

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 11, 2015

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 58

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЛЕОНТЬЕВ Л.И.

(Российская Академия Наук, г. Москва)

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Ответственный секретарь: ПОЛУЛЯХ Л.А.

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

Заместитель ответственного секретаря: ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Члены редакционной коллегии:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Учредители:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный
индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати

Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

Адреса редакции:

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

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

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

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

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

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

Editorial Board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Founders:



National Research
Technological University "MISIS"



Siberian State
Industrial University

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

Editorial Addresses:

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

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Орелкина О.А., Петелин А.Л., Подулях Л.А. Анализ пространственного распределения вторичных газовых выбросов во внешней зоне влияния предприятий черной металлургии 793

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Беломытцев М.Ю., Мордашов С.В. Закономерности кратковременной ползучести стали Ст3 798
- Басов А.В., Магидсон И.А., Смирнов Н.А. Плотность и электропроводность некоторых синтетических шлаков для обработки стали в агрегате ковш-печь 803
- Ильинский А.И., Ливаткин П.А., Положенцев К.А. Анализ продукции, полученной в результате внедрения новой автоматизированной системы управления вакуумным дуговым переплавом 810

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Зубарев К.А., Котельников Г.И., Лопатенко А.Д., Семин А.Е. Расчет изменения состава сплавов на основе железа при плавке в вакуумной индукционной печи 815
- Полушин Н.И., Лаптев А.И., Поздняков А.А. Разработка камеры высокого давления для проведения длительного эксперимента при высоких давлениях и температурах в области стабильности алмаза 819

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Афонин А.Н., Ларин А.И., Макаров А.В. Гетерогенное упрочнение деталей горно-металлургических машин поверхностным пластическим деформированием 823
- Капуткина Л.М., Блинов Е.В., Смарикина И.В., Киндоп В.Э., Щетинин И.В. Структура и прочность малоникелевой азотистой коррозионностойкой стали в литом и деформированном состоянии 828
- Феоктистов А.В., Якушевич Н.Ф., Страхов В.М., Селянин И.Ф., Модзелевская О.Г. Термогравиметрический анализ изменения параметров литейного кокса и антрацита 837

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Еременко Ю.И., Полещенко Д.А., Глушенко А.И. К вопросу о разработке базы правил настройки параметров ПИ-регулятора при управлении нагревательными металлургическими объектами 846
- Ерёменко А.Ю., Цыганков Ю.А. Разработка интеллектуальных систем управления процессом подготовки производства сортового прокатного стана 851

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Акнурланулы М., Рошин В.Е., Гудим Ю.А. Получение высокотитанистого шлака из ильменитового концентрата 857

IZVESTIYA VUZov. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 11

CONTENTS

RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

- D.I. Orelkina, A.L. Petelin, L.A. Polulyakh Analysis of the spatial distribution of secondary gas emissions in the outer influence zone of steel industry 793

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- M.Yu. Belomytsev, S.V. Mordashov Regularities of short-term creep of St3 steel 798
- A.V. Basov, I.A. Magidson, N.A. Smirnov Density and electric conductivity of some synthetic slags for steel processing in ladle furnace 803
- A.I. Il'inskii, P.A. Livatkin, K.A. Polozhentsev Analysis of the product after the introduction of a new automated control system of vacuum arc remelting 810

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

- K.A. Zubarev, G.I. Kotel'nikov, A.D. Lopatenko, A.E. Semin Calculation of changes in composition of iron-based alloys during the melting in a vacuum induction furnace 815
- N.I. Polushin, A.I. Laptev, A.A. Pozdnyakov Development of high-pressure chamber for long-term experiment at high pressures and temperatures in the area of diamond stability 819

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

- A.N. Afonin, A.I. Larin, A.V. Makarov Heterogeneous hardening of machines parts by surface plastic deformation 823
- L.M. Kaputkina, E.V. Blinov, I.V. Smarygina, V.E. Kindop, I.V. Shchetinin Structure and strength of low-nickel nitrogenous stainless steel in cast and deformed state 828
- A.V. Feoktistov, N.F. Yakushevich, V.V. Strakhov, I.F. Selyanin, O.G. Modzelevskaya Thermogravimetric analysis of changes in parameters of cupola coke and anthracite 837

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- Yu.I. Eremenko, D.A. Poleshenko, A.I. Glushchenko Development of the database settings rules of PI-regulators at control of heating metallurgical plants 846
- A.Y. Eremenko, Y.A. Tsigankov Control intellectualization design for production process preparation of section mill 851

BRIEF COMMUNICATIONS

- M. Aknurlanuly, V.E. Roshchin, Y.A. Gudim Production of high-titanium slag from ilmenite concentrate 857

УДК 669:504

АНАЛИЗ ПРОСТРАНСТВЕННОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВТОРИЧНЫХ ГАЗОВЫХ ВЫБРОСОВ ВО ВНЕШНЕЙ ЗОНЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДПРИЯТИЙ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ*

*Орелкина О.А., аспирант кафедры энергоэффективных
и ресурсосберегающих промышленных технологий*

*Петелин А.Л., д.ф.-м.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих
промышленных технологий (sasha@misis.ru)*

*Полулях Л.А., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих
промышленных технологий (larisa_m@misis.ru)*

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

Аннотация. Предложена методика анализа пространственного распространения вторичных газовых выбросов в приземных слоях атмосферы внешней зоны влияния предприятий черной металлургии. Метод непрерывного источника вторичных выбросов позволил по данным ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» за 2013 г. провести расчет формирования поля концентрации вторичного выброса серной кислоты в воздушной среде географического региона комбината. Построены карты-схемы распределения серной кислоты для двух месяцев (июля и сентября), имеющих отличия в розе ветров, и установлено положение максимума концентрации вторичного выброса для этих двух вариантов.

Ключевые слова: первичные газовые выбросы, вторичные газовые выбросы, выбросы предприятий черной металлургии, роза ветров, поле концентраций.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-793-797

Воздух – это то, чем мы дышим и первое, что попадает в организм. Развивается крупная промышленность, количество газовых выбросов в воздушную среду нарастает лавинообразно. Надо их контролировать (мониторинг) и предсказывать их уровень с привязкой к конкретным географическим регионам (почти также, как предсказывают погоду и другие атмосферные явления).

Самое значительное количество вредных веществ выбрасывает крупномасштабная индустрия – энергетика, химия, металлургия и др. Предприятия в этих отраслях работают непрерывно, производительность за короткий срок меняется незначительно и, кроме того, сами они долгое время находятся на одних и тех же местах (в одних и тех же индустриальных центрах). Поэтому предприятия этих отраслей, которые являются основными поставщиками вредных летучих веществ в атмосферу, можно считать стационарными источниками газовых выбросов. В черной металлургии это металлургические комбинаты полного цикла – Новолипецкий металлургический комбинат (ОАО «НЛМК»), Магнитогорский металлургический комбинат (ОАО «ММК»), Нижнетагильский металлур-

гический комбинат (ЕВРАЗ НТМК) и др. Они создают в окружающей географической среде атмосферные зоны влияния. Для каждого металлургического центра атмосферную зону влияния можно условно разделить на внутреннюю и внешнюю зону влияния.

Внутренняя зона влияния – это территория самого предприятия и находящиеся в непосредственной близости территории – службы обеспечения, транспорт и др., что входит в инфраструктуру предприятия, а также жилые здания, магазины, медицинские учреждения (если они находятся в непосредственной близости от предприятия). Для внутренней зоны влияния, которая для крупных металлургических комбинатов может иметь размеры до нескольких десятков километров, существуют опробованные расчетные системы анализа концентраций вредных веществ в воздушной среде, учитывающие большое количество факторов, влияющих на распространение выбросов [1]. Зная инфраструктуру предприятия, метеорологические и географические данные региона, структуру подстилающей поверхности и используя большое количество эмпирических параметров, можно получить достоверную картину распространения вредных веществ вблизи источника выбросов.

Внешняя зона влияния – это вся территория, которая находится за пределами внутренней зоны. Принято

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, соглашение № 14.278.21.0065 от 20.10.2014 г., уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57814X0065.

считать, что выбросы вредных веществ на расстояниях в несколько сотен километров от источника не представляют особой опасности. Поэтому стандартные системы расчета рассчитаны на расстояния до 100 км. Однако данные мониторинга показывают, что это не так, поскольку, например, соединения серы могут иногда распространяться более чем на тысячу километров от источника выбросов.

Для расчета пространственного распределения первичных газовых выбросов стационарных источников металлургической отрасли имеется разработанная методика, изложенная в работах [2, 3], позволяющая построить во внешней зоне влияния поле концентрации любого из компонентов газовых выбросов, количество которого контролируется экологическими службами данного предприятия. В основу этой методики положен принцип максимальной опасности, которую может представлять анализируемое вещество при своем распространении в воздушной среде для населения, проживающего в зоне влияния предприятия. Для получения расчетных значений концентраций учитываются факторы распространения веществ выбросов после попадания их в атмосферу (ветер и диффузия) и фактор снижения их концентрации вследствие химического взаимодействия компонентов выбросов с компонентами воздушной среды. Баланс этих факторов позволяет определить стационарное поле концентраций первичных выбросов. При этом стационарное поле концентраций может быть получено для любого временного периода, для которого известны показатели розы ветров географического региона данного предприятия. Как показано в работе [3], для получения обоснованных прогнозов максимальной опасности газовых выбросов целесообразно поучение расчетных данных и построение на их основе стационарных полей концентраций и карт-схем распространенности опасных летучих веществ первичных выбросов ежемесячно. Значения относительных концентраций компонентов выбросов, представленные на картах-схемах в долях по отношению к предельно допустимым среднесуточным концентрациям (ПДКсс) и обозначенные с помощью изоконцентрационных линий (линий равных концентраций, аналогичных линиям равной высоты на географических картах), позволяют выделять области с возможными превышениями опасного порога загрязненности атмосферы и следить за динамикой этих областей в течение года.

Анализ максимальной опасности загрязнения воздушной среды в зонах влияния металлургических предприятий не ограничивается построением карт-схем распространенности первичных выбросов. Вследствие взаимодействия веществ, поступающих в атмосферу и являющихся непосредственными продуктами деятельности металлургических комбинатов, образуются вторичные летучие вещества (вторичные выбросы), представляющие во многих случаях не меньшую опасность

для окружающей среды, чем первичные. Так, например, газовые первичные выбросы азота и серосодержащих веществ (NO_x , SO_2) образуют в атмосфере летучие кислоты HNO_3 и H_2SO_4 , которые являются токсичными и могут распространяться или накапливаться в зоне влияния предприятия.

В данной работе предлагается метод, позволяющий проводить анализ вторичных выбросов и получать стационарные поля концентраций компонентов вторичных выбросов, совмещенные с географией внешней зоны влияния металлургического предприятия.

Основные принципы расчета концентраций вторичных выбросов содержатся в следующих позициях. Во-первых, любое вторичное вещество, появляющееся в атмосфере, является продуктом первичных выбросов. Поэтому анализ вторичных выбросов возможен только, если имеется стационарное поле концентраций первичных выбросов. При этом для каждого компонента вторичных выбросов есть основной компонент первичных выбросов, который является химической базой, истоком данного вторичного вещества. Например, если проводится построение поля концентрации вторичной серной кислоты, то необходимо иметь уже построенное поле концентраций первичного серосодержащего выброса (SO_2).

Во-вторых, образование вторичного вещества происходит в каждой точке воздушного пространства, где есть повышенная, по сравнению с фоновым значением, концентрация первичного компонента (повышенная концентрация SO_2 , если проводится анализ распространения вторичной H_2SO_4). Следовательно источником вторичного выброса является пространство, которое содержит избыточное количество соответствующего первичного компонента. Поэтому дальнейший анализ распределения вторичного вещества требует использования модели непрерывного пространственного источника, которая применяется в расчете. Сложностью использования этой модели является невозможность получения полного аналитического решения задачи, которое по заданным исходным данным позволяет однозначно определить зависимость концентрации вторичного выброса от пространственной координаты, т. е. рассчитать расстояние от заданного пункта, собственно от источника всех выбросов металлургического комбината, до места с заданной концентрацией вдоль любого румба розы ветров. С другой стороны, оказывается возможным подготовить алгоритм для компьютерного счета концентраций вторичных выбросов. Компьютерное решение задачи определения концентраций вторичных выбросов осуществляется на стандартных, уже имеющихся расчетных программах, создание новых программных продуктов не требуется.

В-третьих, внешние факторы, изменяющие концентрацию и перемещающие образующееся во всем пространстве зоны влияния предприятия вторичное вещество (вторичный выброс) остаются теми же, что и для

веществ первичных выбросов. Это ветер, диффузия и химическое взаимодействие с окружающей средой. Молекулы вторичного вещества, появившиеся в некоторой точке при взаимодействии первичного вещества с реагентами атмосферы, переносятся в следующую расчетную точку по лучу румба розы ветров и на пути также взаимодействуют с воздушной средой, из-за чего их количество уменьшается. В точке, куда они поступили в уменьшенном количестве, дополнительно возникают новые молекулы этого же вещества и общее их количество является суммой молекул, поступивших по ветру и появившихся вновь в этой точке. Процесс перехода от точки к точке многократно повторяется, что позволяет рассчитать концентрацию вторичного вещества на любом расстоянии от места поступления первичного выброса в атмосферу. Аналогичные расчеты, проведенные для восьми румбов местной (для данного комбината) розы ветров дают численный материал для составления поля концентрации вторичного выброса и построения прогнозной карты-схемы с изоконцентрационными линиями этого вещества, показывающими его концентрацию по отношению к ПДКсс в любом месте географического региона расположения предприятия.

В качестве примера приведем результаты расчета распространения одного из компонентов вторичных выбросов во внешней зоне влияния металлургического комбината ОАО «ММК». По данным ОАО «ММК» о количестве выбросов SO_2 за 2013 г. [4] был проведен анализ появления H_2SO_4 в атмосфере на различных расстояниях от металлургического комбината. На первом этапе по методике расчета концентраций первичных выбросов [2] был проведен расчет поля концентраций SO_2 во внешней зоне влияния предприятия. Данные расчета частично представлены в таблице. Расстояния, приведенные в таблице, показывают границу, за которой концентрации SO_2 всегда ниже, чем

ПДКсс. На расстояниях от комбината, меньших, чем указанные в таблице (для данного месяца при данном направлении ветра), имеется вероятность превышения уровня ПДКсс и чем ближе к предприятию, тем эта вероятность больше. Величина вероятности рассчитывается по величине фактора повторяемости ветра для географического направления (румба), по которому измеряется расстояние.

Используя поле концентраций первичного выброса SO_2 , был произведен компьютерный расчет поля концентраций H_2SO_4 , результаты которого представлены на рис. 1, 2 в виде карт-схем для двух месяцев – сентября и июля соответственно. В расчете были использованы кинетические данные, полученные эмпирически [5]: средняя скорость перехода SO_2 в H_2SO_4 составляет около $0,027 \text{ ч}^{-1}$; среднее время жизни H_2SO_4 в атмосфере оценивается величиной около 50 ч. Выбор двух месяцев для иллюстрации распространенности серной кислоты в регионе связан с тем, что розы ветров этих двух месяцев имеют существенные отличия [6]. Отличия в розах ветров отражаются в пространственном распределении концентраций. Сентябрьская карта-схема содержит максимум концентрации H_2SO_4 , которая превышает значение ПДКсс. Максимум концентрации июльской карты-схемы ниже (числа на изоконцентрационных линиях показывают отношение концентрации H_2SO_4 к значению ПДКсс). Весь характер распределения H_2SO_4 для двух приведенных периодов времени сильно отличается друг от друга, что видно по расположению и количественным значениям концентраций на изоконцентрационных линиях. В качестве общей характеристики можно привести средний размер области, внутри которой концентрация H_2SO_4 может превышать $1/2$ ПДКсс – этот размер в обоих случаях превышает 1,5 тыс. км.

В заключении следует отметить, что полученные расчетные данные демонстрируют немонотонную

Расстояния (км) от комбината по восьми направлениям розы ветров ежемесячно, на которых концентрация вещества SO_2 уменьшается до ПДКсс; рассчитано по данным ОАО «ММК» за 2013 г.

Distances (km) from the plant for the 8 directions of the wind rose on a monthly basis on which the SO_2 substance concentration is reduced to MPCs; calculated on the basis of OJSC “ММК” for 2013

Направление	январь	февраль	март	апрель	май	июнь	июль	август	сентябрь	октябрь	ноябрь	декабрь
с	371	395	373	371	235	235	373	373	395	371	371	395
с-в	278	373	235	317	235	317	317	317	373	373	317	373
в	371	373	371	317	317	373	317	317	371	371	373	373
ю-в	371	278	371	371	317	395	373	395	371	371	395	395
ю	395	371	371	235	317	395	317	317	373	373	373	371
ю-з	371	371	373	235	373	317	373	373	373	317	373	317
з	278	235	373	6	235	235	317	373	317	317	317	373
с-з	278	278	317	317	317	235	235	317	395	317	395	395

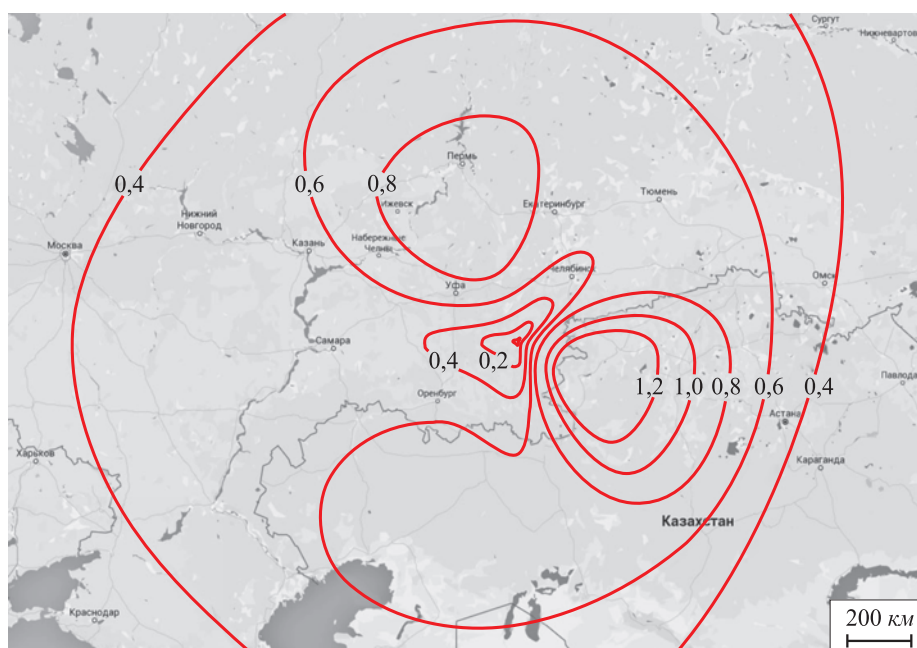


Рис. 1. Карта-схема распространения вторичного выброса H_2SO_4 в регионе ОАО «ММК» в соответствии со средней розой ветров сентября

Fig. 1. Schematic map of the spread of H_2SO_4 secondary emission in OJSC “MMK” region in line with the average wind rose in September



Рис. 2. Карта-схема распространения вторичного выброса H_2SO_4 в регионе ОАО «ММК» в соответствии со средней розой ветров июля

Fig. 2. Schematic map of the spread of H_2SO_4 secondary emission in OJSC “MMK” region in line with the average wind rose in July

зависимость концентраций вторичных выбросов от расстояний. Это означает, что повышения концентраций опасных летучих веществ возможны не только вблизи промышленных центров, где расположены предприятия, имеющие большую производительность (металлургические комбинаты), а значит и большое количество первичных газовых выбросов, но и вдали от них в местах, где появления вредных

газовых компонентов представляются случайностью. Возможно, что часто упоминающиеся кислотные дожди могут быть последствиями такого немонотонного распространения вторичных газовых выбросов. Представляется важным проведение сопоставлений расчетных данных о концентрациях вторичных выбросов с данными мониторинга в различных географических областях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ОНД – 86. Методика расчета концентраций в атмосферном воздухе вредных веществ, содержащихся в выбросах предприятий. – Л.: Гидрометеониздат, 1987.
2. Vishnyakova K.V., Petelin A.L., Yusfin Yu.S. Diffusion Spreading of the Emitted Metallurgical Gas // *Defect and Diffusion Forum*. 2011. Vol. 309 – 310. P. 239 – 242.
3. Petelin A.L., Yusfin Yu.S., Orelkina D.I., Vishnyakova K.V. Predicting the risk of generalized air pollution by metallurgical enterprises // *Steel in Translation*. 2013. Vol. 43. No. 9. P. 539 – 543.
4. Социальный отчет за 2012 г. ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат». URL: http://mmk.ru/about/responsibility/social_report/ (дата обращения: 01.08.2015).
5. Исидоров В.А. Экологическая химия: Учеб. пособие для вузов. – СПб: Химиздат, 2001. – 304 с.
6. Научно-прикладной справочник «Климат России». URL: <http://aisori.meteo.ru/ClspR> (дата обращения: 25.08.2015).

Поступила 20 июля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 11, pp. 793–797.

ANALYSIS OF THE SPATIAL DISTRIBUTION OF SECONDARY GAS EMISSIONS
IN THE OUTER INFLUENCE ZONE OF STEEL INDUSTRY*D.I. Orelkina, Postgraduate of the Chair “Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies”**A.L. Petelin, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor of the Chair “Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies” (sasha@mis.ru)**L.A. Polulyakh, Assist. Professor of the Chair “Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies” (larisa_m@mis.ru)***National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)**
(4, Leninskii ave., Moscow, 119049, Russia)

Abstract. Analysis techniques of the spatial distribution of secondary gas emissions in the surface layers of the atmosphere of the outer zone of the steel industry influence have been proposed. Application of the method of continuous source of secondary emissions to the data from JSC “MMK” for 2013 allowed calculating the formation of the secondary emission (sulfuric acid) concentration field in the aerial environment of the geographical region, where the plant is located. Maps of the sulfuric acid distribution for two months (July and September), which have differences in the wind rose, were plotted. The position of the secondary emission concentration maximum for these two variants was determined.

Keywords: primary gas emissions, secondary gas emissions, steel industry emissions, wind rose, concentration field.

REFERENCES

1. OND–86. Metodika rascheta kontsentratsii v atmosfernom vozdukhue vrednykh veshchestv, soderzhashchikhsya v vybrosakh predpriyatii [Method of calculating of concentrations of harmful substances in the air contained in industrial emissions]. Leningrad: Gidrometeoizdat, 1987. (In Russ.).
2. Vishnyakova K.V., Petelin A.L., Yusfin Yu.S. Diffusion Spreading of the Emitted Metallurgical Gas. *Defect and Diffusion Forum*, 2011, Vol. 309–310, pp. 239–242.
3. Petelin A.L., Yusfin Yu.S., Orelkina D.I., Vishnyakova K.V. Predicting the risk of generalized air pollution by metallurgical enterprises. *Steel in Translation*, 2013, vol. 43, no. 9, pp. 539–543.
4. Sotsial'nyi otchet za 2012 god. Otkrytoe aktsionernoe obshchestvo “Magnitogorskii metallurgicheskii kombinat” [Social Report for 2012. OJSC “Magnitogorsk Iron & Steel Works”]. Available at http://mmk.ru/about/responsibility/social_report/ (accessed 01.08.2015). (In Russ.).
5. Isidorov V.A. *Ekologicheskaya khimiya: Uchebnoe posobie dlya vuzov* [Environmental Chemistry: Textbook for universities]. St. Petersburg: “Khimizdat”, 2001, 304 p. (In Russ.).
6. *Nauchno-prikladnoi spravochnik “Klimat Rossii”* [Applied science reference book “Climate of Russia”]. Available at <http://aisori.meteo.ru/ClspR> (accessed 25.08.2015). (In Russ.).

Acknowledgements. The work was supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation agreement no. 14.278.21.0065 on 10.20.2014, at the unique identifier of the agreement RFMEFI57814X0065.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-793-797

Received July 20, 2015

ЗАКОНОМЕРНОСТИ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ СТАЛИ Ст3

Беломытцев М.Ю.¹, д.т.н., профессор кафедры металловедения
и физики прочности (myubelom@yandex.ru)
Мордашов С.В.², научный сотрудник (Pris3@mail.ru)

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

² Академия Государственной Противопожарной Службы МЧС России
(129366, Россия, Москва, ул. Бориса Галушкина, 4)

Аннотация. Исследовано поведение строительной стали Ст3 в условиях кратковременных нагревов в диапазоне температур 450 – 650 °С и кратковременного ресурса (до двух часов) при уровне начальных напряжений не выше предела текучести. Обнаружено, что в этих условиях исходная ферритно-перлитная структура стали обладает достаточной стабильностью и рекристаллизации не наблюдается. Показано, что при температуре испытания 450 °С для стали Ст3 при уровнях напряжений ~ 0,8 предела ее текучести при 20 °С время до разрушения может составлять от часов до суток. При температуре 650 °С разрушение при уровнях напряжений $\sigma/\sigma_{0,2}^{20}$ более 0,8 будет наступать через минуты. Вычисленная энергия активации 310,8 ÷ 387,8 Кдж/моль процессов ползучести стали Ст3 может быть соотнесена с энергией активации самодиффузии α -железа.

Ключевые слова: конструкционные строительные стали, структура, феррит, перлит, ползучесть, пределы ползучести, энергия активации ползучести.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-798-802

Вопросы конструкционной прочности строительных сталей в условиях воздействия повышенных (до 650 °С) температур являются актуальными при проектировании строительных конструкций. Поведение материалов при кратковременных (до нескольких часов) нагревах определяется как снижением их прочностных характеристик, вызванных повышением температуры, так и действием процессов ползучести (чаще по условиям эксплуатации – кратковременной). Исходя из этого, авторами изучено сопротивление ползучести стали Ст3 при температурах 450 – 650 °С и времени испытания до двух часов.

Исследование проводили на образцах из углеродистой строительной стали обыкновенного качества Ст3 (горячекатаный прутки диаметром 20 мм в состоянии поставки) с длиной рабочей части 70 мм и диаметром 7 мм. Химический состав металла в сопоставлении с требованиями ГОСТ 380-94 «Сталь углеродистая обыкновенного качества» приведен в табл. 1. Из числа значимых элементов сталь данной плавки содержит, % (по массе): 0,13 С; 0,6 Мн; 0,15 Si; 0,11 Cu. Микроструктура металла исследовалась на шлифах, плоскость которых была перпендикулярна длинной оси образца (это же и ось исходного прутка). Выявление структуры производилось травлением полированных шлифов раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Испытания на ползучесть проводили по схеме растяжения на испытательной машине АИМА-5 на воздухе при температурах 450 – 650 °С от 2 мин до 2 ч под напряже-

нием 65 – 330 МПа, что составляет $(0,7 - 1,8)\sigma_{0,2}$ при заданных температурах испытаний. При выборе уровней напряжений исходили из справочных данных [1 – 6] и собственных испытаний кусков из того же материала на сжатие с пересчетом на растяжение с уменьшающим коэффициентом 1,3, найденном авторами в опытах на хромистых сталях. Колебания температуры в процессе единичного опыта не превышали ± 4 °С. Нагрев образ-

Таблица 1

Химический состав стали

Table 1. Chemical composition of steel

Элемент	Содержание легирующих и примесных элементов, % (по массе)	
	по требованиям ГОСТ	по факту
C	0,14 – 0,22	0,110 – 0,150
Mn	0,40 – 0,65	0,570 – 0,620
Si	0,15 – 0,30	0,140 – 0,170
P	≤ 0,04	0,010 – 0,013
S	≤ 0,05	0,010 – 0,027
Cr	≤ 0,30	0,060 – 0,070
Ni	≤ 0,30	0,050 – 0,090
Cu	≤ 0,30	0,050 – 0,190
N	≤ 0,01	0,006 – 0,008
As	≤ 0,08	0,006 – 0,008

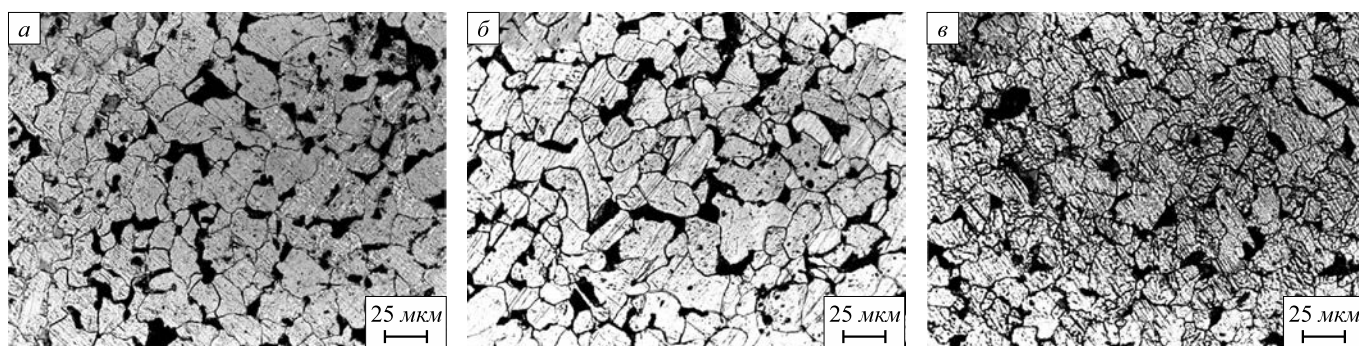


Рис. 1. Структура стали Ст3 в исходном состоянии (а) и после испытания на ползучесть при 650 °С (б, в): б – участок образца с равномерной деформацией, в – область местного утонения (шейки); плоскость шлифов везде перпендикулярна длинной оси прутка (образцов). Размерный штрих – 50 мкм

Fig. 1. Structure of St3 steel in an initial condition (a) and after test for creep at 650 °C (б, в): б – site of a sample with uniform deformation; в – area of neck; the plane of metallographic samples everywhere is perpendicular to a long axis tensile of specimen. A dimensional stroke – 50 microns

ца занимал 1 – 1,5 ч, охлаждение – до 1 ч. Испытания заканчивали либо по временному ресурсу (2 ч), либо по признаку начала стадии разрушения. При каждой температуре проводили две серии опытов для выбранных уровней напряжений.

Результаты структурных исследований показали следующее. Исходная структура материала была характерна для горячекатаного металла и представляла собой равноосные зерна феррита размером 17 ± 6 мкм (определено по измерению 180 – 220 хорд) и несвязные области перлита объемной долей $\sim 17\%$ (определено точечным методом на 500 точках пересечений), как правило меньшего, чем феррит, размера, расположенные преимущественно по границам зерен феррита, либо в их тройных стыках (рис. 1, а). Установлено (рис. 1, б, в), что в принятых условиях испытаний исходная феррито-перлитная структура обладает достаточной стабильностью: при всех соотношениях параметров «напряжение – время – температура» как в области захватов (где уровни нагрузки были на порядок меньше предела текучести и все воздействие сводилось только к температурной выдержке), так и в пределах рабочей части образцов (за исключением зоны конечного утонения в области шейки) как характер, так и количественные показатели структуры остались такими же, как в исходном материале (см. рис. 1, б). Только в области утонения (шейки) в пределах ферритных зерен исходного размера (~ 17 мкм) отчетливо наблюдается образование субзеренной равноосной структуры с размерами фрагментов 5 – 9 мкм (см. рис. 1, в). Ни в одном из опытов признаков рекристаллизации обнаружено не было.

На первичных кривых ползучести стали Ст3 (рис. 2) в целом наблюдаются все три стадии ползучести. По ним (удлинение образца – время испытания) определяли скорость ползучести на стационарном участке. По этим данным рассчитаны скорости установившейся ползучести $\dot{\epsilon}$ для различных температур и началь-

ных уровней напряжений σ . Полученные наборы точек (рис. 3) (для каждой из температур и для каждой серии испытаний отдельно) описывались линейными зависимостями в координатах $\log(\sigma) - \log(\dot{\epsilon})$ для определения пределов ползучести в соответствии с требованиями ГОСТ и в обратных им координатах $\log(\dot{\epsilon}) - \log(\sigma)$ для определения уровня деформации по заданной базе испытания. На рис. 3 приведены данные двух серий испытаний для каждой температуры, из которых видна хорошая сопоставимость результатов, разнесенных во времени более чем на год.

В табл. 2 представлены коэффициенты соответствующих зависимостей. Полученные результаты, представленные в табл. 2, позволяют прогнозировать временное накопление пластической деформации

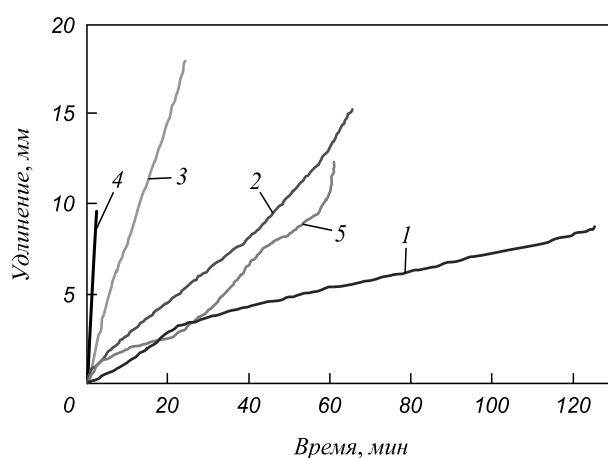


Рис. 2. Первичные кривые ползучести образцов стали Ст3 при растяжении при 650 °С (кривые 1 – 4) и 550 °С (кривая 5) и начальных уровнях напряжений 60 (кривая 1), 80 (кривая 2), 90 (кривая 3), 108,7 (кривая 4) и 200 (кривая 5) МПа

Fig. 2. Initial curves of creep of samples of St3 steel, tested at 650 °C (curves 1 – 4) and 550 °C (curve 5) and initial levels of stress 60 (a curve 1), 80 (a curve 2), 90 (a curve 3), 108,7 (a curve 4) and 200 (a curve 5) MPa

Таблица 2

Параметры линейных зависимостей связи скорости ползучести и напряжения (а также обратных им зависимостей напряжения от скорости установившейся ползучести) для стали Ст3 в зависимости от температуры испытания

Table 2. The parameters of linear dependency rate due to creep and stress (and inverses to them voltage dependence of steady creep rate) for St3 steel, depending on the test temperature

T, °C	Серия испытаний	Показатели зависимости $\log(\sigma) = a + b \log(\dot{\epsilon})$		Показатели зависимости $\log(\dot{\epsilon}) = a_1 + b_1 \log(\sigma)$	
		a	b	a ₁	b ₁
450	1	2,526	0,265	– 9,53	3,772
	2	2,45	0,092	– 22,044	9,001
550	1	2,224	0,075	– 29,598	13,307
	2	2,159	0,076	– 27,193	12,607
650	1	1,779	0,101	– 17,447	9,813
	2	1,775	0,134	– 12,684	7,176

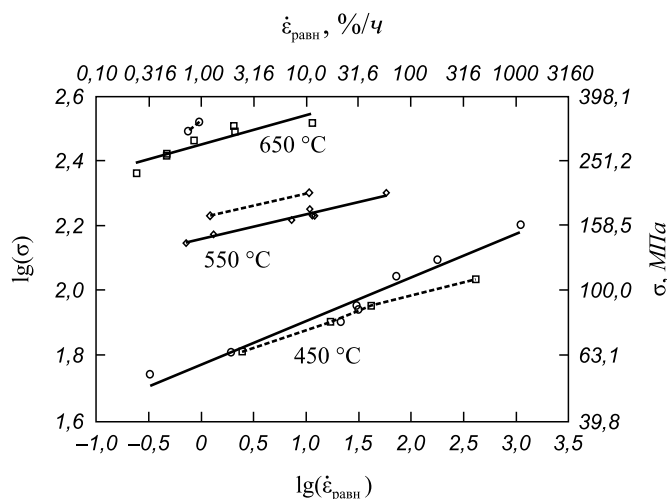


Рис. 3. Зависимость скорости ползучести от напряжения для стали Ст3 при температурах испытания 450, 550 и 650 °C. Сплошные линии – результаты первой серии опытов, штриховые – второй

Fig. 3. The dependence of creep rate (%/h) on a applied stress (MPa) for St3 steel at test temperatures 450, 550 and 650 °C. Continuous lines – results of the first series of experiences, shaped – the second

конструкций для заданного уровня напряжений. В качестве таковых (с точки зрения работоспособности материала) выбраны значения: 1 % (допустимый уровень); 10 % (критический уровень); 25 % (разрушение). Вычисленные временные показатели приведены в табл. 3. По этим данным временной ресурс стали Ст3 при 450 °C может составлять до нескольких суток в зависимости от уровня напряжений σ при 450 °C [из диапазона (0,8 – 1,2) $\sigma/\sigma_{0,2}^{450}$]. По отношению к пределу текучести при 20 °C (225 – 245 МПа при испытании на

растяжение по данным работы [1]) эти уровни напряжений составляют соответственно (0,7 ÷ 1,1) $\sigma/\sigma_{0,2}^{20}$. При температуре 650 °C время до разрушения исчисляется минутами при уровнях напряжений $\sigma/\sigma_{0,2}^{20} = 0,15 \div 0,5$.

Результаты испытаний при различных температурах позволяют определить температурную зависимость процессов ползучести [7 – 9] стали Ст3. Для этого при фиксированных уровнях напряжений (90, 130, 170 МПа)

Таблица 3

Зависимость времени предельной эксплуатации от температуры, уровня напряжений и показателя общей накопленной деформации при ползучести стали Ст3

Table 3. The dependence of the time of limit operating from temperature, stress level and measure of total accumulated strain at creep of St3 steel

T, °C	Параметры нагрузки			Скорость ползучести, %/ч	Время до накопления общей деформации, равной, %		
	$\sigma_{0,2}^{\text{сжатие}}$, МПа при этой температуре	заданное σ , МПа	уровень напряжения, $\sigma/\sigma_{0,2}$		1	10	25
450	240 – 280	230	0,8 ÷ 0,9	0,237	(4 ÷ 6) ч	(1,5 ÷ 2,5) сут	(4,5 – 9,0) сут
		290	1,0 ÷ 1,2	0,833	(1 ÷ 1,5) ч	(9 ÷ 15) ч	(1 ÷ 2) сут
		330	1,2 ÷ 1,3	0,933	(14 ÷ 60) мин	(2,5 ÷ 10) ч	(10 ÷ 30) ч
550	160 – 190	140	0,7 ÷ 0,8	0,704	(1,5 ÷ 10) ч	(0,5 ÷ 5) сут	(1,5 ÷ 11) сут
		170	0,9 ÷ 1,1	1 – 11	(7 ÷ 50) мин	(1 ÷ 8) ч	(3 ÷ 20) ч
		200	1,1 ÷ 1,3	11 – 60	(1 ÷ 6) мин	(10 ÷ 60) мин	(0,5 ÷ 2,5) ч
650	90 – 115	55,4	0,5 ÷ 0,6	0,32	(1,5 ÷ 2) ч	(15 ÷ 20) ч	(1,5 – 2,5) сут
		90	0,8 ÷ 1,0	30 – 41	(1 ÷ 3) мин	(10 ÷ 30) мин	(30 ÷ 70) мин
		160	1,4 ÷ 1,8	1077	менее 1 мин	менее 1 мин	~ 1 мин

строились зависимости натурального логарифма скорости установившейся ползучести (%/ч) от обратной температуры в °К. Примеры таких зависимостей приведены на рис. 4. По углу наклона прямых на рис. 4 вычислены энергии активации процесса ползучести. Их значения лежат в диапазоне $310,8 \div 387,8$ кДж/моль, при этом для энергии активации самодиффузии α -железа известны экспериментально определенные значения от 196 до 326 кДж/моль [10 – 11].

Выводы. Временной ресурс при температуре 450 °С для стали Ст3 при уровнях напряжений $\sim 0,8$ предела ее текучести при 20 °С может составлять от часов до суток. При температуре 650 °С разрушение при уровнях напряжений $\sigma/\sigma_{0,2}^{20}$ более 0,8 будет наступать через минуты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Марочник сталей и сплавов. / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
2. Энциклопедический справочник термиста-технолога. В 3-х томах. Т. 1 / С.Б. Масленков, А.И. Ляпунов, В.М. Зинченко, Б.К. Ушаков. – М.: Наука и технологии, 2003. – 392 с.
3. Марочник стали для машиностроения. Общемашиностроительные типовые и руководящие материалы. – М.: ЦНИИ информации по машиностроению, 1965. – 595 с.
4. Марочник сталей и сплавов. – 2-е изд., доп. и испр. / Ф.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.С.Каширский и др. / Под общ. ред. А.С. Зубченко. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.
5. Конструкционные стали: Справочник. / М.В. Приданцев, Л.Н. Давыдова, А.И. Тамарина и др. – М.: Металлургия, 1980. – 288 с.
6. Журавлев В.Н., Николаева О.И. Машиностроительные стали: Справочник. – 3-е изд., перераб. и дополн. – М.: Машиностроение, 1981. – 391 с.
7. Штрель М.А. Разрушение. В 2-х книгах. Кн. 2 Разрушение структур. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. – 976 с.

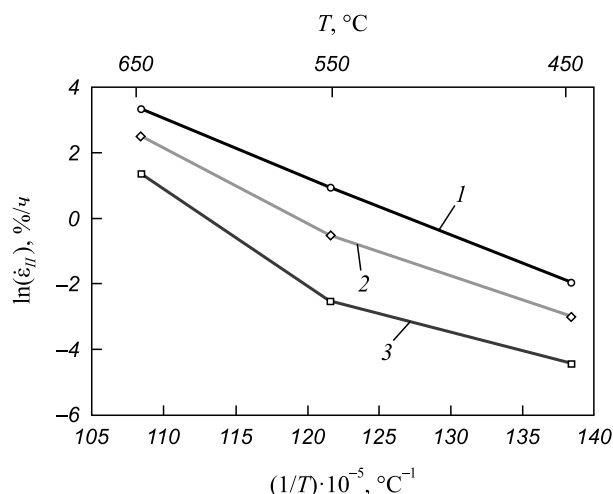


Рис. 4. Зависимость логарифма скорости ползучести от обратной температуры для стали Ст3 при уровнях напряжений, МПа: 1 – 170; 2 – 130; 3 – 90

Fig. 4. Dependence of the logarithm of creep rate on return temperature for St3 steel at levels of stress, MPa: 1 – 170, 2 – 130, 3 – 90

8. Розенберг В.М. Основы жаропрочности металлических материалов. – М.: Металлургия, 1973. – 328 с.
9. Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1968. – 304 с.
10. Образцов С.М., Шимкевич А.Л. Бутстреп - идентификация экспоненциальной зависимости // Заводская лаборатория. 2000. Т. 66. № 1. С. 62 – 64.
11. Рачков В.И., Образцов С.М., Биржевой Г.А. и др. Нейросетевой анализ влияния легирующих элементов на радиационное охрупчивание материалов корпусов ВВЭР-440 // Атомная энергия. 2006. Т. 10. Вып. 5, ноябрь. С. 353 – 358.

Поступила 4 сентября 2014 г.

IZVESTIYA VUZov. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 11, pp. 798–802.

REGULARITIES OF SHORT-TERM CREEP OF St3 STEEL

M.Yu. Belomytsev¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair *Metallography and Physics of Strength*
(myrbelom@yandex.ru)

S.V. Mordashov², Researcher

¹ National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)
(4, Leninskii ave., Moscow, 119049, Russia)

² State Fire Academy of Emercom of Russia (4, Borisa Galushkina str., Moscow, 4129366, Russia)

Abstract. The behavior of building steel of the grade St3 was investigated in conditions of short-term heatings in a range of temperatures 450 – 650 °C and a short-term resource (up to 2 hours) in the area of initial stress not above a yield strength. It was revealed, that in these conditions initial ferrite + pearlite structure of steel has sufficient stability and recrystallization is not observed. It is shown, that at test temperature of 450 °C and levels of stress $\sim 0,8$ from a yield strength at 20 °C time before fracture can make from hours up to days for the steel St3. The fracture more than 0,8 at levels of stress $\sigma/\sigma_{0,2}^{20}$ at temperature of 650 °C starts in several minutes. The calculated energy of

activation of 310,8 – 387,8 kJ/mole of the creep processes of St3 steel can be correlated to the activation energy of α -iron self-diffusion.

Keywords: building steel, structure, ferrite, pearlite, creep, limits of creep, energy of creep activation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-798-802

REFERENCES

1. *Marochnik stalei i splavov* [Grade list of steels and alloys]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroyeniye. 1989. 640 p. (In Russ.).
2. Maslenkov S.B., Lyapunov A.I., Zinchenko V.M., Ushakov B.K. *Entsiklopedicheskii spravochnik termista-tehnologa. Vols 1-3* [Encyclopedic reference of heat-treater]. Vol. 1. Moscow: Nauka i tekhnologii. 2003. 392 p. (In Russ.).
3. *Marochnikstali dlya mashinostroyeniya. Obshchemashinostroitel'nye tipovye i rukovodyashchie materialy* [Grade list of steels for mechanical engineering. Engineering industry standard and guidance materials]. Moscow: TsNII informatsii po mashinostroyeniyu. 1965. 595 p. (In Russ.).

4. Zubchenko F.S., Koloskov M.M., Kashirskii Yu.S. etc. *Marochnik stalei i splavov* [Grade list of steels and alloys]. Zubchenko A.S. ed. Moscow: Mashinostroenie. 2003. 784 p. (In Russ.).
5. Pridantsev M.V., Davydova L.N., Tamarina A.I. etc. *Konstruktsionnye stali (spravochnik)* [Structural steels (reference book)]. Moscow: Metallurgiya, 1980, 288 p. (In Russ.).
6. Zhuravlev V.N., Nikolaeva O.I. *Mashinostroitel'nye stali (spravochnik)* [Machinery steels (reference book)]. Moscow: Mashinostroenie. 1981. 391 p. (In Russ.).
7. Shtremel' M.A. *Razrushenie. Books 1-2* [Destruction]. Book 2. *Razrushenie struktur: monogr.* [Destroyed structures: monograph]. Moscow: Izd. Dom MISiS, 2015. 976 p. (In Russ.).
8. Rozenberg V.M. *Osnovy zharoprochnosti metallicheskih materialov* [Fundamentals of heat resistance of metallic materials]. Moscow: Metallurgiya, 1973. 328 p. (In Russ.).
9. Garofalo F. *Fundamentals of Creep and Creep-rupture in metals*. New York and London, 1965. (Russ.ed.: Garofalo F. *Zakony polzuchesti i dlitel'noi prochnosti metallov i splavov*. Moscow: Metallurgiya. 1968. 304 p.).
10. Obratsov S.M., Shimkevich A.L. Bootstrap – identification of the exponential dependence. *Zavodskaya laboratoriya*. 2000, vol. 66, no. 1, pp. 62–64. (In Russ.).
11. Rachkov V.I., Obratsov S.M., Birzhevoi G.A., Konobeev Yu.V., Pechenkin V.A. Neuronet analysis of the effect of alloying elements on the radiation embrittlement of VVER-440 vessel materials. *Atomic energy*. 2006, vol. 101, no. 5, pp. 809–815.

Received September 4, 2014

УДК 669. 18.046: 537

ПЛОТНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ НЕКОТОРЫХ СИНТЕТИЧЕСКИХ ШЛАКОВ ДЛЯ ОБРАБОТКИ СТАЛИ В АГРЕГАТЕ КОВШ–ПЕЧЬ

Басов А.В., д.т.н., доцент кафедры «Технологии и оборудование металлургических процессов»

Магидсон И.А., к.т.н., доцент кафедры физики (innagendlina@yahoo.de)

Смирнов Н.А., д.т.н., профессор кафедры «Технологии и оборудование металлургических процессов»

Московский государственный машиностроительный университет
 (107023, Россия, Москва, ул. Б.Семеновская, д. 38)

Аннотация. Методом максимального давления в газовом (Ar) пузырьке и вольтамперным двухконтактным методом на переменном (2 и 5 кГц) токе измерена в диапазоне 1430 – 1645 °С соответственно плотность ρ и удельная электропроводность α ряда синтетических шлаковых расплавов, предназначенных для рафинирования стали в агрегате ковш–печь. На основе выполненных измерений рассчитаны отнесенные к 1600 °С коэффициент объемного расширения β , фактический V_M и относительный избыточный δV_M молярные объемы, а также энергия активации электропроводности E_α и предэкспоненциальный множитель α_0 в уравнении Аррениуса, которым аппроксимировали влияние температуры на величину α . Проанализирован характер зависимости этих величин от степени N частичной замены в шихте шлаков оксидов – полимерообразователей Al_2O_3 и SiO_2 оксидом натрия. С ростом N значения ρ , δV_M , E_α и α_0 монотонно убывают, а α возрастают. Зависимость от N величины β носит более сложный характер. Поведение β и δV_M обсуждается с позиций полимерной теории шлаков.

Ключевые слова: шлаковые расплавы, замена Al_2O_3 и SiO_2 на Na_2O , плотность, молярный объем, коэффициент объемного расширения, удельная электропроводность, энергия активации электропроводности, влияние замены компонентов шлака на его свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-803-809

Физические свойства шлака оказывают влияние на кинетику и полноту рафинирования стали в различных технологических схемах, в том числе при обработке в агрегате ковш–печь. В настоящей работе изучено влияние частичного замещения полимерообразующих оксидов Al_2O_3 и SiO_2 оксидом натрия на плотность и электропроводность синтетических рафинировочных шлаков двух групп. Составы шлаковых композиций по шихте приведены в табл. 1. Базовый состав шлаковых смесей группы I (№ 1) рекомендуют для обработки стали после раскисления ее алюминием, а базовый состав смесей группы II (№ 7) – в случае предварительного раскисления стали кремнием. Добавки к шлаку от 5 до 10 % (по массе) CaF_2 способствуют получению необходимой жидкоподвижности.

Фторид кальция можно заменить более предпочтительным по экологическим соображениям оксидом натрия. Источником последнего являются сравнительно недорогие отходы промышленного производства, содержащие Na_2O . Кроме того, оксид натрия снижает вязкость [1 – 3] и поверхностное натяжение [4, 5] различных основных шлаков, а также, согласно расчетам [6], должен увеличивать их серопоглотительную способность. В табл. 1 приведена теоретическая сульфидная емкость исследуемых шлаков.

Методики подготовки шихты из порошков оксидов и CaF_2 марки ХЧ и пищевой соды, а также проведения плавов описаны ранее [9]. В работе использовали вер-

тикальную печь с угольным нагревателем, нейтральная атмосферу в которой поддерживалась подачей аргона снизу. Измерения вели в режиме охлаждения со скоростью 5 – 10 °С/мин, температуру тигля стабилизировали к моменту считывания показаний приборов.

Плотность ρ измеряли методом максимального давления в газовом (Ar) пузырьке с помощью наклонного манометра ММН-240, заполненного дистиллированной водой. В работе использовали тонкостенные молибденовые трубки диаметром 6 мм. Скорость подачи газа не превышала 10 пузырьков в минуту. Значения ρ рассчитывали по формуле

$$\rho = \frac{K \rho_m (H_2 - H_1)}{h'_2 - h'_1}, \quad (1)$$

где $h'_{1,2} = qh_{1,2}$ – фактические глубины погружения трубки в шлак; $h_{1,2}$ – отсчеты по шкале механизма перемещения трубки (находились в пределах 15 – 40 мм); $q = 1,014$ – поправка, учитывающая вытеснение расплава трубкой; $H_{1,2}$ – соответствующие высоты столба манометрической жидкости (среднее из 4 – 5 измерений); $K = 0,483$ – постоянный коэффициент наклона трубки манометра к горизонту; ρ_m – плотность манометрической жидкости. Точность определения плотности составляла 3 – 4 %.

Электрическое сопротивление расплава измеряли двухконтактным вольтамперным методом на пе-

Таблица 1

Состав шлаковых композиций, % (по массе), их теоретические оптическая основность λ [7] и сульфидная емкость C_s [8] при 1600 °С

Table 1. Composition of slag mixtures, weight %, their theoretical optical basicity λ on [7] and sulphidic capacity C_s on [8] at 1600 °C

Номер шлаковой композиции	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Na ₂ O	CaF ₂	λ	C_s , 10 ⁻² , %
Шлаки группы I								
1	60	8	23	9	0	—	0,7914	2,15
2	60	8	18	9	5	—	0,8180	5,19
3	60	8	15	9	8	—	0,8348	9,08
4	60	8	13	9	10	—	0,8463	13,30
5	60	8	11	9	12	—	0,8501	15,09
6	60	8	8	9	15	—	0,8544	17,40
Шлаки группы II								
7	60	7	7	18	0	8	0,7570	0,69
8	60	7	7	18	8	0	0,8118	4,23
9	60	7	7	16	10	0	0,8274	7,10
10	60	7	7	14	12	0	0,8434	12,08

ременном токе с частотами $\nu = 2$ и 5 кГц, близкими к резонансной [10]. Источником стабилизированного напряжения служил генератор ГЗ-18. Силу тока и напряжение определяли приборами с цифровой индикацией.

Принципиальная схема измерительной ячейки приведена в работе [11].

Методом электропроводности [12] эту схему преобразовали в последовательную цепь, полное сопротивление которой Z представили как

$$Z = \left[(R + R_s)^2 + (X_L - X_{C_s})^2 \right]^{0,5}, \quad (2)$$

где активное сопротивление R равно сумме сопротивлений расплава R_p и измерительной линии ΔR ; $X_L = 2\pi\nu L$ — индуктивное сопротивление двухпроводной измерительной линии с индуктивностью L ; $R_s = \frac{R_{ш}}{1 + (2\pi\nu CR_{ш})^2}$

и $X_{C_s} = \frac{2\pi\nu CR_{ш}^2}{1 + (2\pi\nu CR_{ш})^2}$ — частотно зависимые эквивалентные омическое и емкостное сопротивления двойного приэлектродного слоя ячейки, обладающего емкостью C и шунтирующим сопротивлением $R_{ш}$.

Оценки [11] показали, что $2\pi\nu C = 1,47$ или $3,68$ Ом⁻¹ и $X_L = 2,26 \cdot 10^{-2}$ или $5,65 \cdot 10^{-2}$ Ом в случае используемых частот. Тогда $R_s < 0,04$ Ом и $X_{C_s} < 0,01$ Ом, тогда как $R \approx 1$ Ом, что позволяет упростить выражение (2): $Z = (R^2 + X_L^2)^{0,5}$, откуда следует:

$$R_p = (Z^2 - X_L^2)^{0,5} - \Delta R. \quad (3)$$

Поправку ΔR рассчитали, зная конструкцию и размеры измерительной линии и температурную зависи-

мость удельного сопротивления молибдена (электроды) и меди (подводящие провода) [13] при известном распределении температуры по высоте внутри и вне печи. При комнатной температуре $22 - 28$ °С ΔR линейно зависит от температуры в рабочей зоне печи и составляет $19,15$ и $22,15$ мОм при 1350 и 1650 °С соответственно.

Удельную электропроводность расплава κ определяли по формуле $\kappa = k/R_p$, где k — постоянная ячейки, полученная ее калибровкой по водным растворам NaCl. В дальнейших расчетах, пример которых приведен в работе [11], принимали среднее значение κ при обеих частотах. Расхождения не превышали 10% и не носили систематического характера. Точность измерений κ оценили в $9 - 12\%$.

Измерения плотности проводили от $1600 - 1645$ °С до температуры, при которой можно было визуально наблюдать появление в расплаве кристаллической фазы. Температурный диапазон измерений Δt приведен в табл. 2. При понижении температуры плотность всех расплавов монотонно увеличивалась, что позволило выразить ее температурную зависимость уравнением линейной регрессии

$$\rho = a - bT, \quad (4)$$

где T — температура, К. Эмпирические коэффициенты a и b в уравнении (4) были рассчитаны методом наименьших квадратов. Их значения, а также ρ при 1600 °С представлены в табл. 2. Среднеквадратичные отклонения δ_ρ рассчитанных по уравнению (4) величин ρ_p от экспериментальных равны

$$\delta_\rho = \left[(1/n) \sum_i (\rho_{pi} - \rho_i)^2 \right]^{0,5}, \quad (5)$$

Параметры плотности, молярные объемы и температурный интервал измерений Δt шлаковых расплавовTable 2. Density parameters, molar volumes and temperature interval Δt of measurements

Номер шлаковой композиции	a , г/см ³	$b \cdot 10^3$, г/(см ³ ·К)	ρ , 1600 °С, г/см ³	$\beta \cdot 10^4$, К ⁻¹	V_M , см ³ /моль	V_M^0 , см ³ /моль	δV_M , %	Δt , °С
Шлаки группы I								
1	6,176	1,885	2,645	7,1	22,98	20,79	10,5	1465 – 1630
2	6,192	1,91	2,615	7,3	22,815	21,32	9,7	1505 – 1615
3	7,089	2,425	2,545	9,5	23,21	21,63	7,3	1485 – 1645
4	7,100	2,445	2,52	9,7	23,24	21,84	6,4	1470 – 1610
5	6,685	2,235	2,50	8,95	23,26	22,04	5,5	1430 – 600
6	6,507	2,15	2,48	8,65	23,19	22,33	3,85	1430 – 1610
Шлаки группы II								
7	5,401	1,495	2,60	5,75	22,435	21,56	4,05	1460 – 1610
8	5,344	1,495	2,54	5,9	22,615	22,06	2,5	1480 – 1615
9	5,583	1,63	2,525	6,45	22,76	22,20	2,55	1525 – 1625
10	5,418	1,55	2,51	6,2	22,91	22,34	2,55	1485 – 1615

где $n = 5 - 6$ – число измерений в каждом эксперименте. В среднем по всем расплавам δ_ρ оказалось $\approx 8,5 \cdot 10^{-3}$ г/см³ или $\approx 0,4$ % от средней плотности, что на порядок меньше погрешности измерений.

Из данных табл. 2 следует, что по мере замещения в шихте полимернообразующих оксидов или CaF₂ оксидом натрия плотность шлаковых расплавов монотонно убывает, что соответствует соотношению между плотностями чистых оксидов и CaF₂. Приведенные ниже значения экстраполированы на жидкое состояние при 1600 °С (для Al₂O₃, CaO и SiO₂ – гипотетическое) [14, 15]:

	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Na ₂ O	CaF ₂
ρ , г/см ³	2,900	3,511	2,07	1,678	2,400
v_M , см ³ /моль	19,34	29,04	29,03	36,93	32,53

При этом изотермы плотности шлаков обеих групп фактически совпадают, если рассматривать зависимость ρ от отношения N числа молей n присадки (Na₂O или CaF₂) к суммарному числу молей оксидов – полимернообразователей в области значений $0,28 \leq N \leq 0,64$ (рис. 1).

Аналогичное влияние оказывают добавки Na₂O на плотность четырехкомпонентных высокоизвестковых шлаков с фиксированным массовым отношением SiO₂:Al₂O₃ = 62:38 [15].

По данным измерений плотности рассчитали также отнесенные к 1600 °С термический коэффициент объемного расширения β , равный

$$\beta = \frac{1}{V} \frac{dV}{dT} = -\frac{1}{\rho} \frac{d\rho}{dT} = \frac{b}{\rho_{1600}}, \quad (6)$$

и молярный объем V_M расплавов

$$V_M = \frac{M}{\rho_{1600}}. \quad (7)$$

Здесь $M = \sum_i M_i N_i$ – молярная масса расплава, причем M_i и N_i – соответственно молярные массы и доли его компонентов по шихте.

Величину V_M сравнивали с молярным объемом расплава V_M^0 при идеальном смешении его компонентов, который рассчитывали по формуле

$$V_M^0 = \sum_i v_{M_i} N_i, \quad (8)$$

где v_{M_i} – молярные объемы чистых компонентов (приведены выше). Молярный объем MgO для тех же условий рассчитали с помощью формулы Френкеля [16], приняв v_M при 25 °С и сумму ионных радиусов Mg²⁺ и O²⁻ для координационного числа 6 равными соответственно 11,258 см³/моль (плотность 3,58 г/см³) и 0,21 нм [17]; доля ионности связи Mg–O по Полингу [18] составляет 0,73. Приняв увеличение объема при плавлении равным 12,5 %, нашли $v_M = 12,93$ см³/моль для жидкого MgO. Результаты расчетов молярных объемов приведены в табл. 2.

Шлаковые расплавы группы I, в шихте которых массовое отношение Al₂O₃/SiO₂ > 1, имеют аномально высокий коэффициент β , превышающий его же значение в ранее исследованных высокоизвестковых расплавах, в том числе CaO – криолит [4, 14, 15]. Снижение отношения Al₂O₃/SiO₂ до ≈ 1 сопровождается уменьшением β (расплавы № 5 и 6). В шлаках группы II, в которых это отношение меньше 1, коэффициент β заметно меньше и незначительно возрастает по мере добавки к шихте

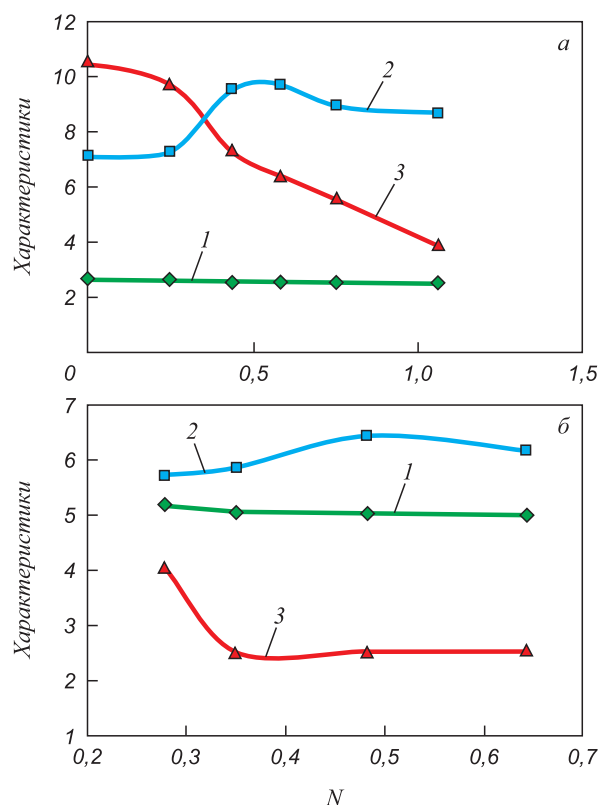


Рис. 1. Изотермы плотности ρ , г/см³ (1); коэффициента объемного расширения $\beta \cdot 10^4$, К⁻¹ (2) и относительного избыточного молярного объема δV_M , % (3) при 1600 °С:

а – шлаки группы I, $N = \frac{n(\text{Na}_2\text{O})}{n(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2)}$; б – шлаки группы II,

$N = \frac{n(\text{Na}_2\text{O}, \text{CaF}_2)}{n(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2)}$; на рис. 1, б приведены величины 2ρ

Fig. 1. Isotherms of density ρ , g/cm³ (1); coefficient of volume expansion $\beta \cdot 10^4$, K⁻¹ (2) and relative excess molar volume δV_M , % (3) at 1600 degrees Celsius:

a – slag melts of group I, $N = \frac{n(\text{Na}_2\text{O})}{n(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2)}$; б – slag melts of group II,

$N = \frac{n(\text{Na}_2\text{O}, \text{CaF}_2)}{n(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2)}$; on Fig. 1, б sizes 2ρ are specified

Na₂O. Зависимости β от степени замещения N компонентов шихты (см. выше) шлаков обеих групп имеют слабо выраженный максимум в области $0,4 < N < 0,6$ (см. рис. 1) и похожи по форме.

Во всех шлаках $V_M > V_M^0$. Относительный избыточный молярный объем $\delta V_M = \frac{V_M - V_M^0}{V_M^0}$ в шлаках группы I монотонно убывает от 10,5 % до $\approx 3,9$ % по мере замещения в шихте оксида алюминия оксидом натрия. В шлаках группы II δV_M максимален также в базовом шлаке № 7, шихта которого содержала CaF₂, и уменьшается от ≈ 4 % до практически постоянного значения 2,50 – 2,55 % при замене в шихте флюорита, а затем SiO₂ оксидом Na₂O. Изотермы δV_M % показаны на рис. 1 в зависимости от степени замещения N .

Коэффициент объемного расширения и молярный объем зависят от микроскопического строения и харак-

тера межчастичного взаимодействия в расплаве. Согласно оценке авторов, исследованные шлаки являются слабо полимеризованными жидкостями. Степень полимеризации α (отношение числа мостиковых атомов кислорода к их максимально возможному числу) даже в базовом шлаке № 1, содержащем максимальное количество оксидов – полимерообразователей, менее 10^{-2} . Анионная подсистема такого расплава состоит, в основном, из ионов «свободного» кислорода O²⁻ и алюмо- и кремнекислородных мономеров AlO₄⁵⁻ и SiO₄⁴⁻, причем ионные доли уже димеров Al(Si)₂O₇⁷⁻ не могут превышать 1 – 2 % от ионных долей соответствующих мономеров. Поэтому дальнейшие добавки Na₂O к шлакам обеих групп будут приводить не столько к структурным изменениям в анионной подсистеме, сколько к росту концентрации ионов O²⁻ за счет концентрации мономеров. Одновременно будут появляться катионы Na⁺. Эти изменения в ионном составе расплавов приводят к снижению жесткости межчастичных связей вследствие уменьшения доли ковалентной связи за счет ионной, что и сопровождается ростом коэффициента β и приближением объема V_M к V_M^0 .

Температурный диапазон измерений электросопротивления шлаковых расплавов указан в последней колонке табл. 3. При повышении температуры удельная электропроводность всех расплавов монотонно увеличивается. Политермы α пяти из них, относящихся к разным группам, приведены на рис. 2. Построение в координатах $\ln \alpha - 1/T$, K⁻¹, позволило выделить две температурные области, в которых полученные зависимости можно считать линейными, но в высокотемпературной области углы наклона к оси абсцисс ($1/T$) меньше, чем в низкотемпературной. Температура T' , приблизительно соответствующая точке перегиба политерм, в шлаках группы I незначительно уменьшается по мере роста содержания оксида натрия от (1490 ± 15) °С в расплавах композиций № 1 и 2 до (1460 ± 15) °С в расплаве композиции № 6. В шлаках другой группы $T' \approx 1480 - 1490$ °С. Указать однозначно причину перегиба политерм и природу температуры T' в настоящее время не удастся. Возможно, они связаны с изменениями агрегатного состояния шлака или его структуры, от которых зависит подвижность частиц, участвующих в переносе электрического заряда. К сожалению, в справочной литературе [19, 20] отсутствуют систематические сведения о влиянии значительных добавок оксидов щелочных металлов на плавкость и, тем более, положение поверхности ликвидуса для многокомпонентных оксидных систем, подобных исследованным.

При температурах выше T' удельную электропроводность всех расплавов можно удовлетворительно аппроксимировать уравнением типа Аррениуса

$$\alpha = \alpha_0 \exp\left(-\frac{E_\alpha}{RT}\right), \quad (9)$$

Параметры электрической проводимости шлаковых расплавов, число m расчетных точек для E_{ae} и ae_0 и температурный интервал измерений Δt

Table 3. Parameters of electrical conductivity of a melted slags, number (m) of points for E_{ae} and ae_0 calculations and temperature interval Δt of measurements

Номер шлаковой композиции	$E_{\text{э}},$ кДж/моль	$\text{э}_0,$ $10^4, \text{Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$	$\text{э}_p, \text{Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$			m	$\Delta t, ^\circ\text{C}$
			1500 $^\circ\text{C}$	1550 $^\circ\text{C}$	1600 $^\circ\text{C}$		
Шлаки группы I							
1	122,4	22,16	47,94	60,43	75,23	4	1435 – 1615
2	107,6	7,92	53,55	65,42	79,07	4	1440 – 1615
3	96,9	4,40	61,62	73,78	87,51	4	1430 – 1615
4	79,85	1,535	68,15	79,06	91,00	4	1445 – 1615
5	75,8	1,24	72,51	83,50	95,43	4	1450 – 1610
6	78,3	1,62	79,93	92,47	106,15	4	1440 – 1610
Шлаки группы II							
7	108,9	7,485	46,35	56,72	68,75	5	1430 – 1610
8	101,1	5,41	56,61	68,35	81,65	4	1430 – 1605
9	95,7	4,785	72,55	86,69	102,5	5	1430 – 1605
10	92,2	4,33	83,33	98,92	116,35	5	1435 – 1610

где R – универсальная газовая постоянная; T – температура, К. На этом основании экспериментальные данные при $T > T'$ представили в координатах $\ln \text{ae} - 10^4/T$ и методом наименьших квадратов определили значения энергии активации электропроводности E_{ae} и множителя ae_0 . Величины E_{ae} , ae_0 и рассчитанные затем

по уравнению (9) значения ae_p при трех температурах приведены в табл. 3. Среднеквадратичные отклонения δ_{ae} расчетных величин ae_p от экспериментальных, вычисленные по формуле, аналогичной (5), в среднем составили $\approx 1,6$ Ом $^{-1}$ ·м $^{-1}$, что соответствует относительной погрешности ≈ 2 %, существенно меньшей погрешности измерений.

Влияние частичного замещения оксидов – полимерообразователей оксидом натрия или CaF_2 на основные параметры электропроводности шлаков показано на рис. 3. В шлаках обеих групп оно имеет односторонний характер: чем больше отношение N , характеризующее степень взаимного замещения компонентов, тем меньше величины E_{ae} и ae_0 и больше удельная электропроводность. При этом в области близких значений N близки также и значения указанных параметров электропроводности.

Удельная электропроводность высокоосновного шлакового расплава, не содержащего в значительных количествах оксидов переходных металлов переменной валентности, определяется концентрацией, зарядом и подвижностью ионов – токоносителей. Поэтому достоверный анализ полученных результатов должен базироваться на адекватных представлениях о микроскопическом строении исследованных шлаков и участии отдельных структурных единиц в переносе электрического заряда.

Выводы. По результатам измерений плотности и электросопротивления двух групп синтетических шлаков, предназначенных для рафинирования стали в агрегате ковш-печь после раскисления ее алюминием (груп-

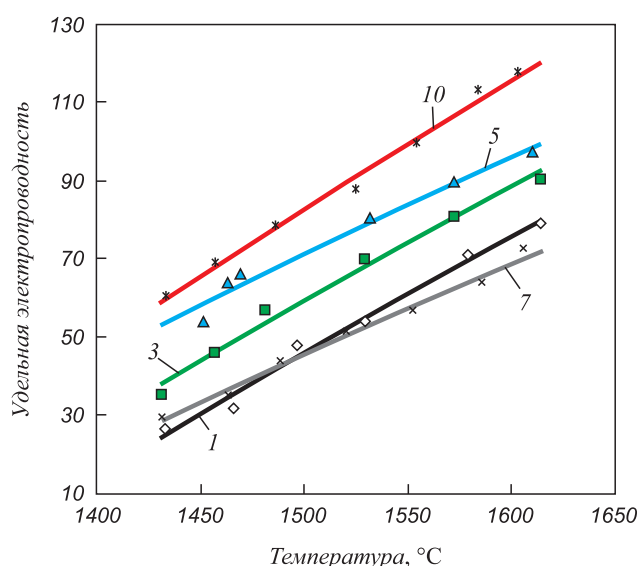


Рис. 2. Влияние температуры, °C, на удельную электропроводность ae , Ом $^{-1}$ ·м $^{-1}$, шлаковых расплавов: цифры у кривых – номер композиции по табл. 1

Fig. 2. Influence of temperature, degrees Celsius, on specific conductivity ae , (Ом·м) $^{-1}$ of slag fusions: figures at curves – numbers of compositions according to Tab. 1

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Якушев А.М., Поправко В.В. Вязкость рафинировочных шлаков с разжижающими добавками // Изв. вуз. Черная металлургия. 1976. № 3. С. 59 – 62.
2. Пономарев В.В., Якушев А.М., Бондаренко Е.С., Головченко В.В. Исследование вязкости шлаков, предназначенных для рафинирования стали в ковше, при введении различных разжижающих добавок: В сб. «Производство стали и стального литья». Вып. 13. – М.: Металлургия, 1971. С. 25 – 30.
3. Басов А.В., Жмойдин Г.И., Магидсон И.А., Смирнов Н.А. Вязкость и электропроводность расплавов в системах $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaF}_2 - \text{Na}_2\text{O}$ и $\text{CaO} - \text{криолит}$: В сб. «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». VII Всесоюзная конф. – Челябинск, 1990. Т. 3. Ч. 2. С. 146 – 149.
4. Басов А.В., Магидсон И.А., Смирнов Н.А., Скуднов В.В. Плотность и поверхностное натяжение оксидно-фторидных расплавов системы $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaF}_2 - \text{Na}_2\text{O}$ // Расплавы. 1989. № 3. С. 52 – 57.
5. Смирнов Н.А., Басов А.В., Магидсон И.А. Физико-химические свойства шлаков для рафинирования стали в агрегате ковш-печь // Электromеталлургия. 2009. № 3. С. 20 – 27.
6. Смирнов Н.А., Разина М.Г., Магидсон И.А. Оптимизация составов шлаковых смесей для внепечного рафинирования стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 1997. № 11. С. 21 – 24.
7. Duffy J.A., Ingram M.D. Influence of Electronegativity on the Lewis basicity and solvent properties of molten oxyanion salts and glasses // J. of Inorganic and Nuclear Chem. 1975. Vol. 37. No. 5. P. 1203 – 1206.
8. Sommerville I.D., Sosinsky D. J. The composition and temperature dependence of the sulfide capacity of metallurgical slags // Met. Transactions. 1986. Vol. 17. No 2. P. 331 – 337.
9. Магидсон И.А., Басов А.В., Смирнов Н.А. Плотность и молярный объем рафинировочных шлаковых расплавов // Электromеталлургия. 2002. № 9. С. 15 – 22.
10. Жмойдин Г.И. Источники методической ошибки при измерении электропроводности шлаковых расплавов // Заводская лаборатория. 1969. Т. 35. № 5. С. 561 – 564.
11. Басов А.В., Магидсон И.А., Смирнов Н.А. Электропроводность шлаков для рафинирования стали в агрегате ковш – печь // Электromеталлургия. 2012. № 12. С. 22 – 26.
12. Попов В.С. Теоретические основы электротехники. – М.: Энергия, 1970. – 565 с.
13. Кэй Дж., Лэби Т. Таблицы физических и химических постоянных. – М.: Физматгиз, 1962. – 248 с.
14. Магидсон И.А., Басов А.В., Смирнов Н.А. Плотность и молярный объем оксидно-фторидных рафинировочных расплавов // Расплавы. 2002. № 6. С. 73 – 83.
15. Магидсон И.А., Басов А.В., Смирнов Н.А. Плотность и молярные объемы рафинировочных шлаковых расплавов, содержащих оксид натрия // Электromеталлургия. 2007. № 6. С. 35 – 40.
16. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч. 2. – М.: Металлургия, 1966. – 704 с.
17. Ефимов А.И., Белорукова Л.П., Василькова И.В. и др. Свойства неорганических соединений: Справочник. – Л.: Химия, 1983. – 392 с.
18. Полинг Л., Полинг П. Химия. – М.: Мир, 1978. – 683 с.
19. Андронов В.Н., Чекин Б.В., Нестеренко С.В. Жидкие металлы и шлаки: Справочное издание. – М.: Металлургия, 1977. – 128 с.
20. Атлас шлаков: Пер. с немецкого / Под ред. И.С. Куликова. – М.: Металлургия, 1985. – 208 с.

Поступила 17 марта 2015 г.

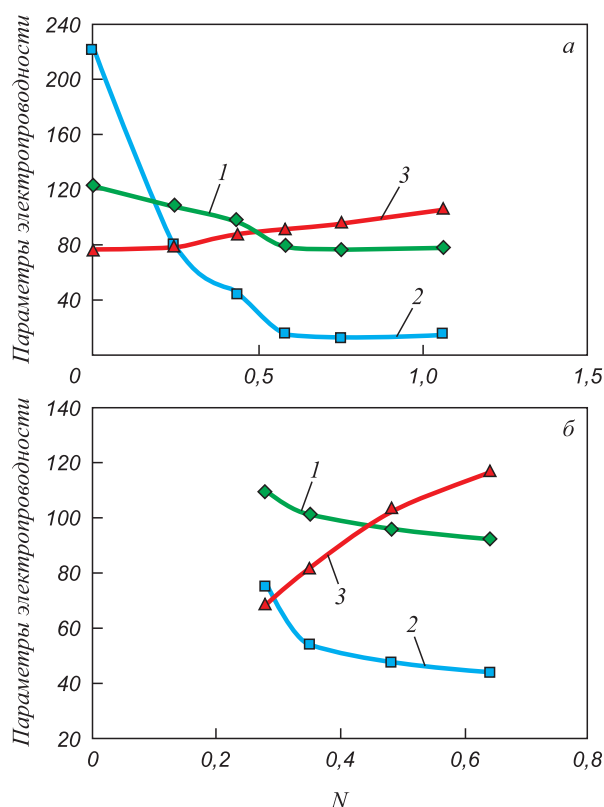


Рис. 3. Зависимость энергии активации электропроводности E_a , кДж/моль (1); предэкспоненциального множителя $a_0 \cdot 10^{-3}$, $\text{Om}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ (2) и расчетного значения удельной электропроводности a_p , $\text{Om}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$, при 1600 °C (3) от степени замещения N компонентов шихты:

a – шлаки группы I, b – шлаки группы II, N – то же, что на рис. 1

Fig. 3. Dependence of the activation energy of electrical conductivity E_a , kJ/mol (1); a preexponential multiplier $a_0 \cdot 10^{-3}$, $(\text{Om} \cdot \text{m})^{-1}$ (2) and calculated value of specific conductivity a_p , $(\text{Om} \cdot \text{m})^{-1}$, at 1600 °C (3) from extent of replacement N of charge components: a – slag melts of group I, b – slag melts of group II. N is identical to Fig. 1

па I) или кремнием (группа II) установлено влияние частичного замещения в шихте шлаков оксидов Al_2O_3 и SiO_2 оксидом Na_2O на плотность ρ , коэффициент объемного расширения β , избыточный молярный объем δV_M , удельную электропроводность α и энергию активации электропроводности E_a расплавов. Оксид натрия рассматривается как альтернатива флюориту по экологическим и экономическим причинам. В шлаках обеих групп добавки Na_2O до 12 – 15 % (по массе) снижают ρ , δV_M и E_a и повышают α . Влияние их на β носит более сложный характер. Поведение δV_M и β может быть объяснено с позиций полимерной теории. Величины E_a и множителя a_0 в уравнении типа Аррениуса, аппроксимирующего температурную зависимость α , коррелируют между собой (компенсационный эффект).

DENSITY AND ELECTRIC CONDUCTIVITY OF SOME SYNTHETIC SLAGS FOR STEEL PROCESSING IN LADLE FURNACE

A.V. Basov, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair
“Technology and Equipment of Metallurgical Production”

I.A. Magidson, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the
Chair of Physics (innagendlina@yahoo.de)

N.A. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Tech-
nology and Equipment of Metallurgical Production”

Moscow State University of Mechanical Engineering (MAMI)
(38, B. Semenovskaya str., Moscow, 107023, Russia)

Abstract. Density ρ and electrical conductivity in some synthetic slag melts intended for refinement of steel in the unit a ladle-furnace are measured at temperature range of 1430–1645 °C. The maximum pressure in a gas (Ar) bubble and the volt-ampere double-electrodes on alternating current with a frequency of 2 kHz and 5 kHz methods were used respectively. The specific conductivity κ and also coefficients of volume expansion β , actual molar volumes V_M and relative excess molar volumes δV_M at 1600 °C were calculated on the basis of the received results. Temperature dependence of κ was approximated by Arrhenius's equation. The activation energy of conductivity E_κ and preexponential multiplier κ_0 were also calculated. The dependences of the measured characteristics of the slag melts were defined from extent of partial replacement N of Al_2O_3 and SiO_2 in slag charge by Na_2O . With the growth of N the sizes of ρ , δV_M , E_κ and κ_0 monotonously decrease, but κ increases; dependence of β from N has more complex character. Dependence β and δV_M values from N was discussed from position of the polymeric theory.

Keywords: slag melts, replacement of Al_2O_3 and SiO_2 by Na_2O , density, molar volume, coefficient of volume expansion, specific conductivity, activation energy of conductivity, slag components, replacement, properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-803-809

REFERENCES

1. Yakushev A.M., Popravko V.V. The viscosity of the refining slags with thinning additives. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1976, no. 3, pp. 59–62. (In Russ.).
2. Ponomarev V.V., Yakushev A.M., Bondarenko E.S., Golovchenko V.V. The study of viscosity of slags intended for steel refining in a ladle with the introduction of various thinning additives. In: *Proizvodstvo stali i stal'nogo lit'ya* [Production of steel and steel casting]. Issue 13. Moscow: Metallurgiya, 1971, pp. 25–30. (In Russ.).
3. Basov A.V., Zhmoldin G.I., Magidson I.A., Smirnov N.A. The viscosity and conductivity of the melts in systems $CaO - Al_2O_3 - CaF_2 - Na_2O$ and $CaO - cryolite$. In: *Stroenie i svoystva metallicheskih i shlakovykh rasplavov. VII Vsesoyuznaya konferentsiya* [Structure and properties of metallic and slag melts. VIIth All-Union Conference]. Chelyabinsk, 1990. Vol. 3. Part. 2, pp. 146–149. (In Russ.).
4. Basov A.V., Magidson I.A., Smirnov N.A., Skudnov V.V. Density and surface tension of molten oxyfluorides in the $CaO - Al_2O_3 - CaF_2 - Na_2O$ system. *Melts Moscow*. 1990, vol. 3, no. 3, pp. 183–188.
5. Smirnov N.A., Basov A.V., Magidson I.A. Physico-chemical properties of slags for steel refining in ladle furnace. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 3, pp. 20–27. (In Russ.).
6. Smirnov N.A., Razina M.G., Magidson I.A. Optimization of the composition of furnace slag mixtures for steel refining. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1997, no. 11, pp. 21–24. (In Russ.).
7. Duffy J.A., Ingram M.D. Optical basicity-IV: influence of electro-negativity on the Lewis basicity and solvent properties of molten oxyanion salts and glasses. *J. of Inorganic Nuclear Chem.* 1975, vol. 37, no. 5, pp. 1203–1206.
8. Sommerville I.D., Sosinsky. D. J. The composition and temperature dependence of the sulfide capacity of metallurgical slags. *Met. Transactions*. 1986. B, vol. 17, no. 2, pp. 331–337.
9. Magidson I.A., Basov A.V., Smirnov N.A. The density and molar volume of refined slag melts. *Elektrometallurgiya*. 2002, no. 9, pp. 15–22. (In Russ.).
10. Zhmoldin G.I. Sources of systematic error in the measurement of electrical conductivity of slag melts. *Zavodskaya laboratoriya*. 1969, vol. 35, no. 5, pp. 561–564. (In Russ.).
11. Basov A.V., Magidson I.A., Smirnov N.A. The electrical conductivity of slag for steel refining in ladle furnace. *Elektrometallurgiya*. 2012, no. 12, pp. 22–26. (In Russ.).
12. Popov V.S. *Teoreticheskie osnovy elektrotehniki* [Theoretical foundations of electrical engineering]. Moscow: Energiya, 1970. 565 p. (In Russ.).
13. Kaye G. W., Laby T. H. Tables of physical and chemical constants. London; New York: Longman, 1956, 233 p. (Russ.ed.: Kaye G., Laby T. *Tablitsy fizicheskikh i khimicheskikh postoyannykh*. Moscow: Fizmatgiz, 1962. 248 p.).
14. Magidson I.A., Basov A.V., Smirnov N.A. Density and molar volume of oxide-fluoride refining melts. *Rasplavy*. 2002, no. 6, pp. 73–83. (In Russ.).
15. Magidson I.A., Basov A.V., Smirnov N.A. The density and molar volumes of refining slag melts containing sodium oxide. *Elektrometallurgiya*. 2007, no. 6, pp. 35–40. (In Russ.).
16. Esin O.A., Gel'd P.V. *Fizicheskaya khimiya pirometallurgicheskikh protsessov* [Physical chemistry of pyrometallurgical processes]. Part. 2. Moscow: Metallurgiya, 1966. 704 p. (In Russ.).
17. Efimov A.I., Belorukova L.P., Vasil'kova I.V. etc. *Svoystva neorganicheskikh soedinenii. Spravochnik* [The properties of inorganic compounds. Reference book]. Leningrad: Khimiya, 1983. 392 p. (In Russ.).
18. Pauling Linus, Pauling Peter. *Chemistry*. W. H. Freeman & Co., San Francisco, 1975, 767 p. (Russ.ed.: Pauling L., Pauling P. *Khimiya*. Karapet'yants M.L. ed. Moscow: Mir, 1978. 683 p.).
19. Andronov V.N., Chekin B.V., Nesterenko S.V. *Zhidkie metally i shlaki (spravochnoe izdanie)* [Molten metals and slag (a reference book)]. Moscow: Metallurgiya, 1977. 128 p. (In Russ.).
20. *Schlackenatlas. Verein Deutscher Eisenhüttenleute*. Verlag Stahleisen. 1981. 282 p. (Russ.ed.: *Atlas shlakov. Sprav.* Moscow: Metallurgiya, 1985. 208 p.).

Received March 17, 2015

УДК 672.1

АНАЛИЗ ПРОДУКЦИИ, ПОЛУЧЕННОЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВНЕДРЕНИЯ НОВОЙ АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ УПРАВЛЕНИЯ ВАКУУМНЫМ ДУГОВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ

Ильинский А.И., начальник лаборатории переплавных процессов (aleksey@ilyinskiy.ru)

Ливаткин П.А., мастер по ремонту цеха КИПиА, аспирант ИПУ РАН (PAL2010@yandex.ru)

Положенцев К.А., старший мастер по ремонту цеха КИПиА, аспирант

СТИ НИТУ «МИСиС» (kirill.polozhentsev@gmail.com)

ОАО «Металлургический завод «Электросталь»

(144002, Россия, Московская обл., Электросталь, ул. Железнодорожная, 1)

Аннотация. На металлургическом заводе «Электросталь» разработана и внедрена новая система автоматического управления на вакуумной дуговой печи № 8. В настоящей работе рассматривается качество получаемых слитков после вакуумного дугового переплава с использованием новой и старой систем автоматического управления вакуумными дуговыми печами в сталеплавильном цехе № 6. Опыты проводились с использованием сплава ЭИ435. В ходе вакуумного дугового переплава на печах № 8 и № 10 выявлено, что качество слитков, получаемых на печи № 8, выше, чем на печи № 10. Далее была произведена обработка слитков вакуумного дугового переплава на прессе 6300 в кузнечно-прессовом цехе № 2, а затем на стане 250/350 в прокатном цехе № 3. Продукция, полученная из слитков, выплавленных на печи № 8, позволяет экономить до 83 кг с каждой тонны металла.

Ключевые слова: вакуумная дуговая печь, управление вакуумным дуговым переплавом, сплав ЭИ435, серийная технология переплава, опытная технология переплава, ионизация, скорость переплава, макроструктура слитков, технические условия ТУ14-1-1671.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-810-814

В настоящей работе рассматривается качество получаемых слитков после вакуумного дугового переплава (ВДП) с использованием новой и старой систем автоматического управления вакуумными дуговыми печами № 8 и № 10 в сталеплавильном цехе № 6 (СПЦ-6) на металлургическом заводе «Электросталь» [1].

С целью исследования качества выплавляемых слитков был выбран сплав ЭИ435.

Электроды диам. 250 мм исследуемого сплава были подготовлены к вакуумному дуговому переплаву методом сплошной обточки поверхности на обдирочных станках. Диаметры и вес подготовленных электродов приведены в табл. 1.

Вакуумный дуговой переплав трех электродов (№ 2, 6, 7) производили на вакуумной дуговой печи № 8 с применением новой системы управления (опытная технология) (рис. 1). Переплав остальных электродов производили по серийной технологии (рис. 2) на вакуумной дуговой печи № 10 [2, 3].

При вакуумном дуговом переплаве с применением новой системы управления подсыпания «жидкой» ванны у края кристаллизатора не наблюдалось. Сокращение продолжительности ионизации составляло не более 1 с. Наблюдалось мгновенное подавление зарождающейся ионизации в результате сжатия столба дуги знакопеременным магнитным полем (ЗМП). На протяжении всего переплава на расходуемом электроде

сохранялся четкий «буртик» [4, 5]. Внешний вид оставшихся после ВДП огарков по обеим технологиям приведен на рис. 3.

В табл. 2 приведены параметры переплава и скорость наплавления слитков сплава ЭИ435. При пере-

Таблица 1

Диаметры и вес подготовленных электродов

Table 1. The diameters and weight of prepared electrodes

Номер электрода	Вес подготовленных электродов, кг	Диаметры подготовленных электродов, мм		Дефекты
		голова	хвост	
1	654	250	230	На конусе поперечная трещина
2	596	250	224	–
3	610	250	230	–
4	636	250	226	–
5	638	250	230	На конусе поперечная трещина
6	622	250	230	–
7	648	248	222	–



Рис. 1. Слиток ВДП сплава ЭИ435, переплавленный по опытной технологии

Fig. 1. VAR ingot of EI435 alloy remelted with the experienced technology

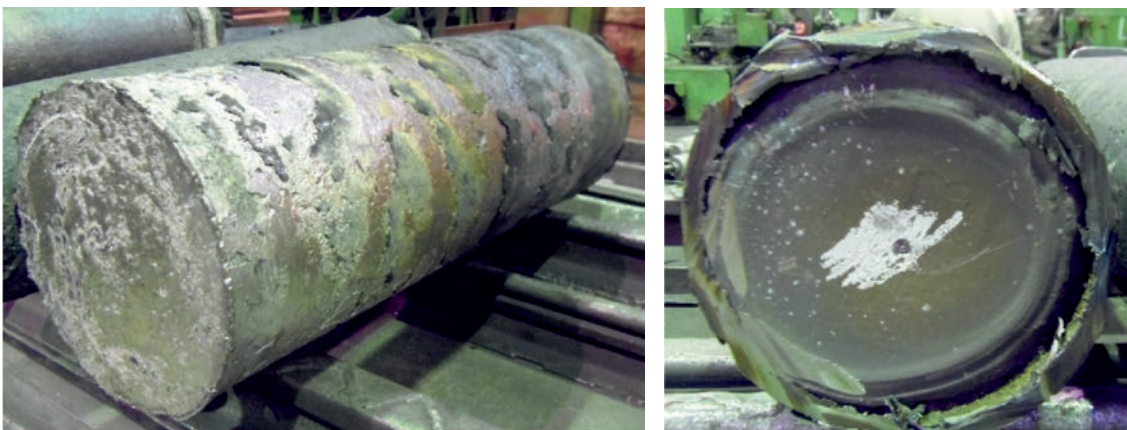


Рис. 2. Слиток ВДП сплава ЭИ435, переплавленный по серийной технологии

Fig. 2. VAR ingot of EI435 alloy remelted with serial technology



Рис. 3. Внешний вид оставшихся после ВДП огарков

Fig. 3. Exterior of the cinders after VAR

Таблица 2

Параметры переплава и скорость наплавления слитков сплава ЭИ435

Table 2. Parameters of remelting and meltrate of the ingots of EI435 alloy

Технология	Номер слитка	Номер электрода	Рабочий ток переплава, кА	Параметры ЗМП (ток соленоида, кА)	Скорость наплавления слитка, кг/мин
Серийная	1	1	3,8	0	1,71
	2	5			1,75
	3	3			1,80
	4	4			1,77
	Среднее значение				
Опытная	1	6	3,8	3,5	1,71
	2	2			1,70
	3	7			1,69
	Среднее значение				

плаве требовалось поддерживать желаемую скорость наплавления слитка равной 1,70 кг/мин. Из данных табл. 2 видно, что скорости наплавления слитков, переплавленных по серийной и опытной технологиям, находятся на одном уровне. Однако постоянство технологических параметров новой системы (напряжение, ток, расстояние и др.) позволяет поддерживать идентичность технологии ВДП, которая заложена в профиль плавки по току и напряжению, и снизить влияние человеческого фактора [6 – 8].

Выгруженные из кристаллизатора слитки охлаждались на воздухе.

После обработки поверхности на слиткообдирочных станках вакуумные дуговые слитки диам. 320 мм сплава ЭИ435 поступали в кузнечно-прессовый цех № 2 (КПЦ-2) на горизонтальный пресс 6300 [9, 10]. При этом было отмечено, что на слитке № 2 плавки по серийной технологии произведена обреза с головной части на 125 мм (из-за неудаляемых дефектов поверхности слитка – шлаковые включения). Подготовку, нагрев и прессование слитков проводили по серийной технологии из контейнера диам. 310 мм на заготовку диам. 95 мм для прокатного цеха № 3. Замечаний при прессовании слитков не было. Полученные заготовки

без обработки поверхности были сданы в прокатный цех № 3. Передел заготовок на стане 350/250 осуществлялся по действующей технологии [11, 12]. Замечаний по исполнению технологии не было. Механические свойства, определяемые при комнатной температуре, соответствовали нормам ТУ и имели достаточный запас по всем характеристикам. Контрольно-сдаточные испытания плавки опытной технологии в диам. 28/26 мм и в диам. 27/25 мм проводили в соответствии с ТУ 14-1-3957. Свойства фактические. Макроструктура всех плавок удовлетворительная [13 – 15]. Сквозной расход металла от «черного» вакуумного дугового слитка до катаного сорта со стана 350/250 представлен в табл. 3. Видно, что сквозной расход металла на плавке, выполненной с применением опытной технологии, ниже серийной на 83 кг/т.

На рис. 4 представлена макроструктура расходного электрода сплава ЭИ435.

На рис. 5 представлена макроструктура продольного сечения слитка № 3 сплава ЭИ435, полученного с помощью опытной технологии на вакуумной дуговой печи № 8.

На рис. 6 представлена макроструктура головной части слитка № 2 сплава ЭИ435, полученного с помощью

Таблица 3

Сквозной расход металла слитка докатанного сорта

Table 3. The through consumption of metal of rolled stock ingot

Технология	Расходный коэффициент, кг/т						выходной
	СПЦ-6			КПЦ-2	прокатный цех № 3		
	на подготовку к переплаву	на переплав	на обработку	на прессование	на обдирку	на прокат заготовок	
Серийная	1308	1086	1180	1165	1040	1045	2122
Опытная		1103	1142	1149	1060	1016	2039

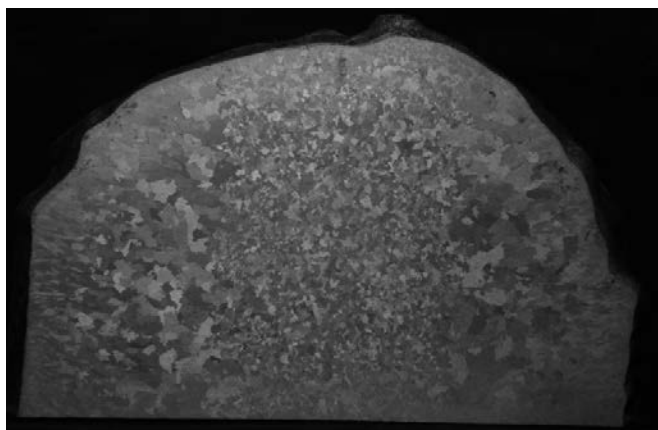


Рис. 4. Поперечное сечение переплавляемого расходоуемого электрода сплава ЭИ435 на вакуумной дуговой печи №8

Fig. 4. Cross section of the consumable electrode of EI435 alloy remelted at the vacuum arc furnace no. 8

опытной технологии на вакуумной дуговой печи № 8.

Выводы. Сквозной расход металла от «черного» вакуумного дугового слитка до катаного сорта со стана 350/250 для слитка, выплавленного на вакуумной дуговой печи № 8 ниже, чем при переплаве на вакуумной дуговой печи № 10 на 83 кг/т.

Применение при вакуумном дуговом переплаве новой системы управления способствует подавлению зарождающейся ионизации во время переплава, поддержанию постоянной скорости переплава и стабилизации процесса.

Макроструктура всех слитков сплава ЭИ435, переплавленных на вакуумной дуговой печи № 8 с новой системой управления однородна и удовлетворяет предъявляемым требованиям.

Механические свойства плавок, проведенных на вакуумной дуговой печи № 8, имеют достаточный запас по всем характеристикам.

Установка новой системы управления на остальных вакуумных дуговых печах сталеплавильных цехов металлургического завода «Электросталь» экономически целесообразна, это позволит вывести предприятие на более высокий технологический уровень.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Парсункин Б.Н., Андреев С.М., Логунова О.С. / Под ред. Б.Н. Парсункина. Автоматизация и оптимизация управления выплавкой стали в электродуговых печах. – Магнитогорск: изд-во МГТУ, 2012. – 304 с.
2. Kazak O.V., Semko A.N. Electrovortex motion of a melt in dc furnaces with a bottom electrode // Journal of Engineering Physics and Thermophysics. 2011. January. Vol. 84. Issue 1. P. 223 – 231.
3. Dednev A.A., Kisselman M.A., Nekhamin S.M. etc. Modernization of the control system and the electrical equipment of DSV vacuum arc furnaces // Russian Metallurgy (Metally). 2010. June. Vol. 2010. Issue 6. P. 517 – 521.
4. Колесниченко Е.А., Жульев С.И., Пегишева С.А., Руцкий Д.В. Исследование неоднородности литого металла вблизи вторичной усадочной раковины слитка с прямой конусностью //

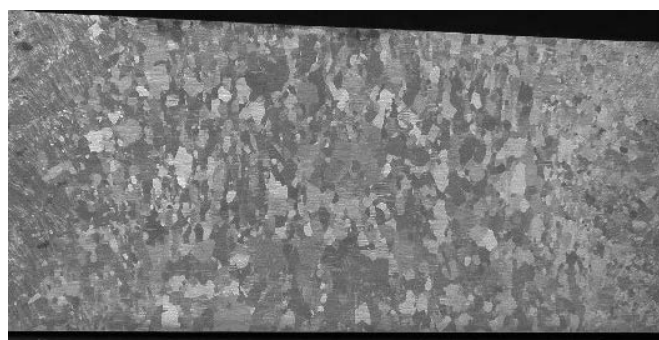


Рис. 5. Продольное сечение полученного слитка № 3

Fig. 5. Longitudinal section of the resulting ingot no. 3



Рис. 6. Макроструктура головной части слитка № 2

Fig. 6. Microstructure of the head of ingot no. 2

- Известия ВолгГТУ. 2009. Т. 10. № 2. С. 144 – 145.
5. Гаманюк С.Б., Яшук С.В., Руцкий Д.В. Особенности внутреннего строения и распределения примесей в слитке стали 38ЧНЗМФА // Известия ВолгГТУ. 2008. Т. 10. № 2. С. 154 – 156.
6. Потапов В.И., Суров А.Н., Игизьянова Н.А., Рябинин Т.В. Генерация тепловой энергии в шлаковой ванне при электрошлаковом переплаве: математическое моделирование // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия «Металлургия». 2008. № 24 (124). С. 28 – 31.
7. Чуманов И.В., Пятагин Д.А. Влияние рода тока и скорости вращения электрода при ЭШП на химический состав стали // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия «Металлургия». 2010. № 34 (210). С. 13 – 15.
8. Пятагин Д.А., Порсев М.А., Суров А.Н., Чуманов И.В. Параметрическая идентификация математической модели ЭШП // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия «Металлургия». 2009. № 36 (169). С. 28 – 30.
9. Колодкин В.М., Княжин В.С., Колодкин М.В., Сенопальников В.М. Проектирование технологии производства кузнечно-го слитка // Вестник Удмурдского университета. 2008. № 4 – 1. С. 120 – 128.
10. Зюбан Н.А., Руцкий Д.В., Коновалов С.С., Фирсенко В.В. Влияние геометрии донной части на условия образования шнуров внеосевой ликвации в крупных кузнечных слитках // Известия ВолгГТУ. 2013. Т. 7. № 6 (109). С. 127 – 131.
11. Тутынин А.В., Дворников Л.Т. Фазы движения роликового квантователя прокатного стана и его кинематика // Вестник КузГТУ. 2015. № 1 (107). С. 67 – 69.
12. Антошечков Ю.М., Таупек И.М., Горбачев Д.С. Возможность получения качественных поковок из высоколегированных сталей и сплавов на радиально-обжимных машинах // Современные наукоемкие технологии. 2012. № 7. С. 40 – 42.
13. Беляев И.В., Зорина Е.В., Стукалов В.Ф. Влияние высокотемпературной обработки расплава на газонасыщенность и макроструктуру отливок из сплава ЮНДКТ5БА // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). 2007. Т. 12. Вып. 3. С. 255 – 261.
14. Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Печерина О.А. Изменение макроструктуры и физико-механических свойств технически чистого никеля в процессе отжига в диапазоне 20 °С – 600 °С

// Научные ведомости Белгородского государственного университета. Серия «Математика. Физика». 2012. Т. 27. № 11. С. 145 – 148.

15. Радченко В.П., Морозов А.П. Влияние режимов упругопластического нагружения и испытаний на ползучесть на характе-

ристики поверхностного слоя образцов из алюминия АД-1 // Вестник Тамбовского университета. Серия «Естественные и технические науки». 2013. Т. 18. № 4 – 2. С. 1823 – 1824.

Поступила 17 марта 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 11, pp. 810–814.

ANALYSIS OF THE PRODUCT AFTER THE INTRODUCTION OF A NEW AUTOMATED CONTROL SYSTEM OF VACUUM ARC REMELTING

A.I. Il'inskiy, Head of the Laboratory of Remelting Processes (aleksey@ilyinskiy.ru)

P.A. Livatkin, Master of Shop Repairing, Postgraduate of V.A. Trapeznikov Institute of Control Sciences (PAL2010@yandex.ru)

K.A. Polozhentsev, Leading Master of Shop Repairing, Postgraduate of STI MISiS (kirill.polozhentsev@gmail.com)

JSC “Metallurgical Plant “Electrostal” (1, Zheleznodorozhnaya str., Elektrostal, Moscow Region, 144002, Russia)

Abstract. The management system of vacuum arc furnace no. 8 at JSC “Metallurgical Plant “Electrostal” was modernized. To determine the quality of the ingot during vacuum arc remelting the central research laboratory of JSC “Metallurgical Plant “Electrostal” made a comparative analysis of ingots produced at the vacuum arc furnaces no. 10 and no. 8. The experiments were performed using the EI435 alloy. It was found that the quality of ingots produced in the furnace no. 8 is higher than the quality of ingots from the furnace no. 10. Next further processing of vacuum arc remelting ingots was produced on the press 6300 in the forging shop no. 2, and then at rolling mill 250/350 in the rolling shop no. 3. Derived products from ingots, melted in the furnace no. 8, save up to 83 kilograms of each ton of metal.

Keywords: vacuum arc furnace, control of vacuum arc remelting, EI435 alloy, serial remelting technology, experienced technology of remelting, ionization, remelting rate, ingots macrostructure, specifications TU14-1-1671.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-810-814

REFERENCES

1. Parsunkin B.N., Andreev S.M., Logunova O.S. *Avtomatizatsiya i optimizatsiya upravleniya vyplavkoi stali v elektrodugovykh pechakh: monografiya* [Automation and optimization of steel production management in electric arc furnaces: Monograph]. Parsunkin B. N. ed. Magnitogorsk: izd-vo Magnitogorsk. gos. tekhn. un-ta, 2012, 304 p. (In Russ.).
2. Kazak O.V., Semko A.N. Electrovortex motion of a melt in dc furnaces with a bottom electrode. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2011, vol. 84, no. 1, pp. 223–231.
3. Dednev A.A., Kisselman M.A., Nekhamin S.M., Kalinin V.I., Koshelev Yu.N. Modernization of the control system and the electrical equipment of DSV vacuum arc furnaces. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2010, vol. 2010, no. 6, pp. 517–521.
4. Kolesnichenko E.A., Zhul'ev S.I., Pegisheva S.A., Rutsikii D.V. The study of heterogeneity of cast metal near the secondary shrinkage cavity of the bar with a straight. *Izvestiya Volgogradskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta*, 2009, vol. 10, no. 2, pp. 144–145. (In Russ.).
5. Gamanyuk S.B., Yashchuk S.V., Rutsikii D.V. Features of the internal structure and the distribution of impurities in the ingot of 38ChN3MFA steel. *Izvestiya Volgogradskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta*, 2008, vol. 10, no. 2, pp. 154–156. (In Russ.).
6. Potapov V.I., Surov A.N., Igiz'yanova N.A., Ryabinin T.V. Generation of thermal energy in the slag bath at electroslag remelting: mathematical modeling. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*, 2008, no. 24 (124), pp. 28–31. (In Russ.).
7. Chumanov I.V., Pyatygin D.A. Effect of the current type and the rotational speed of the ESR electrode in the chemical composition of steel. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*, 2010, no. 34 (210), pp. 13–15. (In Russ.).
8. Pyatygin D.A., Porsev M.A., Surov A.N., Chumanov I.V. The parametric identification of the ESR mathematical model. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*, 2009, no. 36 (169), pp. 28–30. (In Russ.).
9. Kolodkin V.M., Knyazhin V.S., Kolodkin M.V., Senopal'nikov V.M. Technological design in production of forging ingots. *Vestnik Udmurtskogo Universiteta*, 2008, no. 4–1, pp. 120–128. (In Russ.).
10. Zyuban N.A., Rutsikii D.V., Konovalov S.S., Firsenko V.V. Influence of geometry at the bottom part on the formation conditions of the off-axis segregation cords in large forging ingots. *Izvestiya Volgogradskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta*, 2013, vol. 7, no. 6 (109), pp. 127–131. (In Russ.).
11. Tutynin A.V., Dvornikov L.T. Phases of roller quantizer movement of rollin mill and its kinematics. *Vestnik Kuzbasskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta*, 2015, no. 1 (107), pp. 67–69. (In Russ.).
12. Antoshchenkov Yu.M., Taupek I.M., Gorbachev D.S. The possibility of obtaining high-quality forges of high-alloyed steel and alloys at radial crimping machines. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii*, 2012, no. 7, pp. 40–42. (In Russ.).
13. Belyaev I.V., Zorina E.V., Stukalov V.F. Effect of high temperature treatment of the melt on the gas saturation and macrostructure of castings of YuNDKT5BA alloy. *Gornyi informatsionno-analiticheskii byulleten' (nauchno-tekhnicheskii zhurnal)*, 2007, vol. 12, no. 3, pp. 255–261. (In Russ.).
14. Kamyshanchenko N.V., Gal'tsev A.V., Pecherina O.A. Changes of macrostructure and physico-mechanical properties of technically pure nickel during annealing at the range from 20 °C to 600 °C. *Nauchnye vedomosti Belgorodskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Matematika. Fizika*, 2012, vol. 27, no. 11, pp. 145–148. (In Russ.).
15. Radchenko V.P., Morozov A.P. Effect of elastic-plastic loading and creep tests on the characteristics of the surface layer of samples of AD-1 aluminum. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki*, 2013, vol. 18, no. 4-2, pp. 1823–1824. (In Russ.).

Received March 17, 2015

УДК 669.02/09

РАСЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ СОСТАВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ ПЛАВКЕ В ВАКУУМНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ ПЕЧИ*

Зубарев К.А., аспирант кафедры металлургии стали и ферросплавов (st-kirill@mail.ru)

Котельников Г.И., к.т.н., доцент кафедры металлургии стали
и ферросплавов (gikotelnikov@yandex.ru)

Лопатенко А.Д., аспирант кафедры металлургии стали
и ферросплавов (salat1313@yandex.ru)

Семин А.Е., д.т.н., профессор, зам. зав. кафедрой металлургии стали
и ферросплавов (asemin2007@yandex.ru)

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

Аннотация. Проблемой выплавки сплавов на основе железа в вакуумной индукционной печи (ВИП) является обеспечение рафинирования металла, одновременно сохранение легирующих элементов и получение заданного состава. Решить эту задачу невозможно без адекватного количественного описания процессов рафинирования сплавов в глубоком вакууме. Целью данной работы являлось создание адекватной модели испарения компонентов сплава на основе железа при плавке в ВИП. В качестве лимитирующей стадии процесса испарения принят акт перехода компонента в газовую фазу. Величину потока каждого компонента сплава в газовую фазу в этих условиях рассчитывали по уравнению Лангмюра. Разработанная модель дает адекватные результаты прогноза по испарению компонентов высоколегированных сплавов на основе железа при их выплавке в вакуумной индукционной печи в глубоком вакууме. Созданный алгоритм позволяет рассчитывать изменение состава сплава и массы на основе железа в ходе его рафинирования в вакуумной индукционной печи выбранной вместимости при заданном остаточном давлении и температуре.

Ключевые слова: модель, испарение, уравнение Лангмюра, сплавы на основе железа, вакуумная индукционная печь.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-815-818

Вакуумная плавка способствует рафинированию металла от примесей [1]. Однако ценные легирующие элементы могут при этом испаряться, что затрудняет получение стабильного химического состава сплава. Поэтому задачей работы является создание модели поведения всех компонентов легированных сплавов при рафинировании в вакууме. Это облегчит выбор шихтовых материалов, обеспечит эффективное удаление примесей из металла и создание ресурсосберегающей технологии производства.

В глубоком вакууме массоперенос компонентов в газовой фазе, как правило, не определяет процесс испарения. При выплавке сплавов в вакуумной индукционной печи (ВИП) происходит интенсивное перемешивание металла. Поэтому, в первом приближении, не будем учитывать затруднения в доставке компонентов на границу раздела металл–газ. Тогда в качестве лимитирующей стадии, определяющей поведение компонентов

металла, можно принять акт перехода компонента в газовую фазу (испарение компонента).

Плотность потока элементов в газовую фазу при плавке в глубоком вакууме, $\text{кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$ рассчитывается по уравнению Лангмюра [2]

$$w_i = \alpha_i (p_i - p_{\text{ост}}) \sqrt{\frac{M_i}{2\pi RT}}, \quad (1)$$

где p_i – равновесное давление пара данного компонента над расплавом заданного состава, Па; $p_{\text{ост}}$ – остаточное давление в вакуумной индукционной печи, Па; M_i – относительная атомная (или молекулярная в случае удаления H_2 , N_2 , O_2 и др.) масса компонента i ; R – универсальная газовая постоянная, $R = 8314 \text{ Дж}/(\text{К} \cdot \text{кг} \cdot \text{моль})$; T – температура сплава, К; α_i – коэффициент Лангмюра.

Значение коэффициента α_i для реальных сплавов подбирается в результате пробного счета по модели и сравнения результатов расчета с экспериментальными данными [3, 4], т. е. в данном случае α является параметром адаптации модели.

Величину p_i определяли по закону Рауля [5]

$$p_i = p_i^0 x_i \gamma_i, \quad (2)$$

* Работа выполнена в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 – 2020 годы». Проект № 14.578.21.0023 «Разработка и внедрение ресурсосберегающих технологий производства сложнолегированных марок сталей и сплавов с заданными свойствами для деталей и узлов авиакосмической техники».

где p_i^0 – давление насыщенного пара над жидким чистым компонентом i ; x_i – мольная доля компонента i в сплаве; γ_i – коэффициент активности компонента.

Коэффициент активности γ_i рассчитывали по формуле [6]

$$\gamma_i = \gamma_i^\infty \frac{A_{\text{осн}} f_i}{A_{\text{спл}}}, \quad (3)$$

где γ_i^∞ – коэффициент активности элемента i в бесконечно разбавленном растворе в железе при температуре 1873 К [7–9]; f_i – коэффициент активности, описывающий отклонение реального раствора от модели бесконечно разбавленного раствора при условии использования массовых долей; $A_{\text{спл}}$ и $A_{\text{осн}}$ – масса моля сплава и его основы соответственно.

Для расчета f_i использовали параметры взаимодействия из работы [7]:

$$\lg f_{i,\tau+\Delta\tau} = \sum e_i^j [\% j]_{\tau+\Delta\tau}. \quad (4)$$

Экстраполяцию значений $\gamma_{i,\tau+\Delta\tau,T}$ с 1873 К на температуру расплава T проводили по теории квазирегулярных растворов [6]:

$$\ln \gamma_{i,\tau+\Delta\tau,T} = \frac{1873(7000-T)}{T(7000-1873)} \ln \gamma_{i,\tau+\Delta\tau,1873}. \quad (5)$$

Значение p_i^0 рассчитывали по уравнению [9]

$$\lg p_i^0 = A + \frac{B}{T} + C \lg T + DT, \quad (6)$$

где A , B , C , D – постоянные величины, принятые по справочным данным [10].

Недостающие значения p_i^0 рассчитывали самостоятельно по показателям теплоты испарения компонента и температуры его кипения [11].

Определив плотность потока w_i , найдем поток компонента $W_i = w_i F$, испаряющегося с поверхности металлической ванны площадью F .

Зададим некоторый достаточно малый шаг рафинирования расплава по времени Δt . Тогда изменение массы каждого компонента расплава на данном шаге будет равно

$$\Delta m_{i,\tau} = W_{i,\tau} \Delta t. \quad (7)$$

В момент времени $\tau + \Delta t$ масса компонента i будет равна

$$m_{i,\tau+\Delta\tau} = m_{i,\tau} - \Delta m_{i,\tau}. \quad (8)$$

Общая масса расплава через период Δt в момент времени $\tau + \Delta t$:

$$m_{\Sigma,\tau+\Delta\tau} = m_{\Sigma,\tau} - \sum \Delta m_{i,\tau}. \quad (9)$$

Концентрация i -го элемента в металле в момент времени $\tau + \Delta t$:

$$[\% i]_{\tau+\Delta\tau} = \frac{m_{i,\tau+\Delta\tau}}{m_{\Sigma,\tau+\Delta\tau}} 100 \%. \quad (10)$$

Изложенный алгоритм позволяет найти состав и массу сплава к моменту окончания элементарного периода рафинирования Δt . После окончания «первого» периода Δt можно приступить к формированию исходных данных, необходимых для расчета плотности потока испаряющихся компонентов $w_{i,\tau+\Delta\tau}$ в следующем интервале времени Δt и т. д. Рассчитанные состав и масса сплава могут быть сохранены в базе расчетных данных для последующей распечатки и построения графиков и анализа.

Для проверки адекватности модели использованы экспериментальные данные работы [3], в которой изучено удаление меди из железа в вакуумной индукционной печи. Исследование испарения меди проводили при давлении аргона 0,13 Па и температурах 1550, 1600, 1650 °С методом последовательного отбора проб, масса шихты составляла 500 г, начальное содержание меди в железе – 0,2 %, отношение $F/V = 0,238 \text{ см}^{-1}$, где V – объем металла.

Результаты расчетов и экспериментов представлены на рис. 1, из которого видно, что разработанная модель хорошо описывает экспериментальные данные. Адаптационный параметр α для всех экспериментов равен единице.

Вторая система, на которой была оценена адекватность данной модели, железо–олово [3]. Эксперимент проводили в вакуумной индукционной печи при давлении 0,13 Па и температуре 1550 °С, начальная масса металла составляла 500 г при отношении $F/V = 0,238 \text{ см}^{-1}$, начальная концентрация олова – 0,07 %. Экспериментальные и расчетные данные в виде зависимости кон-

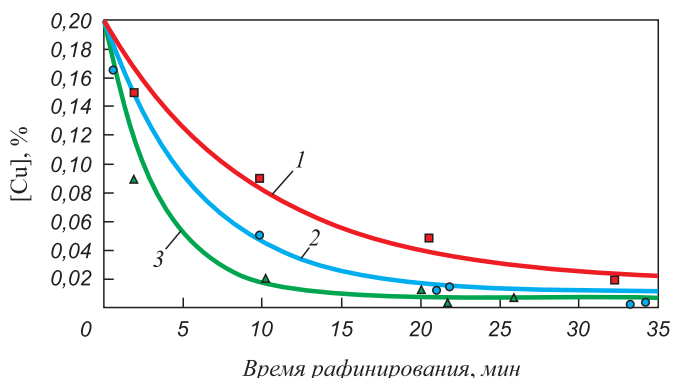


Рис. 1. Испарение меди из железа в ВИП при давлении аргона 0,13 Па. Линии – расчет по представленной методике. Точки – экспериментальные данные [1]: 1 – 1550 °С, 2 – 1600 °С, 3 – 1650 °С

Fig. 1. Copper vacuum evaporation from iron under argon pressure 0.13 Pa. Lines – proposed model. Dots – experimental data [1]: 1 – 1550 °С, 2 – 1600 °С, 3 – 1650 °С

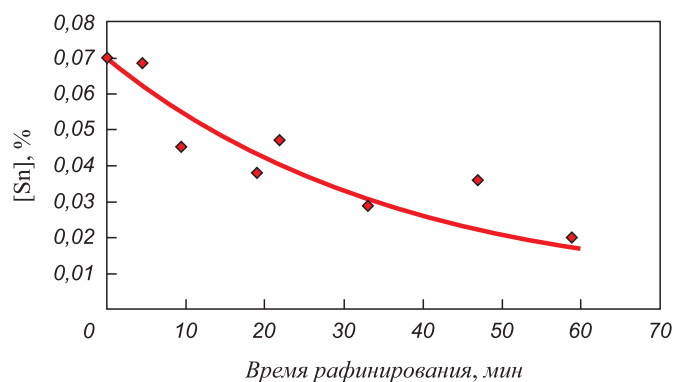


Рис. 2. Испарение олова из жидкого железа в ВИП при давлении аргона 0,13 Па и температуре 1550 °С. Линия – расчетные данные по предложенной методике. Точки – экспериментальные данные [1]

Fig. 2. Tin vacuum evaporation from iron under argon pressure 0.13 Pa and temperature 1550 °C. Lines – proposed model. Dots – experimental data [1]

концентрации олова от времени рафинирования представлены на рис. 2. Адаптационный коэффициент α для системы Fe–Sn принят равным единице.

Из рис. 2 видно, что модель хорошо описывает экспериментальные данные по испарению олова из жидкого железа в глубоком вакууме.

Адекватность испарения легирующих элементов была проверена на примере сплава Fe – 18 % Cr – 9 % Ni [3]. Эксперимент проводили в вакуумной индукционной печи при давлении 0,13 Па и температуре 1650 °С, начальная масса сплава составляла 500 г при отношении $F/V = 0,238 \text{ см}^{-1}$, начальная концентрация хрома – 18,3 %. Экспериментальные и расчетные данные в виде зависимости концентрации хрома от времени рафинирования представлены на рис. 3. Адаптационный коэффициент α для хрома принят равным 0,85.

Из рис. 3 видно, что модель вполне удовлетворительно описывает экспериментальные данные по испарению хрома из сплава Fe – 18 % Cr – 9 % Ni в глубоком вакууме.

Таким образом, созданный алгоритм позволяет рассчитывать изменение состава и соответственно массы сплавов на основе железа при рафинировании их в вакуумной индукционной печи при заданном остаточном давлении и температуре. Результаты расчетов могут быть использованы для совершенствования действующей технологии и разработки инновационных технологий выплавки сплавов на основе железа.

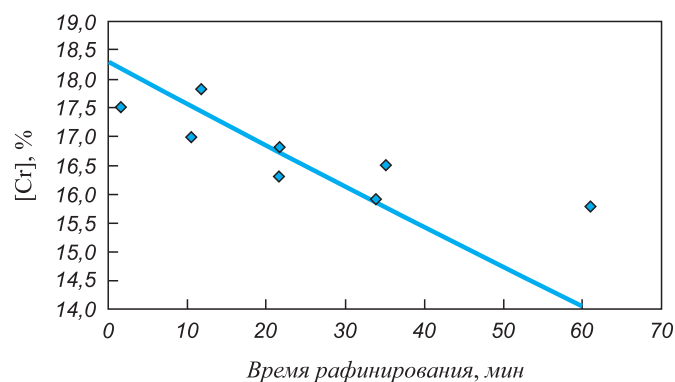


Рис. 3. Испарение хрома из сплава Fe – 18 % Cr – 9 % Ni в ВИП при давлении аргона 0,13 Па и температуре 1650 °С. Линия – расчетные данные по разработанной методике. Точки – экспериментальные данные [1]

Fig. 3. Chrome vacuum evaporation from Fe – 18 % Cr – 9 % Ni alloy under argon pressure 0.13 Pa and temperature 1650 °C. Lines – proposed model. Dots – experimental data [1]

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). – М.: МИСиС, 2001. – 632 с.
2. Григорян В.А., Стомахин А.Я., Уточкин Ю.И. и др. Физико-химические расчеты электросталеплавиных процессов. – 2-е изд. – М.: МИСиС, 2007. – 318 с.
3. Линчевский Б.В. Вакуумная индукционная плавка. – М.: Металлургия, 1975. – 240 с.
4. Производство стали и сплавов в вакуумных индукционных печах/ Г.Н. Огороков, А.Г. Шалимов, В.М. Антипов, Н.А. Тулин. – М.: Металлургия, 1972. – 192 с.
5. Кубашевский О., Олкок К.Б. Металлургическая термодинамика / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 392 с.
6. Григорян В.А., Беляничков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавиных процессов. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.
7. Балковой Ю.В. Алеев Р.А., Баканов В.К. Параметры взаимодействия первого порядка в расплавах на основе железа: Обзор информации. – М.: Ин-т «Черметинформация», 1987. – 42 с.
8. Steelmaking data sourcebook. The Japan society for the promotion of science. The 19th committee on steelmaking. Switzerland. Gordon and Breach Science Publishers. 1988. – 326 p.
9. Теория металлургических процессов / Д.И. Рыжонков, П.П. Арсентьев, В.В. Яковлев и др. – М.: Металлургия, 1989. – 392 с.
10. Морачевский А.Г., Сладков И.Б. Термодинамические расчеты в металлургии. – М.: Металлургия, 1993. – 304 с.
11. Рузинов Л.П., Гуляницкий Б.С. Равновесные превращения металлургических реакций. – М.: Металлургия, 1975. – 416 с.

Поступила 15 октября 2015 г.

CALCULATION OF CHANGES IN COMPOSITION OF IRON-BASED ALLOYS DURING THE MELTING IN A VACUUM INDUCTION FURNACE

K.A. Zubarev, *Postgraduate of the Chair “Metallurgy of steel and ferroalloys”* (st-kirill@mail.ru)

G.I. Kotel'nikov, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metallurgy of steel and ferroalloys”* (gikotelnikov@yandex.ru)

A.D. Lopatenko, *Postgraduate of the Chair “Metallurgy of steel and ferroalloys”* (salat1313@yandex.ru)

A.E. Semin, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Deputy Head of the Chair “Metallurgy of steel and ferroalloys”* (asemin2007@yandex.ru)

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)
(4, Leninskii ave., Moscow, 119049, Russia)

Abstract. The problem of melting the iron-based alloys in a vacuum induction furnace is to provide a metal refining while maintaining alloying elements and ensuring the specified composition. It is impossible to solve this problem without the appropriate quantitative description of deep vacuum refining processes. The objective of the research was to create an adequate model of iron-based alloy components evaporation in deep vacuum. The act of the component transition into the gas phase is taken as the limiting stage of the vacuum evaporation process. The flow of each alloy component was calculated with Langmuir's equation. The model developed by the authors gives the adequate results of prediction the iron-based high alloy components evaporation during smelting in a vacuum induction furnace with deep vacuum. The algorithm developed in this work makes possible to calculate the alteration of the alloy composition and the mass of iron during refining in a vacuum induction furnace with selected capacity, residual pressure and temperature.

Keywords: model, vacuum evaporation, Langmuir's equation, iron-based alloy, vacuum induction furnace.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-815-818

REFERENCES

1. Kablov E.N. *Litye lopatki gazoturbinnnykh dvigatelei (splavy, tekhnologiya, pokrytiya)* [Cast blades of gas turbine engines (alloys, technology, coatings)]. Moscow: MISiS, 2001, 632 p. (In Russ.).
2. Grigoryan V.A., Stomakhin A.Ya., Utochkin Yu.I. etc. *Fiziko-khimicheskie raschety elektrostaleplavil'nykh protsessov* [Physical and chemical calculations EAF process]. Moscow: MISiS, 2007, 318 p. (In Russ.).
3. Linchevskii B.V. *Vakuumnaya induktsionnaya plavka* [Vacuum induction melting]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 240 p. (In Russ.).
4. Okorokov G.N., Shalimov A.G., Antipov V.M., Tulin N.A. *Proizvodstvo stali i splavov v vakuumnykh induktsionnykh pechakh* [Production of steel and alloys in vacuum induction furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1972, 192 p. (In Russ.).
5. Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgical Thermochemistry*. Oxford, New York, Pergamon Press. 1967. (Russ.ed.: Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgicheskaya termokhimiya*. Moscow: Metallurgiya, 1982. 392 p.).
6. Grigoryan V.A., Belyanchikov L.N., Stomakhin A.Ya. *Teoreticheskie osnovy elektrostaleplavil'nykh protsessov* [Theoretical foundations of EAF process]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 272 p. (In Russ.).
7. Balkovoi Yu.V. Aleev R.A., Bakanov V.K. *Parametry vzaimodeistviya pervogo poryadka v rasplavakh na osnove zheleza: Obzor. inform.* [Options interaction of the first order in molten iron-based melts: Overview]. In-t “Chermetinformatsiya”. Moscow: 1987, 42 p. (In Russ.).
8. *Steelmaking data sourcebook. The Japan society for the promotion of science. The 19th committee on steelmaking*. Switzerland. Gordon and Breach Science Publishers. 1988. 326 pp.
9. Ryzhonkov D.I., Arsent'ev P.P., Yakovlev V.V. etc. *Teoriya metallurgicheskikh protsessov* [Theory of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 392 p. (In Russ.).
10. Morachevskii A.G., Sladkov I.B. *Termodinamicheskie raschety v metallurgii* [Thermodynamic calculations in metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1993, 304 p. (In Russ.).
11. Ruzinov L.P., Gulyanitskii B.S. *Ravnovesnye prevrashcheniya metallurgicheskikh reaktsii* [Equilibrium conversion of metallurgical reactions]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 416 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed under the Federal Program “Research and development on priority directions of scientific-technological complex of Russia for 2014 – 2020 years”. Project no. 14.578.21.0023 “Development and introduction of resource-saving production technologies of complexly alloyed steels and alloys with specified properties for parts and assemblies of aerospace engineering”.

Received October 15, 2015

УДК: 679.82:66.09-977:548.5

РАЗРАБОТКА КАМЕРЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ДЛИТЕЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ В ОБЛАСТИ СТАБИЛЬНОСТИ АЛМАЗА*

Полушин Н.И.¹, к.т.н., зав. научно-исследовательской лабораторией сверхтвердых материалов

Лаптев А.И.¹, д.т.н., ведущий научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории сверхтвердых материалов

Поздняков А.А.², научный сотрудник (pozdnjakov@yandex.ru)

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
(Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

²Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов
(142190, Россия, Московская обл., Троицк, ул. Центральная, 7а)

Аннотация. Разработана камера высокого давления с увеличенным на 50 % реакционным объемом, состоящая из оксидного контейнера ($ZrO_2 - Y_2O_3$) и запирающих прокладок, позволяющая на аппарате высокого давления типа «разрезная сфера 300» проводить эксперимент при давлениях до 7,0 ГПа и температурах до 1600 °С и выращивать монокристаллы алмаза до 2 карат, а так же получать наноструктурированные алмазные компакты и двухслойные алмазно-твердосплавные пластины. Экспериментально установлено, что для равномерного заполнения всей полости между твердосплавными пуансонами и равномерного их нагружения оптимальными являются контейнеры с пористостью 20 – 25 %.

Ключевые слова: синтез, давление, алмазный монокристалл, камера высокого давления, аппарат высокого давления, контейнер, запирающие прокладки.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-819-822

Получение сверхтвердых материалов с заданными физическими, химическими, механическими и размерными характеристиками определяется возможностями аппаратов высокого давления, применяемых при их изготовлении. В работе [1] представлен обзор аппаратов высокого давления (АВД), пригодных для синтеза алмазных материалов. Для синтеза алмазов широко применяются прессовые и безпрессовые АВД. К первым можно отнести АВД типа «наковальня с лункой», «белт» и многопуансонные АВД. Ко вторым – многопуансонные АВД. В прессовых АВД давление создается за счет передачи усилия от цилиндров высокого давления, а в безпрессовых – за счет передачи давления масла через изолирующие эластичные прокладки. В обоих случаях при создании давления применяется принцип мультипликации. Имеются данные по эффективности создания давления в АВД различных типов. Так, для прессовых АВД, пригодных для выращивания алмазных монокристаллов, эффективность АВД типа «белт» при давлении в реакционной зоне 5,5 ГПа составляет 38 %, а при давлении 7,7 ГПа – 28 % [2]. Аппараты высокого давления типа «наковальня с лункой–тороид» характеризуются

эффективностью около 25 % при 7,7 ГПа [3]. Такая низкая эффективность использования усилия прессов высокого давления связана с конструктивными особенностями строения твердофазной камеры высокого давления (КВД). При нагружении КВД, помимо нагружения контейнера высокого давления, происходит также нагружение прокладок между пуансонами, как правило, твердосплавными. Сжимаемые прокладки изготавливаются из материалов с низким напряжением сдвига – литографского камня (кальцита), пирофиллита и др. Прокладки обеспечивают герметизацию полости высокого давления и боковую поддержку пуансонов.

Для передачи давления от твердосплавных пуансонов к реакционной зоне КВД в аппаратах высокого давления используют контейнеры, которые должны обеспечить теплоизоляцию горячей зоны от твердосплавных пуансонов и электроизоляцию ее от токоподводящих пуансонов.

К материалам контейнеров предъявляются следующие требования:

- низкое сопротивление сдвигу, т. е. способность хорошо передавать давление с рабочей поверхности пуансонов к реакционной зоне;
- малая сжимаемость;
- низкая теплопроводность;
- низкая электропроводность;

* Публикация осуществлена при финансовой поддержке прикладных научных исследований Министерством образования и науки Российской Федерации в рамках Соглашения о предоставлении субсидии № 14.583.21.0005 от 22.08.2014 г. (RFMEFI58314X0005).

- отсутствие фазовых превращений в условиях длительных выдержек при высоких давлениях и температурах;
- высокая температура плавления ($> 1600\text{ }^{\circ}\text{C}$);
- химическая инертность по отношению к материалам реакционной зоны;
- высокая химическая чистота.

Общие требования, предъявляемые к материалам для прокладок:

- высокий коэффициент трения о твердосплавные пуансоны;
- хорошая деформируемость в процессе сжатия пуансонов для обеспечения уменьшения зазора между ними;
- высокий коэффициент внутреннего трения для предотвращения прорыва материала контейнера в зазор между пуансонами в процессе синтеза;
- термостойкость не ниже $200\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- отсутствие фазовых превращений в условиях длительных выдержек при высоких давлениях и температурах;
- хорошие электроизоляционные свойства;
- стойкость к действию охлаждающей жидкости (воды).

Представленным требованиям отвечают многослойные композиционные прокладки, в которых одна часть должна быть легко деформируемой, а вторая – трудно деформируемой. В начальный период нагружения установки до момента соприкосновения твердосплавных пуансонов с контейнером, а так же в процессе уплотнения контейнера прокладки должны легко деформироваться, а в дальнейшем деформироваться слабо и препятствовать вытеканию материала контейнера в зазоры между пуансонами.

Целью настоящей работы являлась разработка КВД с увеличенным реакционным объемом для беспрессового АВД типа «разрезная сфера 300» [4], состоящей из контейнера и запирающих прокладок, пригодных для длительных экспериментов (несколько суток) при высоких давлениях и температурах, например по выращиванию крупных (до 2 карат) монокристаллов алмаза. Для решения данной проблемы были разработаны кон-

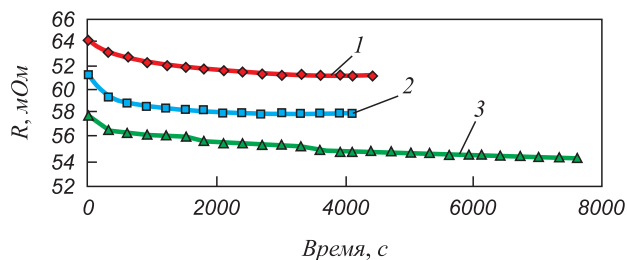


Рис. 1. Изобарические зависимости электросопротивления ячейки от времени при давлении масла в АВД, кгс/см²:
1 – 200; 2 – 300; 3 – 500

Fig. 1. Isobaric dependences of electrical resistivity of the cell on time when the oil pressure in the pressure vessel is at kgf/cm²:
1 – 200; 2 – 300; 3 – 500

тейнер повышенной плотности для увеличения коэффициента использования полезного объема реакционной зоны КВД и технология его изготовления, а также запирающие композиционные прокладки для надежной герметизации данного контейнера.

В качестве материала для изготовления контейнера применяли оксид циркония ZrO_2 , стабилизированный оксидом иттрия Y_2O_3 , который обладает низкой теплопроводностью и другими необходимыми для реализации поставленных целей свойствами [5].

Контейнеры изготавливали методами порошковой металлургии. Проводили следующие стадии обработки: размол и смешивание компонентов, формование, удаление пластификатора, спекание. Окончательные размеры контейнера получали алмазным шлифованием. Температуру спекания на воздухе варьировали в пределах $1350 - 1700\text{ }^{\circ}\text{C}$, пористость контейнеров после спекания составляла $45 - 3\%$.

В качестве материала для композиционных прокладок на установке «разрезная сфера 300» из всех рассмотренных вариантов выбрана композиция сталь 65Г – стеклотекстолит, которая в процессе эксплуатации по уровню деформаций соответствовала контейнеру повышенной плотности, обеспечивая его надежную работу длительное время. В процессе нагружения камеры зона вытекания материала контейнера между твердосплавными пуансонами не превышала 2 мм.

Было экспериментально исследовано влияние пористости контейнера на способность передавать давление в реакционную зону. О скорости процесса релаксации давления в КВД судили по зависимости электросопротивления реакционной ячейки от времени. Типичная зависимость электросопротивления ячейки от времени представлена на рис. 1. Градуировочный график зависимости давления в реакционной ячейке в КВД от давления масла в АВД «разрезная сфера 300» представлен на рис. 2.

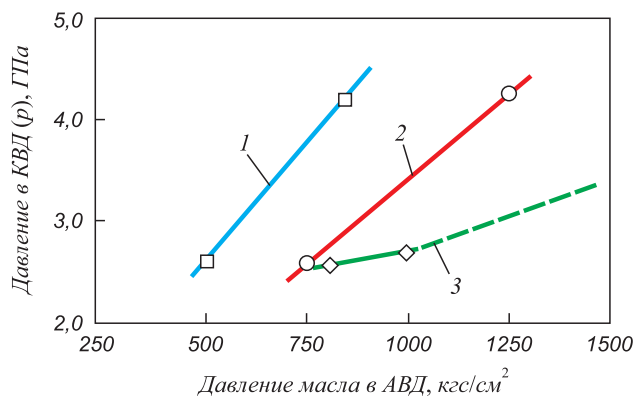


Рис. 2. Влияние пористости контейнера на способность передавать давление в реакционную зону, %:
1 – 1 – 5; 2 – 20 – 25; 3 – 35 – 40

Fig. 2. Effect of the container porosity on the ability to transmit pressure to the reaction zone at %:
1 – 1 – 5; 2 – 20 – 25; 3 – 35 – 40

При большой пористости контейнера (35 – 40 %) в эксперименте регистрировали только фазовые переходы $\text{ViI-II} - 2,55 \text{ ГПа}$ и $\text{ViII-III} - 2,69 \text{ ГПа}$ [6]. Предельное рабочее давление в гидравлической системе в этой серии экспериментов составляло 1600 кгс/см^2 , но при этом давления фазового перехода $4,2 \text{ ГПа}$ в PbSe в контейнере достигнуто не было. По-видимому, весь рабочий ход твердосплавных пуансонов был выбран на уплотнение контейнера и запирающих прокладок.

При пористости контейнера 20 – 25 % давление $4,2 \text{ ГПа}$ в реакционной зоне достигнуто при 1250 кгс/см^2 в гидросистеме. Контейнер хорошо передавал давление и образовывал равномерный запорный слой между пуансонами.

Контейнеры с минимальной пористостью 1 – 5 % очень хорошо передают давление ($4,2 \text{ ГПа}$ при 770 кгс/см^2 в гидросистеме). Однако эксплуатировать такие контейнеры нерационально, поскольку при нагружении часто происходят «выстрелы» (самопроизвольный выброс материала контейнера между пуансонами). По-видимому, надежного запирания камеры не происходит, так как материал контейнера не течет и не образует равномерный запорный слой между пуансонами. Прокладки загружаются неравномерно, что является дополнительной причиной «выстрелов». При использовании такого контейнера твердосплавные пуансоны преждевременно выходят из строя, поскольку на пуансонах возникают локальные напряжения из-за соприкосновения с контейнером только в отдельных местах, а так же из-за «выстрелов».

Наиболее перспективными из рассмотренных контейнеров являются контейнеры, изготовленные из ZrO_2 с пористостью 20 – 25 %, поскольку, несмотря на потерю в давлении, определенная пористость и деформируемость контейнера необходимы для равномерного заполнения всей полости между пуансонами, равномерного нагружения пуансонов и образования оптимального запорного слоя.

Подобранные материалы и технологии изготовления контейнеров и запорных прокладок были опробованы при синтезе монокристаллов алмаза и получении

образцов АТП на установке «разрезная сфера 300» и показали хорошие результаты. Были синтезированы желтые монокристаллы алмаза весом до 1,9 карата. Для получения менее окрашенных монокристаллов алмаза рекомендуется применять предварительную деазотацию элементов сборки и контейнер [7].

Выводы. При экспериментальном изучении способности керамических контейнеров создавать высокие давления были определены их пористость и деформируемость, необходимые для равномерного заполнения всей полости между пуансонами, равномерного нагружения пуансонов и образования оптимального запорного слоя. Установлено, что наиболее перспективными из рассмотренных являются контейнеры, изготовленные из ZrO_2 с пористостью 20 – 25 %.

Разработаны КВД с увеличенным на 50 % реакционным объемом, которые позволяют на АВД «разрезная сфера 300» синтезировать монокристаллы алмаза весом до 1,9 карата.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Прихна А.И. Аппараты высокого давления в производстве синтетических алмазов (обзор) // Сверхтвердые материалы. 2008. № 1. С. 3 – 22.
2. Bandy F.P. Designing tapered anvil apparatus for achieving higher pressures // Rev. Sci. Instrum. 1977. Vol. 48. No. 6. P. 591 – 596.
3. Новиков Н.В., Герасимович А.В., Левитас В.И. Проблема оптимизации твердофазной аппаратуры высокого давления. – В кн.: Современная техника и методы экспериментальной минералогии. – М.: Наука, 1985. С. 199 – 203.
4. Ран Э. Н., Малиновский И. Ю. Кубический двухступенчатый аппарат с гидростатическим приводом // Экспериментальные исследования по минералогии. – Новосибирск, 1975. С. 149 – 154.
5. Пат. 2491986 РФ. Устройство высокого давления и высоких температур /Н.И. Полушин, А.И. Лаптев, А.А. Поздняков; заявл. 29.06.2012; опублик. 10.09.2013.
6. Тонков Е.Ю. Фазовые превращения соединений при высоком давлении: Справочник. В 2-х книгах. – М.: Металлургия, 1988.
7. Polushin N.I., Yakovlev V.V., Elyutin A.V. Removal of Nitrogen from Iron Used to Grow Single Diamond Crystals // Steel in Translation. 2012. Vol. 42. No. 7. P. 577 – 580.

Поступила 16 июля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 11, pp. 819–822.

DEVELOPMENT OF HIGH-PRESSURE CHAMBER FOR LONG-TERM EXPERIMENT AT HIGH PRESSURES AND TEMPERATURES IN THE AREA OF DIAMOND STABILITY

N.I. Polushin¹, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory “Superhard Materials”

A.I. Laptev¹, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory “Superhard Materials”

A.A. Pozdnyakov², Research Associate
(pozdnjakov@yandex.ru)

¹ National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS) (4, Leninskii ave., Moscow, 119049, Russia)

² Technological Institute for Superhard and Novel Carbon Materials (TISNCM) (7a, Tsentralnaya str., Troitsk, Moscow Region, 142190, Russia)

Abstract. Developed high-pressure chamber with a 50 % increase in reaction volume consisting of an oxide container ($\text{ZrO}_2 - \text{Y}_2\text{O}_3$) and locking pads allow to carry out an experiment for high-pressure type “split-sphere-300” at pressures up to 7.0 GPa and temperatures up to 1600 °C and to grow diamond single crystals up to 2 carats, as well as to receive nanostructured diamond compacts and double-layer diamond carbide

inserts (DCI). It was established experimentally that for uniform filling of all the cavities between the carbide punches and even their optimal loading a container with a porosity of 20 – 25 %.

Keywords: synthesis, pressure, diamond single crystal, high-pressure chamber, pressure vessel, container, locking liner.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-819-822

REFERENCES

1. Prikhna A.I. Units of high pressure in the production of synthetic diamonds (review). *Sverkhtverdye materialy*. 2008, no. 1, pp. 3–22. (In Russ.).
2. Bandy F.P. Designing tapered anvil apparatus for achieving higher pressures. *Rev. Sci. Instrum.* 1977, no. 6. vol. 48, pp. 591–596.
3. Novikov N.V., Gerasimovich A.V., Levitas V.I. The problem of optimization of solid-phase high-pressure equipment. In: *Sovremennaya tekhnika i metody eksperimental'noi mineralogii* [Modern technology and methods of experimental mineralogy]. Moscow: Nauka, 1985, pp. 199–203. (In Russ.).
4. Ran E.N., Malinovskii I.Yu. Cubic two-step unit with hydrostatic drive. In: *Eksperimental'nye issledovaniya po mineralogii* [Experi-

mental studies on mineralogy]. Novosibirsk, 1975, pp. 149–154. (In Russ.).

5. Polushin N.I., Laptev A.I., Pozdnyakov A.A. *Ustroistvo vysokogo davleniya i vysokikh temperature* [Device of high pressure and high temperatures]. Patent RF no. 2491986, *Byulleten' izobretenii*, no. 25, 2013. (In Russ.).
6. Tonkov E.Yu. *Fazovye prevrashcheniya soedinenii pri vysokom davlenii. Spravochnik v 2-kh knigakh* [Phase transformations of compounds at high pressure. Ref. in 2 books]. Moscow: Metallurgiya, 1988. (In Russ.).
7. Polushin N.I., Yakovlev V.V., Elyutin A.V., Laptev A.I., Pozdnyakov A.A. Removal of nitrogen from iron used to grow single diamond crystals. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 7, pp. 577–580.

Acknowledgements. The article was financially supported as an applied research by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation under the grant agreement no. 14.583.21.0005 at 08.22.2014, (RFMEFI58314X0005).

Received July 16, 2015

ГЕТЕРОГЕННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ МАШИН ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ*

*Афонин А.Н., д.т.н., профессор кафедры технологии и оборудования
в металлургии и машиностроении (af@au.ru)*

*Ларин А.И., старший преподаватель кафедры технологии и оборудования
в металлургии и машиностроении*

*Макаров А.В., к.т.н., доцент, зав. кафедрой технологии и оборудования
в металлургии и машиностроении*

**Старооскольский технологический институт, филиал ННТУ «МИСиС»
(309516, Россия, Белгородская обл., Старый Оскол, мкр. Макаренко, 42)**

Аннотация. Установлено, что повысить эксплуатационные характеристики деталей горно-металлургических машин можно путем формирования гетерогенно-упрочненного поверхностного слоя. Рассмотрены методы формирования гетерогенной структуры поверхностным пластическим деформированием (ППД). Указана важность выявления характера влияния параметров гетерогенно упрочненного слоя на эксплуатационные характеристики деталей машин. Проведено моделирование процесса гетерогенного упрочнения ППД методом конечных элементов. Даны рекомендации по применению гетерогенного упрочнения ППД для упрочнения тяжело нагруженных деталей. Установлено, что применение различных способов ППД позволяет в широких пределах варьировать степень, глубину и равномерность упрочнения деталей машин. При этом срок службы ответственных тяжело нагруженных деталей, работающих в условиях усталостного нагружения, за счет гетерогенного упрочнения их поверхностного слоя может быть увеличен в 1,5 раза и более.

Ключевые слова: гетерогенное упрочнение, поверхностное пластическое деформирование, усталостная прочность, моделирование, метод конечных элементов, горно-металлургические машины, качество.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-823-827

Горно-металлургические машины работают в весьма тяжелых условиях и имеют большое количество деталей, подвергающихся усталостному нагружению. Примерами подобных деталей являются детали редукторов и передач, резьбовые соединения, валки и др. Установлено [1 – 3], что значительное повышение эксплуатационных свойств деталей машин может быть достигнуто путем формирования на их рабочих поверхностях чередующихся участков высокой и низкой твердости – гетерогенной структуры. Чередование в гетерогенном слое упрочненных твердых участков с менее упрочненными вязкими способствует торможению развития микротрещин и повышению усталостной прочности материала [1]. При абразивном изнашивании поверхности твердые включения в пластичной основе затрудняют контакт абразивных частиц с материалом основы, что позволяет многократно увеличить износостойкость по сравнению с равномерно упрочненным поверхностным слоем [3].

Известен успешный опыт формирования гетерогенных структур методами химико-термической обработки, комбинированной с другими методами физи-

ко-химического воздействия [1], а также нанесением покрытий [3]. В то же время, одним из наиболее эффективных способов повышения эксплуатационных характеристик деталей машин является упрочнение их с помощью поверхностного пластического деформирования (ППД) [4 – 6]. Широкие технологические возможности ППД позволяют с его помощью получать гетерогенно упрочненные структуры. При этом для получения гетерогенно упрочненных структур могут быть использованы различные методы ППД.

Гетерогенно упрочненная структура может быть получена применением динамических (ударных) методов ППД, в частности статико-импульсной обработки (СИО) [7]. Статико-импульсная обработка осуществляется в условиях сочетания периодического динамического и постоянного статического воздействия деформирующего инструмента на обрабатываемую поверхность. Динамическое (ударное) воздействие позволяет создавать большие напряжения в пятне контакта инструмента и заготовки при сравнительно небольшой затраченной мощности, а статический поджим способствует более эффективной передаче ударного импульса в обрабатываемую поверхность. Для генерации ударных импульсов при СИО может использоваться

* Исследования проводятся в рамках государственного задания 723.

гидравлический генератор ударных импульсов [7], отличающийся высоким КПД. Нагружение инструмента с помощью ударной системы, состоящей из бойка и волновода, позволяет формировать импульсы заданной формы, что обеспечивает оптимальные условия для протекания процесса пластической деформации. Глубина упрочнения при СИО может достигать 10 мм и более при степени упрочнения до 100 % и более [7, 8].

Сравнение результатов исследования сопротивления контактному усталостному износу поверхности образцов, представляющих собой цилиндрические ролики диаметром 40 мм с витками кольцевой резьбы, изготовленные из стали 40Х и подвергнутых СИО, с аналогичными исследованиями износа образцов, полученных накатыванием со статическим нагружением инструмента и шлифованных, показало, что износостойкость образцов, полученных СИО, в 1,7 раза выше, чем накатанных, и в 3,1 раза выше, чем шлифованных (рис. 1).

Сравнительная объемная усталостная прочность цилиндрических образцов из стали 40Х, диаметром 17 мм и длиной 225 мм, на которых имелась шейка диаметром 11 мм с двумя кольцевыми канавками треугольного профиля углом 90° и шагом 2 мм, полученными различными методами, приведена на рис. 2. Из диаграммы видно, что СИО обеспечивает выносливость в 1,2 раза больше, чем накатывание с радиальной подачей и в 2,8 раза больше, чем нарезание резцом.

При упрочнении СИО и другими динамическими способами ППД, упрочненный слой формируется в результате нанесения множества пластических отпечатков с заданным перекрытием. Поэтому степень, глубина и равномерность наклепа поверхностного слоя будет зависеть от размеров пластических вмятин и от степени (коэффициента) их перекрытия [2, 7, 9]

$$K = 1 - \frac{s}{\delta f 60},$$

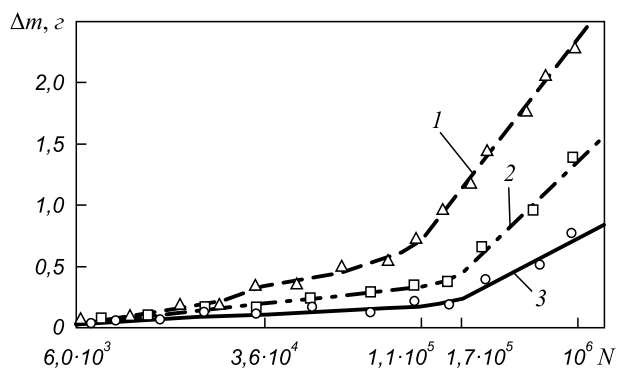


Рис. 1. Зависимость изменения массы образцов от количества циклов нагружения при контактном износе: 1 – шлифование; 2 – накатывание; 3 – СИО

Fig. 1. Dependence of changes of samples weight from the number of loading cycles in contact wear:

1 – grinding; 2 – roll forming; 3 – static-pulse processing

где s – скорость подачи, мм/мин; f – частота ударов, Гц; δ – размер пластического отпечатка, мм.

Диапазон изменения K составляет от $-\infty$ до 1, однако практическое значение имеет варьирование K в диапазоне $-1 \leq K \leq 1$.

Выявить характер распределения полей напряжений и деформаций при пластическом деформировании можно с помощью моделирования процесса методом конечных элементов (МКЭ) [10 – 15]. При моделировании инструмент принимается идеально жестким телом, заготовка жестко-пластичной. Закон упрочнения материала заготовки задается в виде мультимодальной зависимости.

На рис. 3 показаны поля эквивалентных деформаций в упрочненной СИО поверхности заготовки из стали 45, полученные путем моделирования. Распределение эквивалентных деформаций позволяет судить о степени упрочнения деформированной детали. Полученные результаты с достаточной степенью точности соответствуют результатам экспериментальных исследований [8].

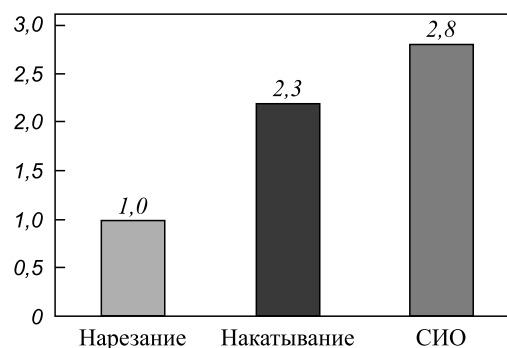


Рис. 2. Сравнительная усталостная прочность образцов, имеющих концентратор напряжений, полученный различными методами

Fig. 2. Comparative fatigue strength of samples with concentrator of stresses produced by different methods

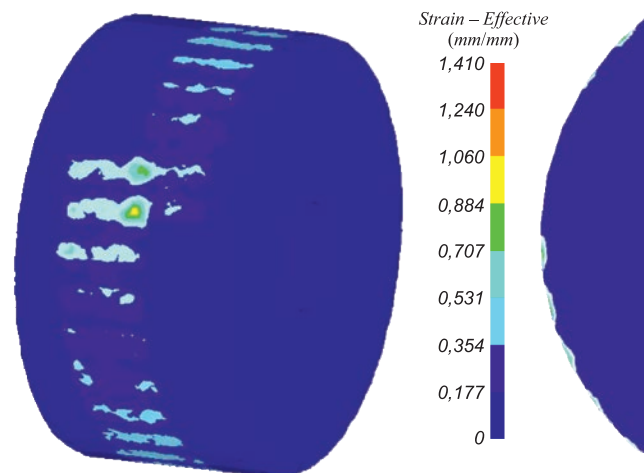


Рис. 3. Эквивалентные деформации при СИО ППД ($K = 0$)

Fig. 3. Equivalent strain at static-pulse processing at a SPD ($K = 0$)

Количественно равномерность упрочнения может быть определена по графику распределения эквивалентных деформаций под упрочненной СИО поверхностью, используя понятие опорной длины кривой упрочнения (по аналогии с опорной длиной шероховатости поверхности на профилограмме). Пример такого графика распределения эквивалентных деформаций на глубине 0,2 мм в упрочненной СИО цилиндрической заготовке из стали 45 представлен на рис. 4.

Управлять степенью, глубиной и равномерностью упрочнения при СИО можно с помощью энергии и частоты деформирующих импульсов, скорости подачи заготовки и размеров деформирующего инструмента (для роликов – диаметра и длины).

Существенным недостатком динамических методов ППД, в том числе и СИО, является сложность их практической реализации, связанная с необходимостью применения специального дорогостоящего оборудования. Кроме того, применение динамических методов ППД затруднительно при упрочнении точных и нежестких деталей. Данных недостатков лишены методы ППД со статическим нагружением инструмента. В связи с этим, для получения гетерогенных структур при упрочнении

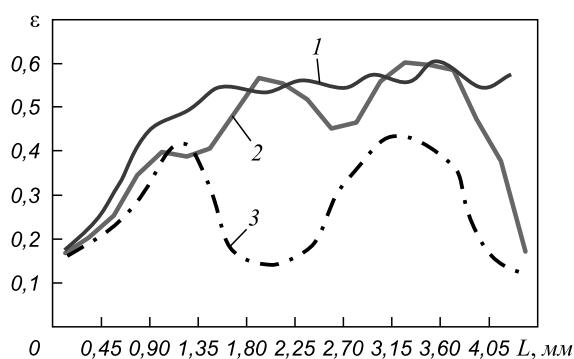


Рис. 4. Распределение эквивалентных деформаций под упрочненной СИО поверхностью при К:
1 – 0,5; 2 – 0; 3 – (–1)

Fig. 4. The distribution of equivalent strain under surface hardened by static-pulse processing K:
1 – 0,5; 2 – 0; 3 – (–1)

точных и нежестких деталей можно использовать комбинированную режущо-деформирующую обработку.

При реализации режущо-деформирующей обработки ППД на упрочняемой поверхности детали формируется волнистый рельеф в направлении, перпендикулярном направлению главного движения (рис. 5). Затем деталь подвергается пластическому деформированию с целью формирования гладкой поверхности. Деформирование должно осуществляться накатниками с жестко закрепленными роликами, выставленными на номинальный размер упрочняемой поверхности ($d_{\text{ном}}$ на рис. 5).

Конструкция многороликового накатника может быть выполнена таким образом, чтобы создать замкнутую систему сил, исключаящую изгиб нежесткой заготовки. При деформировании металл перемещается роликами из выступов нарезанного рельефа во впадины. Рельеф при этом располагается относительно номинального размера таким образом, чтобы объем выступов был равен объему впадин. Степень и равномерность упрочнения будут зависеть от параметров волнистого рельефа: шага P , высоты h и формы. Влияние формы и размеров инструмента менее значительно.

Шаг рельефа при ППД не должен превышать 1 мм, а высота 0,5 мм. Чем больше высота рельефа, тем выше неравномерность упрочнения, однако при деформировании чрезмерно острого рельефа возможно образование складок-закатов.

Волнистый рельеф может нарезаться резцом на металлорежущих станках, имеющих возможность автоматизации радиального перемещения инструмента: токарных станках с числовым программным управлением, токарно-затыловочных станках и др. При этом для управления параметрами рельефа желательно наличие жесткой кинематической связи между главным движением и движениями подачи. Сообщение резцу радиальной и осевой подачи позволит обеспечить требуемую неравномерность упрочнения в радиальном, тангенциальном и осевом направлениях.

Результаты моделирования ППД волнистого рельефа шагом 0,5 мм на заготовке из стали 45 показаны

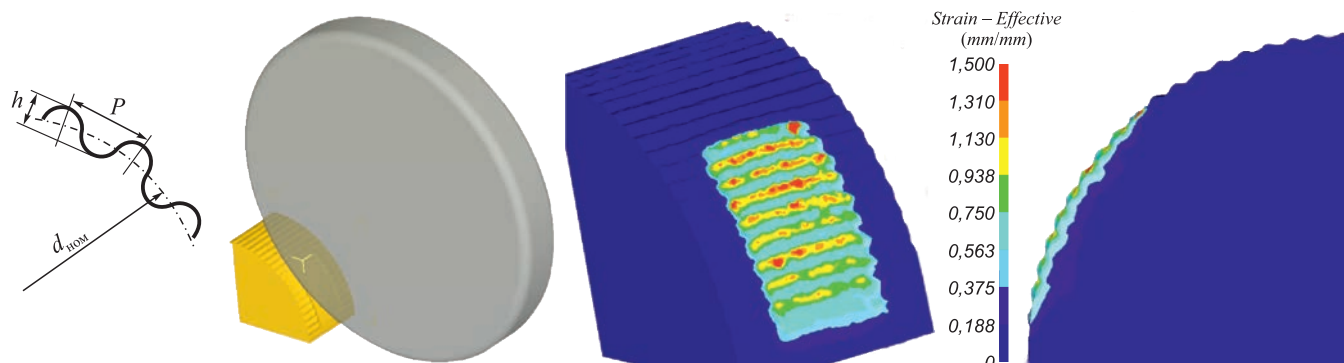


Рис. 5. Эквивалентные деформации при ППД волнистого рельефа

Fig. 5. Equivalent strain at SPD of undulating terrain

на рис. 5. Из приведенных полей деформаций можно сделать вывод о том, что максимальная глубина и степень упрочнения при ППД волнистого рельефа соответствует глубине и степени упрочнения при ППД со статическим нагружением инструмента гладких поверхностей. Силы деформирования при этом несколько ниже.

Гетерогенное упрочнение может быть получено не только при упрочнении ППД, но при поверхностном пластическом формообразовании, например получении резб и зубьев СИО или режуще-деформирующей обработкой с выборочной схемой деформирования [16].

Таким образом, применение различных способов ППД позволяет в широких пределах варьировать степень, глубину и равномерность упрочнения деталей машин. Существующие методы гетерогенного упрочнения ППД могут быть использованы для повышения эксплуатационных характеристик самых разнообразных деталей горно-металлургического оборудования, работающих в различных условиях. При этом срок службы ответственных тяжело нагруженных деталей, работающих в условиях усталостного нагружения, за счет гетерогенного упрочнения их поверхностного слоя может быть увеличен в 1,5 раза и более.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванов Г.П., Картонова Л.В., Худошин А.А. Повышение износостойкости деталей созданием регулярной гетерогенной макроструктуры // Строительные и дорожные машины. 1997. № 1. С. 33 – 34.
2. Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Создание гетерогенной структуры материала статико-импульсной обработкой // СТН. 2007. № 12. С. 28 – 31.
3. Смелянский В.М., Земсков В.А. Технологическое повышение износостойкости деталей методом электроэрозионного синтеза покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 1. С. 27 – 35.
4. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: Справочник. – М.: Машиностроение, 1987. – 328 с.
5. Инженерия поверхности деталей / А.Г. Суслов, В.Ф. Безязычный, Ю.В. Панфилов и др. / Под ред. А.Г. Суслова. – М.: Машиностроение, 2008. – 320 с.
6. Hogan B. Longer Life with Low Plasticity Burnishing // Manufacturing Engineering, Dec. 2001. P. 34 – 38.
7. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г. Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием. Библиотека технолога. – М.: Машиностроение, 2004. – 288 с.
8. Бушенин Д.В., Киричек А.В., Афонин А.Н. Сравнение твердости резбовых профилей, полученных пластическим деформированием различными методами // Вестник машиностроения. 1999. № 10. С. 40 – 43.
9. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Баринов С.В. Разработка параметров для описания гетерогенно-упрочненной структуры // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2011. № 1/285. С. 63 – 66.
10. Киричек А.В., Афонин А.Н. Исследование напряженно деформированного состояния резбонакатного инструмента и заготовки методом конечных элементов // СТН. 2007. № 7. С. 21 – 25.
11. Chang Y. Y. Modeling of metal cutting and ball burnishing – prediction of tool wear and surface properties. PhD Thesis. – Ohio State University, 2004. – 282 p.
12. Dixit P.M., Dixit U.S. Modeling of Metal Forming and Machining Processes by Finite Element and Soft Computing Methods – London: Springer – Verlag, 2008. – 599 p.
13. Kattan P.I., Voyiadjis G.Z. Damage Mechanics with Finite Elements. – Berlin: Springer, 2001. – 113 p.
14. Klocke F., Bäcker V., Wegner H., A. Timmer A. Innovative FE-analysis of the roller burnishing process for different geometries // X International Conference on Computational Plasticity, CIMNE, Barcelona, 2009. P. 1 – 4.
15. Mohammadi F., Sedaghati R., Bonakdar A. Finite element analysis and design optimization of low plasticity burnishing process // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2014. February. Vol. 70. Issue 5 – 8. P. 1337 – 1354.
16. Афонин А.Н. Схемы деформирования при режуще-деформирующей обработке резб // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2012. № 2/292. С. 3 – 8.

Поступила 3 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 11, pp. 823–827.

HETEROGENEOUS HARDENING OF MACHINES PARTS BY SURFACE PLASTIC DEFORMATION

A.N. Afonin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Technology and Equipment in Metallurgy and Mechanical Engineering” (af@au.ru)

A.I. Larin, Senior Lecturer of the Chair “Technology and Equipment in Metallurgy and Mechanical Engineering”

A.V. Makarov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair “Technology and Equipment in Metallurgy and Mechanical Engineering”

Sary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology “MISiS” (42, Makarenko, Sary Oskol, Belgorod Region, 309516, Russia)

Abstract. The operational characteristics of the components of mining and metallurgical machinery can be improved by forming the heteroge-

neous-hardened surface layer. The article considers the forming methods of heterogeneous structure by surface plastic deformation (SPD). The importance of identifying the nature of the influence of parameters of heterogeneous hardened layer on the performance of machine parts are indicated. Modeling of the process of heterogeneous hardening of SPD of the finite element method was executed. The authors give recommendations about application of heterogeneous hardening of SPD for hardening the heavy-duty parts. It was found that the use of different methods of SPD allows widely vary the degree of depth and the uniformity of the hardening of machine parts. Therefore, this increase in operation life of responsible highly loaded parts operating under fatigue loading due to hardening of the heterogeneous surface layer may reach 1.5 times or more.

Keywords: heterogeneous hardening, surface plastic deformation, fatigue strength, simulation, finite elements, mining and metallurgical machinery, quality.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-823-827

REFERENCES

1. Ivanov G.P., Kartanova L.V., Khudoshin A.A. Increase of wear resistance of parts by creating a regular heterogeneous macrostructure. *Stroitel'nye i dorozhnye mashiny*, 1997, no. 1, pp. 33–34. (In Russ.).
2. Kirichek A.V., Solov'ev D.L. Creating heterogeneous surface structures by static-pulsed treatment. *Russian Engineering Research*, 2008, vol. 28, no. 3, pp. 277–279.
3. Smelyanskii V.M., Zemskov V.A. Technological improvement of wear resistance of parts by electroerosion synthesis of fusion coating. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2005, no. 1, pp. 27–35. (In Russ.).
4. Odintsov L.G. *Uprochnenie i otdelka detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem: Spravochnik* [Hardening and finishing of details by surface plastic deformation: Reference book]. Moscow: Mashinostroenie, 1987. 328 p. (In Russ.).
5. Suslov A.G., Bez'yazychnyi V.F., Panfilov Yu.V. etc. *Inzheneriya poverkhnosti detalei* [Engineering of details surface]. Suslov A.G.ed. Moscow: Mashinostroenie, 2008. 320 p. (In Russ.).
6. Hogan B. Longer Life with Low Plasticity Burnishing. *Manufacturing Engineering*, Dec. 2001, pp. 34–38.
7. Kirichek A.V., Solov'ev D.L., Lazutkin A.G. *Tekhnologiya i oborudovanie statiko-impul'snoi obrabotki poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem. Biblioteka tekhnologa* [Technology and equipment for static pulse processing by surface plastic deformation. The library of technician]. Moscow: Mashinostroenie, 2004. 288 p. (In Russ.).
8. Bushenin D.V., Kirichek A.V., Afonin A.N. The comparison of hardness of threaded profiles obtained by various methods of plastic deformation. *Vestnik mashinostroeniya*, 1999, no. 10, pp. 40–43. (In Russ.).
9. Kirichek A.V., Solov'ev D.L., Barinov S.V. The design of parameters for description of the heterogeneously hardened structure. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii*, 2011, no. 1/285, pp. 3–66. (In Russ.).
10. Kirichek A.V., Afonin A.N. Investigation of stress strain state of thread rolling tool and blank by finite element method. *STIN*. 2007, no. 7, pp. 21–25. (In Russ.).
11. Chang Yen Yung. *Modeling of metal cutting and ball burnishing – prediction of tool wear and surface properties*. Yen Yung Chang. – PhD Thesis. Ohio State University, 2004. 282 p.
12. Dixit P.M., Dixit U.S. *Modeling of Metal Forming and Machining Processes by Finite Element and Soft Computing Methods*. London: Springer–Verlag, 2008. 599 p.
13. Kattan P.I., Voyiadjis G.Z. *Damage Mechanics whit Finite Elements*. Berlin: Springer, 2001. 113 p.
14. Klocke F., Bäcker V., Wegner H., Timmer A. *Innovative FE-analysis of the roller burnishing process for different geometries*. X International Conference on Computational Plasticity, CIMNE, Barcelona, 2009, pp. 1–4.
15. Mohammadi F., Sedaghati R., Bonakdar A. Finite element analysis and design optimization of low plasticity burnishing process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, February 2014, Volume 70, Issue 5–8, pp. 1337–1354.
16. Afonin A.N. Schemes of deformation at cutting-deforming processing of threads. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii*, 2012, no. 2/292, pp. 3–8. (In Russ.).

Acknowledgements. The research were carried out in the framework of the state task no. 723.

Received December 3, 2014

УДК 669.14.018.298:621.789

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ МАЛОНИКЕЛЕВОЙ АЗОТИСТОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ В ЛИТОМ И ДЕФОРМИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ*

Капуткина Л.М.¹, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры
пластической деформации специальных сплавов (kaputkina@mail.ru)

Блинов Е.В.², к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории
конструкционных сталей и сплавов

Смарикина И.В.¹, к.т.н., доцент кафедры пластической деформации
специальных сплавов (smarygina.inga@yandex.ru)

Киндон В.Э.¹, к.т.н., старший научный сотрудник, зам. начальника управления науки
Щетинин И.В.¹, к.т.н., зав. лаборатории

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

Аннотация. Новая малоникелевая сталь X19H6Г10AM2 отличается наиболее высоким уровнем прочности в горячекатаном и закаленном из аустенитной области состоянии, что обеспечивает ее эффективное применение в климатических условиях Арктики и Антарктики. Превышение прочности над уровнем, характерным для традиционной коррозионностойкой стали типа X18H10, обеспечивается за счет дополнительного твердорастворного упрочнения. Легированная азотом до 0,18 % обычная сталь X18H10 имеет меньший, но также высокий уровень механических свойств, отличается более низкой термической и механической стабильностью аустенита и может быть применена в менее жестких по температуре и нагрузкам условиях эксплуатации.

Ключевые слова: азотистая малоникелевая сталь, фазовые диаграммы, макро- и микроструктура, фазовый состав, свойства, обработка, применение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-828-836

В настоящее время азот получает все более широкое применение как один из перспективных легирующих элементов, открывающих новые возможности в создании материалов на основе сплавов железа [1 – 6]. При этом основной тенденцией является расширение производства и потребления экономичных малоникелевых или безникелевых легированных азотом сталей различных структурных классов [7 – 9]. Продолжающиеся разработки новых сталей с улучшенными свойствами или с оптимизированной схемой легирования имеют целью достижение требуемого по условиям применения соотношения прочность – пластичность – коррозионная стойкость [10, 11]. В этом направлении возможности азота, как легирующего элемента, далеко не исчерпаны [12 – 14]. Перспективным направлением разработки и применения легированных азотом сталей может быть создание новых сталей со специальными функциональными свойствами, такими как стойкие в биоактивных средах, бактерицид-

ные, высокопрочные конструкционные, легкие стали и др. [15].

Азот, являясь элементом внедрения, как и углерод, упрочняет твердый раствор, но в отличие от углерода не уменьшает его коррозионной стойкости. Легирование азотом позволяет получить материалы с уникальным комплексом свойств, недостижимом при легировании другими элементами, например высокопрочные коррозионностойкие стали [9, 10]. Легирование азотом сопровождается сложным изменением фазового и структурного состояния стали при термической обработке. Высокая эффективность упрочнения азотом достигается реализацией всех механизмов упрочнения: деформационного, твердорастворного, дисперсионного и зернограницного. Твердорастворное упрочнение азотом выше, чем углеродом. Структурное или зернограницное упрочнение в азотсодержащих сталях также может быть более эффективным, так как нитриды способны до более высоких температур, чем карбиды, сохранять мелкое зерно.

Эффект от введения азота в сталь усиливается в результате применения высокотемпературной термомеханической обработки. В зависимости от содержания азо-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57514X0071.

та и режима термомеханической обработки новые стали имеют различную структуру и соответствующий комплекс механических и физических свойств [2, 9, 15].

Цель работы заключалась в исследовании влияния азота на упрочнение и возможность достижения высокого уровня прочности новой малоникелевой стали в литом и деформированном состоянии без снижения сопротивления питтинговой коррозии.

Материалом исследования были хромоникельмарганцевая сталь X18H5AG9M2 и стали типа X18H10 с различным содержанием азота, химический состав представлен в табл. 1.

С использованием программы Thermo-Calc на основе термодинамической базы TCFe7 построены поли-термические сечения фазовых диаграмм и определены температурно-концентрационные области существования равновесных фаз: аустенита, карбидов, нитридов и интерметаллидов.

Экспериментальные исследования проведены на сталях лабораторной выплавки, которую осуществляли в вакуумной индукционной печи на чистой шихте. Разливку производили в цилиндрическую изложницу с прибыльной надставкой. Общая масса каждого слитка составляла 9,3 кг, после отрезки прибыльной части – 7,5 кг, размеры слитков: диаметр 80 мм, высота 170 мм.

Деформированное состояние стали отвечало обычной схеме производства: ковка и заключительная горячая прокатка. Температура горячей прокатки соответствовала аустенитной области, температура конца прокатки отвечала температуре обычной закалки (обработке на твердый раствор), охлаждение по завершению прокатки в воде.

В литом и деформированном состояниях исследовали макро- и микроструктуру, измеряли твердость HV, магнитометрически определяли наличие ферромагнитной фазы, рентгенографически оценивали фазовый состав.

Механические свойства определяли на образцах, вырезанных из горячекатаных полос при испытаниях на растяжение по ГОСТ 1497 на испытательной установке «INSTRON-3369» при 20 °С со скоростью нагружения 2 – 10 мм/мин. Магнитометрические измерения осуществляли с помощью вихревого дефектоскопа (ферритометра) МВП-2М.

Рентгеноструктурные исследования экспериментальных сталей проводили в литом и горячекатаном состояниях.

Съемки вели в угловом диапазоне (2θ) от 30 до 130° с шагом 0,5° и экспозицией в точке 3 с на дифрактометре ДРОН-4 с использованием $\text{Co}_{K\alpha}$ излучения и графитового монохроматора.

Для литого состояния рентгеновский шлиф (образец) готовили в вертикальной плоскости слитков (параллельной оси слитков). Для горячекатаного состояния исследования проводили на образцах, параллельных плоскости прокатки.

Обработка дифракционных линий заключалась в аппроксимации функций псевдо Фойгта и определением следующих параметров: $2\theta_{\text{ц.т.}}$ – центр тяжести, град.; I – интегральная интенсивность, имп.·град./с; B – интегральная ширина, град. Параметры решеток определялись методом экстраполяции. В качестве экстраполяционной функции использовалась функция Тейлора-Синклера и Нельсона Райли:

$$f(\theta) = \frac{1}{2} \left(\frac{\cos^2 \theta}{\sin \theta} + \frac{\cos^2 \theta}{\theta} \right). \quad (1)$$

Погрешность определения периода решеток для деформированных сталей составляла примерно 0,0005 Å, для литого состояния сталей из-за их крупнозернистости – примерно 0,001 Å.

На рис. 1 представлена диаграмма стали 1А. Вертикальная линия – это фактическое содержание азота 0,311 %. Критическая концентрация азота для этой стали равна 0,49 %. Из рис. 1 видно, что при содержании азота 0,311 % равновесная кристаллизация этой стали идет с выделением δ -фазы по схеме $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$ с наличием большой двухфазной области $\delta + \gamma$ от $T_{\text{сол}}$ до 1250 °С. Чистая область γ существует при температурах 1250 – 1100 °С.

Вертикальная полоса на рис. 2 характеризует содержание азота, типичное для сталей типа X18H9, фактическое содержание в стали 6А составляет 0,18 %, в стали 5А – 0,020 %. Критическая концентрация азота для этих сталей равна 0,26 %. Из рис. 2 видно, что при содержании азота 0,020 % равновесная кристаллизация стали 5А идет с выделением δ -фазы по схеме $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$ с двухфазной областью $\delta + \gamma$ от $T_{\text{сол}}$

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Table 1. Chemical composition of investigated steels

Сталь	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	N
1А	0,096	0,232	10,12	0,011	<0,005	18,72	1,681	6,129	0,014	<0,005	0,311
5А	0,035	0,199	1,238	0,014	0,015	18,54	0,046	8,633	0,0064	0,012	0,020
6А	0,043	0,221	1,322	0,014	0,015	18,43	0,045	8,883	0,011	0,017	0,180

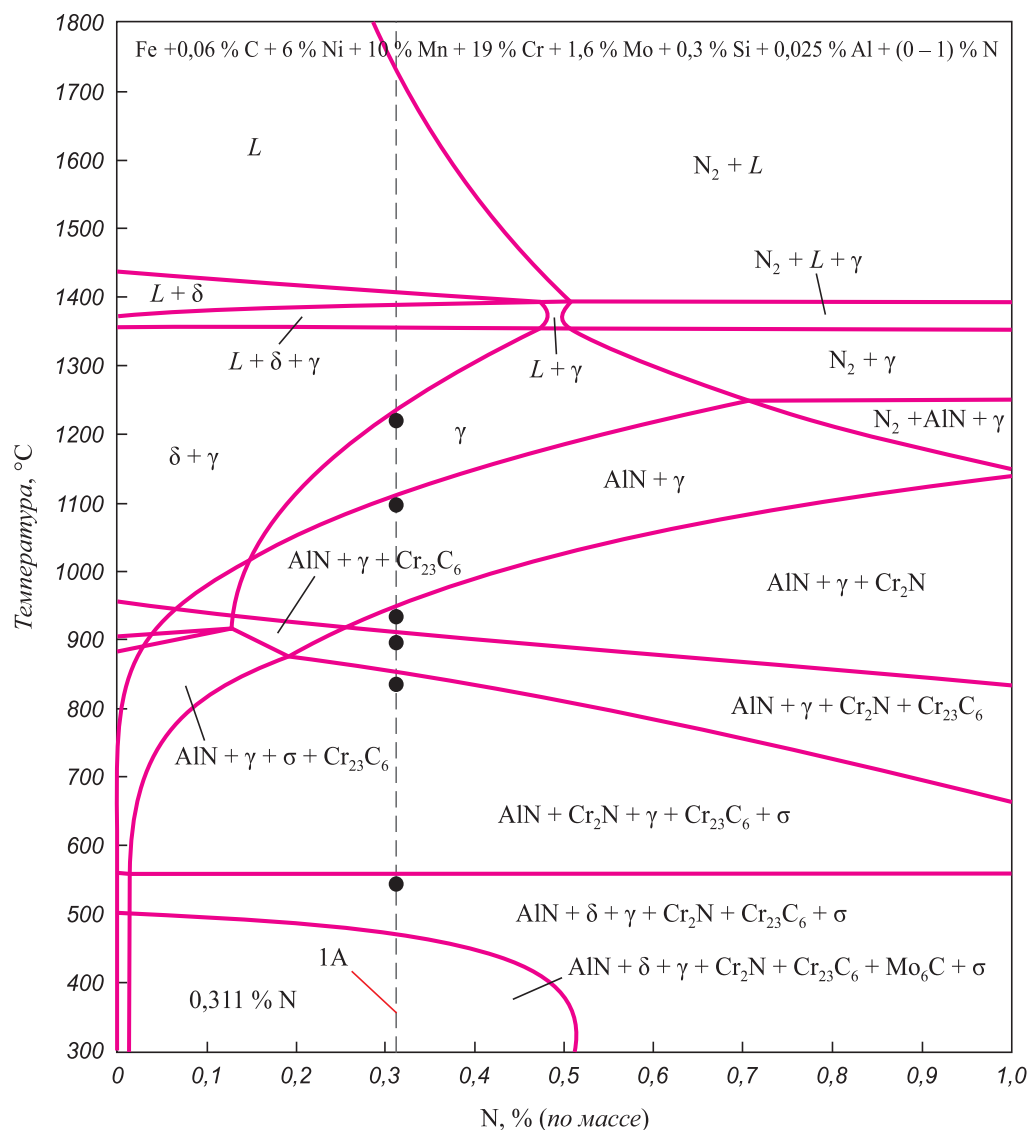


Рис. 1. Политермическое сечение диаграммы состояния при постоянном содержании легирующих элементов, соответствующем стали 1А

Fig. 1. Polythermal section of the phase diagram at the constant content of the alloying elements, corresponding to steel 1A

до 1200 °С. Чистая область γ существует при температурах 1200 – 800 °С. Легирование этой стали азотом до 0,18 % (сталь 6А) уменьшает область $\delta + \gamma$ от $T_{\text{сол}}$ до 1350 °С. Чистая область γ для стали 6А существует при температурах 1350 – 960 °С. При температурах 1100 °С для стали 1А, 800 °С для стали 5А и 960 °С для стали 6А выделяются нитриды AlN . При дальнейшем понижении температуры в области γ в стали 1А последовательно выделяются из твердого раствора Cr_2N , Cr_{23}C_6 , σ . В стали 6А те же фазы, но в иной последовательности: Cr_2N , σ , Cr_{23}C_6 . В стали 5А – σ , Cr_{23}C_6 , Cr_2N . При 570 °С в стали 1А и 620 °С в сталях 5А и 6А происходит превращение $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$.

Контроль макроструктуры показал, что в целом слитки были плотными, имели дендритное строение. Металлографически подтверждена дендритная структура различной дисперсности в основном объеме слитков. По металлографическим снимкам

определена величина дендритного параметра на четырех участках: в центре и на расстоянии 10, 20 и 30 мм от центра (приповерхностный слой), а по нему оценена скорость охлаждения при затвердевании (табл. 2).

Оценку скорости охлаждения от величины междендритного расстояния проводили по предложенной В.И. Добаткиным зависимости

$$d = AV_{\text{охл}}^{-n}, \quad (2)$$

где d – величина дендритного параметра – расстояние между осями второго порядка, мкм; $V_{\text{охл}}$ – скорость охлаждения слитка, К/с; $A = 220 [\text{мкм} \cdot \text{с}^{-n} \cdot \text{К}^{-n}]$, $n = 0,45$ (для сталей).

Скорость охлаждения при затвердевании составляла от 20 до 125 К/с по горизонтальному сечению слитков (см. табл. 2).

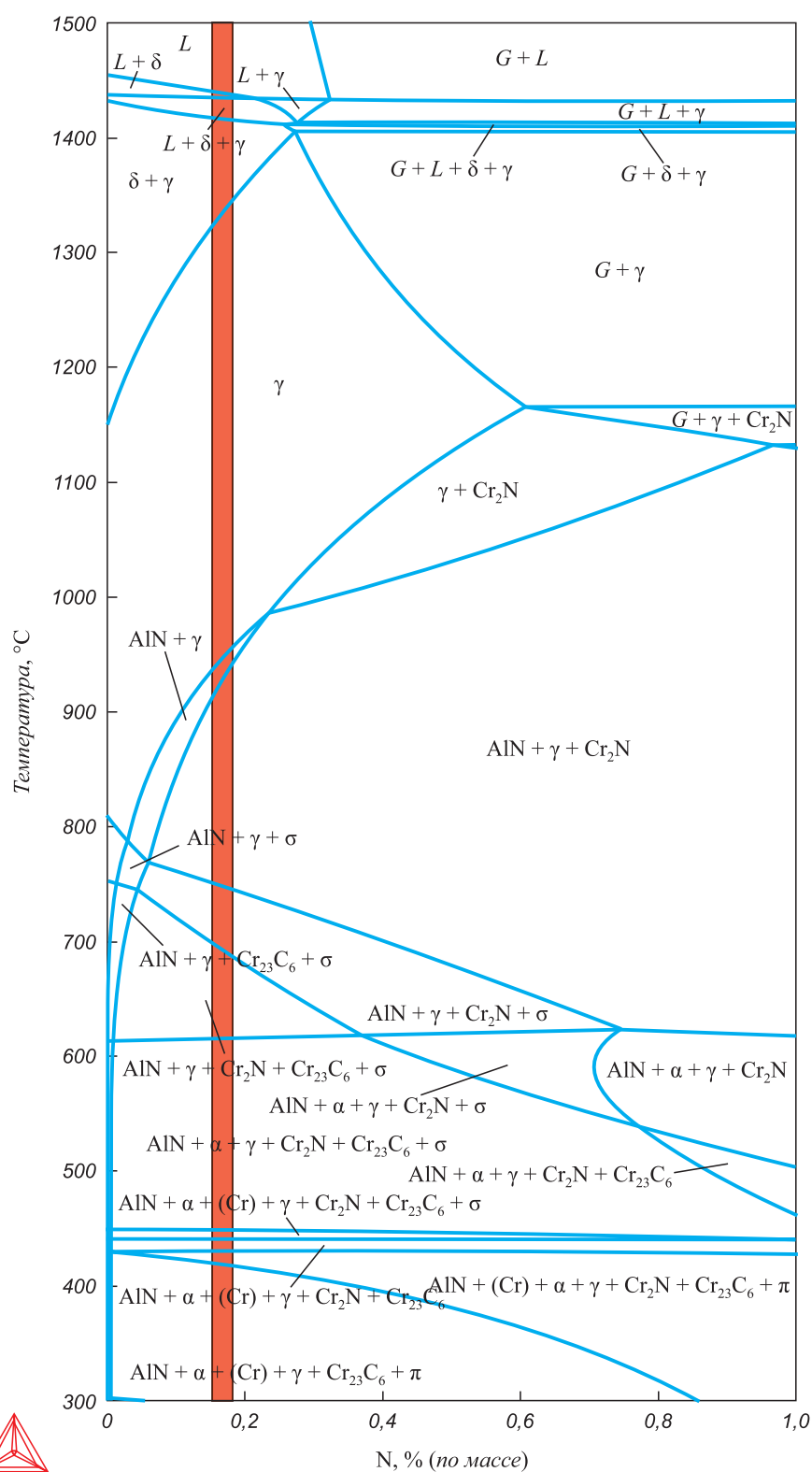


Рис. 2. Политермическое сечение диаграммы состояния при постоянном содержании легирующих элементов, соответствующем сталям 5А и 6А

Fig. 2. Polythermal section of the phase diagram at the constant content of the alloying elements, corresponding to steels 5A and 6A

Стали 1А и 6А в литом состоянии были немагнитными, т. е. имели аустенитную структуру. Таким образом, скорость охлаждения слитков более 20 К/с достаточна для предотвращения существенного выделения нитри-

дов и повышения и сохранения температуры начала мартенситного превращения ниже комнатной температуры. В слитке стали 5А содержание ферромагнитной фазы составляло не более 3 %.

Таблица 2

Дендритный параметр и скорость охлаждения экспериментальных сталей

Table 2. Dendritic parameter and cooling rate of experimental steels

Сталь	Дендритный параметр, мкм				Скорость охлаждения, К/с			
	центральный слой	10 мм от центра	30 мм от центра	приповерхностный слой	центральный слой	10 мм от центра	30 мм от центра	приповерхностный слой
1А	41 ± 5	34 ± 3	25 ± 2	23 ± 3	42	60	125	150
5А	54 ± 6	37 ± 4	33 ± 3	27 ± 4	20	50	65	105
6А	44 ± 5	32 ± 4	29 ± 3	27 ± 3	35	70	90	105

Распределение твердости по горизонтальному сечению слитков от внешнего края к центру представлено на рис. 3.

Скорости охлаждения в полученном диапазоне существенно влияли на уровни твердости в центральной части слитков каждой стали. Увеличение твердости во всех случаях наблюдалось лишь в приповерхност-

ных слоях слитков, где скорость охлаждения была заметно выше.

Полученные оценки температур возможных фазовых превращений позволяют выбрать целесообразные температурные параметры термической и термомеханической обработок (в табл. 3 приведен температурный интервал аустенитной области).

На основании оценок температурно-концентрационных областей для экспериментальных сталей можно рекомендовать температуры высокотемпературных обработок (табл. 4).

Таким образом, построенные фазовые диаграммы могут быть использованы для назначения режимов го-

Таблица 3

Температурный интервал γ -области

Table 3. Temperature interval of the γ -area

Сталь	Границы γ -области, $T^{\circ}\text{C}$		
	$T_{\text{макс}}$	$T_{\text{мин}}$	$\gamma + \text{AlN}$
1А	1250	1106	960
5А	1200	800	780
6А	1350	960	940

Таблица 4

Рекомендованные температуры высокотемпературных обработок и заданный температурный интервал обработок экспериментальных сталей, $^{\circ}\text{C}$

Table 4. The recommended temperatures of high-temperature processing and the set temperature interval of experimental steels processing, $^{\circ}\text{C}$

Сталь	Рекомендованные температуры обработок				Заданный температурный интервал обработок	
	гомогенизационный отжиг	ковка	горячая прокатка*	закалка (обработка на твердый раствор)	ковка	прокатка
1А	1200 – 1150	1200 – 960	1150 – 1080	1100 – 1080	1200 – 960	1150 – 1080
5А	1200 – 1100	1150 – 900	1100 – 1050	1050 – 1080	1150 – 900	1100 – 1050
6А	1250 – 1200	1200 – 1000	1100 – 1050	1050 – 1080	1200 – 1000	1100 – 1050

* В схеме высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) нижняя граница – это температура конца прокатки $T_{\text{кп}}$.

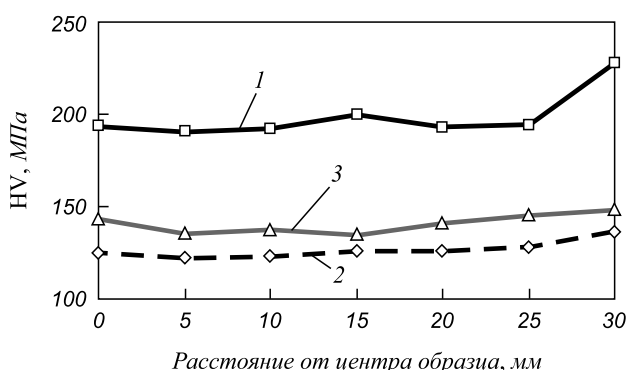


Рис. 3. Распределение твердости по горизонтальному сечению слитков экспериментальных сталей: 1 – 1А; 2 – 5А; 3 – 6А

Fig. 3. Distribution of hardness on the horizontal section of ingots of experimental steels : 1 – 1А; 2 – 5А; 3 – 6А

рячей обработки образцов экспериментальных сталей. Скорости кристаллизации и охлаждения ≥ 20 К/с достаточно для получения однородной, достаточно дисперсной дендритной структуры, предотвращения выделения избыточных фаз и сохранения аустенита в литом состоянии в сталях 1А, 6А.

Слитки экспериментальных сталей 1А, 5А и 6А подвергали многосторонней промежуточной ковке (осадке) в пластины толщиной 26 – 27 мм, затем следовала зачистка и горячая прокатка. Заданный интервал температур обработок указан в табл. 4.

Результаты рентгеноструктурного анализа образцов литых сталей представлены в табл. 5. Видно, что экспериментальные стали 1А и 6А в литом состоянии

имеют полностью аустенитную структуру. Избыточные фазы при охлаждении со скоростями ≥ 20 К/с если и выделяются, то в весьма малом, рентгенографически не обнаруживаемом количестве. Для стали 5А такие условия недостаточны, что сильно ограничивает их пригодность в качестве криогенного материала.

После горячей прокатки экспериментальных сталей в температурном интервале существования γ -твердого раствора с температурой конца прокатки больше или равной расчетной температуре начала выделения нитридов, охлаждением в воде удастся зафиксировать полностью не распавшийся аустенит (табл. 6), α -фаза не обнаруживается, периоды решетки α_γ хорошо коррелируют с различиями составов разных сталей. Для менее легированных сталей 5А и 6А уровень α_γ меньше, чем α_γ стали 1А, при этом период решетки также растет с повышением содержания азота. Отношение разности периодов сталей 6А и 5А к разности содержания в них азота $\Delta\alpha_\gamma/\Delta N = 0,03 \text{ \AA}/\%$, что весьма близко к теоретическим расчетам ($0,33 \text{ \AA}/\%$).

Сравнение ширины рентгеновских линий B и полюсной плотности P для исследуемых сталей показывает, что качественно при горячей деформации во всех сталях формируется однотипная текстура и сохраняется наклеп, но количественно процессы и результаты различаются.

Таким образом, рентгенографические данные подтверждают получение однородной аустенитной структуры и, в свою очередь, адекватность расчетных термодинамических оценок фазового состояния при высоких температурах.

Таблица 5

Результаты рентгеноструктурного анализа экспериментальных сталей в литом состоянии

Table 5. Results of the X-ray diffraction analysis of experimental steels in a cast state

Сталь	Период решетки a , $\text{\AA}$	Фазовый состав*, %	
1А	3,613	γ	100
5А	3,597	γ α	>95 <5
6А	3,613	γ	100

* В сталях 1А, 6А обнаружены только линии аустенита (γ), в стали 5А – рефлексы от γ - и слабые от α -фаз.

Таблица 6

Результаты рентгеноструктурного анализа горячекатаных экспериментальных сталей (лист толщиной 4 мм)

Table 6. Results of the X-ray diffraction analysis of hot-rolled experimental steels (plate of 4 mm thickness)

Сталь	Линия	$2\theta_{\text{ц.т.}}$, град.		$I_{\text{инт}}$, имп.·град./с		B , град.		P	α_γ , $\text{\AA}$
1А	111	50,746	$\pm 0,001$	6054,5	± 15	0,329	$\pm 0,001$	1,9	3,6162 $\pm 0,0005$
	200	59,205	$\pm 0,001$	2587,5	$\pm 1,1$	0,428	$\pm 0,002$	1,5	
	220	88,829	$\pm 0,001$	142,8	$\pm 6,2$	0,524	$\pm 0,026$	0,2	
	311	110,232	$\pm 0,002$	1150,1	$\pm 1,1$	0,729	$\pm 0,01$	0,9	
	222	118,118	$\pm 0,003$	706,1	$\pm 8,9$	0,617	$\pm 0,011$		
5А	111	51,111	$\pm 0,001$	7512,8	$\pm 17,2$	0,359	$\pm 0,001$	2,2	3,5905 $\pm 0,0005$
	200	59,715	$\pm 0,001$	2432,5	$\pm 11,6$	0,510	$\pm 0,003$	1,3	
	220	89,643	$\pm 0,005$	223,3	$\pm 9,2$	0,586	$\pm 0,023$	0,2	
	311	111,483	$\pm 0,002$	1510,6	$\pm 1,3$	0,871	$\pm 0,001$	1,1	
	222	119,43	$\pm 0,003$	928,6	$\pm 9,8$	0,694	$\pm 0,011$		
6А	111	51,099	$\pm 0,001$	7692,4	$\pm 17,4$	0,362	$\pm 0,001$	2,3	3,5953 $\pm 0,0005$
	200	59,632	$\pm 0,001$	2649,6	$\pm 11,8$	0,479	$\pm 0,003$	1,5	
	220	89,520	$\pm 0,006$	261,9	$\pm 7,7$	0,713	$\pm 0,026$	0,2	
	311	111,243	$\pm 0,002$	1422,2	$\pm 11,8$	0,809	$\pm 0,001$	1,1	
	222	119,236	$\pm 0,003$	941,4	$\pm 9,4$	0,665	$\pm 0,001$		

Стали 1А, 5А и 6А после горячей прокатки со всеми накопленными степенями деформации при всех толщинах (4 – 13 мм) при комнатной температуре были немагнитными, т. е. имели аустенитную структуру.

На образцах всех экспериментальных сталей видна анизотропия формы зерен, их вытянутость в направлении прокатки, т. е. полной рекристаллизации не происходило ни в одной из сталей. Таким образом, по крайней мере на этих толщинах, подтверждено соответствие режимов горячей прокатки требованиям ВТМО.

Средние значения твердости HV экспериментальных сталей в горячекатаном состоянии составили: 1А – 298 МПа; 5А – 214 МПа; 6А – 262 МПа.

Механические свойства экспериментальных сталей, определенные при испытаниях на растяжение, представлены в табл. 7.

Сталь 1А оставалась немагнитной и после испытаний, т. е. аустенит этой стали деформационно стабилен при степени деформации по δ до 33 % и по ψ до 62 % при температуре 20 °С. Стали 5А и 6А были слабомагнитными при $\delta \geq 60$ % и $\psi \geq 70$ %.

Сравнение достигнутых на экспериментальных сталях уровней прочности (рис. 4) с рассчитанными оценками упрочнения за счет изменения легированности относительно аустенитной стали X18H10 (аналог 5А) показывает, что новая малоникелевая сталь имеет наибольший уровень прочности $\sigma_B^{20} > 800$ МПа при условии, что температура конца прокатки выше температуры начала выделения нитридов и карбидов. Сверху температура ограничена требованием к величине зерна, сильно влияющей на показатели пластичности и вязкости. Кроме того видно, что превышение прочности относительно прочности традиционной коррозионностойкой стали обеспечивается за счет твердорастворного упрочнения из-за большей легированности этих сталей, включая за счет повышенного содержания азота.

Однако содержание азота ограничено «сверху» двумя факторами: оно должно быть меньше критической величины, определяющей условие получения плотного слитка, и не должно быть избыточным из-за сопутст-

Таблица 7

Механические свойства экспериментальных сталей, полученные при испытаниях на растяжение

Table 7. Mechanical properties of experimental steels, received at stretching tests

Сталь	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Магнитность* после испытания
1А	926	691	33	62	–
5А	570	250	60	70	+
6А	748	399	63	84	+

* (+) – слабо магнитный; (–) – немагнитный.

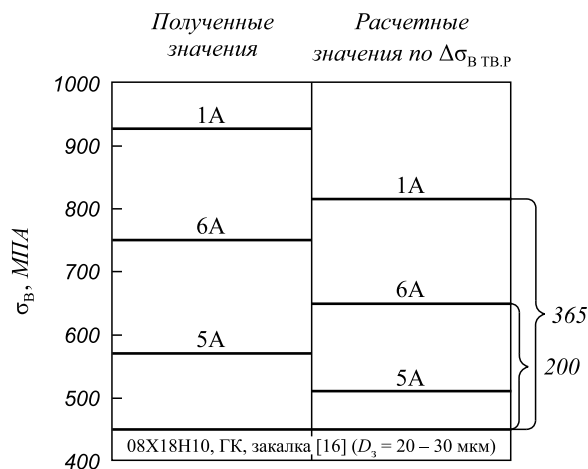


Рис. 4. Сравнение достигнутых уровней прочности σ_B экспериментальных сталей в горячекатаном и закаленном состоянии и расчетных

Fig. 4. Comparison of the reached levels of durability σ_B of experimental steels in the hot-rolled and tempered state and settlement

вующего твердорастворному упрочнению снижения пластичности и вязкости сплава.

Снижение пластичности и вязкости может быть в какой-то мере скомпенсировано за счет получения более мелкого зерна, но, как правило, это вызывает усложнение технологии производства и, следовательно, повышение затрат.

Выводы. Экспериментально доказано, что новая малоникелевая сталь 1А отличается наиболее высоким уровнем прочности в горячекатаном и закаленном из аустенитной области состоянии, что обеспечивает ее эффективное применение в климатических условиях Арктики и Антарктики. При этом необходимое превышение прочности над уровнем, характерным для традиционной коррозионностойкой стали типа X18H10, обеспечивается за счет дополнительного твердорастворного упрочнения. Это гарантирует сохранение или даже повышение стабильности и коррозионной стойкости аустенита, а также сохранение достаточно высоких показателей пластичности и вязкости.

Сбалансированность состава этой стали по основным легирующим элементам, включая азот, позволяет получать плотный слиток и проводить горячую деформацию, термическую и термомеханическую обработку по схемам и режимам, не требующим повышения нагрузки на деформирующее оборудование, обычно сопутствующего более высокому содержанию азота в стали.

Сплав 6А, отличающийся от обычной стали X18H10 только дополнительным легированием азотом, дает меньший, но также высокий уровень механических свойств, отличается меньшей термической и механической стабильностью аустенита и может быть применен в менее жестких по температуре и нагрузкам условиях эксплуатации. Возможно дополнительное упрочнение

данной стали созданием более мелкого зерна или субструктуры, однако это не приведет к повышению недостаточной термической и механической стабильности аустенита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Steel alloyed with nitrogen. // *Steel in Translation*. Allerton Press, inc. New York. 2006. P. 64 – 76.
2. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Prokoshkina V.G. Dissolution and precipitation of excess phases and nitrogen distribution between solid solution and nitrides in corrosion-resistant steel // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2006. No. 5. P. 439 – 444.
3. Bannykh O.A. Progress in the Research and Application of Nitrogen-Alloyed Steels // *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*. Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 41 – 46.
4. Rashev Ts., Andreev Ch., Jekova L. Problems of High Nitrogen Steel Development // *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*. Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 221 – 232.
5. Chai G., Kivisakk U., Ronneteg S. Progress in high alloyed duplex stainless steels // *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*. Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 67 – 76.
6. Singhai L.K., Narashimha Rao V. Current status of the high performance stainless steel manufacturing and products in India // *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*. India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 31 – 40.
7. Speidel M.O., Speidel H. J. Commercial low nickel and high nitrogen steels // *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*. Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 121 – 128.
8. Maruyama N., Sanbe M., Katada Ya., Kanazawa K. Fatigue property of nickel-free high nitrogen austenitic stainless steels in simulated body fluid // *Materials Transactions*. 2009. Vol. 50. No. 11. P. 2615 – 2622.
9. Balachandran G. // *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*. India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 41 – 62.
10. Guocai Chai, Kangas P. New hyper duplex stainless steels and their applications // *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*. India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 71 – 82.
11. Ritzenhoff R., Gharbi M.M., Noneder H., Diehl V. // *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*. India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 71 – 82.
12. Gavriljuk V., Berns H. High nitrogen steels. Structure, properties, manufacture, application. Springer Verlag, Berlin – Heidelberg. 1999. – 270 p.
13. Gavriljuk V. Carbon, nitrogen and hydrogen in steels: plasticity and brittleness // *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*. India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 23 – 30.
14. Seifert M., Siebert S., Huth S. etc. New developments in martensitic stainless steels containing C+N // *Proceedings of the 12th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2014)*. Germany, Gamburg, Energietechnik Essen. 2014. P. 40 – 47.
15. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High nitrogen steels: today and tomorrow // *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*. India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 11 – 22.
16. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др. / Под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.

Поступила 27 июля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 11, pp. 828–836.

STRUCTURE AND STRENGTH OF LOW-NICKEL NITROGENOUS STAINLESS STEEL IN CAST AND DEFORMED STATE

L.M. Kaputkina¹, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Plastic Deformation of Special Alloys

E.V. Blinov², Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Constructional Steels and Alloys

I.V. Smarygina¹, Cand. Sci. (Eng.), Assoc. Prof. of the Chair of Plastic Deformation of Special Alloys

(smarygina.inga@yandex.ru)

V.E. Kindop¹, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Deputy Head of Science Department

I.V. Shchetinin¹, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory

¹ National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS) (4, Leninskii ave., Moscow, 119049, Russia)

² Institute of Metallurgy and Material Science named after Baikov A.A., RAS (49, Leninskii ave., Moscow, 119991, Russia)

Abstract. New low-nickel Cr19Ni6Mn10Mo2N steel has highest durability in the hot-rolled and tempered from austenitic area state that provides its effective application in the Arctic and Antarctic climatic conditions. The excess of durability over level, common for traditional stainless steel of the Cr18Ni10 type, is provided due to additional solid solution hardening. The usual Cr18Ni9 steel, alloyed by nitrogen to 0.18 %, has the smaller, but also high level of mechanical properties, differs in smaller thermal and mechanical stability of austenite and can be applied in less rigid on temperature and loadings service conditions.

tenite and can be applied in less rigid on temperature and loadings service conditions.

Keywords: low-nickel nitrogenous steel, phase diagram, macro- and microstructure, phase composition, properties, treatment, application.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-828-836

REFERENCES

1. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Steel alloyed with nitrogen. *Steel in Translation*. Allerton Press, inc. New York, 2006, pp. 64–76.
2. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Prokoshkina V.G. Dissolution and precipitation of excess phases and nitrogen distribution between solid solution and nitrides in corrosion-resistant steel. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2006, no. 5, pp. 439–444.
3. Bannykh O.A. Progress in the Research and Application of Nitrogen-Alloyed Steels. *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*, Moscow: Russia. MISIS. 2009, pp. 41–46.
4. Rashev Ts., Andreev Ch., Jekova L. Problems of High Nitrogen Steel Development. *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*, Moscow, Russia. MISIS. 2009, pp. 221–232.
5. Chai G., Kivisakk U., Ronneteg S. Progress in high alloyed duplex stainless steels. *Proceedings of the 10th Intern. Conference on*

- High Nitrogen Steels (HNS 2009)*, Moscow, Russia. MISIS. 2009, pp. 67–76.
6. Singhai L.K., Narashimha Rao V. Current status of the high performance stainless steel manufacturing and products in India. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 31–40.
7. Speidel M.O., Speidel H. J. Commercial low nickel and high nitrogen steels. *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*, Moscow, Russia. MISIS. 2009, pp. 121–128.
8. Maruyama N., Sanbe M., Katada Ya., Kanazawa K. Fatigue property of nickel-free high nitrogen austenitic stainless steels in simulated body fluid. *Materials Transactions*. 2009. Vol. 50, no 11, pp. 2615–2622.
9. Balachandran G. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 41–62.
10. Guocai Chai, Kangas P. New hyper duplex stainless steels and their applications. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 71–82.
11. Ritzenhoff R., Gharbi M.M., Noneder H., Diehl V. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 71–82.
12. Gavriljuk V., Berns H. *High nitrogen steels. Structure, properties, manufacture, application*. 1999. Springer Verlag, Berlin- Heidelberg. 270 p.
13. Gavriljuk V. Carbon, nitrogen and hydrogen in steels: plasticity and brittleness. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 23–30.
14. Seifert M., Siebert S., Huth S., Theisen W., Berns H. New developments in martensitic stainless steels containing C + N. *Proceedings of the 12th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2014)*, Germany. Gamburg, Energietechnik Essen, 2014, pp. 40–47.
15. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High nitrogen steels: today and tomorrow. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 11–22.
16. *Marochnik stalei i splavov* [Steels and alloys grade guide]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 640 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, a unique identifier of the agreement RFMEFI57514X0071.

Received July 27, 2015

УДК 621.745.34:662.665/.667

ТЕРМОГРАВИМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЕЙНОГО КОКСА И АНТРАЦИТА*

Феоктистов А.В.¹, к.т.н., доцент, проректор по учебной работе –
первый проректор (umu@sibsiu.ru)

Якушевич Н.Ф.¹, д.т.н., профессор кафедры металлургии цветных металлов
и химической технологии

Страхов В.М.², к.т.н., начальник коксовой лаборатории Кузнецкого центра

Селянин И.Ф.¹, д.т.н., профессор кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства

Модзелевская О.Г.¹, старший преподаватель кафедры менеджмента качества

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

² ОАО «ВУХИН»
(654038, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Климасенко, 19)

Аннотация. Проведен термогравиметрический анализ на дериватографе фирмы Setaram образцов литейного кокса и антрацита методом разбавления навески в порошкообразном термоинертном растворителе. Показана применимость метода для сравнительной оценки свойств различных углеродистых материалов. В процессе нагревания до 1500 °С поведение кокса и антрацита отличается незначительно, что свидетельствует о возможности замены кокса антрацитом. Образование расплава зольных остатков и их кристаллизация при последующем охлаждении зависит от количества и состава золы и может существенно влиять на ход технологического процесса.

Ключевые слова: термогравиметрический анализ, дериватограф, литейный кокс, антрацит, углеродистые материалы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-837-845

В настоящее время во многих высокотемпературных технологических процессах, связанных с использованием углеродистых материалов в качестве топлива или восстановителя, высококачественные коксы заменяются более дешевыми и недефицитными углями (антрацитом, тощими или бурыми углями и др.). Если в соответствии с требованиями технологического процесса и качества получаемой продукции к углеродистым материалам применяются жесткие требования по содержанию примесей, то заменителями кокса часто служат низкосольные сорта антрацита, углей, полукоксов [1 – 9]. Поведение различных углеродистых материалов при нагревании может отличаться весьма существенно, что соответственно влияет на ход технологического процесса: скорость химических реакций, протекающих в реакторе в процессе нагрева; сорбцию газообразных компонентов из газовой фазы; образование шлаковых расплавов в различных зонах реактора, приводящих к спеканию материалов; выделение паров воды, летучих веществ и смольных фракций из углеродистых материалов, их горение и взаимодействие с компонентами шихтовых смесей. Физико-химические процессы протекают с выделением или поглощением

тепла, что также может оказывать существенное влияние на распределение температурных полей в используемом реакторе.

В настоящей работе исследовалось поведение при нагревании с последующим охлаждением литейного кокса марки КЛ-1 и антрацита марки А разреза Краснотарского (Кемеровская обл.) методом термогравиметрического анализа на дериватографе фирмы Setaram, позволяющем производить нагрев до 1500 °С.

Термогравиметрический метод анализа физико-химических процессов, происходящих при нагревании различных материалов, во многих случаях позволяет не только качественно, но и количественно определить характер и последовательность процессов, а также получить сравнительные показатели исследуемых материалов одного класса, возможность и степень их взаимодействия с другими материалами. Исследования углеродистых материалов проводятся, как правило, в безокислительной атмосфере (Ar + 10 % H₂).

В качестве альтернативной методики предложен метод разбавления порошкообразного углеродистого материала в термоинертном растворителе (смесь порошков глинозема и шамота) [10]. В качестве оптимальных параметров рекомендованы: скорость нагрева 67 °С/мин, концентрация углеродистого материала в шихтовой смеси 2 % (по массе). В реальных техноло-

* Работа выполнена согласно заданию № 2014/213 на выполнение государственных работ в сфере научной деятельности в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России.

гических процессах последний показатель, как правило, значительно больше (10, 20 % и более), а скорость нагрева, например в непрерывных руднотермических процессах, значительно меньше. Изучена возможность использования предложенного метода в режимах, приближенных к реальным: скорость нагрева 10 °С/мин, концентрация углеродистых материалов как в термоинертных, так и в реакционных шихтовых смесях 2, 10, 20, 40 % (по массе) [10, 11]. Опыты показали хорошую сходимости результатов во всех исследованных режимах как с качественной стороны, показывающей последовательность физико-химических процессов, так и с количественной, позволяющей оценить величину и скорость изменения массы и тепловых эффектов и сделать сравнительную оценку свойств материалов.

В настоящем исследовании в качестве углеродистых материалов использовались литейный кокс ($P_C = 0,75 \text{ см}^3/(\text{г} \cdot \text{с})$) и антрацит ($P_C = 0,35 \text{ см}^3/(\text{г} \cdot \text{с})$), масса исследованных образцов составляла 11 мг. Состав и некоторые технологические свойства материалов представлены в табл. 1.

Термоинертным материалом служил глинозем марки ХЧ. Углеродистый материал измельчался до крупности 50 мкм и смешивался с глиноземом в соотношении 1:9 в механической ступке FRITSCH puloerisette. Далее навеска смеси 100 мг помещалась в тигель дериватографа и нагревалась со скоростью 10 °С/мин.

Результаты термогравиметрического анализа литейного кокса и антрацита представлены на рис. 1, 2 и в табл. 2.

Приведенные дериватограммы отражают спектр сложных физико-химических процессов, происходящих при нагревании углеродистых материалов. Особую роль для правильной интерпретации комплекса физико-химических процессов следует уделять положению на дериватограммах так называемой ноль-кривой (0–0), разделяющей на кривой ДТА, характеризующей изме-

нение энтальпии нагреваемого материала, области экзотермических и эндотермических процессов.

Энтальпия зависит от изменения теплоемкости исследуемого материала при различных температуре и составе, а также от изменения его массы за счет процессов испарения, возгонки, химических реакций диссоциации, восстановления и окисления. Изменение энтальпии кокса при нагреве до 1500 °С составляет $H_T^\circ - H_{298}^\circ \approx 33,4 \text{ кДж/г-ат. углерода}$, тогда как в исследуемом интервале температур теплота образования монооксида углерода составляет 113 кДж/моль СО, а для $\text{CO}_2 - 396 \text{ кДж/моль CO}_2$, т. е. удельная (на 1 г-ат углерода) теплота на нагрев кокса [12] (эндотермический эффект) составляет в исследуемом интервале температур не более 10 % теплоты образования его оксидов $\Delta H_{\text{CO}} + \Delta H_{\text{CO}_2}$ (экзотермический эффект). Для кокса и антрацита, содержащих небольшое количество золы (5–11 %) и летучих веществ (1–5 %), тепловыми эффектами их нагрева, а также выделения и возможного окисления летучих веществ можно пренебречь и констатировать, что изменение положения ноль-кривой зависит, в основном, от изменения массы образца, которая в процессе нагрева уменьшается более чем в 12 раз. В связи с тем, что при достижении температур $\sim 1300 \text{ °С}$ все процессы практически заканчиваются (при этом $\Delta m_{\text{факт}} \approx \Delta m_{\text{расч}}$), можно считать, что ноль-кривая по форме фактически представляет собой зеркальное отражение кривой изменения массы материала Δm (в шкале ΔH) – жирная штриховая кривая ($0-0_{\text{н}}$ --- $0-0_{\text{к}}$), крайние положения которой соответствуют началу и концу процесса на кривой ДТА.

Параметры физико-химических процессов, протекающих при нагревании кокса и антрацита, представлены в табл. 2.

На дериватограмме кокса, приведенной на рис. 1, сплошные кривые показывают изменение массы материала $\pm \Delta m$, мг в процессе нагревания и изменение эн-

Т а б л и ц а 1

Состав и свойства углеродистых материалов

Table 1. Composition and properties of carbonaceous materials

Углеродистый материал	Технический анализ				Химический состав золы, %							
	$W_r, \frac{\%}{\text{мг}}$	$A_r, \frac{\%}{\text{мг}}$	$V_r, \frac{\%}{\text{мг}}$	$C_{\text{тв}}^r, \frac{\%}{\text{мг}}$	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	P ₂ O ₅
Кокс литейный	$\frac{2,0}{0,22}$	$\frac{10,5}{1,15}$ (10,7)	$\frac{1,737}{0,19}$ (2,0)	$\frac{85,75}{9,43}$ (98)	$\frac{57,0}{0,66}$	$\frac{15,3}{0,192}$	$\frac{16,4}{0,19}$	$\frac{4,5}{0,052}$	$\frac{1,5}{0,01}$	–	–	$\frac{0,61}{0,007}$
Антрацит	$\frac{3,0}{0,33}$	$\frac{11,15}{1,265}$ (11,5)	$\frac{5,13}{0,66}$ (6,0)	$\frac{85,85}{9,44}$ (96,0)	$\frac{73,1}{0,92}$	$\frac{16,6}{0,21}$	$\frac{1,5}{0,019}$	$\frac{2,1}{0,027}$	$\frac{0,9}{0,011}$	$\frac{0,7}{0,009}$	$\frac{3,1}{0,039}$	$\frac{1,0}{0,013}$

П р и м е ч а н и е. В скобках приведены значения, %: A_r^d ; V_r^{daf} ; $C_{\text{тв}}^{daf}$. Плавкость золы антрацита, °С: $T_{\text{нач}} = 1350$; $T_{\text{полусферы}} = 1390$; $T_{\text{ж}} = 1410$.

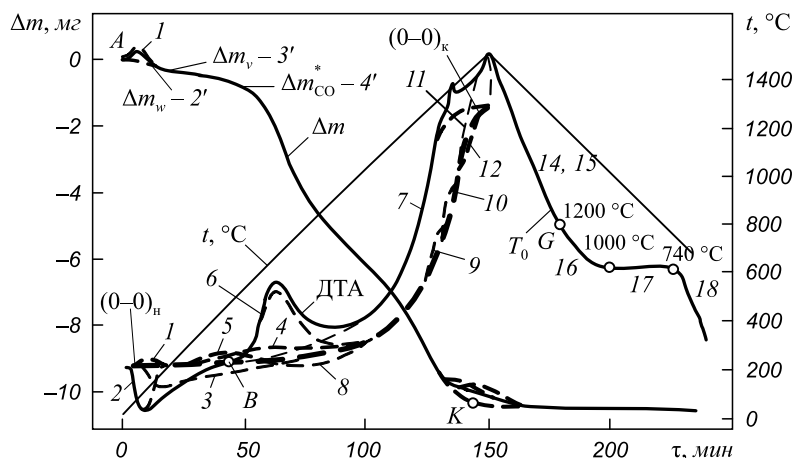
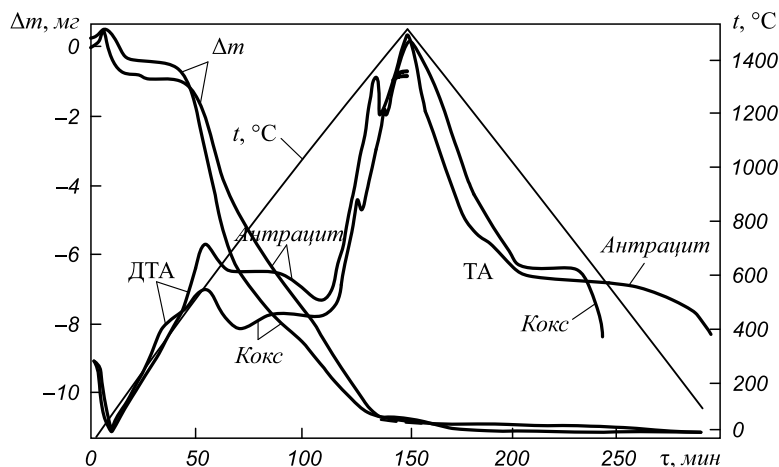


Рис. 1. Дериватограмма литейного кокса:

0-0 --- 0-0 – ноль-кривая; --- $-\Delta H_i$ – вклад энтальпий отдельных физико-химических процессов в общую кривую ДТА;
1 ÷ 18 – номера физико-химических процессов в табл. 2

Fig. 1. Thermogram of foundry coke:

0-0 --- 0-0 – zero-curve; --- $-\Delta H_i$ – enthalpy contribution of individual physicochemical processes into the common curve DTA;
1 ÷ 18 – numbers of physicochemical processes in Table 2

Рис. 2. Изменение параметров $\Delta H = f(t, ^\circ\text{C})$; $\Delta m = f(t, ^\circ\text{C})$ литейного кокса и антрацита в процессе нагреванияFig. 2. Parameters changes $\Delta H = f(t, ^\circ\text{C})$; $\Delta m = f(t, ^\circ\text{C})$ of foundry coke and anthracite at heating process

тальпии навески $\pm\Delta H$ (кривая ДТА), жирная штриховая кривая – положение ноль-кривой $(0-0)_н - (0-0)_к$, штриховые кривые – изменение массы и энтальпии для конкретных процессов (номера у кривых соответствуют порядковым номерам процессов в табл. 2). Каждому моменту времени соответствует точка на кривой ДТА, отражающая сумму тепловых эффектов $\sum\Delta H$ процессов, протекающих в данный момент. Например, при $\tau = 40$ мин точке B на кривой ДТА соответствует $\sum\Delta H_B = +\Delta H_3^B - \Delta H_4^B - \Delta H_5^B$.

В первые минуты нагрева в интервале температур 25 – 70 °C на кривой Δm отмечается небольшая прибавка массы материала (+0,21 мг), что объясняется адсорбцией газов порошкообразным материалом (в том числе и термоинертным наполнителем), которой соответствует незначительный положительный тепловой эффект ($-\Delta H_1$) на кривой ДТА. В интервале температур

30 – 175 °C на кривой ДТА фиксируется эндотермический эффект от испарения влаги ($+\Delta H_2$), которому на кривой Δm соответствует потеря массы 0,22 мг (точка 2'). В интервале температур 40 – 900 °C происходит выделение остаточных летучих веществ – 0,19 мг (точка 3' на кривой Δm), чему, несмотря на малое содержание летучих веществ, соответствует довольно значительный эндотермический эффект их возгонки ($+\Delta H_3$). При более высоких температурах (>300 °C) происходит окисление части летучих веществ (–0,16 мг), которому соответствует экзотермический эффект ($-\Delta H_4$).

Окисление углерода до CO_2 в режиме пламенного горения начинается при температуре около 480 °C (точка 4' на кривой Δm), однако этому предшествует режим беспламенного окисления (–0,5 мг) – интервал между точками 3' и 4' на кривой Δm (режим «тихого горения»), которое происходит в интервале температур 70 – 520 °C.

Т а б л и ц а 2

Параметры физико-химических процессов, протекающих при нагревании литейного кокса и антрацита до 1500 °С

Table 2. Parameters of physicochemical processes, when heating of foundry coke and anthracite up to the temperature of 1500 °C

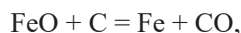
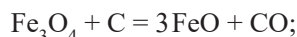
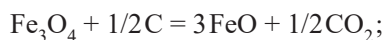
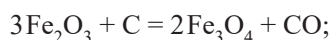
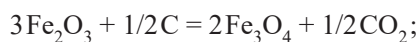
Номер про- цесса	Процесс	Изменение массы (±мг)		ΔH (±)	Температура процесса, °C					
		кокс	антрацит		$t_{\text{нач}}$		t_{max}		$t_{\text{кон}}$	
					кокс	антрацит	кокс	антрацит	кокс	антрацит
1	Адсорбция газов	+0,21	+0,2	–	25	25	70	50	210	180
2	Испарение влаги	–0,22	–0,3	+	30	30	100	100	175	210
3	Выделение летучих веществ (без окисления)	–0,03	–0,66	+	40	90	90	180	900	950
4	Окисление летучих веществ	–0,16	–0,1	–	300	300	590	800	900	950
5	Беспламенное окисление твердого углерода до CO ₂	–0,5	–	–	270	–	300	–	520	–
6	Пламенное окисление твердого углерода: до CO ₂	–9,33	–9,44	–	480	320	660	530	1010	950
	до CO	–9,33	–9,44	–	530	410	–	–	1490	1480
8	Диссоциация Fe ₂ O ₃ золы до Fe _{мет}	–0,045	–0,019	+	510	580	850	860	1010	1040
9	Окисление Fe _{мет} : до FeO	+0,03	+0,008	–	1300	1190	1310	1200	1320	1240
10	до Fe ₃ O ₄	+0,01	+0,003	–	1310	1370	1380	1380	1410	1400
11	до Fe ₂ O ₃	+0,005	+0,002	–	1390	1420	1490	1480	1500	1440
12	Плавление золы	–	–	–	1400	1350	1420	1420	1460	1440
13	Охлаждение жидкого расплава золы	1,15	0,66	+	1500	1500	–	–	1210	1200
14	Первичная кристаллизация наиболее тугоплавких компонентов расплава золы	–	–	–	1210	1200	–	–	1020	1010
15	Перитектическая реакция ж + SiO _{2(тв)} + A _т B _{л(тв)} = ж + SiO ₂ + + A _р B _{л(тв)}	–	–	–	1020	1010	–	–	850	840
16	Кристаллизация двух твердых фаз из расплава золы	–	–	–	850	840	–	–	740	740
17	Трехфазная кристаллизация	–	–	–	740	740	–	–	700	690
18	Полное затвердевание конечного шлака золы	–	–	–	–	–	–	–	550	540

Окисление углерода до CO (процесс 7 в табл. 2) начинается в небольших количествах также при низких температурах. По мере увеличения температуры концентрация монооксида углерода в газовой фазе возрастает и доля теплового эффекта от его образования становится преобладающей, при этом следует иметь в виду, что энтальпия его образования ($-\Delta H_{\text{CO(на 1 моль } \text{O}_2\text{)}}$) почти в 2 раза ниже энтальпии образования диоксида углерода.

Процесс изменения соотношений степени и скорости образования CO и CO_2 отражен на кривой Δt изменением ее кривизны в интервале температур 700 – 1200 °С, замедление скорости изменения массы

происходит за счет уменьшения доли поступающего в реактор кислорода на образование CO_2 . При более высоких температурах образуется в основном монооксид углерода, на что расходуется меньше кислорода, но при этом возрастает скорость реакций горения, что на кривой Δt отражено увеличением скорости изменения массы при температурах 1200 – 1350 °С.

В интервале температур 510 – 1010 °С происходит также диссоциация содержащегося в золе кокса оксида железа до металлического железа ($\text{Fe}_2\text{O}_3 \rightarrow 2\text{Fe} + 3/2\text{O}_2$) или в присутствии твердого углерода – восстановление Fe_2O_3 по реакциям:



возможно также восстановление оксидов железа за счет взаимодействия с монооксидом углерода.

Несмотря на то, что количество оксида железа в навеске невелико (0,101 мг), эндотермический эффект от реакции диссоциации Fe_2O_3 довольно значительный (процесс 8 в табл. 2), что также отражено на кривой ДТА.

В условиях эксперимента полное сгорание углерода заканчивается при 1490 °С (точка K на кривой Δt), однако уже при температурах >1350 °С, когда в тигле практически не остается углерода и атмосфера за счет поступающего из воздуха кислорода становится окислительной, начинается окисление ранее восстановленного из золы железа до FeO (процесс 9) при температурах 1300 – 1320 °С, до Fe_3O_4 (про-

цесс 10) при 1310 – 1380 °С, до Fe_2O_3 (процесс 11) при 1390 – 1490 °С. При этом на конечной стадии нагрева на кривой Δt наблюдается излом – резкое замедление потери массы за счет прибыли кислорода из воздуха, а на кривой ДТА отображаются острые пики соответствующих экзотермических реакций окисления. Эти реакции при разреженном распределении частиц золы в большом количестве термоинертного растворителя, а также частиц железа металлического в остатках золы, протекают с большой скоростью в узком интервале температур.

Исследование влияния крупности углеродистого материала на кинетику физико-химических процессов, протекающих при его нагревании, показало, что при увеличении крупности кокса и антрацита с класса –50 до –500 мкм замедляется процесс газификации твердого углерода, особенно при пониженных температурах на стадии преимущественного образования CO_2 . Менее четко и при более высоких температурах проявляются экзотермические эффекты окисления железа, очевидно за счет диффузионных затруднений поступления кислорода внутрь более крупных частиц гетерогенных зольных остатков (рис. 3).

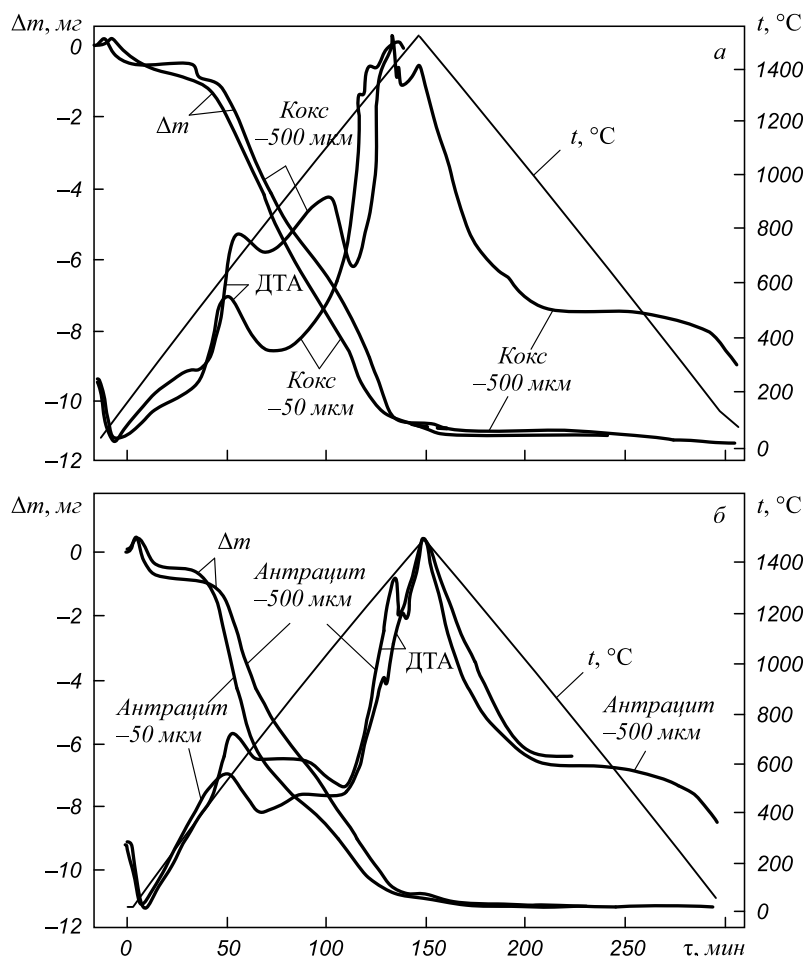


Рис. 3. Влияние крупности углеродистого материала на кинетику изменения массы и энтальпии кокса (а) и антрацита (б)

Fig. 3. Influence of coarseness of carbonaceous material on the kinetics of changes of mass and enthalpy of coke (a) and anthracite (b)

В процессе охлаждения расплава золы можно выделить отдельные стадии процесса кристаллизации на кривой охлаждения $T_0 = f(\tau)$.

Пренебрегая невысоким содержанием в золе кокса оксидов кальция и магния ($\text{CaO} + \text{MgO} \approx 5\%$), можно свести рассматриваемую многокомпонентную си-

стему шлака к трехкомпонентной $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--FeO}_n\text{--SiO}_2$ (18 % Al_2O_3 , 17 % FeO_n , 65 % SiO_2). В этом случае в соответствии с диаграммой состояния системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--FeO}_n\text{--SiO}_2$ [13] (фрагмент диаграммы состояния приведен на рис. 4, а) состав шлака, из которого начинается первичная кристаллизация расплава, рас-

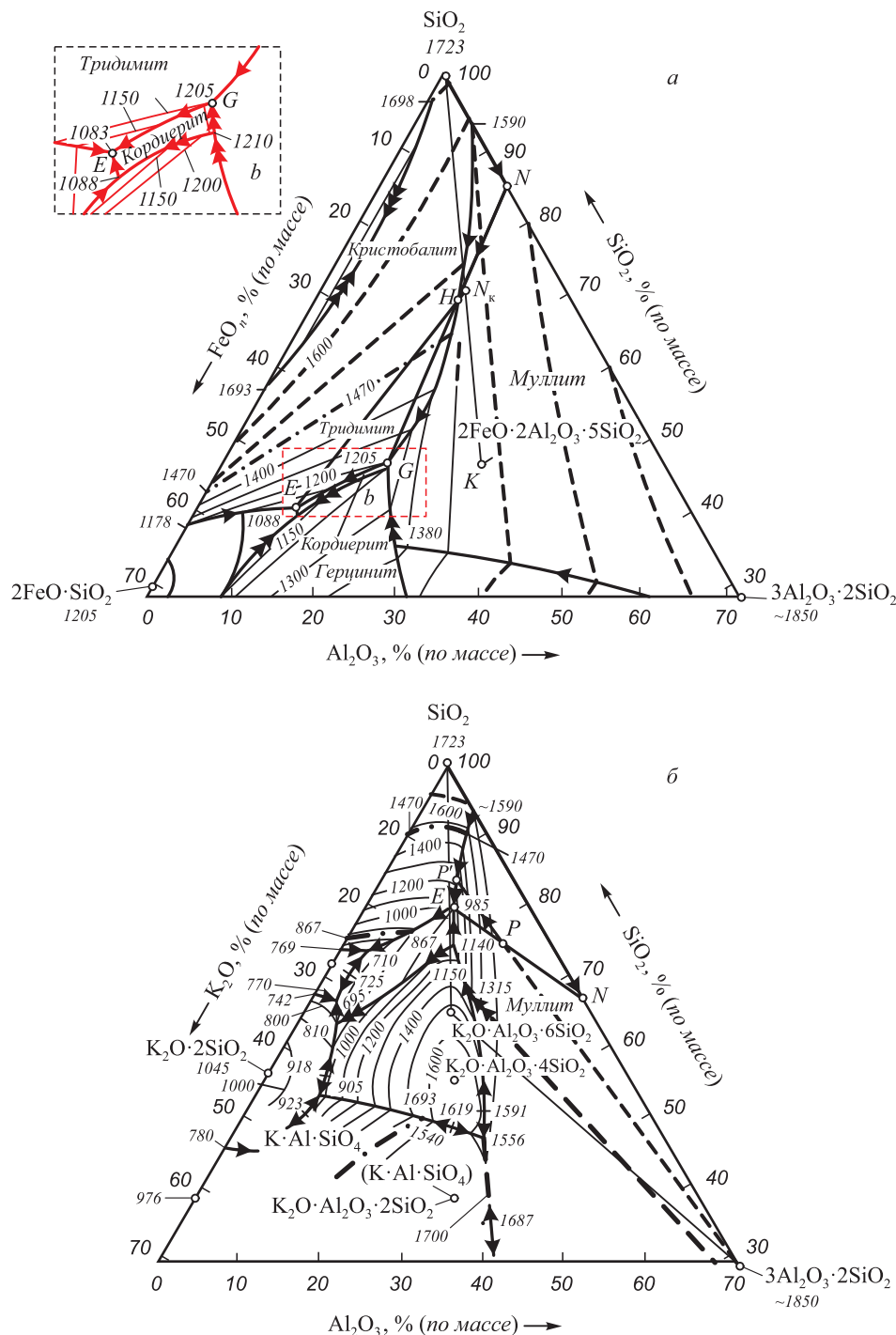


Рис. 4. Путь кристаллизации расплава золы кокса состава точки H , % (по массе): 65 SiO_2 ; 18 Al_2O_3 ; 17 FeO_n в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--FeO}_n\text{--SiO}_2$ (а) и путь кристаллизации расплава золы антрацита состава точки P , % (по массе): 75 SiO_2 ; 17,5 Al_2O_3 ; 6,7 ($\text{K}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{CaO} + \text{MgO}$) в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--K}_2\text{O--SiO}_2$ (б)

Fig. 4. Way of melt crystallization of coke ash with the point composition H , % (by mass): 65 SiO_2 ; 18 Al_2O_3 ; 17 FeO_n in the system of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--FeO}_n\text{--SiO}_2$ (a) and way of melt crystallization of anthracite ash of point composition P , % (by mass): 75 SiO_2 ; 17,5 Al_2O_3 ; 6,7 ($\text{K}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{CaO} + \text{MgO}$) in the system of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--K}_2\text{O--SiO}_2$ (b)

положен на пограничной кривой, разделяющей поля кристаллизации муллита ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) и кристобалита (SiO_2) (точка H), и соответствует температуре примерно 1480°C . При этом из расплава начинают выкристаллизовываться одновременно две тугоплавкие твердые фазы – муллит и кристобалит, при понижении температуры менее 1470°C – тридимит и муллит (до 1205°C). При 1205°C остаточный расплав состава 46 % SiO_2 , 19 % Al_2O_3 , 35 % FeO_n (точка G , см. фрагмент диаграммы b на рис. 4, a) взаимодействует с образовавшимися кристаллами муллита по перитектической реакции $\text{ж} + \text{муллит} = \text{ж}_{\text{ост}} + \text{кордиерит}$ ($2\text{FeO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{SiO}_2$). Поскольку в точке G протекания перитектической реакции сходятся поля кристаллизации трех фаз (тридимита, муллита, кордиерита), а точка исходного состава H лежит за пределами элементарного фазного треугольника этих фаз, то в процессе перитектической реакции муллит полностью исчезает, а кристаллизация небольшого количества остаточного расплава будет продолжаться с выделением двух кристаллических фаз – тридимита и кордиерита, при этом состав расплава изменяется вдоль пограничной кривой GE . В точке тройной эвтектики E кристаллизация должна закончиться при температуре 1083°C с образованием трех кристаллических фаз – тридимита, кордиерита и фаялита ($2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$). Состав конечного эвтектического расплава следующий: 40 % SiO_2 , 47 % FeO , 13 % Al_2O_3 .

Следует отметить хорошее совпадение экспериментальных данных с параметрами фазовых равновесий диаграммы состояния системы $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{FeO}_n - \text{SiO}_2$: температура начала кристаллизации 1460 и 1480°C , конец двухфазной кристаллизации (точка G) 1200 и 1205°C , кристаллизация в тройной эвтектике (точка E) 1100 и 1083°C .

Фактически кристаллизация в точке E не заканчивается, так как присутствие в конечном маточном расплаве оксидов кальция и магния снижает температуру плавления расплава. Количество расплава за счет кристаллизации тридимита и кордиерита уменьшается примерно в 15 раз ($\text{ж}:\text{тв} = \text{HN}_k:\text{NE}$) и составляет примерно $0,077$ мг, количество твердой закристаллизовавшейся смеси – $1,073$ мг, в которой соотношение тридимит/кордиерит составляет $N_k F:N_k \text{SiO}_2 = 32:42$, т. е. к моменту эвтектической кристаллизации из исходного расплава выводится $0,464$ мг SiO_2 в виде кристаллов тридимита и $0,608 \cdot \frac{60 \cdot 2}{648} = 0,113$ мг в составе кордиерита (с кордиеритом выводится также $0,190$ мг Al_2O_3 и $0,135$ мг FeO).

В оставшемся расплаве должно содержаться, мг: $0,083 \text{ SiO}_2$; $0,002 \text{ Al}_2\text{O}_3$; $0,055 \text{ FeO}_n$; $0,052 \text{ CaO}$; $0,011 \text{ MgO}$ или, %: $40,9 \text{ SiO}_2$; $1,0 \text{ Al}_2\text{O}_3$; $27,1 \text{ FeO}$; $25,6 \text{ CaO}$; $5,4 \text{ MgO}$.

В образовавшемся конечном расплаве системы $\text{CaO} - \text{FeO}_n - \text{SiO}_2$ легкоплавкие эвтектики кристаллизуются при температуре около 1100°C .

Кроме того, снижение температуры конечной кристаллизации возможно также за счет переокисления шлакового расплава и повышения в нем концентрации Fe_2O_3 . Так, в системе $\text{FeO} - \text{Fe}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ наиболее легкоплавкая эвтектика ($\sim 1050^\circ\text{C}$) образована фаялитом, кордиеритом, магнетитом и кремнеземом [14].

Взаимное влияние этих факторов приводит к понижению температуры конечной кристаллизации многокомпонентных расплавов примерно на 100°C , т. е. до $900 - 950^\circ\text{C}$, что соответствует экспериментальным результатам термического анализа.

Термогравиметрический анализ антрацита показал, что при его нагревании проявляются практически все физико-химические процессы, имеющие место при нагревании кокса. Сравнительные дериватограммы кокса и антрацита представлены на рис. 2. Основное отличие заключается в отсутствии на начальной стадии нагрева беспламенного окисления твердого углерода вследствие более низкой по сравнению с коксом реакционной способности антрацита при низких температурах, обусловленной, в основном, более низкой пористостью и более высокой плотностью. Окисление твердого углерода в режиме горения начинается раньше. В связи с большим количеством летучих веществ тепловой эффект от их окисления более высокий, а в связи с меньшим количеством золы и малым содержанием в ней Fe_2O_3 и, следовательно, малым количеством восстановленного металлического железа, эффекты от окисления железа при высоких температурах выражены в меньшей степени.

Кривые охлаждения расплава золы кокса и антрацита практически одинаковы, хотя следует иметь в виду, что составы шлаковых расплавов отличаются весьма существенно (см. табл. 1). Содержание SiO_2 в золе антрацита значительно выше ($73,1\%$), а содержание Fe_2O_3 на порядок ниже ($1,5\%$), однако присутствуют в большом количестве K_2O ($3,1\%$) и Na_2O ($0,7\%$), способствующие образованию легкоплавких эвтектик. По данным работы [14], наиболее легкоплавкий расплав в системе $\text{Na}_2\text{O} - \text{K}_2\text{O} - \text{CaO} - \text{MgO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ появляется примерно при 510°C , а в присутствии оксидов железа температура наиболее легкоплавкой эвтектики равна 480°C .

Если в упрощенном варианте рассматривать расплав золы антрацита как трехкомпонентную систему $\text{SiO}_2 (\text{SiO}_2 + \text{P}_2\text{O}_5 + \text{TiO}_2) - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{K}_2\text{O} (\text{K}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{CaO} + \text{MgO})$, то его исходный состав должен содержать, %: $75,0 \text{ SiO}_2$; $17,5 \text{ Al}_2\text{O}_3$; $6,7 \text{ K}_2\text{O}$ и обозначаться на диаграмме системы $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{K}_2\text{O}$ точкой P , лежащей в поле кристаллизации муллита на изотерме $\sim 1600^\circ\text{C}$ (рис. 4, b). Первичный путь кристаллизации с выделением из расплава кристаллов муллита пройдет от точки P до точки P' (приблизительно $83,0\%$ SiO_2 , $9,9\%$ Al_2O_3 , $7,5\%$ K_2O) с понижением температуры примерно до 1250°C . Затем кристаллизация продолжается вдоль пограничной кривой от точки P' до точки

Е с одновременным выделением кристаллов тридимита и муллита. В точке тройной эвтектики E ($t = 985^\circ\text{C}$; 80 % SiO_2 ; 11 % Al_2O_3 ; 9 % K_2O) кристаллизация должна закончиться с выделением трех твердых фаз – муллита, тридимита и поташа ($\text{K}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$), однако влияние примесей может обуславливать существование жидкого расплава и при более низких температурах.

Количество конечного жидкого расплава состава точки E можно определить из соотношения $ж:тв_N = PN:PE = 0,65$, оно составит примерно 0,82 мг (около 7,5 % рабочей массы углеродистого материала).

По результатам сравнительных испытаний можно сделать следующее заключение.

При нагревании кокса уже при низких температурах происходит его беспламенное окисление с выделением тепла («тихое горение»), что может привести к разогреву и воспламенению в условиях плохого отвода тепла. При нагревании антрацита такого процесса практически не наблюдается.

Содержащиеся в золе углеродистых материалов оксиды железа при температурах 1000 – 1400 °C в присутствии твердого углерода и восстановительной атмосферы диссоциируют (восстанавливаются) до металлического железа, которое в окислительной атмосфере при высоких температурах вновь окисляется до FeO , Fe_3O_4 , Fe_2O_3 .

При использовании антрацита для выплавки железуглеродистых сплавов уже при температурах менее 1000 °C может образоваться значительное количество легкоплавкого расплава золы (кислого вязкого шлака с содержанием около 80 % SiO_2) в количестве примерно 7,5 % рабочей массы антрацита. Это может привести к расстройству технологического процесса (спеканию материалов, ухудшению газопроницаемости шихты, повышению газификации оксидов и пылеобразованию). При плавке оксидных материалов (например доменного шлака для производства минераловатных изделий) использование антрацита предпочтительнее кокса, так как легкоплавкий кислый шлак золы антрацита увеличивает кислотность оксидного расплава, что повышает механические свойства минеральной ваты и увеличивает показатели качества продукта [15].

Увеличение плотности углеродистых материалов приводит к уменьшению скорости образования CO_2 и увеличению скорости образования CO , что может привести к изменению температурных зон и состава газовой фазы в шахтных печах.

Выводы. Термогравиметрический анализ углеродистых материалов методом разбавления навески в порошкообразном термоинертном растворителе показал широкие возможности его использования для сравни-

тельного анализа. Анализ образцов литейного кокса и антрацита показал, что их поведение при нагревании отличается незначительно и, следовательно, антрацит во многих технологических процессах может частично или полностью служить заменителем кокса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Нефедов П.Я., Страхов В.М. Тощие угли Кузбасса – заменители кокса // Кокс и химия. 2006. № 6. С. 23 – 34.
2. Страхов В.М. Использование качественного потенциала антрацита Горловского бассейна в металлургических производствах // Кокс и химия. 2008. № 9. С. 27 – 37.
3. Страхов В.М., Аникин А.Е., Строкина И.В., Якушевич Н.Ф. Получение металлизированных окатышей с использованием буроугольного полукокса // Кокс и химия. 2015. № 1. С. 20 – 25.
4. Ярошенко Ю.Г., Гордон Я.М., Ходоровская Ю.Ю. Энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии черной металлургии. – Екатеринбург: ООО УИПЦ, 2012. – 670 с.
5. Кудрявцев В.С., Пчелкин С.А. Использование неокисляющихся углей в черной металлургии. – М: Металлургия, 1981. – 168 с.
6. Аникин А.Е., Динельт В.М. Применение буроугольного полукокса из углей Канско-Ачинского бассейна для получения частично или полностью металлизированных продуктов. Энергетика в глобальном мире: Сб. тезисов докл. Первого Междунар. науч.-технич. конгресса. – Красноярск: Версо, 2010. С. 250 – 251.
7. Едильбаев А.И., Страхов В.Н., Чокан К.Ш. Комплексные исследования углей Казахстана как углеродного сырья для прямого восстановления железа // Кокс и химия. 2013. № 9. С. 20 – 27.
8. Канаев Ю.П., Трегуб В.В., Молчанов Н.Е. и др. Разработка технологии использования слабоокисляющихся углей при выплавке ферросилиция. – В кн.: Совершенствование производства ферросилиция: Материалы заводской науч.-технич. конф. – Новокузнецк: Полиграфкомбинат, 1997. Вып. 3. С. 191 – 196.
9. Мизин В.Г., Серов Г.В., Саблин Н.И. и др. Выплавка 75%-ного ферросилиция на коксах их шихт с повышенным участием газовых углей. – В кн.: Совершенствование производства ферросилиция на Кузнецком заводе ферросплавов: Материалы заводской науч.-технич. конф. – Кемерово: Кн. изд-во, 1969. С. 159 – 169.
10. Термический анализ минералов и горных пород / В.П. Иванова, Б.К. Касатов, Т.Н. Красавина, Е.Л. Розина. – Л.: Недра, 1974. – 399 с.
11. Якушевич Н.Ф., Страхов В.М., Бондаренко А.С., Строкина И.В. Использование термогравиметрического анализа для изучения углеродотермических процессов восстановления // Тезисы докл. X Междунар. науч.-технич. конф. молодых специалистов. – Новокузнецк: ОАО «ЕВРАЗ», 2012. С. 8 – 10.
12. Эллиот Д.Ф., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавильных процессов / Пер. с англ. С.Н. Расиной; Под ред. Ю.Л. Плинера, Н.С. Смирнова. – М.: Металлургия, 1969. – 252 с.
13. Атлас шлаков. Справочное издание / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1985. – 208 с.
14. Бережной А.С. Многокомпонентные системы окислов. – Киев: Наукова думка, 1970. – 544 с.
15. Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Бедарев С.А. Теория и практика интенсификации технологического процесса в шахтных печах малого диаметра. – М.: Теплотехник, 2010. – 379 с.

Поступила 2 октября 2014 г.

THERMOGRAVIMETRIC ANALYSIS OF CHANGES IN PARAMETERS OF CUPOLA COKE AND ANTHRACITE

A.V. Feoktistov¹, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, first Vice-Rector (umu@sibsiu.ru)

N.F. Yakushevich¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Non-ferrous Metallurgy and chemical engineering”

V.V. Strakhov², Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Coke

I.F. Selyanin¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”

O.G. Modzelevskaya, Senior Lecturer of the Chair of Quality Management

¹ **Siberian State Industrial University** (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

² **JSC “VUKhIN”** (19, Klimasenko str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654038, Russia)

Abstract. Thermogravimetric analysis of cupola coke and anthracite samples was carried out using a Setaram derivatograph by means of test charge diluting in powder thermo-inert solvent. Method applicability in comparative evaluation of various carbon materials properties is shown. At heating up to 1500 °C the behavior of coke and anthracite differs slightly; that allows suggesting the possibility of replacing coke by anthracite. Ash residues melt formation and their crystallization during subsequent cooling depends on the amount and composition of ash and can influence significantly the course of technologic process.

Keywords: thermogravimetric analysis, derivatograph, cupola coke, anthracite, carbon materials.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-837-845

REFERENCES

1. Nefedov P.Ya., Strakhov V.M. Lean coal of Kuzbass – substitutes. *Koks i khimiya*. 2006, no. 6, pp. 23–34. (In Russ.).
2. Strakhov V.M. Use of anthracite qualitative potential from Gorlovskii basin in metallurgical production. *Koks i khimiya*. 2008, no. 9, pp. 27–37. (In Russ.).
3. Strakhov V.M., Anikin A.E., Strokina I.V., Yakushevich N.F. Production of reduced pellets from lignite semicoke. *Coke and Chemistry*. 2015, vol. 58, no. 1, pp. 18–22.
4. Yaroshenko Yu.G., Gordon Ya.M., Khodorovskaya Yu.Yu. *Energoeffektivnye i resursosberegayushchie tekhnologii chernoi metallurgii* [Power-efficient and resource-saving technologies of ferrous metallurgy]. Ekaterinburg: OOO UIPTs, 2012. 670 p. (In Russ.).
5. Kudryavtsev V.S., Pchelkin S.A. *Ispol'zovanie nekoksuyushchikh-sya uglei v chernoi metallurgii* [Usage of non-caking coal in ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1981. 168 p. (In Russ.).
6. Anikin A.E., Dinel't V.M. Usage of brown coal semi-coke from the coal of Kansk-Achinsk basin for obtaining partly or fully metallized products. In: *Energetika v global'nom mire: sb. tezisev dokladov Pervogo mezhdunarodnogo nauchno-tekhnicheskogo kongressa* [Energetics in the global world: collected paper of brief outline reports. The 1st International Scientific and Technical Congress]. Krasnoyarsk: Verso, 2010, pp. 250–251. (In Russ.).
7. Yedil'bayev A.I., Strakhov V.M., Chokin K.S., Muzgina V.S., Surovtseva I.V. Coal from Kazakhstan for the direct reduction of iron. *Coke and Chemistry*. 2013, vol. 56, no. 9, pp. 319–325.
8. Kanaev Yu.P., Tregub V.V., Molchanov N.E. etc. Technology development of the usage of weak-coking coal at ferrosilicon smelting. In: *Sovershenstvovanie proizvodstva ferrosilitsiya. Materialy zavodskoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii* [Improvement of ferrosilicon production. Materials of Plant Scientific and Technical Conference]. Novokuznetsk: Poligrafkombinat, 1997. Issue 3, pp. 191–196. (In Russ.).
9. Mizin V.G., Serov G.V., Sablin N.I. etc. Smelting of 75% ferrosilicon on coke of charge with the increased participation of gases. In: *Sovershenstvovanie proizvodstva ferrosilitsiya na Kuznetskom zavode ferrosplavov: Materialy Zavodskoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii* [Improvement of ferrosilicon production at Kuznetsk ferrous alloy plant: Materials of plant scientific and technical conference]. Kemerovo: Kn. izd-vo, 1969, pp. 159–169. (In Russ.).
10. Ivanova V.P., Kasatov B.K., Krasavina T.N., Rozinova E.L. *Termicheskii analiz mineralov i gornykh porod* [Thermal analysis of minerals and rocks]. Leningrad: Nedra, 1974. 399 p. (In Russ.).
11. Yakushevich N.F., Strakhov V.M., Bondarenko A.S., Strokina I.V. Using the thermogravimetric analysis for studying carbon-thermal regenerative processes. In: *Tezisy dokladov X Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii molodykh spetsialistov* [Reports of Xth International Scientific and Technical Conference of Young Specialists]. Novokuzneck: OAO “EVRAZ”, 2012, pp. 8–10. (In Russ.).
12. Elliott John F., Gleiser Molly, Ramakrishna V. *Thermochemistry for Steelmaking*. Addison - Wesley Inc. 1963. (Russ.ed.: Elliott J., Gleiser M., Ramakrishna V. *Termokhimiya staleplavil'nykh protsessov*. Moscow: Metallurgiya, 1969. 252 p.).
13. Schlackenatlas. *Verein Deutscher Eisenhüttenleute*. Verlag Stahleisen. 1981. 282 p. (Russ.ed.: *Atlas shlakov. Sprav.* Moscow: Metallurgiya, 1985. 208 p.).
14. Bereznoi A.S. *Mnogokomponentnye sistemy okislov* [Multicomponent oxide systems]. Kiev: Naukova dumka, 1970. 544 p. (In Russ.).
15. Selyanin I.F., Feoktistov A.V., Bedarev S.A. *Teoriya i praktika intensifikatsii tekhnologicheskogo protsessa v shakhtnykh pechakh malogo diametra* [Intensification theory and practice of technological process in shaft furnaces of small diameter]. Moscow: Teplotekhnika, 2010. 379 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed according to the state task of the Russian Ministry of Science and Education no. 2014/213 to perform public works in the field of scientific activities.

Received October 2, 2014

К ВОПРОСУ О РАЗРАБОТКЕ БАЗЫ ПРАВИЛ НАСТРОЙКИ ПАРАМЕТРОВ ПИ-РЕГУЛЯТОРА ПРИ УПРАВЛЕНИИ НАГРЕВАТЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМИ ОБЪЕКТАМИ*

*Еременко Ю.И., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Автоматизированные
и информационные системы управления»*

*Полещенко Д.А., к.т.н., доцент кафедры «Автоматизированные и информационные
системы управления»*

*Глуценко А.И., к.т.н., доцент кафедры «Автоматизированные
и информационные системы управления» (strondutt@mail.ru)*

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

Аннотация. Рассмотрены вопросы разработки базы правил, содержащей опыт оператора по настройке параметров ПИ-регулятора при управлении нагревательной печью. В рамках исследования выделены блоки правил по настройке П-, И-составляющей в условиях нагревания и остывания печи, определены условия активации правил в зависимости от текущей ситуации на объекте управления. Проверка полученной базы правил проведена на моделях двух нагревательных печей с различной динамикой. Использование подхода позволило снизить переуправление, возникающее в результате смены динамики объекта, что привело к экономии до 24 % времени на отслеживание графика уставок. Таким образом, использование оптимизатора параметров ПИ-регулятора, построенного на основе данной базы правил для учета нелинейных свойств объектов управления, позволит интенсифицировать производство и снизить себестоимость продукции.

Ключевые слова: ПИ-регулятор, база правил, настройка параметров регулятора, нагревательные печи, математическое моделирование, адаптивное управление, энергоэффективность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-846-850

В настоящее время подавляющее большинство контуров управления технологическими процессами построены на основе ПИД-регуляторов. Обладая рядом преимуществ, такой регулятор остается линейным, в то время как большинство реальных объектов управления (ОУ) обладают нелинейными характеристиками. Примером таких объектов являются нагревательные ОУ – печи нагрева литой заготовки, дуговые печи и пр. Изменение задания, степени загрузки печи при постоянных коэффициентах ПИД-регулятора зачастую приводят к снижению качества регулирования и росту энергозатрат [1 – 3].

Для решения указанной проблемы необходимо построение адаптивной системы управления. С целью создания таких систем разработано достаточно большое число классических методов, таких как метод Циглера-Никольса [4] и методы, основанные на построении модели ОУ с помощью испытательного сигнала [5, 6]. Моменты времени, когда необходимо применять такие методы, определяются человеком. Кроме того, результаты идентификации ОУ, как показали эксперименты, могут существенно отличаться даже при сходных начальных условиях.

* Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 13-08-00532-а, 15-07-0609215) и фонда Президента РФ (грант № 14.Y30.15.4865-МК).

Фактически, широкое участие человека даже в работе упомянутых методов позволяет сделать вывод о том, что, несмотря на большое число разработок в данной области, только опытный настройщик, опираясь на свои знания и опыт, способен эффективно решать такую задачу. Это приводит к заключению о целесообразности применения интеллектуальных методов для решения рассматриваемой задачи [7 – 15]. Среди них можно выделить подходы, в рамках которых настройка ПИД-регулятора осуществляется с помощью нечеткой логики [8, 11, 13, 15], экспертных систем [9, 14] и пр. Среди перечисленных методов непосредственно со знаниями работают экспертные системы. Подход, описанный в работе [9], демонстрирует эффективность данного метода, однако база знаний не учитывает специфики нагревательных ОУ.

Целью данного исследования является разработка базы правил настройки параметров ПИ-регулятора, отражающей опыт настройщика, а кроме того, ее проверка на моделях реальных нагревательных печей. ПИ-регулятор был выбран, поскольку для нагревательных объектов Д-канал используется редко.

В пакете Matlab реализована схема управления объектом, представленным блоком Subsyst2 с ПИ-регулятором (Subsystem) и базой правил коррекции

его параметров (S-function *rb_PI*) (рис. 1), где U_i , U_p , U_{pi} – сигналы управления на выходе i -, p -каналов и всего ПИ-регулятора соответственно, e – текущее рассогласование. Блок *Saturation* использован для ограничения сигнала управления с ПИ-регулятора в диапазон $[0; 100]$, U – управляющее воздействие.

Для моделирования в качестве объекта использовались математические модели незагруженных и загруженных металлической заготовкой муфельных электропечей СНОЛ-1,6,2,5.1/11-И4 и СНОЛ 40/1200, полученные путем идентификации.

Параметры для моделей печи СНОЛ-1,6,2,5.1/11-И4:

- пустая печь: $K = 21$, $T_1 = 1636$ с, $T_2 = 69,4$ с, $\tau = 64$ с;
- загруженная печь: $K = 21$, $T_1 = 2683$ с, $T_2 = 35$ с, $\tau = 90$ с.

Параметры для моделей печи СНОЛ 40/1200:

- пустая печь: $K = 34,2$, $T_1 = 9000$ с, $T_2 = 100$ с, $\tau = 12$ с;
- загруженная печь: $K = 34,2$, $T_1 = 22\,000$ с, $T_2 = 100$ с, $\tau = 20$ с.

Для проведения опытов использован следующий график уставок: $300\text{ }^{\circ}\text{C} \rightarrow 330\text{ }^{\circ}\text{C} \rightarrow 240\text{ }^{\circ}\text{C} \rightarrow 300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для смены уставки температура должна удерживаться 30 мин в окрестности задания, равной 5 % разности текущей и предыдущей уставки. Для модели незагруженной печи СНОЛ-1,6,2,5.1/11-И4 были подобраны значения коэффициентов ПИ-регулятора: $K_p = 0,2422$, $K_i = 1,504 \cdot 10^{-4}$. Для модели пустой печи СНОЛ 40/1200: $K_p = 1$, $K_i = 1,504 \cdot 10^{-4}$.

База правил реализована при помощи средств пакета Matlab – это S-функция *rb_PI* (см. рис. 1). Она имеет шесть входов: текущее задание по температуре; задержанный на 1 с, на Z с и на $2Z$ с сигнал по выходу ОУ; задержанный на 1 с сигнал управления до и после ограничителя управляющего воздействия. Первые пять входов формируют вектор X , используемый в дальнейшем

для вычисления значений коэффициентов регулятора. Вызов базы правил происходит раз в Z с.

Каждое правило представляет собой условие, отражающее конкретную ситуацию на ОУ, и следствие, представляющее собой величину шага α для метода градиентного спуска. С помощью этого метода производится настройка коэффициентов $\omega_{ij}^{(q)}$ и $b_j^{(q)}$ полинома, применяемого для вычисления параметров ПИ-регулятора с целью минимизации текущего рассогласования между заданием и выходом ОУ ($\tanh$ – гиперболический тангенс):

$$K_p = \sum_{i=1}^{15} w_{1i}^{(2)} \tanh \left(\sum_{j=1}^5 w_{ij}^{(1)} x_j + b_i^{(1)} \right) + b_1^{(2)};$$

$$K_i = \sum_{i=1}^{15} w_{2i}^{(2)} \tanh \left(\sum_{j=1}^5 w_{ij}^{(1)} x_j + b_i^{(1)} \right) + b_2^{(2)}.$$

В результате экспериментов выявлено, что для корректной работы надстройки необходимо, чтобы в течение конкретного переходного процесса в период до входа контролируемой величины в 10 % окрестность новой уставки, было проведено минимум 15 измерений температуры через промежутки времени Z с. Поэтому при работе с моделями печей СНОЛ-1,6,2,5.1/11-И4 использовалось Z , равное 20 с, а для СНОЛ 40/1200 – 10 с.

В структуре базы правил можно выделить общее правило для определения допустимости настройки регулятора, а также блоки правил для коррекции его параметров в условиях управления нагревом и остыванием печи.

Корректировать K_p , K_i следует, если сигнал управления, формируемый ПИ-регулятором, находится в допустимых пределах $[0; 100]$. Иначе коэффициенты регулятора приобретут излишне высокое (или низкое) значение.

Если идет процесс нагрева и рассогласование находится в пределах от 10 до 80 % разницы между текущим заданием и предыдущим и:

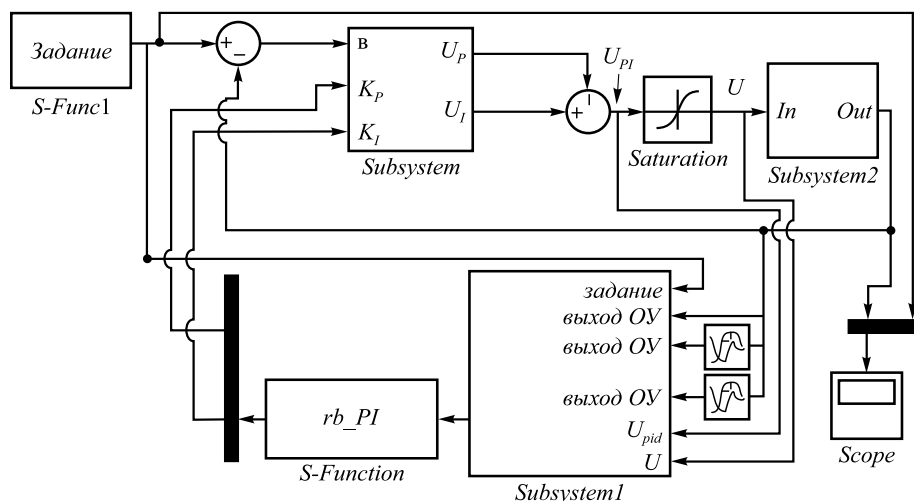


Рис. 1 Реализация схемы управления с базой правил

Fig. 1. Control scheme implementation based on the rule base

- скорость нарастания сигнала температуры менее амплитуды шума N в установившемся режиме, определяемой при первичном запуске системы за Z с, то переходный процесс достиг своего пика раньше необходимого и следует корректировать коэффициент K_p в сторону увеличения. Величина α в данном случае должна быть на три порядка меньше текущего значения K_p ;
- скорость нарастания сигнала температуры более допустимой по технологической инструкции, то K_p корректируется в сторону уменьшения. Величина α должна быть на четыре порядка меньше текущего значения K_p .

Если предыдущий блок условий не был вызван и рассогласование составляет менее 20 % разницы текущего задания и предыдущего, то:

- при очередной смене задания определялось, составляет ли рассогласование e менее 3 % разницы между текущим заданием и предыдущим в течение не менее Z^2 с. Если система стабильна, то текущее задание и сигнал управления сохранялись в специальный массив. Такие воздействия принимались как эталонные для соответствующих заданий. В течение любого переходного процесса при первом пересечении задания фиксировалось значение сигнала управления в i -канале. Если это значение меньше эталонного, K_I следует увеличивать, а если больше – уменьшать. Величина α должна быть на семь порядков меньше текущего значения K_I ;
- если принято решение об увеличении K_I и перерегулирование при этом оказалось более 5 % разницы между текущим заданием и предыдущим, то принимается решение об уменьшении K_p . Величина α в данном случае должна быть на четыре порядка меньше значения K_p ;

- если переходный процесс уже достиг своего первого максимума после пересечения задания, скорость изменения температуры за последние $2Z$ с менее N град., а текущее рассогласование больше 5 % разницы между текущим заданием и предыдущим, то K_I следует уменьшать. В противном случае K_I следует увеличивать. Величина α должна быть на семь порядков меньше текущего значения K_I .

В случае остывания печи предложен следующий набор правил:

- если скорость убывания температуры оказалась менее N град. за $2Z$ с, а ошибка – более 10 % разницы между текущим заданием и предыдущим и график температуры в течение текущего переходного процесса еще не пересекал задание, то K_I следует увеличивать. Величина α должна быть на семь порядков меньше текущего значения K_I ;
- если график температуры пересекал задание, температура в текущий момент больше задания, а ошибка составляет более 5 % разницы между текущим заданием и предыдущим, то принималось решение об уменьшении K_p . Величина α должна быть на четыре порядка меньше текущего значения K_p ;
- такое же решение принималось, если график температуры пересек задание один раз, а ошибка в текущий момент более 5 % разницы между текущим заданием и предыдущим. Величина α в данном случае должна быть на четыре порядка меньше текущего значения K_p .

Каждый из экспериментов для каждой из печей имел следующую структуру: 12 смен задания для модели пустой печи → 12 смен задания для модели загруженной печи → 12 смен задания для модели пустой печи.

Результаты моделирования для схем управления с базой правил и обычным ПИ-регулятором с использованием моделей печи СНОЛ-1,6,2,5,1/11-И4 приведены на рис. 2, 3 (1 – момент начала использования модели

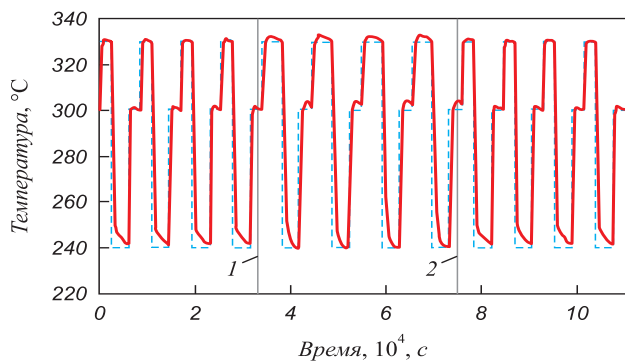


Рис. 2. Результаты для моделей печи СНОЛ-1,6,2,5,1/11-И4 (ПИ-регулятор):
— выход ОУ; --- задание

Fig. 2. Obtained experimental results from control system with PI-controller for SNOL-1,6,2,5,1/11-И4 furnace models:
— exit of control objects OY; --- task

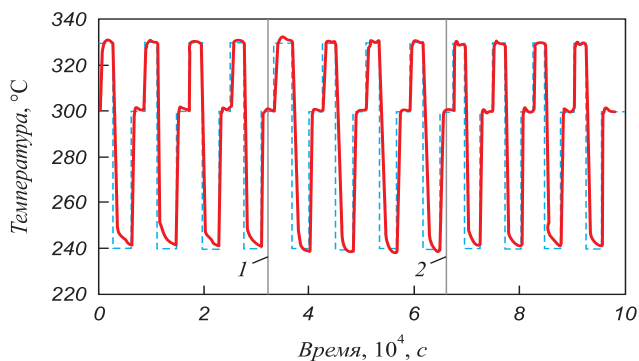


Рис. 3. Результаты для моделей печи СНОЛ-1,6,2,5,1/11-И4 (база правил):
— выход ОУ; --- задание

Fig. 3. Obtained experimental results from control system with PI-controller with self-adjustment for SNOL-1,6,2,5,1/11-И4 furnace models:
— exit of control objects OY; --- task

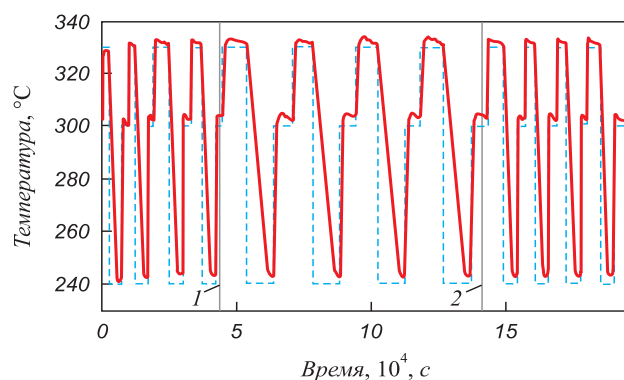


Рис. 4. Результаты для моделей печи СНОЛ 40/1200 (ПИ-регулятор):
— выход ОУ; --- задание

Fig. 4. Obtained experimental results from control system with PI-controller for SNOL 40/1200 furnace models:
— exit of control objects OY; --- task

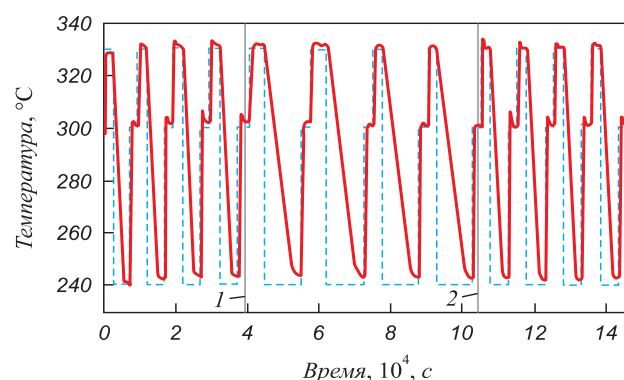


Рис. 5. Результаты для моделей печи СНОЛ 40/1200 (база правил):
— выход ОУ; --- задание

Fig. 5. Obtained experimental results from control system with PI-controller with self-adjustment for SNOL 40/1200 furnace models:
— exit of control objects OY; --- task

загруженной печи, 2 – момент возврата к модели пустой печи).

Перерегулирование при использовании модели загруженной печи для обычного ПИ-регулятора составило 8,3 % для процессов нагрева и 2 % для процессов охлаждения, для системы с базой правил – 2,5 % для нагрева и 2,2 % для охлаждения. Общее время опыта для системы с базой правил составило 27,21 ч, а для обычного ПИ-регулятора – 30,5 ч (экономия по времени на выполнение графика задания 10,8 %).

Результаты моделирования для схем управления с базой правил и обычным ПИ-регулятором с использованием моделей печи СНОЛ 40/1200 приведены на рис. 4, 5 (1 – момент начала использования модели загруженной печи, 2 – момент возврата к модели пустой печи).

Перерегулирование для переходных процессов при использовании модели загруженной печи для обычного ПИ-регулятора составило 11 % для процессов нагрева, для системы с базой правил – 4 % для процессов нагрева. Общее время опыта для системы с базой правил составило 40,56 ч, а для обычного ПИ-регулятора – 53,49 ч (экономия по времени на выполнение графика задания 24,1 %).

Выводы. Предложенная база правил настройки параметров ПИ-регулятора проверена на моделях нагревательных объектов с различной динамикой.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что использование оптимизатора параметров ПИ-регулятора, построенного на основе данной базы правил для учета нелинейных свойств ОУ, позволило сократить перерегулирование и время, требуемое на выполнение графика заданий. Таким образом, в условиях реального производства на данном агрегате может быть интенсифицирован выпуск продукции и сокращено удельное энергопотребление.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Vilanova R., Visioli A. PID Control in the Third Millennium. Lessons Learned and New Approaches. – London: Springer, 2012. – 602 p.
2. Astrom K. J., Hagglund T., Hang C. C., Ho W. K. Automatic tuning and adaptation for PID controllers – A survey // Control Engineering Practice. 1993. Vol. 1. No. 4. P. 699 – 714.
3. Pfeiffer B.-M. Towards “plug and control”: self-tuning temperature controller for PLC // International journal of Adaptive Control and Signal Processing. 2000. No. 14. P. 519 – 532.
4. Ziegler J., Nichols N. Optimum settings for automatic controllers. 1942. No. 65. P. 759 – 768.
5. Alexandrov A.G., Palenov M.V. Self-tuning PID-I controller. Preprints of the 18th IFAC World Congress. 2 Sept. 2011. P. 3635 – 3640.
6. Li Y., Ang K.H., Chong G.C.Y. Patents, software and hardware for PID control: an overview and analysis of the current art // Control Systems Magazine. 2006. No. 26(1). P. 42 – 54.
7. Еременко Ю.И., Глушенко А.И. О решении неформализуемых и плохоформализуемых задач методами иммунных алгоритмов // Информационные технологии. 2011. № 7. С. 2 – 7.
8. Zhao Z.Y., Tomizuka M., Isaka S. Fuzzy gain scheduling of PID controllers // IEEE Transactions on systems, man, and cybernetics. 1993. Vol. 23. No. 5. P. 1392 – 1398.
9. Anderson K.L., Blankenship G.I., Lebow L.G. A rule-based adaptive PID controller : Proc. 27th IEEE Conf. Decision. Control, 1988. P. 564 – 569.
10. Gaing Z. L. A particle swarm optimization approach for optimum design of PID controller in AVR system // Energy Conversion, IEEE Transactions on. 2004. Vol. 19. No. 2. P. 384 – 391.
11. Кудинов Ю.И., Келина А.Ю. Упрощенный метод определения параметров нечетких ПИД-регуляторов // Мехатроника, автоматизация, управление. 2013. № 1. С. 12 – 22.
12. Unal M., Ak A., Topuz V., Erdal H. Optimization of PID Controllers Using Ant Colony and Genetic Algorithms. – London: Springer, 2013. – 85 p.
13. Интеллектуальные системы автоматического управления / Под. ред. И.В. Макарова, В.М. Лохина. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2001. – 576 с.
14. Nesler C.G. Experiences in applying adaptive control to thermal processes in buildings : Proc. Amer. Control Conf., Boston, MA, 1985. P. 1535 – 1540.
15. Tan S.-H., Hang C.-C., Chai J.-S. Gain scheduling: from conventional to neuro-fuzzy // Automatica. 1997. Vol. 33. No. 3. P. 411 – 419.

Поступила 3 декабря 2014 г.

DEVELOPMENT OF THE DATABASE SETTINGS RULES OF PI-REGULATORS AT CONTROL OF HEATING METALLURGICAL PLANTS

Yu.I. Eremenko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair
“Automation and Information Systems”

D.A. Poleshchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of
the Chair “Automation and Information Systems”

A.I. Glushchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of
the Chair “Automation and Information Systems”

(strondutt@mail.ru)

Sary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology “MISiS” (42, Makarenko, Sary Oskol, Belgorod Region, 309516, Russia)

Abstract. The problem of a rule base development containing PI-controller setter’s experience is considered. As a result, it is decided to divide such base into several blocks, which are responsible for P-component and I-component parameters adjustment for cooling and heating processes respectively. The conditions when rules should be activated were determined. They depend on the plant parameters at the moment. Proposed rule base is a part of PI-controller parameters tuner. It was tested on models of two real heating furnaces with different parameters. According to the conducted experiments, a conclusion could be made that overshoot caused by plant nonlinearity is lower for the control system with a proposed tuner in comparison with the system with a conventional PI-controller. That leads to saving of about 24 % of time needed to follow a setpoint schedule. So PI-controller parameters tuner usage based on developed rule base allows to take into consideration plant nonlinearity, to intensify production and to reduce production costs.

Keywords: PI-controller, rule base, controller parameters tuning, heating furnace, mathematical modeling, adaptive control, energy efficiency.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-846-850

REFERENCES

1. Vilanova R., Visioli A. PID Control in the Third Millennium. *Lessons Learned and New Approaches*. London: Springer, 2012, 602 p.
2. Astrom K. J., Hagglund T., Hang C. C., Ho W. K. Automatic tuning and adaptation for PID controllers – A survey. *Control Engineering Practice*. 1993, vol. 1, no. 4, pp. 699–714.
3. Pfeiffer B.-M. Towards “plug and control”: self-tuning temperature controller for PLC. *International journal of Adaptive Control and Signal Processing*. 2000, no. 14, pp. 519–532.
4. Ziegler J., Nichols N. *Optimum settings for automatic controllers*. 1942, no. 65, pp. 759–768.
5. Alexandrov A.G., Palenov M.V. Self-tuning PID-I controller. *Preprints of the 18th IFAC World Congress*. 2 Sept. 2011, pp. 3635–3640.
6. Li Y., Ang K.H., Chong G.C.Y. Patents, software and hardware for PID control: an overview and analysis of the current art. *Control Systems Magazine*. 2006, no. 26(1), pp. 42–54.
7. Eremenko Yu.I., Glushchenko A.I. On the solution of non-formalizable and badly formalized problems by immune algorithms. *Informatsionnye tekhnologii*. 2011, no. 7, pp. 2–7. (In Russ.).
8. Zhao Z.Y., Tomizuka M., Isaka S. Fuzzy gain scheduling of PID controllers. *IEEE Transactions on systems, man, and cybernetics*. 1993, vol. 23, no. 5, pp. 1392–1398.
9. Anderson K.L., Blankenship G.I., Lebow L.G. A rule-based adaptive PID controller: *Proc. 27th IEEE Conf. Decision. Control*, 1988, pp. 564–569.
10. Gaing Z. L. A particle swarm optimization approach for optimum design of PID controller in AVR system. *Energy Conversion, IEEE Transactions on*. 2004, vol. 19, no. 2, pp. 384–391.
11. Kudinov Yu.I., Kelina A.Yu. Simplified method of determining the parameters of indistinct PID controllers. *Mekhatronika, avtomatizatsiya, upravlenie*. 2013, no. 1, pp. 12–22. (In Russ.).
12. Unal M., Ak A., Topuz V., Erdal H. *Optimization of PID Controllers Using Ant Colony and Genetic Algorithms*. London: Springer, 2013. 85 p.
13. *Intellektual’nye sistemy avtomaticheskogo upravleniya* [Intelligent automatic control systems]. Makarov I.V., Lokhin V.M. eds. Moscow: FIZMATLIT, 2001. 576 p. (In Russ.).
14. Nesler C.G. *Experiences in applying adaptive control to thermal processes in buildings: Proc. Amer. Control Conf., Boston, MA*, 1985, pp. 1535–1540.
15. Tan S.-H., Hang C.-C., Chai J.-S. Gain scheduling: from conventional to neuro-fuzzy. *Automatica*. 1997, vol. 33, no. 3, pp. 411–419.

Acknowledgements. The work was supported by the Russian Foundation for Basic Researches (grant no.13-08-00532-a, 15-07-0609215) and the Fund of the President of the Russian Federation (grant no. 14.Y30.15.4865-MK).

Received December 3, 2014

УДК 621.771

РАЗРАБОТКА ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ СИСТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ ПОДГОТОВКИ ПРОИЗВОДСТВА СОРТОВОГО ПРОКАТНОГО СТАНА*

Ерёмченко А.Ю.^{1,2}, к.т.н., доцент кафедры «Автоматизированные и информационные системы управления», ведущий специалист организации управления производством (al_eremenko@mail.ru)

Цыганков Ю.А.¹, аспирант кафедры «Автоматизированные и информационные системы управления» (monya1993@mail.ru)

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

² ОАО «Лебединский ГОК»
(309191, Россия, Белгородская обл., Губкин-11)

Аннотация. Повышение эффективности производственной деятельности предприятия может быть достигнуто путем повышения оперативности принимаемых управленческих решений. Использование современных высокоинтеллектуальных систем управления, основанных на принципах нечеткой логики, позволяющих не только обрабатывать большие объемы разноплановой и неструктурированной информации, но и оперативно вырабатывать решения в условиях инвариантности и недостаточности данных, адаптация этих систем к реальным производственным условиям является одним из основных направлений в реализации задачи повышения эффективности производства. В работе анализируются возможности проектирования системы оперативного управления процессами подготовки и перевалки клетей сортового прокатного стана, формирования и корректировки плана прокатки в условиях интерактивного взаимодействия всех агентов технологической цепи на основе симбиоза многоуровневых мультиагентных сетей и динамических экспертных систем.

Ключевые слова: интеллектуализация управления, сортопрокатное производство, подготовка производства, план прокатки, перевалка клетей, мультиагентные сети, экспертные системы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-851-856

Прокатное производство является заключительным переделом металлургического производства, обеспечивающим выпуск готовых изделий и определяющим основной характер металлургического завода, многообразие его технологических процессов, сортамент прокатываемых сталей, технологический состав цехов и агрегатов и отличается от других переделов металлургического производства большой номенклатурой готовой продукции, непрерывным совершенствованием технологических процессов с целью повышения качества выпускаемой продукции, постоянно возрастающими требованиями потребителей к качеству этих изделий, разветвленной схемой транспортных потоков, сложной конфигурацией схемы обработки, перескладирования, учета, упаковки и отгрузки [1].

Актуальность разработки высокоинтеллектуальных систем управления процессом производства сортового проката обусловлена усложнением подготовки оборудования стана, постоянным ростом объемов производства при одновременном росте разнообразия сортамента продукции, повышением требований потребителей к отделке изделий, уменьшившимся в последние годы тоннажем отгружаемых партий проката

(монтажных партий), что в свою очередь увеличивает объем подготовительных операций вследствие возросшего количества перевалок на оборудовании, а также усложнением внутренних логистических потоков при отделке, межоперационном складировании и отгрузке готовой продукции.

Успешное решение сложной многокритериальной задачи по формированию качественного оперативного плана прокатки определяется, в значительной степени, способностью специалиста учитывать большое количество факторов, работать в режиме недостаточной полноты информации и постоянного цейтнота, вызванного непрерывно изменяющимися условиями во всей технологической цепочке «выплавка – разливка – прокатка – отделка – отгрузка», что определяется, в первую очередь, опытом и личными качествами специалиста [2].

Анализ современных средств и методов [3 – 13], позволяющих осуществлять оперативное планирование и управление производством, позволил принять решение о возможности проектирования системы управления процессом подготовки прокатного производства и оптимизации процесса формирования плана прокатки на базе симбиоза экспертных систем и мультиагентных сетей [14], как обладающих совокупностью характеристик, наиболее полно отвечающих изложенным выше требованиям.

* Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований. Грант № 15-07-06092-а.

При разработке оптимального оперативного графика планирования прокатного производства можно выделить следующие критерии: своевременность отгрузки партии металла потребителю, отсутствие простоя транспортных средств, отсутствие простоев технологического оборудования, отсутствие нарушений технологии, отсутствие брака (например пересиживание металла в печи, связанное с неготовностью стана и др.), обеспечение минимального количества перевалок в процессе прокатки и минимального количества клетей (кассет), подлежащих замене в ходе перевалки (скольжение по профилям).

В качестве экспертной целесообразно использовать динамическую систему ввиду необходимости учитывать динамику внешних условий, т. е. изменения, происходящие в окружающей технологической среде в режиме реального времени выполнения программного приложения.

В качестве исходной информационной базы экспертной системы (ЭС) выступает портфель заказов

прокатной продукции, план выплавки стали и поступления партий (плавов) на склад литой заготовки [15].

Возмущениями, влияющими на устойчивость графика прокатки, являются нарушения технологического процесса как на предыдущих этапах (задержка или отбраковка плавки, аварийные простои оборудования и т. д.), так и непосредственно в прокатных цехах (сбои в транспортировке литой заготовки и подката между цехами, несвоевременность подготовки прокатных клетей, задержка (отправка на доработку) партии проката работниками ОТК, и т. д.), несвоевременность поставки транспорта под отгрузку, оформления отгрузочных документов и пр.

На рис. 1 представлен пример формирования ЭС для участка сборки и подготовки клетей со статической и динамической базами данных, интегрируемой в мультиагентную сеть нижнего уровня «подготовка клетей», которая в свою очередь является агентом сети более высокого уровня (цеха) «склад исходной заготовки» –

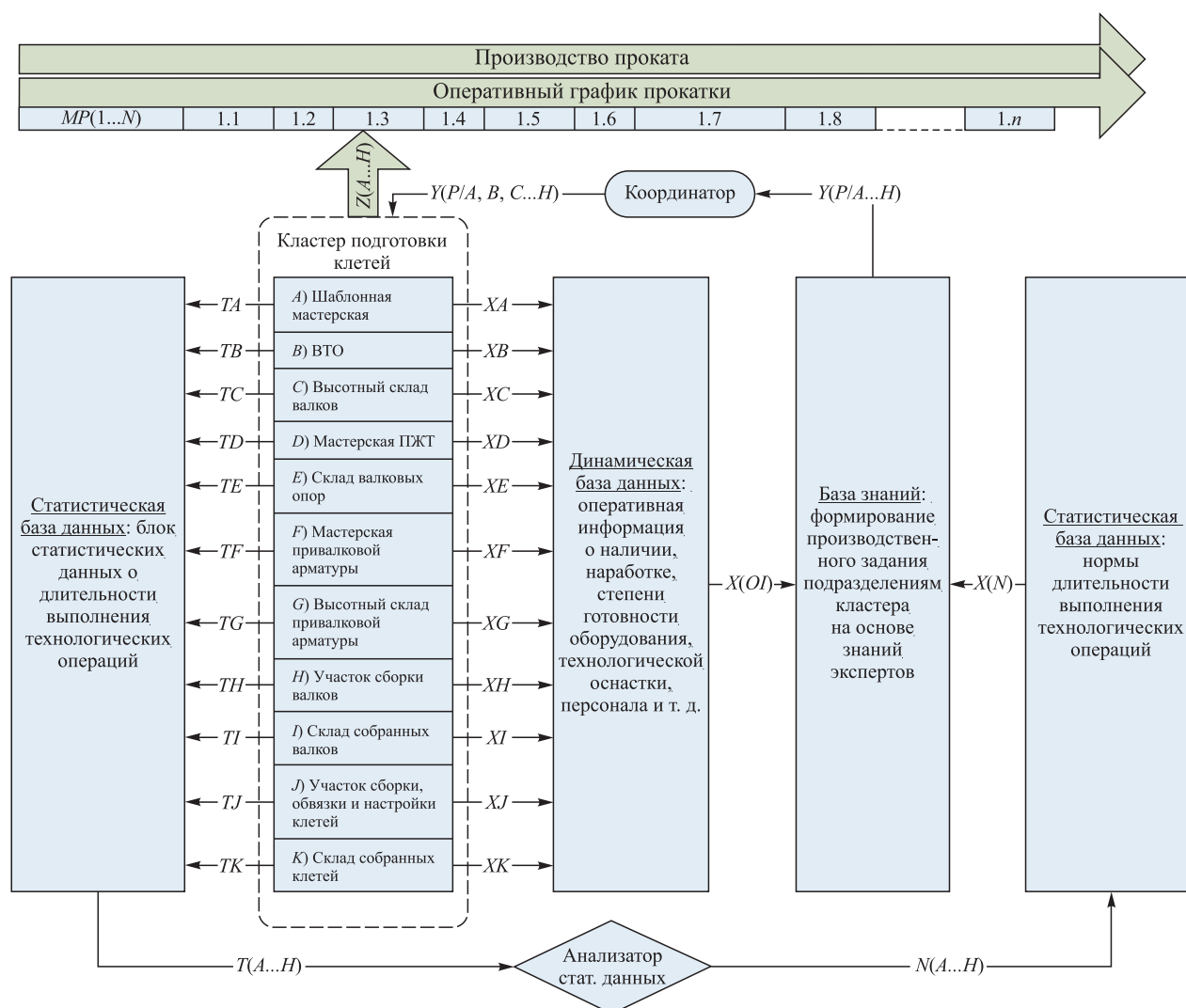


Рис. 1 Построение экспертной системы по управлению процессом подготовки прокатного производства

Pic. 1. Development of expert system for process control of rolling production preparation

«печи нагрева» – «стан» – «участок отделки» – «склад готовой продукции» – «участок отгрузки».

База данных (рабочая память) предназначена для хранения архивной (базовой) и текущей (оперативной) информации, необходимой для решения задачи оперативного планирования и управления процессом.

Статическая база данных – это архив устойчивой неизменяемой информации. В качестве основы статической информационной базы будут выступать нормы длительности выполнения операций. Одним из негативных факторов, снижающих эффективность формирования плана прокатки, его точности, является принятие управленческих решений на основании опытно-статистических данных о продолжительности того или иного процесса.

Объективная (технически обоснованная) статическая база данных ЭС «стан» будет представлена следующими блоками:

- *A* – подготовка прокатной клетки: вальцетокарная обработка (n_{1A})/ шаблонное производство (n_{2A})/ валковых опор (n_{3A})/ сборка прокатных клеток (n_{4A})/ сборка привалковой арматуры (n_{5A})/ настройка клетки (электро и гидрообвязка – установка датчиков усилия прокатки, наличия, расхода и температуры сред, подключение носителей сред – рукавов, шлангов и т.д.) (n_{6A})/ завалка клетки (n_{7A});
- *B* – подготовка калибрующих устройств (блоков, клеток) – нарезка валков калибрующих клеток (блоков) (n_{1B})/ сборка калибрующих клеток (блоков) (n_{2B})/ настройка (с обвязкой) калибрующих клеток (блоков) (n_{3B})/ завалка клеток (блоков) (n_{4B});
- *C* – подготовка ножниц и пил: подготовка ножей (заточка и сборка) (n_{1C})/ подготовка (наплавка, заточка, сборка) пильных дисков (n_{2C})/ завалка (сборка) в линии стана (n_{3C});
- *D* – подготовка устройств термомеханической обработки: подготовка и настройка труб ТМО (n_{1D})/ завалка труб ТМО (n_{2D});
- *E* – прочие операции.

База данных может быть приведена к табличному или матричному виду «норма длительности – технологических фактор», например «типоразмер собираемой клетки – длительность выполнения сборочных работ», либо при условии наличия большего количества факторов (материал валка, материал резца, количество калибров одного типоразмера, тип станка, номер переточки и т. д.) может быть описана уравнением регрессии вида:

$$H_d = v_0 + v_1 x_1 + v_2 x_2 + \dots + v_n x_n + v_{12} x_1 x_2 + \dots + v_{nm} x_n x_m,$$

где H_d – норма длительности изготовления валковой пары; $x_1, x_2, x_3 \dots x_n$ – перечень значимых факторов, оказывающих влияние на норму длительности операции.

Срок готовности к прокатке i -го профиля будет определяться готовностью всех блоков кластера, которые могут быть как независимыми, параллельными (например «нарезка калибров» – «ревизия валковых опор» – «подготовка привалковой арматуры»), так и строго последовательными («монтаж валковых опор» – «завалка валков в клеть» – «обвязка клетки» – «настройка клетки»).

Динамическая (оперативная) база данных является зеркалом, отражающим текущую картину – степень готовности оборудования, расходных материалов, персонала к прокатке i -го профиля без предварительной подготовки или при необходимости таковой и формируется оперативным технологическим персоналом участка в режиме реального времени:

- наличие и состав собранных рабочих клеток;
- наличие и состав клеток калибрующего блока;
- количество и типоразмеры свободных кассет рабочих клеток;
- наработка на калибрах существующих валков;
- количество выполненных переточек;
- наличие нарезанных валков на высотном складе;
- наличие и состав собранных валков;
- наличие и состав привалковой арматуры;
- количество и типоразмеры свободных комплектов валковых опор и т. д.

База моделей (знаний) – это база устойчивых правил и закономерностей, которая формируется на основании совместной работы экспертов, т. е. специалистов планово-распределительного бюро, технологических служб участков вальцетокарной обработки, подготовки рабочих клеток, сборки привалковой арматуры, шаблонной мастерской и др. с одной стороны и инженера по знаниям и программиста с другой, задача которых выявить и структурировать знания, необходимые для работы ЭС, осуществить выбор и разработку (при необходимости) информационных систем, выделить и выполнить программирование стандартных функций и т. д.

Взаимодействие элементов кластера, как агентов мультиагентной сети нижнего уровня, может быть описано на примере процесса подготовки клеток стана 350 сортопрокатного цеха (СПЦ) № 2 ОАО «Оскольский электрометаллургический комбинат» (ОЭМК) (рис. 2).

Шаблонная мастерская (ШМ) (*A*) обеспечивает поставку шаблонов (контршаблонов) на вальцетокарное отделение (ВТО) (*B*), где осуществляется изготовление (переточка выработавших ресурс) прокатных валков. Изготовленные (переточенные) валки поступают на высотный склад валков (ВСВ) (*C*) или непосредственно на участок сборки прокатных валков (*H*).

На участке подшипников жидкостного трения (ПЖТ) производится ремонт и подготовка валковых опор, поступающих далее на участок (*H*). Валковые опоры могут поступать также со склада или на склад валковых опор (*E*).

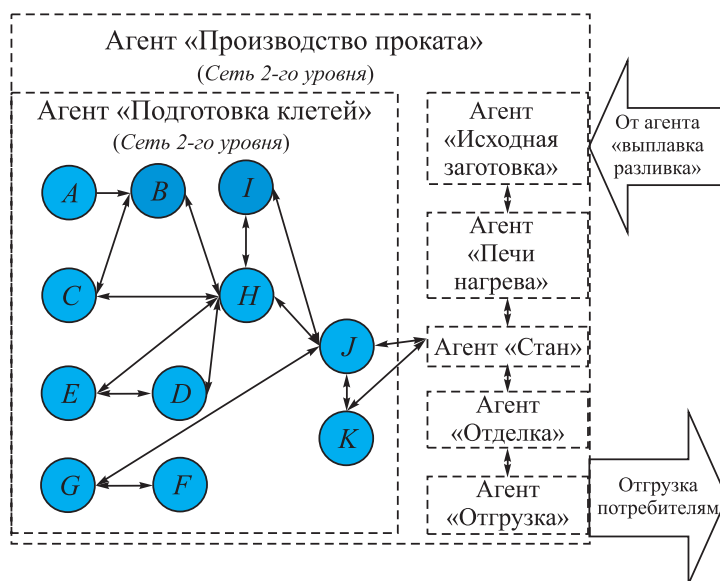


Рис. 2 Мультиагентная сеть взаимодействия структурных производственных единиц кластера подготовки прокатного производства

Pic. 2 Multi-agent system of structural production facilities interaction of rolling production preparation cluster

Привалковая арматура готовится в мастерской (F) и поступает на высотный склад (G) или непосредственно на участок сборки клеток (J), куда перед этим уже должны поступить собранные прокатные валки с участка (H) или со склада (I).

Выдача собранных, настроенных и обвязанных клеток (процесс обвязки клеток работниками электрослужб, гидравликами, энергетиками и слесарями КИПиА включен в состав работ по сборке и настройке клеток) в линию стана осуществляется либо с участка сборки клеток (J), либо со склада хранения собранных клеток.

В свою очередь, подкластер подготовки клеток выступает как агент в сети более высокого уровня – «склад исходной заготовки» – «печи нагрева» – «стан» – «участок отделки» – «склад готовой продукции» – «цех отделки проката» – «участок отгрузки», а кластер «производство проката» в сети верхнего уровня предприятия – «окомкование» – «металлизация» – «подготовка скрапа» – «выплавка/разливка стали» – «производство проката» – «отделка» – «отгрузка» и др.

Принципиальная схема реализации работы экспертной системы, взаимодействия агентов мультиагентной сети оперативного управления процессом подготовки клеток участка перевалки стана 350 СПЦ № 2 ОАО «ОЭМК» представлена на рис. 3.

Разработка современных интеллектуальных систем оперативного управления производством призвана облегчить работу специалистов, осуществляющих оперативное (тактическое) планирование и управление производством, повысить эффективность принимаемых решений в результате использования технически-обоснованной исходной информации, снизить степень субъективности принимаемых решений, повысить кадровую безопасность производства путем

сохранения в базе знаний экспертной системы опыта экспертов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Еременко А.Ю. Интеллектуализация системы оперативного управления процессом подготовки обжимных клеток сортопрокатного цеха // XI Всероссийская науч.-практич. конф. «Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство». – Старый Оскол, 2014. Т. 1. С. 178 – 185.
2. Цуканов М.А., Боева Л.М. Построение контактного графика сложноструктурированного дискретно-непрерывного производства с использованием иммунного алгоритма // Вестник Воронежского государственного технического университета. 2012. Т. 8. № 4. С. 66 – 70.
3. Дьячко А.Г. Математическое и имитационное моделирование производственных систем. – М.: МИСИС, 2007. – 540 с.
4. Вережкин С.В. Разработка и применение алгоритмов производственной координации (на примере сталеплавильного комплекса). Дисс. ... канд. техн. наук. – Новокузнецк, 2003. – 227 с.
5. Бусленко Н. П. Моделирование сложных систем. – М.: Наука, 1968. – 355 с.
6. Вережкин С.В. Формирование контактного графика в параллельно-последовательных системах: Сб. науч. тр. «Информационные технологии в экономике, промышленности и образовании». – Кемерово: Изд-во НФИ КемГУ, 2000. С.18 – 24.
7. Min Liu, Zhi-jiang Sun. An adaptive annealing genetic algorithm for the job-shop planning and scheduling problem // Expert Systems with Applications. 2011. Vol. 38(8). P. 9248 – 9255.
8. Еременко Ю.И., Полещенко Д.А., Глушенко А.И., Солодов С.В. Исследование эффективности применения нейросетевого оптимизатора параметров ПИД-регулятора при решении задач управления нагревательными объектами в металлургии // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. №7 (57). С. 61 – 65.
9. Вережкин С.В. Формирование контактного графика в параллельно-последовательных системах // Информационные технологии в экономике, промышленности и образовании: Сб. науч. тр. – Кемерово. Изд-во НФИ КемГУ, 2000. С. 18–24.
10. Цуканов М.А., Боева Л.М. Моделирование технологической координации оборудования сталеплавильного цеха на основе

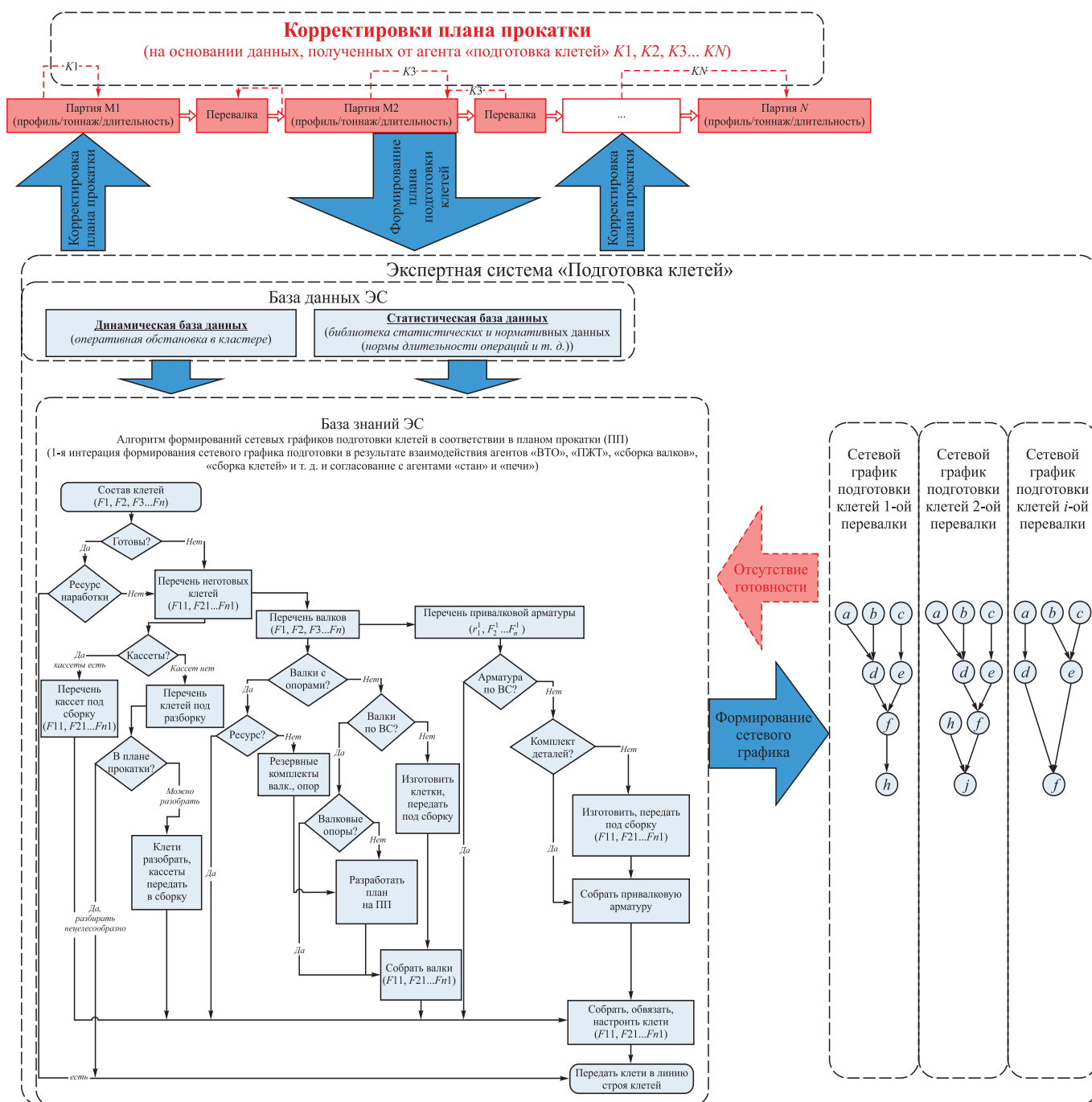


Рис. 3 Реализация экспертной системы оперативного управления процессом подготовки клеток на примере работы участка перевалки стана 350 СПЦ-2 ОАО ОЭМК

Pic. 3 Expert system implementation for operational management of stands preparation process at the example of roll changing section at the rolling mill 350 of long product rolling mill workshop-2 of OJSC "Oskolskii Electrometallurgical Plant"

- аппарата вложенных сетей Петри // Электротехнические комплексы и системы управления. 2010. № 2 (18). С. 51 – 54.
11. Leung C.W., Wong T.N. Integrated process planning and scheduling by an agent-based ant colony optimization // Computers & Industrial Engineering. 2010. No. 59. P. 166 – 180.
 12. Carlier J. The one-machine sequencing problem // European Journal of Operational Research. 1982. Vol. 11. P. 42 – 47.
 13. Tang L. et al. 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. Еременко Ю.И. Исследование эффективности интеллектуального управления в металлургии. Дисс. ... канд. техн. наук. – Липецк: ЛПТУ, 2005. – 369 с.
 15. Интеллектуализация системы оперативного управления процессом подготовки прокатных клеток сортопрокатного цеха // Всероссийская науч.-практич. конф. «Образование, наука, производство и управление». 2012. С. 180 – 185.

Поступила 3 декабря 2014 г.

CONTROL INTELLECTUALIZATION DESIGN FOR PRODUCTION PROCESS PREPARATION OF SECTION MILL

A.Y. Eremenko^{1,2}, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Automation and Information Systems”, Leading Specialist of Department of Production Control Management (al_erenenko@mail.ru)*

Y.A. Tsigankov¹, *Postgraduate of the Chair “Automation and Information Systems” (monya1993@mail.ru)*

¹ **Sary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology “MISiS”** (42, Makarenko, Sary Oskol, Belgorod Region, 309516 Russia)

² **OJSC “Lebedinsky GOK”** (Industrial Zone, Gubkin, Belgorod Region, 309516, Russia)

Abstract. An increase of production activity efficiency of an enterprise can be reached by efficiency increase of the management decisions making process. Modern highly intellectual management systems are based on the principles of fuzzy logic and allow not only to process the large volumes of versatile and unstructured information, but also to make decisions quickly in conditions of invariance and insufficiency of data. Such systems usage and adaptation to real working conditions are main ways to increase the production efficiency. The article describes the possibility of operational management system design. Such system is based on symbiosis between multi-level multi-agent systems and dynamic expert systems and is expected to be used for processes of section mill stand preparation and transfer, making and adjustment of the rolling plan under the conditions of interaction of all agents of a technological circuits.

Keywords: management intellectualization, section mill, preproduction, rolling plan, roll changing, multi-agent system, expert system.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-851-856

REFERENCES

1. Eremenko A.Yu. Intellectualization of operational management system of preparation process of breakdown stands at section rolling shop. In: *Sovremennye problemy gorno-metallurgicheskogo kompleksa. Nauka i proizvodstvo. XI vserossiiskaya nauchno-prakticheskaya konferentsiya s mezhdunarodnym uchastiem* [Modern problems of mining and smelting complex. Science and Production. XI All-Russian Scientific-Practical Conference with International Participation]. Vol. 1, Sary Oskol, 2014, pp. 178–185. (In Russ.).
2. Tsukanov M.A., Boeva L.M. Construction of contact schedule of complex structured discrete-continuous production using immune algorithm. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2012, vol. 8, no. 4, pp. 66–70. (In Russ.).
3. D'yachko A.G. *Matematicheskoe i imitatsionnoe modelirovanie proizvodstvennykh sistem. Nauchnoe izdanie* [Mathematical modeling and simulation of manufacturing systems]. Moscow: MISiS, 2007, 540 p. (In Russ.).
4. Verevkin S.V. *Razrabotka i primeneniye algoritmov proizvodstvennoi koordinatsii (na primere staleplavil'nogo kompleksa)*. Diss. ... kand. tekhn. nauk [Development and application of industrial coordination algorithms (at the example of steel-smelting complex) Cand. Tech. Sci. Diss.]. Novokuznetsk, 2003, 227 p. (In Russ.).
5. Buslenko N.P. *Modelirovanie slozhnykh sistem* [Modeling of complex systems]. Moscow: Nauka, 1968, 355 p. (In Russ.).
6. Verevkin S.V. Formation of contact graph in the parallel-serial systems. In: *Sb. nauch. tr. “Informatsionnye tekhnologii v ekonomike, promyshlennosti i obrazovanii”* [Information technologies in economy, industry and education: Coll. of sci. papers]. Kemerovo: Izd-vo NFI KemGU, 2000, pp. 18–24. (In Russ.).
7. Min Liu, Zhi-jiang Sun. An adaptive annealing genetic algorithm for the job-shop planning and scheduling problem. *Expert Systems with Applications*, 2011, vol. 38(8), pp. 9248–9255.
8. Eremenko Yu.I., Poleshenko D.A., Glushchenko A.I., Solodov S.V. The appliance efficiency estimation of pid-regulator parameters of neural optimizer for solving of control problem of metallurgical heating plants. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 7, pp. 61–65. (In Russ.).
9. Verevkin S.V. Formation of contact graph in the parallel-serial systems. In: *Sb. nauch. tr. “Informatsionnye tekhnologii v ekonomike, promyshlennosti i obrazovanii”* [Information technologies in economy, industry and education: Coll. of sci. papers]. Kemerovo: Izd-vo NFI KemGU, 2000, pp. 18–24. (In Russ.).
10. Tsukanov M.A., Boeva L.M. Modeling of technological coordination of steel plant equipment on the basis of the unit with enclosed Petri nets. *Elektrotekhnicheskie komplekсы i sistemy upravleniya*. 2010, no. 2 (18), pp. 51–54. (In Russ.).
11. Leung C.W., Wong T.N. Integrated process planning and scheduling by an agent-based ant colony optimization. *Computers & Industrial Engineering*. 2010, no. 59, pp. 166–180.
12. Carlier J. The one-machine sequencing problem. *European Journal of Operational Research*, 1982. Vol. 11, pp. 42–47.
13. Tang L. etc. 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. Eremenko Yu.I. *Issledovanie effektivnosti intellektual'nogo upravleniya v metallurgii*. Diss. ... kand. tekhn. nauk [Investigation of the efficiency of intelligent control in metallurgy. Cand. Tech. Sci. Diss.]. Lipetsk: LGTU, 2005, 369 p. (In Russ.).
15. Control intellectualization design for production process preparation of section mill. In: *“Obrazovanie, nauka, proizvodstvo i upravlenie”, Vserossiiskaya nauchn- prakticheskaya konferentsiya prepodavatelei, studentov i aspirantov s mezhdunarodnym uchastiem* [“Education, science, production and management” All-Russian scientific and practical conference of tutors, students and graduate students with international participation]. 2012, pp. 180–185. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was supported by the Russian Foundation for Fundamental Researches. Grant no.15-07-06092-a.

Received December 3, 2014

УДК 669.053

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОТИТАНИСТОГО ШЛАКА ИЗ ИЛЬМЕНИТОВОГО КОНЦЕНТРАТА

Акнурланулы М.¹, магистрант (aknurlanuly@bk.ru)

Рощин В.Е.¹, д.т.н., профессор, зав. кафедрой

«Пирометаллургические процессы» (roshchine@susu.ac.ru)

Гудим Ю.А.², д.т.н., профессор, зам. директора (kontakt-ru@technologiya-metallov.com)

¹ Южно-Уральский государственный университет

(454080, Россия, Челябинск, проспект Ленина, 76)

² ООО «Промышленная компания «Технология металлов»

(454106, Россия, Челябинск, ул. Косарева, 63)

Аннотация. Рассмотрены варианты пирометаллургической переработки ильменитовых концентратов с целью получения двух продуктов – первородного железа и высокотитанистого шлака. Представлены сравнительные оценки процессов жидко- и твердофазного восстановления.

Ключевые слова: ильменитовый концентрат, твердофазное восстановление, высокотитанистый шлак, разделительная плавка.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-857-859

Производство губчатого титана из ильменитового сырья осуществляется в три стадии: получение титанового шлака, хлорирование с целью получения тетрахлорида титана и восстановление титана из тетрахлорида титана магнием. В данной работе рассматривается одна из стадий – получение титанового шлака. Как известно, ильменит состоит из оксидов титана и железа. Хлорирование такого сырья без пирометаллургического обогащения нецелесообразно, поскольку железо является нежелательной примесью при хлорировании. Поэтому производится пирометаллургическое обогащение, в результате которого происходит восстановление железа. При этом получают два товарных продукта – богатый по содержанию титана шлак и попутный металл – первородное железо.

Целью данной работы является получение шлака с высоким содержанием оксида титана для дальнейшего производства титана.

Объектом исследования были ильменитовые концентраты в виде порошкообразного материала. Химический состав концентрата, % (по массе): 46,20 TiO₂; 16,45 Fe₂O₃; 34,20 FeO; 0,42 Al₂O₃; 0,89 SiO₂; 0,015 P₂O₅; 0,24 V₂O₅; 0,058 Cr₂O₃.

Для восстановления железа и перевода титана в шлаковую фазу использовали два варианта восстановительного процесса: жидкофазное и твердофазное.

Эксперименты проводили в печи Таммана с графитовым нагревателем по использовавшимся ранее методикам [1, 2]. Процесс восстановления в жидкой фазе проходил при температуре 1580 °С и выдержке 20 мин. Исходная шихта состояла из ильменитового концен-

трата, кокса и извести. Перемешанную шихту засыпали в графитовый тигель, расплавляли и проводили жидкофазный восстановительный процесс. При твердофазном восстановлении шихта была такой же, как и при жидкофазном восстановлении. Для более полного контакта материалов использовали мелкую фракцию. Шихту перемешивали и изготавливали на прессе цилиндрические брикеты. В качестве связующего использовали смесь жидкого стекла с водой в количестве 10 % массы шихты. Процесс твердофазного карботермического восстановления осуществляли при температуре 1250 °С и времени выдержки 90 мин.

Вид и химические составы фаз образцов после восстановления приведены на рис. 1 и в табл. 1.

Как видно на рис. 1, б, продукт твердофазного восстановления состоит из двух твердых фаз – металлической и шлаковой, которые необходимо разделить. Поэтому полученный твердофазным восстановлением материал подвергали жидкофазному разделению плавлением в графитовом тигле. Температура разделения фаз составила 1600 °С. В результате разделения получили металл и шлак, вид которых представлен на рис. 2.

Как видно, содержание железа в шлаковой фазе после разделения продуктов твердофазного восстановления (табл. 2) меньше, чем в шлаке при жидкофазном восстановлении. Это показывает, что при твердофазном восстановлении железо восстанавливается до более высокой степени, соответственно выход попутного металла больше и шлак в меньшей степени разбавляется оксидом железа.

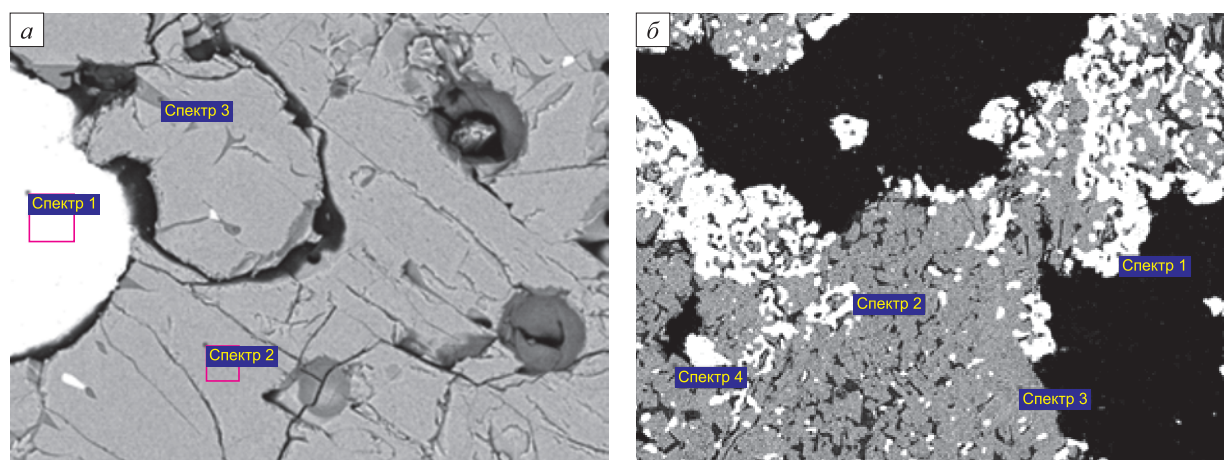


Рис. 1. Вид фаз продуктов восстановления:
а – жидкофазного, б – твердофазного

Fig. 1. Type of reduction products:
а – liquid phase, б – solid phase

Таблица 1

Содержание элементов, % (по массе) в точках анализа

Table 1. Elements content (wt.%) at points of analysis

	C	O	Mg	Al	Si	Ca	Ti	Mn	Fe
Фазы на рис. 1, а									
Спектр 1	5,0	0	0,1	0	0,1	0,1	0,1	0	93,1
Спектр 2	0	41,8	0,7	1,2	0,1	0	47,3	0,7	8,2
Спектр 3	16,0	43,9	0,4	3,8	15,7	3,2	4,0	4,9	7,8
Фазы на рис. 1, б									
Спектр 1	0	0	0	0	0,1	0,1	0,4	0	99,4
Спектр 2	0	0	0,3	0	0,1	0,5	0,5	0	98,6
Спектр 3	0	41,0	1,5	0	0,1	0,4	56,0	0	0,6
Спектр 4	0	43,0	0,1	0	0,6	24,8	30,3	0	1,4

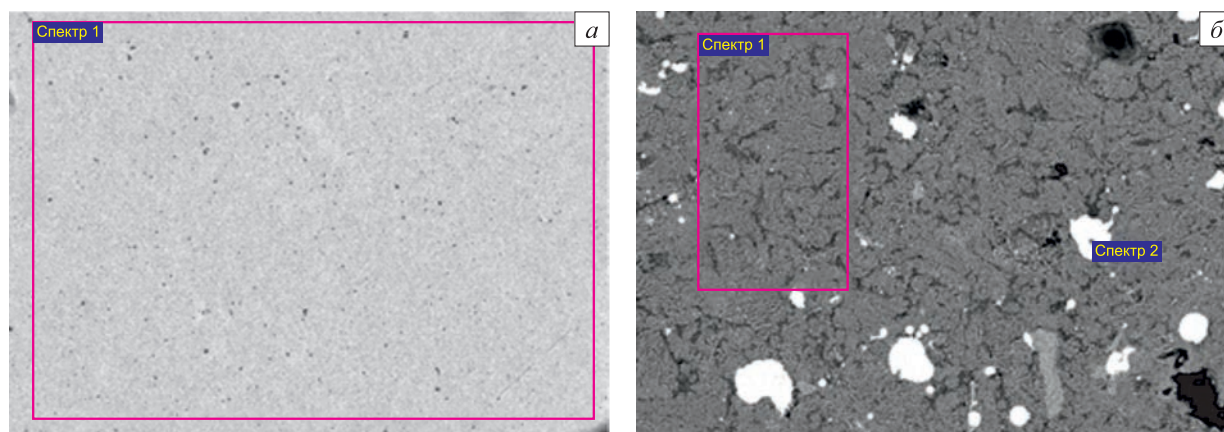


Рис. 2. Продукты жидкофазного разделения:
а – металл, б – шлак

Fig. 2. Products of liquid phase separation:
а – metal, б – slag

Содержание элементов, % (по массе) в продуктах жидкофазного разделения

Table 2. Elements content (wt.%) in the products of liquid phase separation

	O	Mg	Al	Si	Ca	Ti	Fe
Состав металла, рис. 2, а							
Спектр 1	0,0	0,0	0,0	0,7	0,0	0,5	98,8
Состав шлака и металла, рис. 2, б							
Спектр 1	41,0	0,7	0,5	2,4	13,7	41,2	0,6
Спектр 2	0,0	0,1	0,0	0,5	0,2	0,6	98,6

Выводы. Экспериментально подтверждена возможность твердофазного восстановления железа из ильменитового концентрата с получением высокотитанистого шлака. Полученный попутный металл может использоваться в качестве шихтового материала в сталеплавильном производстве. В шлаке твердофазного процесса меньше остатков оксида железа, чем при жидкофазном восстановлении. Такой шлак может применяться при дальнейшей переработке при производстве губчатого титана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рошин В.Е., Рошин А.В. Селективное восстановление металлов в решетке комплексных оксидов // Металлы. 2013. № 2. С. 12 – 20.
2. Рошин В.Е., Рошин А.В. Физические основы селективного восстановления металлов в кристаллической решетке комплексных оксидов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 5. С. 44 – 54.

Поступила 3 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZov. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 11, pp. 857–859.

PRODUCTION OF HIGH-TITANIUM SLAG FROM ILMENITE CONCENTRATE

M. Aknurlanuly¹, MA student (aknurlanuly@bk.ru)
V.E. Roshchin, Dr. Eng., Professor, Head of the Chair “Pyrometallurgical processes” (roshchine@susu.ac.ru)
Y.A. Gudim², Dr. Sci. (Eng.), Professor, Deputy Director
 (kontakt-ru@technologiya-metallov.com)

¹South Ural State University (76, Lenina ave., Chelyabinsk, 454080, Russia)

²LLC Industrial company “Technology of metals” (63, room 486, Kosareva str., Chelyabinsk, 454018, Russia)

Abstract. The article describes the variants of the pyrometallurgical processing of ilmenite concentrates to produce two products - original iron and high-titanium slag. The authors made the comparative evaluation of liquid and solid-phase reduction processes.

Keywords: ilmenite concentrate, solid-phase reduction, high-titanium slag, isolation melting.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-857-859

REFERENCES

1. Roshchin V.E., Roshchin A.V. Selective reduction of metals in the lattice of a complex oxide. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2013, no. 3, pp. 169–175.
2. Roshchin V.E., Roshchin A.V. Metals selective reduction in complex oxides crystal lattice physical foundation. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 5, pp. 44–54. (In Russ.).

Received December 3, 2014

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., *главный редактор*

Полулях Л.А., *ответственный секретарь*

Ивани Е.А., *заместитель главного редактора*

Потапова Е.Ю., *заместитель главного редактора по развитию*

Долицкая О.А., *научный редактор*

Расенец В.В., *верстка, иллюстрации*

Кузнецов А.А., *системный администратор*

Острогорская Г.Ю., *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 26.11.2015. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 13,0. Заказ 4797. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35