внедрены ряд технологий

получения комплексных сплавов, технологий раскисления и модифицирования стали, новый метод разработки составов комплексных сплавов.

В соавторстве О.Ю. Шешуковым разработан ряд составов и технологий получения различных ферросплавов, также разработаны и внедрены мероприятия по повышению качества и снижению затрат на производство электростали.

О.Ю. Шешуков является автором более 20 патентов, более 350 печатных работ, в том числе шести монографий и четырех учебных пособий.

Олег Юрьевич Шешуков награжден грамотой Администрации города, грамотой Министерства промышленности и науки Свердловской области, грамотой Президиума УрО РАН, Почетным дипломом имени В.Е. Грум-Гржимайло Президиума УрО РАН, грамотой Свердловской организации Всероссийского общества изобретателей и рационализаторов, грамотой Союза машиностроителей России.

О.Ю. Шешуков – эксперт РФФИ, РНФ и ФЦП. Член оргкомитетов и организатор нескольких международных и российских конференций:

- Всероссийской конференции «Исследования в области переработки и утилизации техногенных образований и отходов» с элементами школы для молодых ученых, Россия, Екатеринбург;

- Всероссийской научно-технической конференции «Проблемы и перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР», Россия, Екатеринбург;

- I Международной интерактивной научно-практической конференции «Инновации в материаловедении и металлургии», Россия, Екатеринбург и др.

Олег Юрьевич является членом редакционных коллегий ряда российских научных журналов: «Электрометаллургия», «Известия вузов. Черная металлургия» и др.

О.Ю. Шешуков ведет активную научно-педагогическую деятельность. Под его руководством защищено три кандидатских диссертации, осуществляется руководство аспирантами, соискателями, магистрантами. Разработаны и ежегодно читаются оригинальные курсы лекций «Высокие наукоемкие технологии в металлургии» и «Конструкция и проектирование электросталеплавильных агрегатов». Кроме того, ежегодно читаются следующие лекционные курсы: «Электрометаллургия стали и ферросплавов», «Теоретические основы современных металлургических процессов», «Современные проблемы науки и производства в металлургии».

Редколлегия и редакция журнала, коллеги, ученики и друзья сердечно поздравляют Олега Юрьевича с юбилеем, желают ему крепкого здоровья, благополучия и дальнейших творческих успехов на благо российской науки!

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 22.02.2020. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 11,0. Заказ 10790. 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

ON THE MOVEMENT OF BRIQUETTED MASS IN EXTRUDER. EXACT SOLUTIONS

TECHNOLOGICAL POSSIBILITIES OF USING NATURAL GAS IN SHAFT FURNACES FOR LIMESTONE ROASTING

ADDITIONAL SHEARING IMPACT ON THE EFFECTIVENESS OF MSR TECHNOLOGY IN CONDITIONS OF BILLET CCM

DYNAMICS OF ELECTROMAGNETIC FORCES REJECTING ARCS FROM VERTICALS IN A THREE-PHASE ARC FURNACE

INFLUENCE OF INTRODUCTION OF CARBON AND FLUORINE ADDITIVES TO FLUXES MADE OF SILICOMARGANESE SLAG

SURFACE TENSION AND DENSITY OF Fe–Mn MELTS

LIGHT NON-MAGNETIC STEELS BASED ON Fe – 25 Mn – 5 Ni – Al – C SYSTEM

DEPENDENCE OF CAST IRON CHILL FROM ITS CARBON EQUIVALENT

NITRIDING OF STEELS OF VARIOUS STRUCTURAL CLASSES MANUFACTURED BY LASER ADDITIVE TECHNOLOGIES

SIMULATION MODELING OF LOGISTIC SYSTEM FOR LIQUID IRON TRANSPORTATION AT METALLURGICAL PLANT

NEURAL NETWORK APPROACH TO FORECASTING THE COST OF FERROALLOY PRODUCTS

CHEMICAL REACTIONS AT REDUCTION OF IRON FROM OXIDES BY NATURAL GAS

TO THE 60TH ANNIVERSARY OF OLEG YUR'EVICH SHESHUKOV