

ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия

Металлургия

16+

№ 7 (266)

2022

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук,
президент Волгоградского государственного технического университета (ВолгГТУ)
И. А. НОВАКОВ

Редакционная коллегия:

Байбурин В. Б., д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАЕН, засл. деятель науки РФ, Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Безъязычный В. Ф., д-р техн. наук, проф., Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П. А. Соловьева (г. Рыбинск, Россия)
Бодров В. Н., д-р, проф., Университет прикладных наук (г. Берлин, Германия)
Бребельс А., PhD, доцент факультета инженерных наук университета г. Левена (г. Левен, Бельгия)
Буренин А. А., чл.-корр. РАН, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (г. Комсомольск-на-Амуре, Россия)
Голованчиков А. Б., д-р. техн. наук, проф. ВолгГТУ
Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук, Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)
Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доц. ВолгГТУ
Добрушин Л. Д., д-р техн. наук, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев, Украина)
Злотин С. Г., д-р хим. наук, проф., Институт органической химии им. Н. Д. Зелинского РАН (г. Москва, Россия)
Иванов А. М., д-р техн. наук, проф., Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ, г. Москва, Россия)
Иващенко Н. А., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, МГТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Королев А. В., д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Кузьмин С. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Кураев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)
Лысак В. И., академик РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет (МГТУ) им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik (г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ
Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)
Пай В. В., д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)
Пустовойт В. Н., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону, Россия)
Русинов В. Л., чл.-корр. РАН, Химико-технологический институт Уральского федерального университета (ХТИ УрФУ, г. Екатеринбург, Россия)
Рыбин В. В., чл.-корр. РАН, д-р физ.-мат. наук, проф., Санкт-Петербургский политехнический университет (г. Санкт-Петербург, Россия)
Трюэль Жан-Луи, д-р экон. наук, проф., Университет «Париж-12», Сорбонна, Франция, вице-президент Международного клуба экономистов «Круг Кондратьева»
Тхай Куанг Винь, д-р философии, Институт информационных технологий (г. Ханой, Вьетнам)
Федянов Е. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Фролов В. А., д-р техн. наук, проф., МАТИ – Российский государственный технологический университет им. К. Э. Циолковского (г. Москва, Россия)
Шаритов В. М., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ
Щербаков М. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Серия
«МЕТАЛЛУРГИЯ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Кидалов Н. А.,
д.т.н., проф.

Лысак В. И., академик РАН, д.т.н.,
засл. деятель науки РФ, проф.

Буренин А. А., чл.-корр. РАН,
д.ф.-м.н. (Институт машиноведения
и металлургии ДВО РАН)

Пустовойт В. Н., д.т.н.,
засл. деятель науки РФ, проф.
(Донской ГТУ)

Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук
(Институт физики металлов УрО РАН
г. Екатеринбург, Россия)

Батаев В. А., д.т.н., проф.
(Новосибирский государственный
технический университет)

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Матлин М. М., д.т.н., проф.

Гуревич Л. М., д.т.н., доц.

Калита В. И., д.т.н., с.н.с.
(ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН)

Габельченко Н. И., к.т.н., доц.
(ответственный секретарь)

Тел.: 8(8442) 24-80-91

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.

Индекс журнала по каталогу
Агентства «Роспечать»
для Российской Федерации –
80811(ОК+ЭК).

Тел. издательства ВолгГТУ:
8(8442) 24-84-05
8(8442) 24-84-08
zavrio@vstu.ru

Научный журнал
Издается с января 2004 г.
Выходит двенадцать раз в год

№ 7 (266)

Июль

2022

УЧРЕДИТЕЛЬ
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

Адрес редакции:
Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи,
информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

*Авторское право на журнал в целом принадлежит Учредителю,
на отдельные статьи – сохраняется за автором*

*Перепечатка из журнала «Известия Волгоградского государственного технического
университета» категорически запрещена без оформления договора
в соответствии с действующим законодательством РФ*

*При перепечатке материалов ссылка на журнал «Известия Волгоградского
государственного технического университета» обязательна*

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry, President of VSTU

Editorial board:

Baiburin V. B., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Academician of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Bezyazychny V. F., D. Sc. (Engineering), Prof., Rybinsk State Aviation Technical University named after P.A. Solovyov (Rybinsk, Russia)

Bodrov V. N., D. Sc., Prof., University of Applied Sciences (Berlin, Germany)

Brebels A., PhD, Associate Prof., Faculty of Engineering Science of University of Leuven (Leuven, Belgium)

Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS (Komsomolsk-on-Amur, Russia)

Golovanchikov A. B., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Grinberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Institute of Metal Physics, Ural Division of RAS (Ekaterinburg, Russia)

Gurevich L. M., D. Sc. (Engineering), Associate Prof. of VSTU

Dobrushin L. D., D. Sc. (Engineering), E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kiev, Ukraine)

Zlotin S. G., D. Sc. (Chemistry), Prof., N.D. Zelinsky Institute of Organic Chemistry Russian Academy of Sciences (Moscow, Russia)

Ivanov A. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow Automobile and Road Construction University (MADI) (Moscow, Russia)

Ivashchenko N. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Korolev A. V., D. Sc., Prof., State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Kuzmin S.V., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Kurayev A. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (BSUIR) (Minsk, Republic of Belarus)

Lysak V. I., Academician of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Markov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Merten K., D. Sc. (Engineering), Prof., Institute of Chemical Process Engineering (Stuttgart, Germany)

Navrotskiy A. V., D. Sc. (Chemistry), Prof. of VSTU

Nizhegorodtsev R. M., D. Sc. (Economy), Chief research worker, Institute of Control Sciences V. A. Trapeznikov Academy of Sciences (Moscow, Russia)

Pai V. V., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of SB RAS (Novosibirsk, Russia)

Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Don State Technical University (Rostov-on-Don, Russia)

Rusinov V. L., Corresponding Member of RAS, Institute of Chemical Technology of Ural Federal University (Ekaterinburg, Russia)

Rybin V. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., St. Petersburg Polytechnic University (St.Petersburg, Russia)

Thai Quang Vinh, D. Sc. (Philosophy), Institute of Information Technology (Hanoi, Vietnam)

Truel J.-L., D. Sc. (Economy), Prof., University Paris Est Créteil, Sorbonne, France, Vice-president of International economists club "Kondratiev Circle"

Fedyanov E. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Frolov V.A., D. Sc. (Engineering), Prof., "MATI Russian State Technological University named after K. E. Tsiolkovsky" (Moscow, Russia)

Sharipov V. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow State Technical University "MAMI" (Moscow, Russia)

Shakhovskaya L. S., D. Sc. (Economy), Prof. of VSTU

Shcherbakov M. V., D. Sc. (Engineering), Prof. VSTU

SERIES
«METALLURGY»

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

The Journal is included to the list of peer-reviewed scientific journals and publications of the Higher Attestation Commission (HAC) of the RF for publishing of results of candidates for scientific degrees.

Editorial board:

Chairman

Kidalov N. A.,

D. Sc. (Engineering), Prof.

Lysak V. I., Academician of RAS,

Honored Scientist of the Russian

Federation, D. Sc. (Engineering), Prof.

Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Dr. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), (Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS, Komsomolsk-on-Amur)

Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering),

Honored Scientist of the Russian

Federation, Prof., (Don State

Technical University, Rostov-on-Don)

Grinberg B. A., D. Sc. Physical and

Mathematical Sciences (Institute

of Metal Physics, Ural Division

of RAS Ekaterinburg, Russia)

Bataev V.A., D. Sc. (Engineering)

Prof. (Novosibirsk State Technical

University)

Bagmutov V. P., D. Sc. (Engineering),

Prof.

Zyuban N. A., D. Sc. (Engineering),

Prof.

Matlin M. M., D. Sc. (Engineering),

Prof.

Gurevich L. M., D. Sc. (Engineering),

Associate Prof.

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering),

Prof. Chief research worker

(RAS Institute of Metallurgy

and Material Science named after

A. A. Baykov)

Gabelchenko N. I., Cand. Sc.

(Engineering), Associate Prof.

(executive secretary)

Тел.: 8(8442) 24-80-91

International index of the journal

ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.

Index of the journal in the catalogue of

the Agency "Rospechat" for the Rus-

sian Federation – 80811(OK+ЭК).

Tel. Of VSTU editorial office:

8(8442) 24-84-05

8(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 7 (266)

July

2022

FOUNDER

FSBEI of Higher Education
"Volgograd State Technical University"

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

Tel.: Head Editor – (+7 8442) 24-80-00

E-mail: president@vstu.ru

The journal is registered at the Federal Service on Control in the Sphere of Communication, IT and Mass Communications (Roscomnadzor)

Registration certificate ПИ № ФС77–61113 of March 19, 2015

Is printed according to the decision of editorial-review board of

Volgograd State Technical University

*The copyright for the journal in general belongs to the Founder,
for separate articles – to authors.*

*Reprint from the journal "Izvestia VSTU" is strongly forbidden without conclusion of
an agreement in accordance with the legislation of the RF*

When reprinting the materials, the citation to the journal "Izvestia VSTU" is obligatory

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агарков А. Ю. 40, 67
Агеев Е. В. 62
Агеева А. Е. 90
Агеева Е. В. 80
Адамова А. С. 58
Аксенов А. А. 101
Алиев Д. О. 12
Алтухов А. Ю. 80
Астахов Ф. Л. 101
Аушев В. В. 101
Белов А. А. 23, 48, 58
Бобков Е. А. 80
Бондарева О. П. 18, 44
Габельченко А. И. 94
Габельченко Н. И. 12, 23, 48, 101
Галаган В. В. 40, 52
Гаманюк С. Б. 52
Гильманшина Т. Р. 36
Гоник И. Л. 18, 44
Гребнев Д. Ю. 94
Гребнев Ю. В. 94
Григорьева Н. В. 23, 48
Гулевский В. А. 83, 98
Гуляев Н. А. 12
Дудар А. А. 58
Ефимов М. В. 12
Жаркова В. Ф. 48, 94
Зюбан Н. А. 52, 67
Карпова Е. Ю. 101
Кидалов Н. А. 12, 23, 48, 83, 98
Кириличев М. В. 29, 67
Ковалева А. А. 36
Крохалев А. В. 7
Кругляков О. В. 62
Крючков О. Б. 18, 44
Кузьмин С. В. 7
Леушин И. О. 72
Лысак В. И. 7
Масанский О. А. 36
Матасова М. В. 40
Мирошкин Н. Ю. 83, 98
Назаров С. Л. 36
Никитин М. С. 29, 67
Новиков Е. П. 90
Палаткина Л. В. 40
Поданов В. О. 62, 90
Поляк С. Р. 23
Руцкий Д. В. 29, 40, 52, 67
Седов Д. Э. 18, 44
Седов Э. В. 18, 44
Семенова Л. С. 12
Соболев А. В. 29
Тужиков О. О. 7
Филатов Д. А. 98
Харламов В. О. 7
Цурихин С. Н. 83, 98
Черников Д. Р. 7
Шихалев Ф. Р. о 101
Шуклин А. А. 29, 52, 67
Яровая Е. И. 72

СОДЕРЖАНИЕ

Часть I. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Крохалев А. В., Харламов В. О., Черников Д. Р., Тужиков О. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Исследование влияния содержания титана на водородсорбционные свойства материалов системы «титан-железо».....	7
<i>Ефимов М. В., Кидалов Н. А., Габельченко Н. И., Алиев Д. О., Семенова Л. С.</i> Определение суммарного влияния химического состава и термической обработки стали марки 10895 на ее твердость.....	12
<i>Бондарева О. П., Седов Э. В., Гоник И. Л., Седов Д. Э., Крючков О. Б.</i> Исследование структуры и склонности к охрупчиванию металла сварных соединений стали 10Х2М1.....	18
<i>Габельченко Н. И., Белов А. А., Поляк С. Р., Кидалов Н. А., Григорьева Н. В.</i> Исследование материалов лопаток смесителей-пневмонагнетателей.....	23
<i>Кириличев М. В., Руцкий Д. В., Шуклин А. А., Соболев А. В., Никитин М. С.</i> Выявление природы дефектов, возникающих при получении бесшовных труб из стали марки 38Х2МЮА.....	29
<i>Назаров С. Л., Масанский О. А., Ковалева А. А., Гильманишина Т. Р.</i> Исследование изменений химического состава и структуры жаропрочного сплава на никелевой основе.....	36
<i>Галаган В. В., Руцкий Д. В., Агарков А. Ю., Матасова М. В., Палаткина Л. В.</i> Исследование литой структуры непрерывнолитой заготовки круглого сечения стали марки 26ХМФБ.....	40
<i>Бондарева О. П., Седов Э. В., Гоник И. Л., Седов Д. Э., Крючков О. Б.</i> Исследование показателей ударной вязкости стали 08Х21Н6М2Т при различных температурах.....	44

Часть II. ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

<i>Кидалов Н. А., Григорьева Н. В., Жаркова В. Ф., Габельченко Н. И., Белов А. А.</i> Выявление основных температурных интервалов разупрочнения литейных стержней на жидкостекольном связующем.....	48
<i>Зюбан Н. А., Руцкий Д. В., Гаманюк С. Б., Галаган В. В., Шуклин А. А.</i> Влияние скорости разливки на развитие осевой зоны в слитках, отлитых сифонным способом.....	52
<i>Адамова А. С., Белов А. А., Дудар А. А.</i> Эрозионная стойкость литейных форм.....	58
<i>Агеев Е. В., Кругляков О. В., Поданов В. О.</i> Размерные характеристики порошков, полученных электродиспергированием сплава ЖС6У в керосине.....	62
<i>Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Никитин М. С., Кириличев М. В., Шуклин А. А., Агарков А. Ю.</i> Оценка эффективности использования проволоки Вa15Ca9Si45 при внепечной обработке стали марки 26ХМФБА.....	67
<i>Гуляев Н. А., Яровая Е. И., Леушин И. О.</i> Оценка качества отливок из стали 20ГЛ на основе исследований химической однородности и металлографической структуры.....	72
<i>Агеева Е. В., Алтухов А. Ю., Бобков Е. А.</i> Структура и свойства нихромовых сплавов, спеченных из электроэрозионных порошковых материалов, полученных электродиспергированием металлоотходов в воде.....	80

<i>Мирошкин Н. Ю., Гулевский В. А., Цурихин С. Н., Кидалов Н. А.</i> Влияние состава алюминиевого сплава на свойства углеграфитового композиционного материала.....	83
<i>Новиков Е. П., Поданов В. О., Агеева А. Е.</i> Свойства порошков корунда, полученных электродиспергированием металлоотходов.....	90
<i>Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Гребнев Д. Ю., Габельченко А. И.</i> Выплавка синтетического чугуна с использованием материалов, содержащих карбид кремния.....	94
<i>Цурихин С. Н., Гулевский В. А., Мирошкин Н. Ю., Кидалов Н. А., Филатов Д. А.</i> Энергопоглощающий материал, полученный пропиткой полых сфер.....	98
<i>Габельченко Н. И., Карпова Е. Ю., Аушев В. В., Астахов Ф. Л., Шихалиев Ф. Р.о, Аксенов А. А.</i> Влияние технологии раскисления малоуглеродистой стали на формирование неметаллических включений.....	101

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 669.018.25.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-7-12

А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. Р. Черников, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ТИТАНА НА ВОДОРОДСОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ «ТИТАН-ЖЕЛЕЗО»

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

Исследована кинетика процессов первичного гидрирования материалов на основе TiFe, полученных взрывным прессованием порошков титана и железа с последующей термической обработкой. С применением методов математической обработки данных, базирующихся на использовании классического уравнения Авраами – Ерофеева, выявлено, что их насыщение водородом начинается с образования на поверхности материала слоя твердых растворов водорода в исходных фазах материала и по истечении латентного периода продолжается с формированием гидридных фаз. Показано, что увеличение содержания Ti_2Fe в структуре водород-аккумулирующей материала на основе TiFe существенно повышает его водородную емкость.

Ключевые слова: железо, титан, водород-аккумулирующий интерметаллид, уравнение Авраами – Ерофеева.

A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, D. R. Chernikov, O. O. Tuzhikov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak

STUDY OF THE EFFECT OF TITANIUM CONTENT ON THE HYDROGEN ADSORPTION PROPERTIES OF MATERIALS IN THE TITANIUM-IRON SYSTEM

Volgograd State Technical University

The kinetics of the processes of primary hydrogenation of TiFe-based materials obtained by explosive pressing of titanium and iron powders with subsequent thermal treatment has been studied. The methods of mathematical data processing based on the classical Avraami-Erofeev equation revealed that their saturation with hydrogen begins with formation of hydrogen solid solutions layer on the material surface in the initial material phases and continues with formation of hydride phases after a latent period. It has been shown that the increase of Ti_2Fe content in the structure of hydrogen-accumulating material based on TiFe significantly increases its hydrogen capacity.

Keywords: iron, titanium, hydrogen-accumulating intermetallic compound, Avraami – Erofeev equation.

Несмотря на доминирование, в настоящее время литий-ионных батарей [1], твердотельное хранение водорода, по-видимому, по-прежнему остается одним из перспективных вариантов для некоторых применений, таких как стационарное хранение или сжатие водорода [2, 3]. FeTi, интерметаллическое соединение типа АВ, хорошо известно как материал для хранения водорода, а также очень популярно благодаря своей низкой стоимости, высокой водородной емкости (1,86 % по массе) и возможности использования при комнатной температуре.

Синтез однофазных сплавов на основе FeTi может проводиться различными методами, та-

кими как механическое легирование [4], методы аддитивного производства [5], дуговая плавка [6] или реакционное спекание [7]. Обычно FeTi требует начального процесса активации для поглощения водорода [8]. Проблема активации может быть решена путем добавления небольшого избытка Ti к TiFe [9]. При этом становится возможным появления в структуре материала β -твердого раствора железа в титане, а также метастабильной фазы Ti_2Fe , которая также способна поглощать водород [10]. Поскольку гидриды данной интерметаллидной фазы в соответствии с «правилом обратной стабильности» [11] должны иметь меньшую эн-

тальпию образования, чем гидриды на основе интерметаллида TiFe, то это гипотетически может повысить водородную емкость материала в целом.

Для проверки этой гипотезы нами были исследованы сплавы, содержащие 57 и 67 ат. % Ti (остальное – Fe), полученные взрывным прессованием смеси порошков железа и титана с последующим реакционным спеканием при 1100 °С.

Для проведения взрывного прессования использовали схему нагружения, предусматривающую размещение порошка на поверхности стальной подложки и его нагружение нормально падающей детонационной волной через стальную промежуточную прокладку (рис. 1, а). Режим прессования обеспечивал уплотнение исходной порошковой смеси до практически беспористого состояния (рис. 1, б).

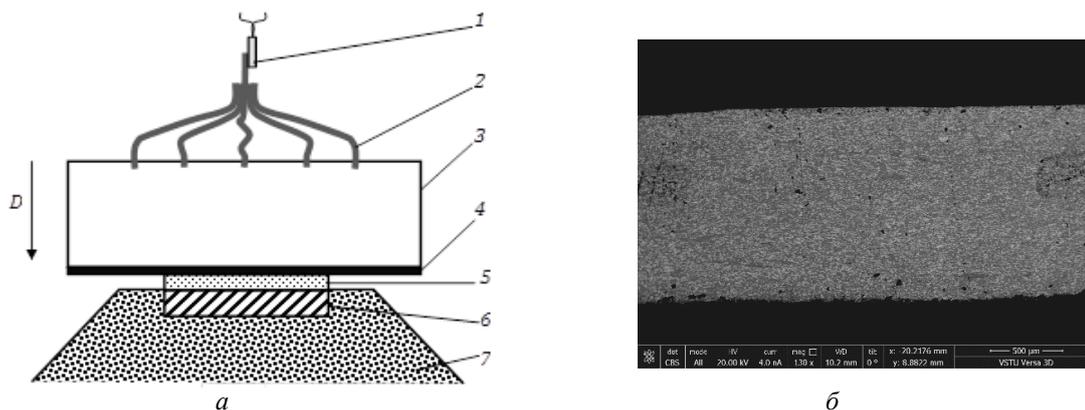


Рис. 1. Схема нагружения (а) и микроструктура прессовок (б):
1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ; 4 – промежуточная прокладка; 5 – порошок;
6 – стальное основание; 7 – песчаная подушка

Реакционное спекание проводилось в завальной стальной ампуле с засыпкой порошка титана. При этом исходные компоненты прессовок прореагировали друг с другом, в резуль-

тате чего сформировалась структура (рис. 2), состоящая из интерметаллидов TiFe и Ti₂Fe с незначительным количеством β-Ti в материале, содержащем 33 ат.% Fe и 67 ат.% Ti.

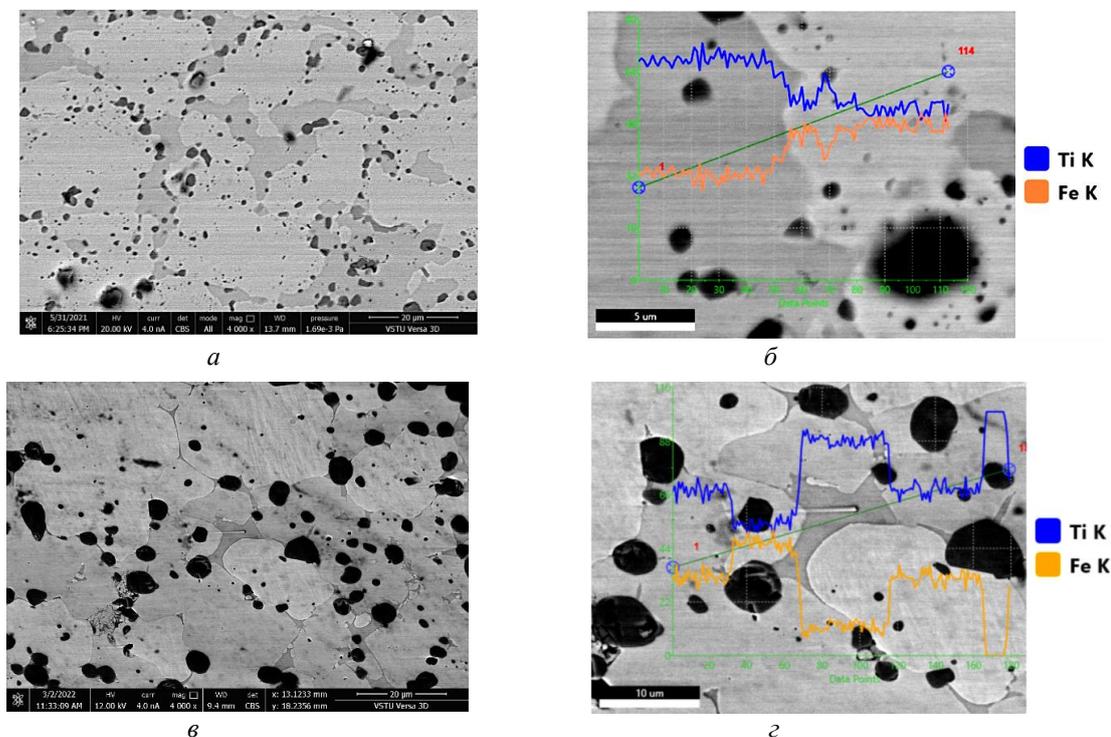


Рис. 2. Структура (а, в) и распределение элементов между фазами (б, г) материалов с различным содержанием титана (57 ат.% – а, б и 67 ат.% – в, г)

Присутствовавший в составе исходного порошка железа углерод и поглощенные в процессе спекания кислород и азот оказались свя-

занными в оксикарбонитриды (рис. 3), равномерно распределенные в объеме материала (рис. 2, а, в).

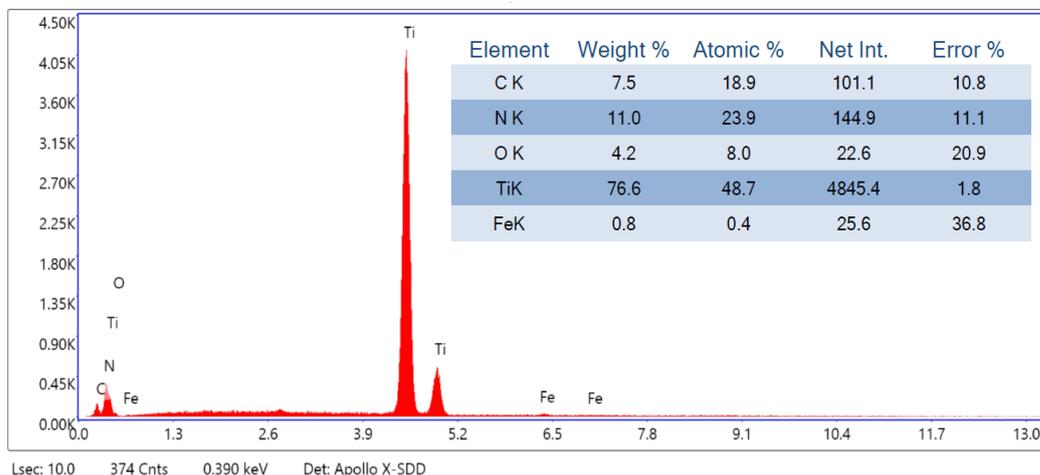


Рис. 3. Состав оксикарбонитридной фазы материала, полученной в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe

Количественное содержание фаз в структуре исследованных материалов приведено в табл. 1. Представленные в ней данные показывают, что с увеличением содержания титана в прессовках количество интерметаллидной фазы Ti₂Fe в их структуре растет, но не достигает 100 %, чего можно было бы ожидать в случае использования 67 ат.% Ti по причине частичного связывания последнего в составе оксикарбонитридов и β-твердого раствора.

Таблица 1

Результаты количественного металлографического анализа

№	Общее содержание Ti, ат.%	Содержание фаз в структуре, об.%			
		TiFe	Ti ₂ Fe	Ti(N,C,O)	β-Ti
1	57,3	74,9	17,4	7,6	-
2	66,9	20,7	62,1	14,4	2,8

Водородсорбционные свойства образцов полученных материалов определяли электрохимическим методом [12]. Гидрирование проводили при температуре 20 °С и атмосферном давлении. Измерения осуществляли в трехэлектродной ячейке с 9 М водным раствором КОН в качестве электролита, Ni(OH)₂/NiOOH-противоэлектродом и Hg/HgO-электродом сравнения на потенциостате Electrochemical Instruments P-40X. Потенциал насыщения устанавливался максимально возможным в пределах ограниче-

ний, связанных с экспериментально определенным началом выделения на электроде газообразного водорода (-1,25 В для материала с 57 ат.% Ti и -1,175 В для материала с 67 ат.% Ti); время испытания составляло 100 минут. Полученные хроноамперометрические кривые пересчитывались в количественное содержание водорода с использованием постоянной Фарадея по обычной методике [12] с отнесением результата к площади поверхности насыщения (рис. 4).

В полулогарифмических координатах кривые кинетики поглощения водорода в общем случае имеют характерную сигмоидальную форму с четкой тенденцией к затуханию скорости процесса. Для ее количественного описания и выявления механизма сорбции водорода водород-аккумулирующими материалами различной природы в настоящее время активно применяется уравнение Авраами – Ерофеева [13–15], записываемое в наиболее общем виде как

$$\frac{C(\tau)}{C_{\max}} = \begin{cases} 0, \tau \leq \tau_0 \\ 1 - \exp\left[-\left(\frac{\tau - \tau_0}{\tau_R}\right)^n\right], \tau > \tau_0 \end{cases}, \quad (1)$$

где C(τ) и C_{max} – текущее и максимально возможное количество поглощенного водорода; τ – время; τ₀ – длительность инкубационного периода; τ_R – постоянная времени процесса; n – фактор Авраами.

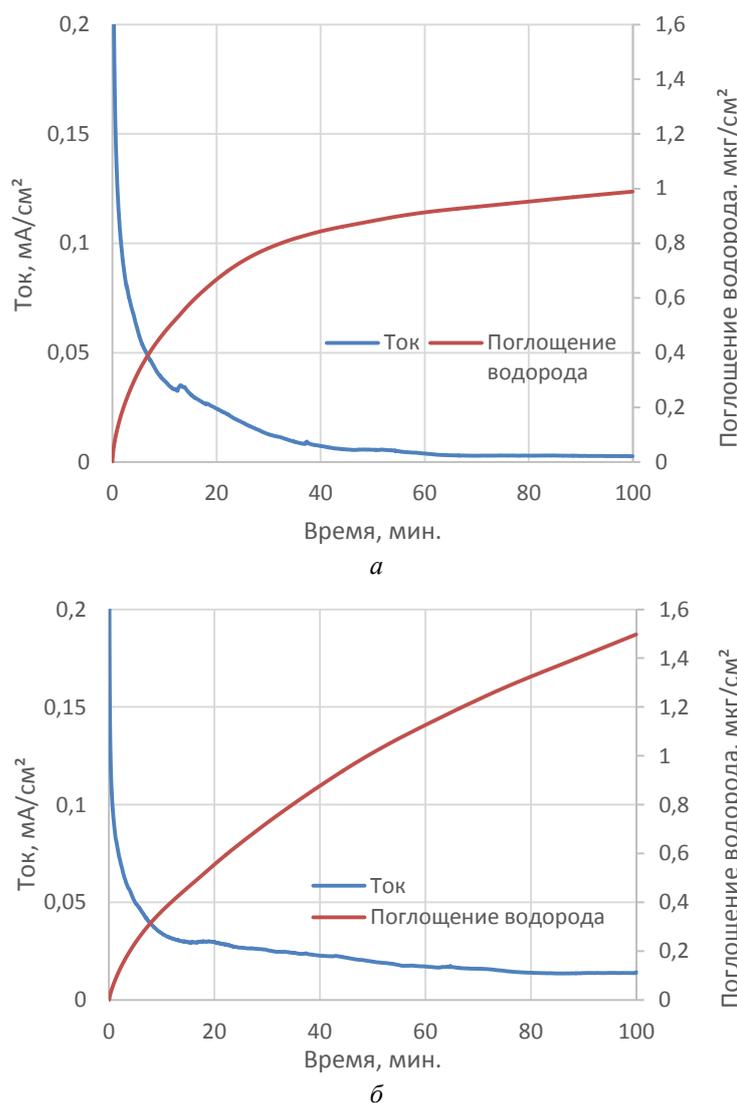


Рис. 4. Зависимость тока и количества поглощенного водорода от продолжительности гидрирования материала с 57 ат.% Ti (а) и 67 ат.% Ti (б)

Принято считать, что если $0.5 \leq n < 1.0$, то процесс насыщения контролируется только диффузией; если $2.5 \leq n \leq 4.0$, то лимитирующим звеном процесса является зарождение новых фаз и, если значение n находится в диапазоне от 1.0 до 2.5, то оба механизма, контролирующих скорость процесса, действуют параллельно. Например, при $n = 1$ имеет значение как диффузия, определяемая геометрией, так и зародышеобразование, которое происходит на границах зерен [16].

Процессы насыщения водородом интерметаллидных материалов, как правило, отличаются достаточно сложной кинетикой, что связано как с образованием нескольких фаз (твердых растворов водорода в интерметаллиде и гидридов на их основе), так и с существенным тор-

можением диффузии сжимающими напряжениями, возникающими за счет объемных эффектов фазовых превращений при гидрировании. В этой связи хорошей аппроксимации экспериментальных данных уравнением (1) можно ожидать только при использовании в его правой части как минимум двух слагаемых с различным набором параметров C_{\max} , τ_0 , τ_R и n [15].

Для определения численных значений этих параметров (параметрической идентификации модели) использовали алгоритм минимизации суммы квадратов разности между прогнозируемыми моделью результатами и опытными данными (МНК) методом обобщенного приведенного градиента (ОПГ) [17]. Результаты расчета представлены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты параметрической идентификации модели

Общее содержание Ti, ат. %	Слагаемое	C_{\max} , мкг/см ²	n	τ_R , мин	τ_0 , мин	$C_{\max 1} + C_{\max 2}$, мкг/см ²
57,3	1	0,989283	0,752776	17,0592	0	1,100799
	2	0,111516	1,46412	76,4616	72,5515	
66,9	1	2,556365	0,57456	357,707	0	3,24905
	2	0,692687	1,22942	77,6653	0,519361	

Значение параметра $\tau_0 = 0$ для первой составляющей модели позволяет связать ее с начальным этапом гидрирования – образованием и ростом на поверхности материала слоя твердых растворов водорода. В пользу данного предположения свидетельствует близкое к 0,5 значение n , указывающее на тот факт, что процесс насыщения контролируется при этом только диффузией. Вторая составляющая модели начинает работать лишь после инкубационного периода τ_0 и может быть связана с ростом на поверхности материала слоя гидридов.

Предложенная математическая модель дает возможность отдельно оценить количество водорода, связанное при гидрировании в твердом растворе и в гидридах интерметаллидных фаз, а также сделать некоторые выводы об особенностях

протекания процесса насыщения. Как следует из рис. 5, при насыщении водородом материала на основе термодинамически равновесного интерметаллида TiFe (57 ат.% Ti) образование гидридов наблюдается лишь на заключительной стадии гидрирования. При этом появление гидридов приводит к практически полной остановке роста содержания водорода в составе твердого раствора (рис. 5, а). При гидрировании материала на основе термодинамически неравновесного интерметаллида Ti₂Fe (67 ат.% Ti) латентный период образования гидридов оказывается на два порядка меньшим, и насыщение водородом фактически протекает с одновременным увеличением как количества гидридной фазы, так и объема твердого раствора водорода в интерметаллиде (рис. 5, б).

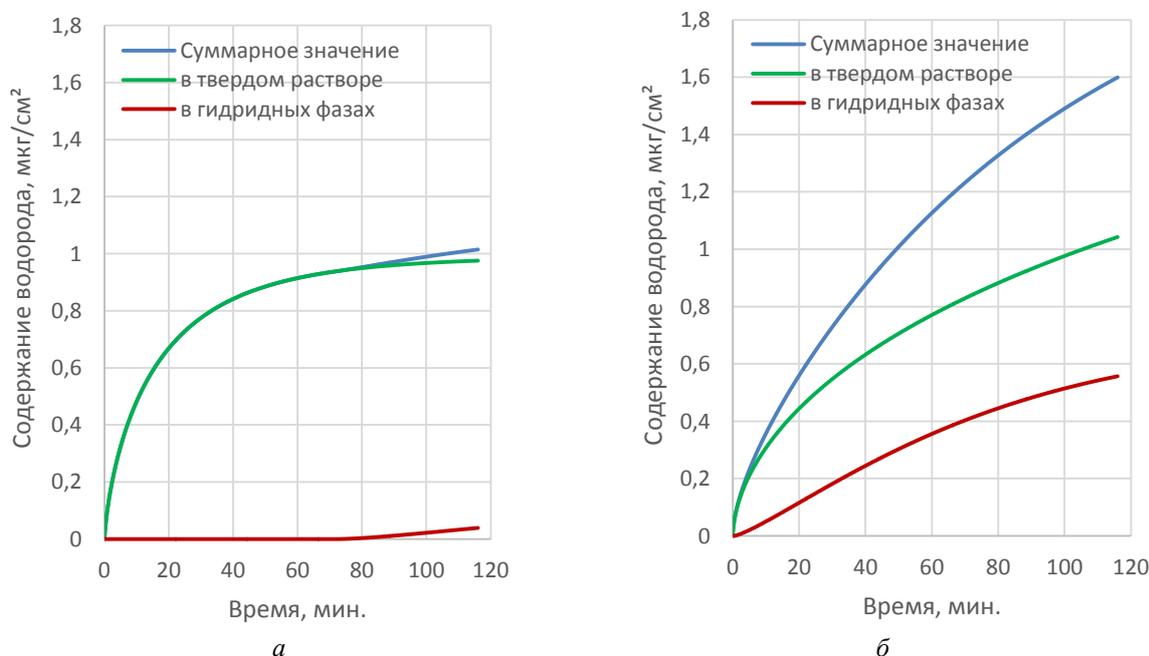


Рис. 5. Количество водорода, связанное при гидрировании поверхности образцов с 57 ат.% Ti (а) и 67 ат.% Ti (б) в твердых растворах и гидридах интерметаллидов

Общее предельное поглощение водорода (табл. 2) поверхностью материала на основе термодинамически неравновесного интерме-

таллида Ti₂Fe (67 ат.% Ti) при этом оказывается почти в три раза более высоким, чем в при гидрировании материала на основе термодина-

мически равновесного интерметаллида TiFe (57 ат.% Ti).

Это позволяет сделать вывод о положительном влиянии метастабильной фазы Ti_2Fe , формирующейся в интерметаллидных материалах системы «титан-железо» при избыточном по сравнению со стехиотетрическим содержанием титана, на их водородную емкость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Ghiyasiyan-Arani M, Salavati-Niasari M.* Strategic design and electrochemical behaviors of Li-ion battery cathode nanocomposite materials based on AlV_3O_9 with carbon nanostructures. *Compos B Eng* 2020;183.
2. *Abe JO, Popoola API, Ajenifuja E, Popoola OM.* Hydrogen energy, economy and storage: review and recommendation. *Int J Hydrogen Energy* 2019; 44: 15072-86.
3. *Bhogilla SS, Niyas H.* Design of a hydrogen compressor for hydrogen fueling stations. *Int J Hydrogen Energy* 2019; 44: 29329-37.
4. *Hotta H, Abe M, Kuji T, Uchida H.* Synthesis of TiFe alloys by mechanical alloying. *J Alloys Compd* 2007; 439: 221-226.
5. Combinatorial synthesis of alloy libraries with a progressive composition gradient using laser engineered net shaping (LENS): hydrogen storage alloys. *Int J Hydrogen Energy* 2013; 38: 12159-12171.
6. *Reilly JJ, Wiswall RH.* Formation and properties of iron titanium hydride. *Inorg Chem* 1974; 13: 218-222.
7. *Saita I, Sato M, Uesugi H, Akiyama T.* Hydriding combustion synthesis of TiFe. *J Alloys Compd* 2007; 446-447: 195-199.
8. *Modi P, Aguey-Zinsou K-F.* Titanium-iron-manganese ($TiFe_{0.85}Mn_{0.15}$) alloy for hydrogen storage: reactivation upon oxidation. *Int J Hydrogen Energy* 2019; 44: 16757-16764.
9. *A. Guéguen, M. Lacroche.* Influence of the addition of vanadium on the hydrogenation properties of the compounds $TiFe_{0.9}V_x$ and $TiFe_{0.8}Mn_{0.1}V_x$ ($x = 0, 0.05$ and 0.1) *J Alloys Compd* 2011, 509: 5562-5566.
10. *O. V. Chetina, T. V. Vasina, V. V. Lunin.* Hydrogen absorption by intermetallics M_2Fe ($M = Zr, Hf, Ti$) and their effect on the catalytic aromatization of ethane. *Russian Chemical Bulletin, Vol 43, No. 10, October, 1994:* 1630-1633.
11. *Miedema A. R.* Which intermetallic compounds of transition metals form stable hydrides? / A. R. Miedema, K. H. J. Buschow, H. H. Van Mal // *Journal of the Less Common Metals.* – 1976. – Vol. 49. – P. 463–472.
12. Корреляция между характеристиками процессов газозаполнения и электрохимического гидрирования интерметаллических соединений / А. А. Володин, П. В. Фурсиков, Э. Э. Фокина, Б. П. Тарасов / *Журнал физической химии.* – 2020. – Т. 94, № 5. – С. 796–802.
13. *M. Lototsky, J. M. Sibanyoni, R. V. Denys, M. Williams, B. G. Pollet, V. A. Yartys.* Magnesium-carbon hydrogen storage hybrid materials produced by reactive ball milling in hydrogen. *Carbon* 2013, 57: 146-160.
14. *Луданов, К. И.* Аккумуляция водорода. Кинетика поглощения водорода в металлах / К. И. Луданов, Т. И. Братнич // *Відновлювана енергетика.* – 2016. – № 1: 5–12.
15. Особенности гидрирования магния с Ni-графеновым покрытием / Б. П. Тарасов, С. А. Можжухин, А. А. Арбузов, А. А. Володин, Э. Э. Фокина, П. В. Фурсиков, М. В. Лотоцкий, В. А. Яртыс // *Журнал физической химии.* – 2020. – Т. 94, № 5. – С. 772–777.
16. *T. Forde, J. P. Maehlen, V. A. Yartys, M. V. Lototsky, H. Uchida.* Influence of intrinsic hydrogenation/dehydrogenation kinetics on the dynamic behaviour of metal hydrides: A semi-empirical model and its verification. *International Journal of Hydrogen Energy* 32 (2007) 1041–1049.
17. *Шадрина, Н. И.* Решение задач оптимизации в Microsoft Excel-2010: учеб. пособие / Н. И. Шадрина, Н. Д. Берман; науч. ред. Э. М. Вихтенко. – Хабаровск: Изд-во Тихоокеан. гос. ун-та, 2016. – 101 с.

УДК 669.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-12-18

М. В. Ефимов, Н. А. Кидалов, Н. И. Габельченко, Д. О. Алиев, Л. С. Семенова

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СУММАРНОГО ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ МАРКИ 10895 НА ЕЕ ТВЕРДОСТЬ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований по влиянию химического состава и термической обработки на твердость стали 10895 при изготовлении цельнометаллических прокладок для уплотнения фланцевых соединений на трубопроводах, люках, корпусных разъемах аппаратов и других разъемных соединениях. Показано, что наибольшее влияние оказывают суммарное содержание углерода и кремния и двойная термообработка по режиму нормализации. Также разработан средневзвешенный суммарный фактор, позволяющий получать требуемые значения твердости для прокладок из стали 10895.

Ключевые слова: сталь, термическая обработка, твердость, химический состав, цельнометаллические прокладки.

M. V. Efimov, N. A. Kidalov, N. I. Gabelchenko, D. O. Aliev, L. S. Semenova

DETERMINATION OF THE TOTAL INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION AND HEAT TREATMENT OF STEEL 10895 ON ITS HARDNESS

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of studies on the effect of chemical composition and heat treatment on the hardness of steel 10895 in the manufacture of all-metal gaskets for sealing flanged joints on pipelines, manholes, body connectors of apparatuses and other detachable joints. It is shown that the total content of carbon and silicon and double heat treatment according to the normalization mode have the greatest influence. A weighted average total factor has also been developed to obtain the required hardness values for 10895 steel gaskets.

Keywords: steel, heat treatment, hardness, chemical composition, all-metal gaskets.

Введение

Технологическое оборудование, используемое на объектах газопереработки и газодобычи, характеризуется, как правило, высокими значениями параметров рабочего и расчетного давления среды. Данные обстоятельства, на основании действующей нормативно-технической документации, обязывают разработчиков и изготовителей технологического оборудования использовать специальные восьмигранные и овальные цельнометаллические прокладки [1, 2] для уплотнения фланцевых соединений на трубопроводах, люках, корпусных разъемах аппаратов и других разъемных соединениях [3] в соответствии с ГОСТ 28759.8-90 и ОСТ 26.260.461-99. Эти нормативные документы устанавливают основные правила подбора, проектирования и изготовления данных изделий, в том числе с точки зрения материального исполнения [4, 5]. Так, одним из наиболее применимых исполнений в области газового машиностроения являются прокладки из стали 10895 ГОСТ 11036-75. Данная сталь по своей специфике и назначению относится к электротехническим нелегированным сталям и применяется, как правило, в магнитных цепях электрических аппаратов и приборов. Однако, благодаря своей низкой твердости и относительно высокого (для данной твердости) значения предела временного сопротивления на разрыв, сравнительно низкой стоимости и стойкости к составу природного газа, данная марка стали нашла свое применение в качестве прокладочного материала [6].

Необходимо отметить, что значение твердости для цельнометаллических прокладок является основным сдаточным параметром, определяющим качество и работоспособность изготовленных прокладок. Чем меньше значение твердости, тем меньший крутящий момент необходимо применить для затяжки шпилек фланцевого соединения и, соответственно, тем ниже металлоемкость узла и выше его эксплуатационные и эргономические показатели.

Таким образом, разработчик оборудования стремится установить как можно меньшее значение твердости. В связи с этим прокладки, изготавливаемые по ГОСТ 28759.8-90 и ОСТ 26.260.461-99, подвергаются обязательной термической обработке с целью снижения значений твердости. Кроме того, исходя из требований ОСТ 26.260.461-99, твердость металлических прокладок должна быть не менее чем на 20 НВ ниже твердости фланца. Прокладки из стали 10895 устанавливаются во фланцевые соединения из сталей 10Г2 или 09Г2С, на практике имеющие значения твердости 128–135 НВ (согласно ГОСТ 8479-70 для КП 215 твердость 123–167 НВ) [7]. Исходя из данных требований, твердость прокладки из стали 10895 должна быть не более 110 НВ после термической обработки. Также данное значение твердости оговаривается в литературных источниках, например, в книге М. И. Севастьянова по ремонту и эксплуатации технологических трубопроводов в нефтегазохимической промышленности. Согласно данным источникам любые прокладки из низколегированной стали должны иметь твердость не более 100–110 НВ [8–10].

Практика изготовления и термической обработки на предприятиях нефтяного и газового машиностроения данного материала прокладок показывает, что в большинстве случаев после проведения одного из режимов термообработки, указанных в табл. 1, твердость прокладки получается в пределах 95–105 НВ при значениях твердости исходного материала в пределах 100–115 НВ. Режимы термической обработки назначаются специалистами предприятий исходя из наличия технической возможности, имеющегося опыта и других факторов; при этом все указанные режимы, в большинстве случаев, приводят к снижению твердости стали 10895. Однако встречаются случаи, когда путем проведения термических обработок различными режимами невозможно снизить твердость стали 10895 ГОСТ 11036-75 ниже 120–130 НВ.

Таблица 1

Режимы термической обработки

Номер режима	T загрузки, °С, не более	Нагрев до T, °С	Скорость нагрева, °С/ч, не более	Время выдержки, ч	Скорость охлаждения, °С/ч, не более	Вид печи/контроль температуры
Режим 1	200	840–860	По мощности печи	4–4,5	От 840–860 °С до 600 °С со скоростью 24–26 °С/ч, далее на воздухе	Электropечь/контрольная термопара
Режим 2	200	900–950	200	2–2,67	На воздухе	Газопламенная печь/контрольная термопара
Режим 3	200	900–950	200	2–2,67	С печью до 500 °С со скоростью 30–40 °С/ч, далее на воздухе	Газопламенная печь/контрольная термопара
Режим 4	420	600–630	100	2,1–2,25	На воздухе	Газопламенная печь/контрольная термопара

Поэтому целью данной работы было выявление закономерностей и определение суммарного влияния различных факторов: химического состава, режимов термообработки, структуры на твердость стали 10895 ГОСТ 11036-75 и установление дополнительных ограничений на данные факторы, обеспечивающих постоянство получаемых результатов твердости, стали 10895 ГОСТ 11036-75 не более 110 НВ.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

1) проведены исследования влияния на твердость образцов, термообработанных по режиму № 1 (табл. 1) из стали 10895 с различным содержанием химических элементов в пределах ГОСТ 11036-75;

2) проведены исследования влияния различных режимов термообработки (режим № 2 – режим № 4, табл. 1) на твердость образцов из стали 10895 с химическим составом элементов, находящихся в средней части диапазона по ГОСТ 11036-75 и на твердость образцов из стали 10895 с химическим составом элементов, находящихся в верхнем пределе диапазона;

3) на основе анализа результатов исследования выявлена закономерность суммарного влияния различных факторов на твердость образцов и дано обоснованное заключение о необходимости установления дополнительных

ограничений на факторы, обеспечивающих постоянство получаемых результатов твердости, стали 10895 ГОСТ 11036-75 не более 110 НВ.

Методика исследования

Для исследования были изготовлены два набора образцов из стали 10895 ГОСТ 11036-75 различных производителей (ЗАО «ВМЗ «Красный Октябрь»», Златоустовский металлургический завод, ПАО «Ижсталь») размером 40x100x100 мм.

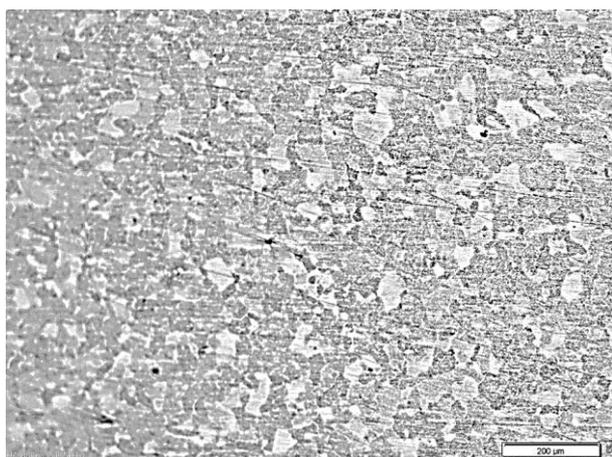
Первый набор состоял из образцов стали 10895 ГОСТ 11036-75, взятой с листового проката и сортового горячекатаного проката от различных плавок, отличающихся химическим составом. Термическая обработка для всех образцов была выполнена одинаковой – двукратный режим № 1 (табл. 1). Химический состав и результаты испытания образцов на твердость представлены в табл. 2. Определение твердости осуществлялось по ГОСТ 9012-59 после механической обработки поверхности образца, выполненной для снятия поверхностного обезуглероженного слоя толщиной до 3 мм.

Дополнительно от образцов № 9, 10, 12, термически обработанных по двукратному режиму № 1 (табл. 1) были взяты шлифы для проведения анализа микроструктуры (см. рисунок ниже).

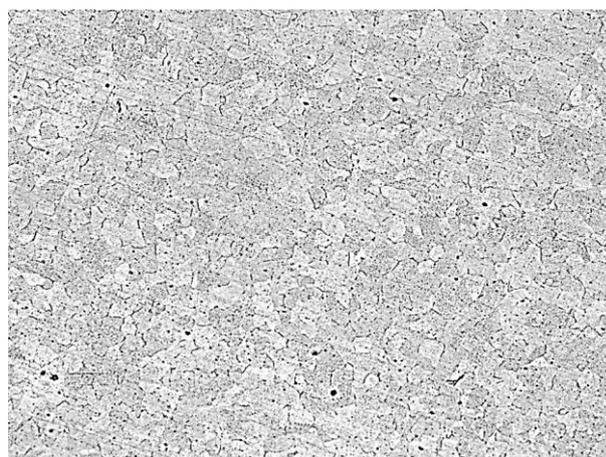
Таблица 2

Химический состав и твердость набора образцов № 1

№ обр.	Вид за-гот.	№ плавки	Массовая доля элементов (%)						Средняя твердость НВ после термообработки
			C	Mn	Si	P	S	Cu	
1	Лист	443659	0,010	0,10	0,07	0,010	0,004	0,06	95
2	Лист	443742	0,010	0,18	0,15	0,011	0,004	0,06	96
3	Лист	443684	0,010	0,16	0,21	0,016	0,020	0,06	99
4	Лист	443670	0,010	0,21	0,19	0,015	0,005	0,08	98
5	Круг	443052	0,009	0,18	0,20	0,013	0,006	0,12	99
6	Круг	443012	0,033	0,18	0,30	0,013	0,004	0,05	121
7	Круг	464876	0,008	0,16	0,20	0,011	0,010	0,14	100
8	Круг	464880	0,009	0,20	0,14	0,009	0,003	0,19	97
9	Круг	464883	0,007	0,21	0,23	0,013	0,006	0,22	101
10	Круг	471201	0,007	0,18	0,21	0,015	0,014	0,18	98
11	Круг	471197	0,018	0,18	0,19	0,013	0,011	0,20	104
12	Круг	13K59515	0,016	0,20	0,20	0,005	0,014	0,22	105



а



б



в

Микроструктуры образцов:

а – № 9; б – № 10; в – № 12

Второй набор состоял из образцов стали 10895 ГОСТ 11036-75, взятой с сортового горячекатаного проката от двух различных плавков: 464880 и 443012, по четыре образца от каждой плавки. Образцы были подвергнуты четырем различным режимам термической обработки: режим № 2; двукратный режим № 2; режим

№ 3 и режим № 4 (см. табл. 1). Далее на каждом образце проводился замер твердости. Определение твердости выполнялось по аналогичной методике, описанной выше для набора образцов № 1. Результаты замеров твердости представлены в табл. 3.

Таблица 3

Режимы термообработки и твердость образцов набора № 2

Образцы	Режим № 2	Двукратный режим № 2	Режим № 3	Режим № 4
Плавка 464880	99	96	100	97
Плавка 443012	117	113	119	114

Обсуждение полученных результатов

По результатам анализа проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Вид первоначальной заготовки – лист или горячекатаный круг – не оказывает существенного влияния на значение твердости. Вывод сделан на основе сравнения твердости образцов № 4 и № 5; № 3 и № 7, имеющих близкий химический состав. Разница в средней твердости образцов не превышает 2 единиц НВ.

2. Увеличение массовой доли углерода приводит к увеличению средней твердости образца. Вывод сделан на основе сравнения твердости образцов № 2 и № 11; № 3 и № 12, имеющих близкий химический состав по остальным элементам. Разница в средней твердости образцов составляет порядка 7–8 единиц НВ. Однако увеличение содержания углерода в 2 раза не приводит к увеличению твердости образца сверх установленных значений.

3. Изменение массовой доли марганца в пределах 0,05% (масс) не оказывает существенного влияния на значение твердости. Вывод сделан на основе сравнения образцов № 3 и № 9; № 5 и № 7, имеющих близкий химический состав по остальным элементам. Разница в средней твердости образцов не превышает 2–3 единиц НВ. При этом в первом случае с увеличением массовой доли марганца твердость увеличилась на 2 единицы НВ, а во втором случае, наоборот, снизилась на 1 единицу НВ.

4. Увеличение массовой доли кремния приводит к незначительному увеличению средней твердости образца. Вывод сделан на основе сравнения образцов № 2 и № 5; № 2 и № 9, имеющих близкий химический состав по остальным элементам. Разница в средней твердости образцов варьируется в пределах 4 единиц НВ.

5. Одновременное увеличение массовой доли углерода и кремния приводит к значительному увеличению средней твердости образца. Вывод сделан на основе анализа образца № 6 в сравнении с другими образцами. Массовое содержание углерода и кремния в данном образце находится практически на верхнем пределе, разрешенном ГОСТ 11036-75 ($C \leq 0,035$; $Si \leq 0,30$). Среднее значение твердости данного образца на 20–25 единиц НВ выше, чем у остальных образцов, имеющих химический состав в 3-й трети диапазона допустимых содержаний элементов.

Анализ микроструктуры образцов показал, что увеличение размеров зерна и концентрации перлита происходит с увеличением содержания углерода в составе стали 10895 (образец № 12 по сравнению с образцами № 9 и № 10) и, как следствие, увеличение значения твердости на 5–7 %. Одновременно структуры образцов № 9 и № 10, имеющих одинаковую массовую долю углерода, обладают сопоставимым размером зерна; при этом концентрация перлита в образце № 9 выше за счет большей массовой доли кремния, и твердость образца № 9 на 3 % выше, чем у образца № 10.

Анализ полученных экспериментальных данных показал следующее:

1. Выбор режима термической обработки стали 10895 незначительно влияет на изменение средней твердости образцов с различными химическими составами. Разница в твердости составляет 4–6 единиц НВ.

2. Наиболее эффективным методом снижения твердости является двукратная термообработка образцов по режиму нормализации.

Общий результат проведенных экспериментов показывает, что наиболее значимым пара-

метром в получении необходимых значений твердости стали 10895 является одновременное содержание в химическом составе стали углерода и кремния.

Данное влияние объясняется механизмом изменения свойств углеродистых и низколегированных сталей ферритного и феррито-перлитного класса, к которым относится сталь 10895, при увеличении содержания кремния и углерода. Атомно кристаллическая решетка кремния отличается от решетки железа, а атомный объем кремния значительно выше атомного объема железа, что приводит к повышению прочности и твердости феррита при растворении кремния в железе. Введение легирующего элемента кремния в неграфитизированную сталь феррито-перлитного класса не приводит к появлению в ней новых структурных соединений или фаз, то есть микроструктура такой стали ничем не отличается от структуры обычной низкоуглеродистой стали. Однако под влиянием кремния перлит получает несколько более грубое строение, так как кремний повышает температуру перлитного превращения, и образующиеся пластинки цементита имеют большие размеры. Необходимо отметить, что повышение концентрации кремния оказывает более существенное влияние на ферритную фазу, нежели на перлитную, так как кремний, являясь карбидообразующим элементом, почти полностью растворяется в феррите, оказывая преимущественное влияние на него, а не на перлит, имеющий в своем составе карбидную фазу. Также повышение концентрации кремния приводит к увеличению прокаливаемости сталей.

Учитывая тот факт, что диапазон концентраций углерода в стали 10895 в соответствии с нормативно-технической документацией составляет от 0 до 0,035 %, структура данного сплава может быть как чисто ферритной, так и феррито-перлитной. С повышением содержания углерода в составе стали 10895 в ее структуре повышается концентрация перлита, имеющего большую твердость, чем феррит. В сочетании с эффектом влияния концентрации кремния в данной стали, описанным выше, одновременное увеличение концентраций данных элементов приводит к критическому повышению твердости стали 10895.

Таким образом, для гарантированного получения значений твердости изделий из стали 10895 ниже 110 НВ необходимо ограничить содержание углерода до 0,015–0,019 % и кремния до 0,17–0,20 % массовых. Анализ результатов

табл. № 2 показывает, что образец № 6 не соответствует заявленным требованиям по твердости, а твердость образцов № 11 и № 12 приближается к верхнему пределу, что вызывает риск превышения требуемой твердости при промышленном изготовлении. Содержание углерода и кремния в данных образцах является неприемлемым для изготовления прокладок. Элементный состав остальных образцов применим для производства.

Учитывая результаты проведенных исследований, был разработан средневзвешенный фактор, ограничивающий суммарное влияние углерода и кремния на твердость стали.

Усреднив содержание углерода и кремния в образцах № 11 и № 12 и применив коэффициенты, приводящие содержание углерода и кремния к разряду единиц (т. е. 100 для углерода и 10 для кремния), а также учитывая, что твердость стали 10895 увеличивается в 2 раза интенсивнее от повышения содержания углерода, чем от повышения содержания кремния (см. выводы 2 и 4 эксперимента № 1), увеличим коэффициент содержания углерода в 2 раза, т. е. до 200.

По полученной формуле вычисляется предлагаемый средневзвешенный фактор:

$$200 \times 0,017 + 10 \times 0,19 = 5,3.$$

Для гарантированного обеспечения необходимого элементного состава в стали 10895 примем предлагаемый суммарный фактор не более 5.

Таким образом, можно получить и воспользоваться формулой, описывающей фактор одновременного содержания углерода и кремния в стали, позволяющий ограничить элементный состав стали с целью обеспечения необходимой твердости не более 110 НВ:

$$200[C] + 10[Si] \leq 5,$$

где $[C]$, $[Si]$ – соответственно содержание углерода и кремния в % масс.

Выводы

1. Наиболее значимыми параметрами в получении необходимых значений твердости стали 10895 является определенное содержание в химическом составе стали углерода и кремния.
2. Наиболее эффективным методом снижения твердости стали 10895 является двукратная термическая обработка образцов по режиму нормализации.
3. Разработан средневзвешенный суммарный фактор, позволяющий ограничить элемен-

нный состав стали 10895 с целью обеспечения необходимой твердости не более 110 НВ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рагимова, М. С. Вопросы обеспечения плотности и герметичности фланцевых соединений / М. С. Рагимова // Автоматизация, телемеханизация и связь в нефтяной промышленности. – 2020. – № 11 (568). – С. 43–46.
2. Продан, В. Д. Герметичность разъемных соединений оборудования, эксплуатируемого под давлением рабочей среды : Учебное пособие / В. Д. Продан. – Тамбов : Изд-во ТГТУ, 2012. – 280 с.
3. Проблемы герметизации фланцевых соединений соединительной и запорной арматуры / М. И. Родимова, Х. К. Кадеров, М. В. Корчагина, С. О. Киреев // Молодой исследователь Дона. – 2021. – № 4(31). – С. 30–35.
4. ГОСТ 28759.8-90. Прокладки металлические восьмиугольного сечения. Конструкция и размеры. Технические требования : Межгосударственный стандарт : дата введения 1992–01–01. – Текст : электронный // NormaCS : справочная нормативная система. – Текст : электронный.
5. ОСТ 26.260.461-99. Прокладки овального и восьмиугольного сечения стальные для фланцев арматуры. Конструкция, размеры и общие технические требования : Отраслевой стандарт : дата введения 1999–09–01. – Текст :

электронный // NormaCS : справочная нормативная система. – Текст : электронный.

6. ГОСТ 11036-75. Сталь сортовая электротехническая нелегированная. Технические условия : Межгосударственный стандарт : дата введения 1977–01–01. – Текст : электронный // NormaCS : справочная нормативная система. – Текст : электронный.

7. ГОСТ 8479-70. Поковки из конструкционной и легированной стали. Общие технические условия : Межгосударственный стандарт : дата введения 1971–01–01. – Текст : электронный // NormaCS : справочная нормативная система. – Текст : электронный.

8. Севастьянов, М. И. Ремонт и эксплуатация технологических трубопроводов в химической, нефтяной и газовой промышленности / М. И. Севастьянов. – М. : Химия, 1966. – 244 с. : ил.

9. Асланов, Д. Н. Обеспечение герметичности во фланцевых соединениях запорных задвижек / Д. Н. Асланов, З. С. Гусейнли // Международный научно-исследовательский журнал. – 2018. – № 11 (77). – Ч. 1. – С. 38–41.

10. Дегтярев, М. В. Установление соответствия между степенью деформации, твердостью и размерами элементов структуры железа и конструкционных сталей при большой пластической деформации различными способами / М. В. Дегтярев, Т. И. Чащухина, Л. М. Воронова, В. И. Копылов // Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 10, № 6. – С. 71–80.

УДК 621.791.051

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-18-23

О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник, Д. Э. Седов, О. Б. Крючков

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СКЛОННОСТИ К ОХРУПЧИВАНИЮ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 10X2M1

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: tecmat@vstu.ru.

Приведены результаты исследований по влиянию термического воздействия сварочного нагрева и скорости охлаждения на ударную вязкость и сопротивление стали 10X2M1 хрупкому разрушению. Показано, что основной металл и металл сварного шва имеют высокий уровень показателей ударной вязкости по сравнению с металлом в зоне термического влияния. Установлено, что увеличение скорости охлаждения металла околошовной зоны до 100 °C/с способствует повышению значений ударной вязкости и сопротивляемости хрупкому разрушению.

Ключевые слова: сварной шов, зона термического влияния, механические свойства, ударная вязкость.

O. P. Bondareva, E. V. Sedov, I. L. Gonik, D. E. Sedov, O. B. Kryuchkov

RESEARCH OF THE STRUCTURE AND CHARACTERISTICS OF CRACK RESISTANCE IN THE METAL OF WELDED JOINTS OF STEEL 10Cr2Mo1

Volgograd State Technical University

The results of studies on the effect of the thermal effect of welding heating and cooling rate on the toughness and resistance of steel 10Cr2Mo1 brittle fracture are presented. It is shown that the base metal and the weld metal have a high level of impact strength compared to the metal in the zone of thermal influence. It is established that an increase in the cooling rate of the metal of the near-shock zone to 100 °C/s contributes to an increase in the values of impact strength and resistance to brittle fracture.

Keywords: welded seam, zone of thermal influence, mechanical properties, impact strength.

Для элементов сварных конструкций емкостных аппаратов, парогенераторов, сосудов теплообменного оборудования и других изделий нефтехимического и энергетического комплексов металлургическая промышленность широко применяет низкоуглеродистую экономнолегированную теплоустойчивую сталь 10X2M1. Стабильность механических характеристик и необходимая жаростойкость данной марки стали обеспечиваются в течение длительного времени в широком диапазоне температур эксплуатации [1, 2]. Металлургические процессы, которые происходят в сварочной ванне конструктивных элементов, сопровождаются плавлением, диффузионным массопереносом между различными фазами, кристаллизацией сварного шва, не вызывают значительных осложнений в технологии сварки и достаточно хорошо изучены [2, 3]. На современном уровне существующие технологии сварки и сварочные материалы обеспечивают высокую стойкость металла шва против образования горячих трещин в зоне сварного шва, зоне сплавления и необходимые характеристики, предъявляемые к основному металлу. Однако тепловое воздействие приводит к образованию холодных трещин и разупрочнению металла в зоне термического влияния (околошовная зона), при этом кратковременные прочностные свойства сварных соединений снижаются на 5–10 %, а длительная прочность может снижаться на 20 % и более. Степень разупрочнения металла зависит не только от параметров процесса сварки, но и от режимов последующей термической обработки [2, 4, 5].

В связи с вышеизложенным целью данного исследования являлось изучение влияния термического воздействия сварочного нагрева, скорости охлаждения, условий эксплуатации и состояния материала на характеристики вязкости и сопротивление стали 10X2M1 к хрупкому разрушению.

Исследования проводились на образцах из стали марки 10X2M1 ГОСТ 10885-85. Изучался основной металл, металл шва из сварных соединений, выполненных автоматической дуговой сваркой под слоем флюса, а также металл имитационных образцов, со структурой околошовной зоны, полученной в различных условиях охлаждения: при скоростях охлаждения в интервале 800–500 °С: 2,40 и 100 °С/с.

Перед исследованием механических характеристик проводились исследования микроструктуры металла в различных зонах сварного

соединения (рис. 1) с использованием световой микроскопии (Leica DMi 8).

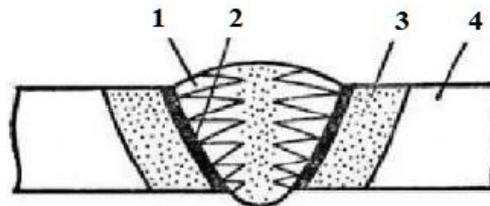


Рис. 1. Различные зоны металла в сварном соединении: 1 – сварной шов; 2 – зона сплавления; 3 – зона термического влияния (околошовная зона); 4 – основной металл

Имитация термического цикла сварки осуществлялась на образцах размером 12x12x60 мм с помощью установки скоростного электронагрева. Нагрев производился пропусканием тока через образец по заданному термическому циклу сварки, при этом образец жестко закреплялся медными токоведущими, водоохлаждаемыми захватами установки.

Из основного металла и металла с имитированной околошовной зоной изготавливали образцы типа 11 по ГОСТ 9454-78 для испытаний на ударный изгиб. Испытания на изгиб проводили на маятниковом копре МК-30М при запасенной энергии 300 Дж в интервале температур минус 196–100 °С. Копер был оборудован системой записи осциллограмм нагружения. Жесткость тензодинамометра составляла 108 Н/м; скорость нагружения – 5,16 м/с.

Перед испытаниями образцы охлаждали в криостате парами жидкого азота. Температура измерялась термопарой медь-константан на образце-свидетеле. Регистрация и автоматическое поддержание заданной температуры осуществлялось потенциометром ЭПП-09. Нагрев образцов проводился в ванне с касторовым маслом, температура контролировалась ртутным термометром. Время выдержки образцов при заданной температуре и время их охлаждения вне криостата (ванны) перед испытаниями соответствовало требованиям ГОСТ 9454-78. Калибровка тензодинамометра производилась непосредственно на молоте кора с помощью образцового динамометра системы Токаря. Развертка осциллограммы по времени устанавливалась и калибровалась с помощью калибровочной системы осциллографа С8-13. Осциллограммы фотографировались при испытаниях с экрана осциллографа.

Осциллограммы нагружения при испытаниях на ударный изгиб позволяют определить для любого момента времени с начала соударения нагружающее усилие P , импульс силы и прогиб f .

Обработка осциллограмм производилась численным интегрированием по участкам. Полное значение ударной вязкости KCV разделяли на работу зарождения разрушения KCVз (затраченную до достижения максимальной нагрузки на образце) и работу распространения разрушения KCVр (затраченную после достижения максимальной нагрузки). Ввиду относительно невысоких значений энергии, запасенную в упругих элементах копра, не выделяли. Вычисляли значение прогиба образца, отвечающее моменту достижения максимальной нагрузки f_m .

По результатам проведенных исследований выявлены характерные для феррито-перлит-

ных сталей структурные изменения, происходящие в металле сварного соединения (рис. 2). Микроструктура основного металла осталась практически без изменения. Выявилась характерная зона перегрева металла в околошовной зоне, которая отличается значительно более крупным зерном, что должно отразиться на показателях механических свойств. Структура сварного шва отличается своей неоднородностью. Так, на периферийных участках шва, где охлаждение металла самое интенсивное, структура в основном представлена низкоуглеродистым мартенситом, а на участках с более низкой скоростью охлаждения обнаруживается бейнитная структура.

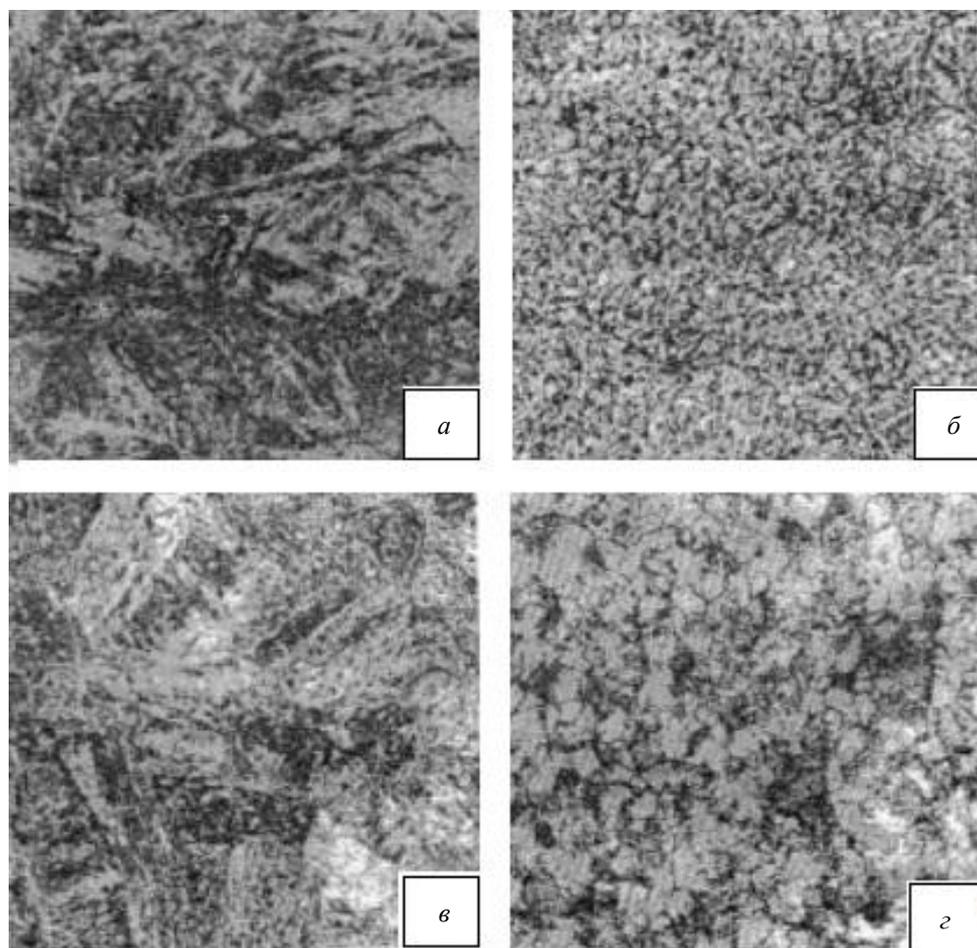


Рис. 2. Структура стали 10X2M1 после автоматической дуговой сварки, $\times 200$:
a – сварной шов верхний слой (низкоуглеродистый мартенсит); *б* – сварной шов корневой слой (бейнит);
в – околошовная зона (участок перегрева мартенсит + бейнит);
г – основной металл (феррит и неравномерно распределенные карбиды)

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов, вырезанных из основного металла, металла шва сварного соединения и металла

с имитированной околошовной зоной, приведены в табл. 1, 2, 3.

Таблица 1

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов, вырезанных из основного металла

Порядковый номер образца	Температура испытаний, °С	KCV ₁ , МДж/м ²	KCV ₃ , МДж/м ²	KCV _p , МДж/м ²	Прогиб образца f_m , мм
1	- 80	0,07	0,07	0,00	0,56
2	- 80	0,07	0,07	0,00	0,59
3	- 40	0,55	0,25	0,31	1,34
4	- 40	1,08	0,64	0,64	2,97
5	20	1,86	0,65	1,21	3,26
6	20	1,87	0,43	1,44	2,47
6	80	1,84	0,49	1,35	2,87

Таблица 2

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов, вырезанных из металла шва

Порядковый номер образца	Температура испытаний, °С	KCV ₁ , МДж/м ²	KCV ₃ , МДж/м ²	KCV _p , МДж/м ²	Прогиб образца f_m , мм
1	- 80	0,07	0,07	0,00	0,56
2	- 80	0,10	0,10	0,00	0,70
3	- 40	0,44	0,25	0,20	1,34
4	- 40	0,73	0,38	0,35	1,93
5	20	1,24	0,48	0,76	2,57
6	20	1,13	0,61	0,51	3,53
7	80	1,42	0,48	0,94	2,74
8	80	1,36	0,40	0,96	2,48

Ограниченный объем образцов для испытаний позволил лишь в первом приближении оценить интервал переходных температур исследуемого металла. Это интервал от минус 40 °С до минус 20 °С как для основного металла, так и для металла сварного соединения стали 10X2M1. Следует отметить, что при температуре испытаний минус 40 °С и основного металла, и металл шва имеют ударную вязкость не ниже 0,4 МДж/м². Характерно, что металл шва имеет одинаковый уровень пластичности с основным металлом, о чем можно судить по величине работы зарождения разрушения. Так, значения работы зарождения разрушения для основного металла и металла шва близки и составляют соответственно 0,25–0,64 МДж/м² и 0,25–0,38 МДж/м² при температуре минус 40 °С; 0,43–0,65 МДж/м² и 0,48–0,61 МДж/м², при температуре испытаний 20 °С. При этом различие в ударной вязкости определяется разным уровнем работы распространения разрушения, затраченной после достижения максимальной нагрузки. Например, при практически

одинаковых значениях KCV₃, равных 0,61–0,65 МДж/м², при температуре испытаний 20 °С за счет большей работы распространения разрушения (KCV_p = 1,21 МДж/м² против KCV_p = 0,51 МДж/м²) достигается повышение значений ударной вязкости основного металла (KCV = 1,86 МДж/м²) по отношению к металлу шва сварного соединения (KCV = 1,13 МДж/м²).

Анализ значений ударной вязкости имитационных образцов околошовной зоны сварного соединения из стали 10X2M1 показывает, что изменение структуры металла, происходящее при повышении скорости охлаждения от 2 до 40 °С/с, отражается на уровне ударной вязкости металла, при этом KCV при температуре испытаний минус 20 °С составляет 0,40–0,58 МДж/м² и 0,52–0,77 МДж/м² для скорости охлаждения 2 и 40 °С/с соответственно. И лишь увеличение скорости охлаждения металла околошовной зоны до 100 °С/с способствует повышению значений ударной вязкости металла околошовной зоны до 0,85–1,21 МДж/м².

Таблица 3

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов с имитированной околошовной зоной и различной скоростью охлаждения $W_{\text{охл}}$, °C/c

Порядковый номер образца	Температура испытаний, °C	$W_{\text{охл}}$, °C/c	KCV, МДж/м ²	KCV _з , МДж/м ²	KCV _р , МДж/м ²	Прогиб образца $f_{\text{п}}$, мм
1	80	40	1,308	0,430	0,878	2,57
2	80	40	1,543	0,439	1,104	2,66
3	20	40	0,774	0,279	0,495	1,85
4	20	40	1,099	0,354	0,745	2,25
5	20	40	1,227	0,418	0,809	2,45
6	- 20	40	0,520	0,346	0,174	2,10
7	- 20	40	0,531	0,346	0,531	2,32
8	- 20	40	0,772	0,439	0,185	2,55
9	- 20	2	0,231	0,231	0,00	1,85
10	-20	2	0,582	0,300	0,282	1,91
11	-20	2	0,396	0,396	0,00	2,49
12	-20	100	1,213	0,294	0,919	1,81
13	-20	100	0,855	0,315	0,540	1,91
14	-40	40	0,427	0,325	0,102	1,99
15	-40	40	0,363	0,363	-	2,18
16	-40	40	0,538	0,389	0,140	2,27
17	-70	40	0,394	0,394	-	2,08
18	-70	40	0,229	0,229	-	1,42
19	-196	40	0,027	0,027	-	0,27

Как видно из результатов испытаний, приведенных в табл. 1, 2, 3, основной металл и металл шва характеризуются более высоким уровнем ударной вязкости, тогда как KCV у образцов с имитированной околошовной зоной зависит от скорости охлаждения металла. Это обстоятельство определяется структурными особенностями металла, и связано главным образом с различием в размерах зерен и состоянием их границ в различных участках сварного соединения. Эти факторы наиболее чувствительно отражаются на работе распространения разрушения. Изменение морфологии структуры при переходе от основного металла к металлу шва отражается на его способности к сопротивлению распространения трещины. Так, в частности, испытание при температуре минус 20 °C показало, что работа, затраченная на распространение трещины и разрушения в основном металле более чем в два раза выше аналогичной в металле шва (1,21 МДж/м² против 0,51 МДж/м²). Варьирование структурными факторами в околошовном участке за счет

изменения скорости охлаждения не отражается на величине работы зарождения трещины и величине прогиба образца при максимальной нагрузке, а следовательно, не влияет на пластичность материала в этой зоне сварного соединения. Основное влияние металлоструктурные факторы оказывают на способность к сопротивлению разрушения: с увеличением скорости охлаждения повышается величина работы распространения разрушения.

Выводы

1. Выявлено, что металл сварного шва конструкций из стали 10X2M1 имеет близкий уровень ударной вязкости с основным металлом и более высокий уровень показателей ударной вязкости по сравнению с металлом в зоне термического влияния.

2. Установлено, что увеличение скорости охлаждения металла околошовной зоны до 100 °C/c способствует повышению значений ударной вязкости и сопротивляемости хрупкому разрушению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Макаров, Э. Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин ; под ред. Э. Л. Макарова. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 487 с.

2. Баженов, В. В. Сварка и свариваемые материалы. Жаропрочные перлитные стали / В. В. Баженов ; под ред. В. Н. Волченко. – М. : Metallurgiya, 1991. – 528 с.

3. Effect of thermal cycling treatment on structure and properties of ferritic-austenitic steel welded joint heat-affected zone metal / O.P. Bondareva, E.V. Sedov, I.L. Gonik // Chemical and Petroleum Engineering. – 2016. – Vol. 52, № 7–8. – P. 506–511.

4. Бондарева, О. П. Влияние термического цикла сварки на трещиностойкость металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 139–142.

5. Влияние термического старения и термоциклической обработки на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитной стали 08X18Г8Н2Т / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник, О. Б. Крючков // Технология металлов. – 2017. – № 6. – С. 23–27.

УДК 669.017:620.16

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-23-29

Н. И. Габельченко, А. А. Белов, С. Р. Поляк, Н. А. Кидалов, Н. В. Григорьева

**ИССЛЕДОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ ЛОПАТОК
СМЕСИТЕЛЕЙ-ПНЕВМОНАГНЕТАТЕЛЕЙ***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: lp@vstu.ru

Проведены исследования химического состава и механических свойств материалов, из которых изготавливаются рабочие элементы – лопатки смесителей-пневмонагнетателей. Определены сроки эксплуатации лопаток из стали Hardox 450; стали 110Г13Л; стали 15, усиленной наплавкой Х10; серого чугуна СЧ 25. Показано, что наилучшим комплексом служебных и механических свойств обладают лопатки из стали 110Г13Л.

Ключевые слова: чугун, сталь, лопатки, рабочие элементы смесителя-пневмонагнетателя.

N. I. Gabelchenko, A. A. Belov, S. R. Polyak, N. A. Kidalov, N. V. Grigorieva

RESEARCH OF MATERIALS OF MIXER BLADES-PNEUMATIC BLOWERS

Volgograd State Technical University

The study of the chemical composition and mechanical properties of the materials from which the working elements are made – the blades of the mixer-pneumomagnets are carried out. The service life of blades made of Hardox 450 steel, 110G13L steel, steel 15 reinforced with Kh10 surfacing, and SCH 25 gray cast iron was determined. It was shown that blades made of 110G13L steel have the best set of service and mechanical properties.

Keywords: cast iron, steel, blades, working elements of a mixer-pneumatic blower.

Введение

Проблема повышения стойкости против абразивного износа деталей одного из наиболее распространенных видов энергоемкого оборудования – промышленных смесителей для подготовки и переработки материалов и сырья в горнорудной, металлургической, строительной и других отраслях промышленности – была и остается в числе актуальных.

Основными расходными материалами оборудования для приготовления бетона, стяжки пола и так далее являются лопатки, закупаемые в итоге строительными организациями у зарубежных производителей, которые зачастую недобросовестно поставляют материалы с изначально низким ресурсом работы.

Принципом работы смесителя-пневмонагнетателя является перемешивание строительной смеси (полусухого раствора), в которую входят: цемент, песок, вода, рубленая базальтовая нить и подача готового раствора к месту укладки. Перемешивающим элементом являются лопатки, работающие в условиях абразивного износа. В качестве материала для лопаток и лопастей используются такие материалы, как чугуны и износостойкие стальные сплавы. Различны и технологии получения лопаток – это либо изготовление из металлопроката, либо получение литых изделий [1–6]. В последние годы явным лидером при изготовлении лопаток из листового проката является шведская износостойкая сталь «Hardox 450» твердостью 450 НВ,

© Габельченко Н. И., Белов А. А., Поляк С. Р., Кидалов Н. А., Григорьева Н. В., 2022

* Работа выполнена при поддержке Государственного научного гранта Волгоградской области (соглашение № 2 от 20 декабря 2021 г.)

предназначенная для условий, к которым предъявляются особые требования по износостойкости. Для литейной технологии изготовления рабочих элементов – лопаток – характерно использование различных сплавов на основе железа, начиная со стали 15, усиленной наплавкой, до высокоуглеродистых сплавов – чугунов. Однако по сведениям потребителей зачастую лопатки из материалов, предлагаемых поставщиками, не выдерживают заявленный ими срок службы [7–9]. Поэтому была поставлена задача получения рабочих элементов смесителей-пневмонагнетателей – лопаток, обладающих высоким и гарантированным сроком эксплуатации.

Материалы и методы исследования

На первоначальном этапе работы предусматривалось сравнение наиболее распространенных и пользующихся спросом среди потребителей материалов лопаток смесителей-пневмонагнетателей, предлагаемых в настоящее время производителями строительного оборудования и комплектующих, это:

- шведская износостойкая сталь Hardox 450;
- сталь 110Г13Л;
- серый чугун зарубежного производства (аналог СЧ 25);
- сталь 15, усиленная наплавкой Х10.

Методикой работы было предусмотрено определение химического состава, механических и служебных свойств (ресурса работы) металла лопаток смесителей и сравнение полученных данных с ГОСТами и сертификатами на соответствующие сплавы.

Определение химического состава исследуемых материалов проводилось на спектрометре «ДФС-500» по стандартным методикам, позволяющим определять состав металлов и сплавов, с точностью, удовлетворяющей требованиям ГОСТ. Для градуировки оптического эмиссионного спектрометра использовались

эталонные стандартные образцы с известным химическим составом. Для определения полного поэлементного химического состава с высокой точностью использовался мокрый химический метод в соответствии с ГОСТ 7565-81.

Механические испытания на статическое растяжение проводили при комнатной температуре в соответствии с ГОСТ 1497-84 на испытательной разрывной машине «ЦД-40» на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 6 мм и длиной 36 мм. Для каждого варианта испытывали по три – пять образцов; полученные данные представляли как среднее значение. Погрешность измерения составляла $\pm 1\%$.

Ударная вязкость определялась при комнатной температуре на маятниковом копре «КМ-30» в соответствии с ГОСТ 9454-78 на образцах размерами 10×10 мм с концентратором вида – У. Погрешность измерения составляла $\pm 1\%$. Для определения твердости исследуемых образцов по методу Бринелля (ГОСТ 9012-59) применялся твердомер «ТБ 5004-03».

Твердость определялась при нагрузке в 3000 кг, диаметр индентора – 10 мм. Погрешность измерения составляла $\pm 3\%$.

Сравнительные испытания ресурса работы исследуемых материалов осуществлялись в производственных условиях одной из строительных организаций г. Волгограда, использующей данные материалы для приготовления полусухих песчано-цементных смесей (стяжки пола). Полученные результаты анализировались с применением современного программно-аппаратного комплекса.

Результаты и их обсуждение

Лопатки из стали Hardox 450 представляли собой листовую сталь, нарезанную на сегменты лазером.

Результаты определения химического состава исследуемой стали Hardox 450 по сертификату представлены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав материала лопатки и стали Hardox 450 по сертификату

Материал	Значения элементов (масс. %)													
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	B	Ti	V	W	Al
Исследуемый металл	0,17	1,3	0,45	0,010	0,002	0,09	0,08	0,01	0,08	-	0,01	0,01	<0,002	0,029
Hardox 450 по сертификату*	0,21	1,60	0,70	0,025	0,010	0,50	0,25	-	0,25	0,004	-	-	-	-

*Примечание. Значения элементов состава стали Hardox 450 по сертификату являются максимальными.

Заметны несоответствия по химическому составу: так, значения основных легирующих элементов (Cr, Ni, Mo) в исследуемом образце на порядок ниже, чем данные по сертификату; бор не обнаружен. Бор подавляет эффект огрубления дендритных ветвей в процессе кристаллизации. В результате первичная структура

становится более однородной и дисперсной, что, несомненно, сказывается на уровне механических свойств [10, 11].

Механические свойства исследуемой стали и стали Hardox 450 по сертификату (предоставлен строительной организацией) представлены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства материала лопатки и стали Hardox 450 по сертификату

Материал	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ_5 , %	ψ , %	КCU, Дж/см ²		HB
					25 °С	-40 °С	
Исследуемый металл	1390	1240	15,5	69	160	–	415
Hardox 450 по сертификату	1400	1200	12	63	–	35	450

Выявлены расхождения по прочностным характеристикам: так, металл исследуемого образца не соответствует металлу Hardox 450 по пределу прочности и твердости, что может негативно сказываться на износостойкости и сроке их службы.

Лопатки из чугуна представляли собой изделия, полученные методом литейной технологии. Химический состав исследуемого чугуна представлен в табл. 3.

Наиболее близкой отечественной маркой чугуна в соответствии с ГОСТ 1412-85 по содержанию углерода, кремния, фосфора и серы является марка СЧ 25 [7]. Из таблицы видно, что содержание в исследуемом чугуне С на

0,4 % ниже чем в ГОСТе; Mn ниже на 0,25 %; значения по Si, P, S попадают в ГОСТ 1412-85; в исследуемом металле также обнаружен Cr, вероятно добавленный для увеличения износостойкости, но такое незначительное количество не повлияет на увеличение износостойкости данного материала.

Механические свойства исследуемого чугуна в сравнении с ГОСТ 1412-85 представлены в табл. 4.

Предел прочности исследуемого металла ниже СЧ 25 по ГОСТ 1412-85 на 3 МПа, значение твердости полностью соответствует ГОСТу. Такая твердость не может обеспечить эффективной работы в условиях абразивного износа.

Таблица 3

Химический состав исследуемого чугуна в сравнении с аналогом из ГОСТ 1412-85

Материал	Значения элементов (масс. %)					
	C	Mn	Si	P	S	Cr
Исследуемый металл	3,18	0,45	1,83	0,080	0,077	0,138
СЧ 25 по ГОСТ 1412-85	3,2–3,4	0,7–1	1,4–2,2	до 0,2	до 0,15	–

Таблица 4

Механические свойства исследуемого чугуна в сравнении с аналогом по ГОСТ 1412-85

Материал	σ_b , МПа	КCU, Дж/см ²	HB
Исследуемый металл	247	5	187
СЧ 25 по ГОСТ 1412-85 [7]	250	–	156–250

Лопатки представляли собой изделия листовой стали, нарезанные на сегменты с усиливающей наплавкой в наиболее склонных к износу участках.

Результаты определения химического состава стальных образцов (основного металла), вырезанных из лопаток, представлены в табл. 5.

Таблица 5

Химический состав исследуемого материала в сравнении с ГОСТ1050-2013

Материал	Значения элементов (масс. %)												
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	V	W	Al
Исследуемый металл	0,165	0,419	0,2	0,011	0,012	0,160	0,165	0,21	0,025	0,001	0,0025	0,009	0,007
Сталь 15 по ГОСТ 1050-2013 [8]	0,12–0,19	0,35–0,65	0,17–0,37	до 0,030	до 0,035	до 0,25	до 0,30	до 0,30	–	–	–	–	–

Химический состав исследуемого образца полностью соответствует ГОСТ 1050-88, в его составе также обнаружены такие элементы, как Mo – 0,025 %; Ti – 0,001 %; V – 0,0025 %; W – 0,009 %; Al – 0,007 %.

Механические свойства исследуемого образца в сравнении с ГОСТом на сталь 15 представлены в табл. 6.

Значение предела прочности на растяжение исследуемого образца на 26 % выше, относительное удлинение полностью соответствует ГОСТу, относительное сужение выше на 16 %, твердость исследуемого металла находится практически на верхнем пределе ГОСТа.

Несмотря на это, данный материал не предназначен для работы в условиях абразивного износа ввиду низкого показателя твердости. Наплавка может значительно увеличить ресурс работы лопаток только в случае нанесения по всей поверхности рабочего элемента.

Лопатки из стали 110Г13Л представляли собой изделия, полученные методом литейной технологии. Химический состав стали 110Г13Л представлен в табл. 7.

Таблица 6

Механические свойства исследуемого материала в сравнении с ГОСТ 1050-2013

Материал	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	НВ
Исследуемый металл	472	289	27	64	146	143
Сталь 15 по ГОСТ 1050-2013 [8]	370	225	27	55	–	101-156

Примечание. Твердость наплавленного металла X10 составляет 58 HRC.

Таблица 7

Химический состав материала лопатки и стали 110Г13Л по ГОСТ 977-88

Материал	Значения элементов (масс. %)						
	C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P
Исследуемый металл	1,3	11,50	0,68	0,26	0,50	0,04	0,118
По ГОСТ 977-88 [9]	0,9–1,5	11,5–15	0,3–1	до 1	до 1	до 0,05	до 0,12

Значение по углероду в исследуемом образце находится на верхнем пределе; по марганцу – на нижнем; по кремнию, хрому, никелю – полностью соответствует ГОСТ 977-88 [9]; зна-

чения по сере и фосфору находятся на верхнем пределе ГОСТа.

Механические свойства стали 110Г13Л представлены в табл. 8.

Таблица 8

Механические свойства исследуемого материала в сравнении с ГОСТ 977-88

Материал	σ_b , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	НВ
Исследуемый металл	820	34	43	350	280
По ГОСТ 977-88 [9]	654–830	34–53	34–43	260–350	186–229

Значение предела прочности находится на верхнем пределе ГОСТа; относительное удлинение – на нижнем пределе; относительное сужение – на верхнем пределе; ударная вязкость – на верхнем пределе; значение твердости исследуемого образца выше, чем значение ГОСТа на 51 НВ.

Методикой эксперимента предусматривалась оценка срока службы лопаток из исследуемых металлов, установленных в смесители-пневмонагнетатели в качестве рабочей группы, перемешивающей полусухой раствор, в состав которого входят такие компоненты, как цемент, песок, вода, фиброволокно.

В эксперименте было задействовано четыре смесителя-пневмонагнетателя марки «СО-241» (рис. 1).

В эксперименте было задействовано четыре смесителя-пневмонагнетателя марки «СО-241» (рис. 1).



Рис. 1. Смеситель-пневмонагнетатель «СО-241»

Смесители-пневмонагнетатели, строительная смесь и конфигурации лопаток были одинаковы. Лопатки устанавливались к крепежной

системе, соединенной с вращающимся валом, расположенной внутри резервуара смесителя (рис. 2).



Рис. 2. Расположение лопаток в резервуаре смесителя

В каждый смеситель устанавливалась группа лопаток в количестве четырех штук (две центральных осевых и две боковых). Каждому смесителю была предназначена своя группа лопаток, т. е. материалы лопаток каждого смесителя были различны. После чего производился замер количества кубических метров смеси, пе-

ремешанной лопатками до их износа. Также предусматривалось сравнение срока службы лопаток в производственных условиях со сроками, данными поставщиками этих лопаток. Результаты сравнительного эксперимента представлены в табл. 9 и на рис. 3.

Таблица 9

Результаты эксперимента в производственных условиях

Материал лопатки	Срок службы в м ³		Разница в %
	заявленный	после эксперимента	
Аналог СЧ 25	15000	6000	60
Сталь 15 с наплавкой X10	20000	12000	40
Сталь Hardox 450	24000	30000	20
Сталь 110Г13Л	30000	29700	1

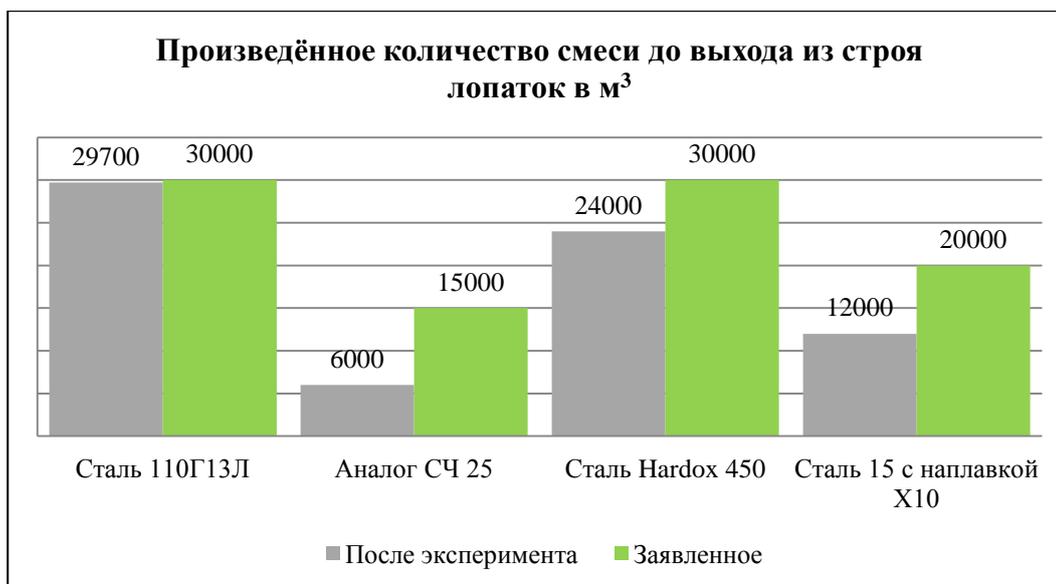


Рис. 3. Результаты эксперимента в производственных условиях

Как видно из рис. 3, лопатками, изготовленными из аналога СЧ 25, произведено на 60 % меньше раствора, чем было заявлено поставщиками; из стали Hardox 450 – на 20 % меньше; из стали 15, усиленной наплавкой сталью X10 – на 40 % меньше до замены на новые, ввиду интенсивного износа рабочих поверхностей. Лопатки же из стали 110Г13Л сохранили служебные свойства практически до полного завершения контрольного срока. Однако, учитывая высокую себестоимость и определенные трудности производства отливок из стали 110Г13Л, необходим более перспективный сплав, изначально имеющий высокую твер-

дость и не требующий сложной термической обработки после литья. К таким сплавам относятся белые чугуны, легированные карбидообразующими элементами.

Заключение

Проведенное в ходе выполнения работы комплексное исследование материалов лопаток смесителей-пневмонагнетателей позволяет сформулировать следующие положения:

– необходимо производить входной контроль при закупке лопаток, предлагаемых поставщиками, т. е. тщательно контролировать действительные значения химического состава и механических свойств поставляемой продукции;

– исследование износостойкости лопаток в производственных условиях показали, что наилучшим комплексом служебных и механических свойств обладают лопатки из стали 110Г13Л, однако, учитывая высокую себестоимость и определенные трудности производства отливок из стали 110Г13Л, необходимо использовать для изготовления отливок лопаток смесителей-пневмонагнетателей более перспективный сплав, изначально имеющий высокую твердость и не требующий сложной термической обработки после литья;

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Białobrzaska, B.* The Influence of Austenite Grain Size on the Mechanical Properties of Low-Alloy Steel with Boron / *B. Białobrzaska, Ł. Konat, R. Jasiński* // *Metals*. – 2017. – № 7. – Р. 26.
2. *Ulewicz, R.* Structure and Mechanical Properties of Fine-Grained Steels / *R. Ulewicz, M. Mazur, O. Bokivka* // *Periodica Polytechnica Transportation Engineering*. – 2013. – № 41 (2). – Р. 111–115.
3. *Болобов, В. И.* О влиянии упрочняющей обработки материала футеровки шаровых мельниц на его износостойкость / *В. И. Болобов, В. С. Бочков* // *Горный журнал*. – 2017. – № 1. – С. 57–60.
4. *Bolobov, V.* About increasing wear resistance of rock-breaking tool to abrasion by using mechanical and thermo-mechanical treatment / *V. Bolobov, S. Chupin, V. Bochkov* // *International Review of Mechanical Engineering*. – 2017. – № 11 (5). – Р. 301–304.
5. Микроструктура и абразивная износостойкость тяжело нагруженных деталей чизельных плугов из высокопрочного чугуна / *Л. В. Костылева, Д. С. Гапич, В. А. Моторин, А. Е. Новиков* // *Черные металлы*. – 2019. – № 3. – С. 37–42.
6. *Тахиров, А. А.* Изготовление мелющих элементов оборудования для приготовления асфальта / *А. А. Тахиров, Н. С. Гушин, Ф. А. Нуралиев* // *Литейное производство*. – 2013. – № 7. – С. 2–7.
7. *Габельченко, Н. И.* Повышение срока службы рабочих элементов смесителей-пневмонагнетателей / *Н. И. Габельченко, А. А. Белов, Н. А. Кидалов* // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2018. – Т. 16, № 3. – С. 140–142.
8. *Габельченко, Н. И.* Исследование металла расходных материалов, работающих в условиях абразивного износа / *Н. И. Габельченко, А. А. Белов, А. В. Скоробогатова* // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 136–140.
9. Исследование износостойких материалов лопаток для смесителей-пневмонагнетателей / *Н. И. Габельченко, А. А. Белов, Н. А. Кидалов, А. И. Габельченко, Н. В. Волкова* // *Известия Самарского научного центра РАН*. – 2016. – Т. 18, № 1. – С. 175–178.
10. *Гудремон, Э.* Специальные стали. В 2 т. : пер. с нем. / Э. Гудремон ; под ред. чл.-кор. АН СССР А. С. Займовского [и др.]. – 2-е изд., сокр. и перераб. – М. : *Металлургия*, 1966. – 2 т.; Т. 2. – 1966. – 737–1274 с.
11. *Габельченко, Н. И.* Исследование эффекта округления дендритов и разработка методов структурной гомогенизации сталей : дис. ... канд. техн. наук / *Габельченко Наталья Ильинична* : 05.02.01. – Волгоград, 2006. – 154 с.

УДК 620.192:669.187.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-29-35

М. В. Кириличев, Д. В. Руцкий, А. А. Шуклин, А. В. Соболев, М. С. Никитин

ВЫЯВЛЕНИЕ ПРИРОДЫ ДЕФЕКТОВ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ БЕСШОВНЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 38Х2МЮА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru.

В работе приведен пример использования автоматического анализатора частиц при обработке данных EDS анализа неметаллических включений в местах скопления внутренних дефектов. При проведении исследований с использованием методов оптической (Leica 8c) и электронной микроскопии (Versa 3D), в участках, прилегающих к внутренним дефектам, выявлены скопления неметаллических включений различной морфологии. Автоматическая обработка данных с помощью программного обеспечения Axalut Soft и EDAX Particle/Phase Analysis Software позволила провести подробную идентификацию включений. Установлено, что неметаллические включения в пустотах (поры, трещины), а также в местах, прилегающих к ним, имеют состав, характерный для эндогенных (первичные, вторичные и третичные) включений типа Al_2O_3 , $Al_2O_3 \cdot MgO$ и AlN , образовавшихся в металлическом расплаве на стадии выплавки, внепечной обработки, разливки и затвердевания.

Ключевые слова: внутренние дефекты, неметаллические включения, электронная и оптическая микроскопия, EDS анализ, выплавка и внепечная обработка, разливка, труба.

M. V. Kirilichev, D. V. Rutskiy, A. A. Shuklin, A. V. Sobolev, M. S. Nikitin

**IDENTIFICATION OF THE NATURE OF DEFECTS
IN THE PRODUCTION OF PIPES MADE OF 38X2MЮA STEEL**

Volgograd State Technical University

The paper provides an example of using an automatic particle analyzer when processing data from EDS analysis of non-metallic inclusions in places of accumulation of internal defects. When conducting studies using optical (Leica 8c) and electron microscopy (Versa 3D) methods, clusters of non-metallic inclusions of various morphologies were detected in the areas adjacent to internal defects. Automatic data processing using Axelit Soft and EDAX Particle/Phase Analysis Software allowed detailed identification of inclusions. It has been established that nonmetallic inclusions in voids (pores, cracks), as well as in places adjacent to them, have a composition characteristic of endogenous (primary, secondary and tertiary) inclusions of the type Al_2O_3 , $Al_2O_3 \cdot MgO$ and AlN formed in a metal melt at the stage of smelting, furnace treatment, casting and solidification.

Keywords: internal defects, non-metallic inclusions, electron and optical microscopy, EDS analysis, melting and secondary treatment, casting, pipe.

В настоящее время для анализа качества металлопродукции на металлургических и машиностроительных предприятиях существуют соответствующие структурные подразделения, в большинстве своем это центральная заводская лаборатория (ЦЗЛ), или собственные научные центры, в которых имеется существующее оборудование для выявления природы дефектов продукции. Одними из наиболее выявляемых и легко идентифицируемых дефектов являются дефекты сталеплавильного происхождения, при этом довольно часто при классификации дефектов по природе происхождения (сталеплавильный, прокатный, дефект термической обработки) сотрудники лабораторий по внешним признакам идентифицируют дефект как сталеплавильный. Одной из причин возникновения сталеплавильных дефектов являются неметаллические включения, возникающие на стадии выплавки, разливки и затвердевания стали.

Важным этапом определения качества стали, а также одной из сдаточных характеристик являются неметаллические включения (НВ). В связи с этим контроль загрязненности в стали НВ является одним из основных показателей, определяющих качество стали.

Возрастающие требования, предъявляемые к металлопродукции, обуславливают получение сталей с высокими показателями механических и физико-химических свойств. При этом НВ даже в небольшом количестве оказывают значительное влияние на эксплуатационные свойства. В настоящее время авторами J. Z. Li [1], А. В. Дуб [2], А. И. Зайцев [3], А. А. Казаков [4], И. Г. Родионова [5], К. В. Григорович [6, 7] (и многими другими) подробно показано влияние загрязненности стали неметаллическими включениями на качество получаемой непрерывнолитой заготовки; сортового и лис-

тового проката; рельс; сварных, бесшовных труб и т. д.

Нашим коллективом были проведены исследования [8], которые подтверждают работы [1–7]. Так, например, загрязненность сульфидными НВ в количестве, не превышающем 0,001 %, оказывает значительное влияние на значения ударной вязкости при отрицательных температурах; количество хрупкой составляющей в изломах составляет до 90,0 % (см. рис. 1).

В настоящее время для определения загрязненности стали НВ в мире используют металлографические методы исследования, согласно разработанных стандартов, таких как ГОСТ 1778-70 [9], ASTM E 45 [10], DIN 50602 [11], EN10247 [12]. В перечисленных методиках классификацию по химическому составу (силикаты деформируемые, силикаты хрупкие и т. п.) проводят по морфологии НВ, а не по их химическому составу. Например, при обработке металлического расплава только алюминием и кальцием силикаты не могут образоваться. Поэтому такая оценка [9–12] подходит лишь для приемосдаточных испытаний стали, но не дает информацию сталеплавильщикам о том, как необходимо менять или совершенствовать технологический процесс выплавки, внепечной обработки и разливки.

Для получения данных о химическом составе используют микрорентгеноспектральный анализ неметаллических включений, петрографические методы [13], а также методы фракционного газового анализа [7, 14]. Эти методы позволяют получить достаточно точные данные о химическом и фазовом составе и широко применяются в научных исследованиях. Однако данные методы являются достаточно локальными и не всегда могут быть использованы при идентификации включений в промышленных условиях на большом количестве образцов.

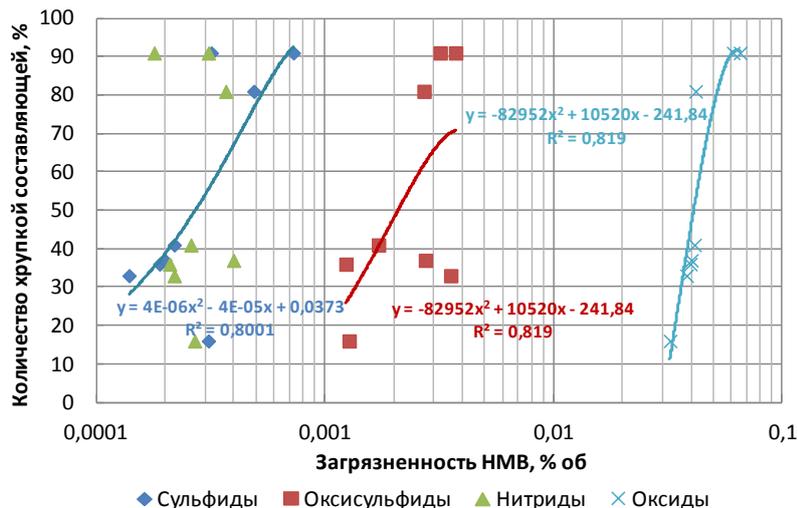


Рис. 1. Влияние загрязненности неметаллическими включениями на пластичность исследуемых сталей при отрицательных температурах [8]

В наше время разработаны методики [15–20], позволяющие значительно расширить возможности EDS анализа, за счет применения автоматического анализатора изображения. По сравнению с единичными измерениями химического состава отдельных включений, автоматический анализ частиц позволяет исследовать большие массивы данных о химическом составе сотен тысяч включений для каждого образца [15, 19].

В настоящей работе на основании существующего отечественного и зарубежного опыта была осуществлена идентификация внутренних дефектов, выявленных в бесшовной трубе после проведения прошивки и доведения до окончательных размеров на непрерывном и калибровочном станках.

Идентификацию неметаллических включений проводили путем совмещения оптической (Leica 8c) и электронной микроскопии (Versa 3D). Обработка данных осуществлялась с помощью программного обеспечения Axalut Soft и EDAX Particle/Phase Analysis Software. Программы EDAX Particle/Phase Analysis совмещают в себе сканирующую электронную микроскопию (SEM) и энергодисперсионную спектроскопию (EDS) и позволяют автоматически определять количество, размер, расположение и химический состав НВ в образце, т. е. проводить полную идентификацию включений на всей плоскости шлифа.

Объектом исследования являлись образцы, отобранные от дефектной трубы размерами 206,00x19,00 мм из стали марки 38X2МЮА.

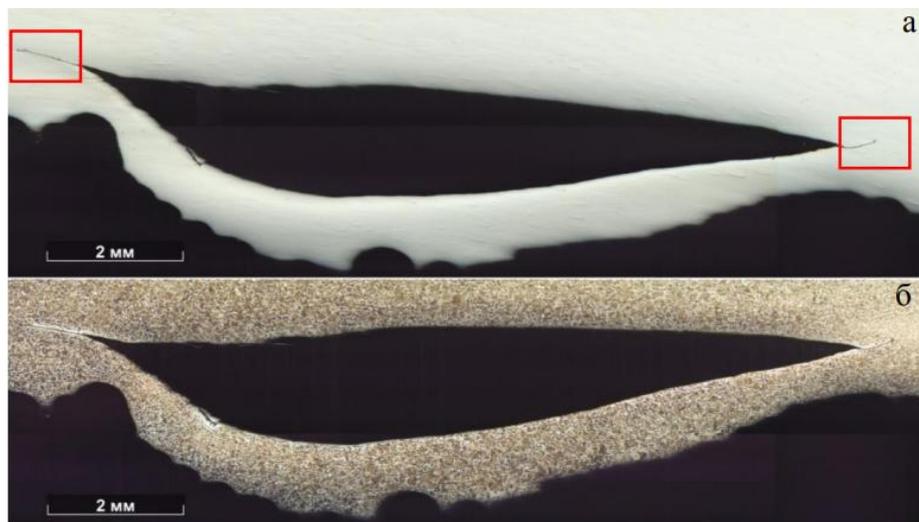


Рис. 2. Дефекты с внутренней поверхности трубы (образец № 1), х50: а – нетравленная поверхность; б – микроструктура (травление в HNO₃)

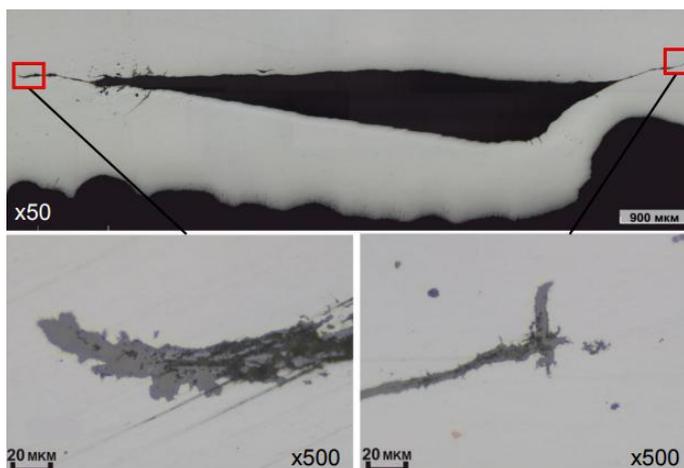


Рис. 3. Дефекты с внутренней поверхности трубы (образец № 2)

Микрорентгеноспектральный анализ проводили в местах, соответствующих «концу» трещин (см. рис. 2 и 3), так как открытые полости трещин заполнены продуктами обрезки и прободподготовки микрошлифов для проведения исследований.

Микрорентгеноспектральный анализ (EDS) проводили в режиме вторичных электронов – CBS-датчик.

Автоматический анализ состава неметаллических включений проводился в участках их максимального скопления, сканированием 100

полей зрения; каждое поле имело размеры 0,348x0,271 мм при увеличении x1000. В каждом поле зрения определялся химический состав каждого НВ размером от 1,4 до 130 мкм.

После проведения автоматического анализа, в зависимости от химического состава, осуществляли разделение включений на группы: Al-N, Ca-Al-Mg, Al-Mg-O, Al-Ca-O, Ca-S, Al-Ca-O-Mn-S, Mg-O-Ca-S, Mg-O-Ca-O; в отдельные группы выделялись загрязнения и дефекты, оставшиеся после подготовки поверхности микрошлифов к исследованию.

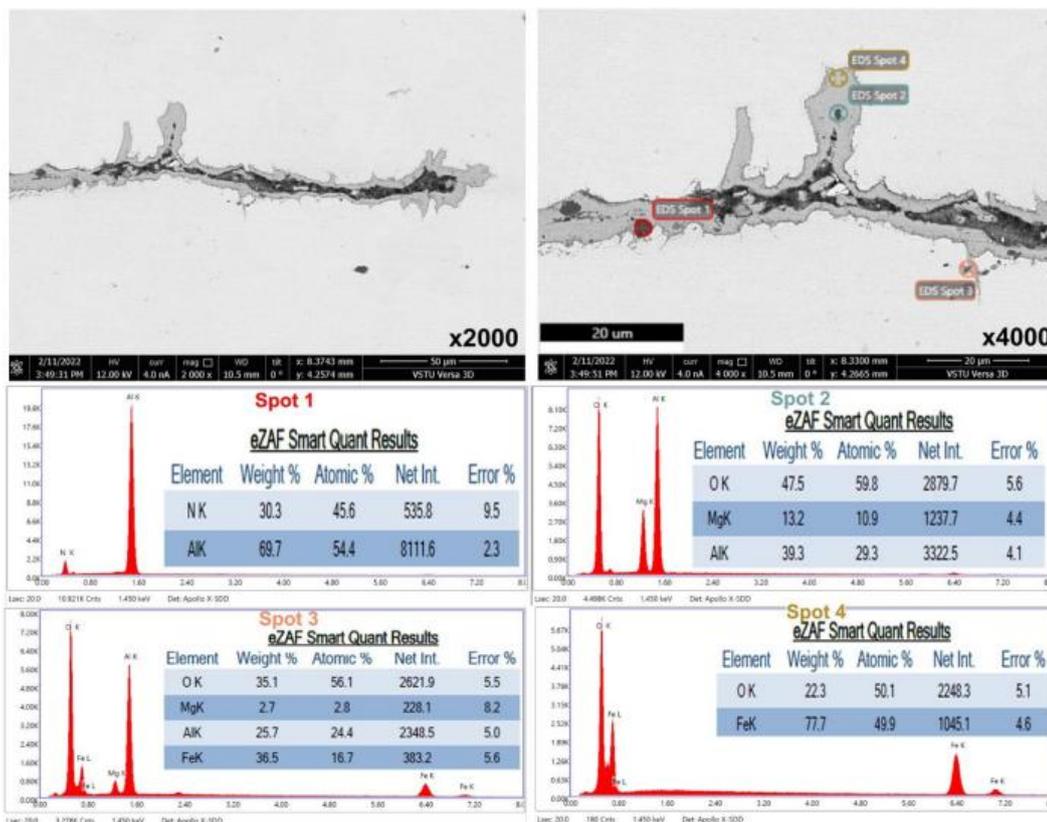


Рис. 4. Химический состав в дефектах (образец № 1)

EDS анализ (режим вторичных электронов – CBS датчик) поперечного сечения дефекта в образце № 1 показал наличие протяженных трещин, заполненных продуктами окисления; в конце трещины выявлена зона незначительного внутреннего окисления протяженностью до 2 мкм (см. рис. 4). Микрорентгеноспектральный анализ (EDS) продуктов окисления показал, что они представлены оксидом железа (FeO) и оксидами (Fe, Al)O (см. рис. 4). В образце 1 выявлены множественные включения нитридов алюминия (AlN).

EDS-анализ показал в образце № 2 наличие протяженных трещин, заполненных продуктами окисления; в участках, прилегающих к стенкам трещины, зон внутреннего окисления не выявлено (см. рис. 5). Внутренние стенки трещины заполнены продуктами окис-

ления (FeO) (см. рис. 5, spot 4). Кроме (FeO) трещина содержит неметаллические включения алюмагнезиальной шпинели ($MgO \cdot Al_2O_3$) (см. рис. 5, spot 2 и 3), а также включения нитридов алюминия (AlN) (см. рис. 5, spot 1). Максимальный размер включения в трещине составляет 5 мкм.

Бездефектные участки металла содержат НВ, имеющие как хаотичное расположение, так и в виде строчек. Хаотично расположенные включения представлены шпинелями ($MgO \cdot Al_2O_3$) и нитридами (AlN). Строчки включений представлены только включениями шпинели ($MgO \cdot Al_2O_3$). Размер хаотично расположенных включений не превышает 8 мкм. Протяженность строчек шпинелей составляет до 80 мкм, размер включений в них не превышает 5 мкм (см. рис. 5).

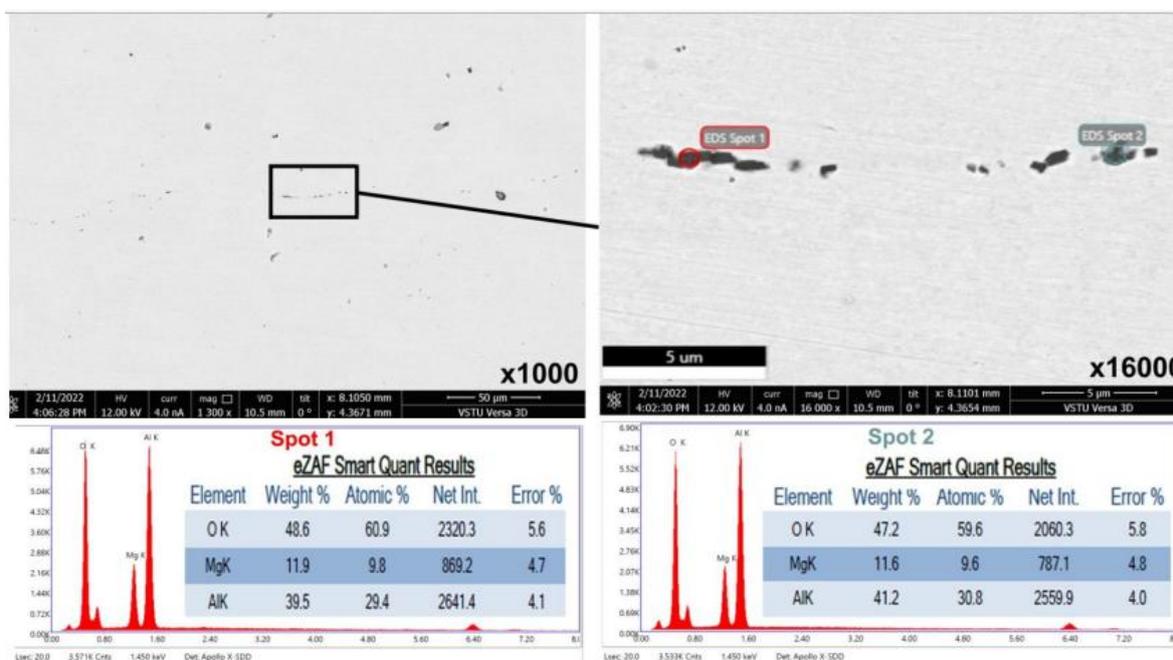


Рис. 5. Химический состав в дефектах (образец № 2)

Анализ химического состава включений в 100 полях зрения показал, что включения по химическому составу можно разделить на следующие виды (см. рис. 6):

нитриды алюминия – AlN (см. рис. 6, а и б);

корунд – Al_2O_3 (см. рис. 6, б);

шпинели – $Al_2O_3 \cdot MgO$ (см. рис. 6, в);

алюминаты кальция типа – $CaO \cdot Al_2O_3$ (см. рис. 6, з);

сульфиды – CaS (см. рис. 6, д);

окисульфиды – $CaO \cdot Al_2O_3$; в оболочке MnS (см. рис. 6, е);

окисульфиды – $Al_2O_3 \cdot MgO$ в оболочке CaS (см. рис. 6, з и д);

шпинели – $Al_2O_3 \cdot MgO$ в оболочке $CaO \cdot Al_2O_3$ (см. рис. 6, в и з).

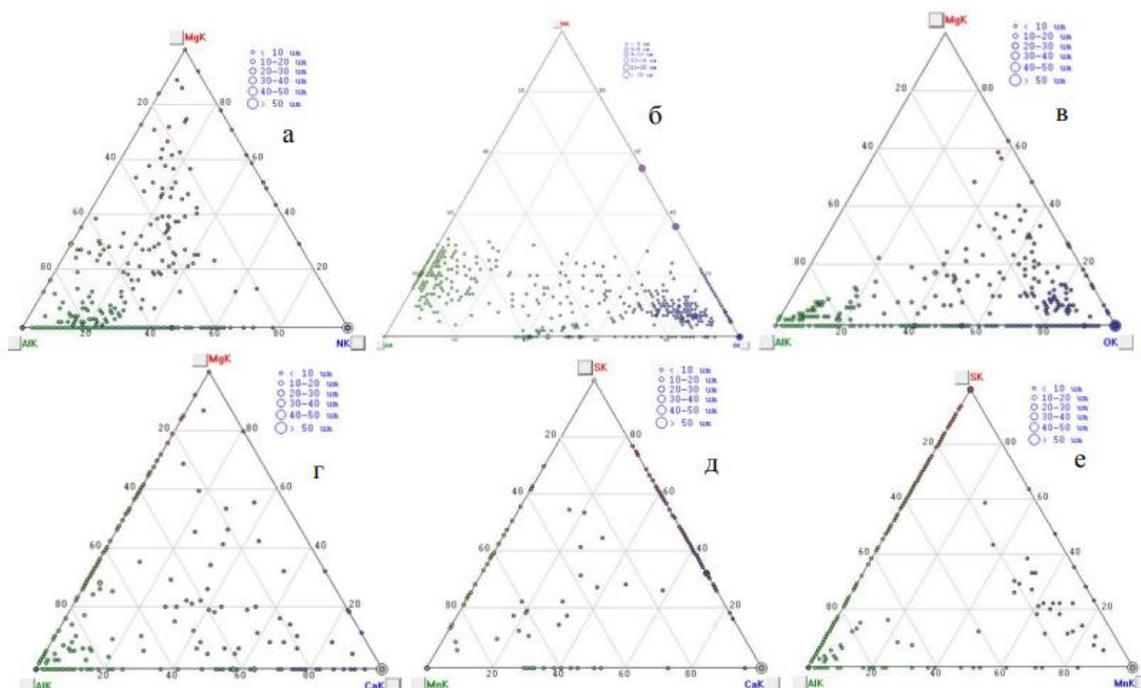


Рис. 6. Разделение по группам неметаллических включений:

a – включения, содержащие Al-Mg-N; *б* – включения, содержащие Al-N-O; *в* – включения, содержащие Al-Mg-O; *г* – включения, содержащие Al-Mg-Ca; *д* – включения, содержащие Mn-Ca-S; *е* – включения, содержащие Al-Mn-S

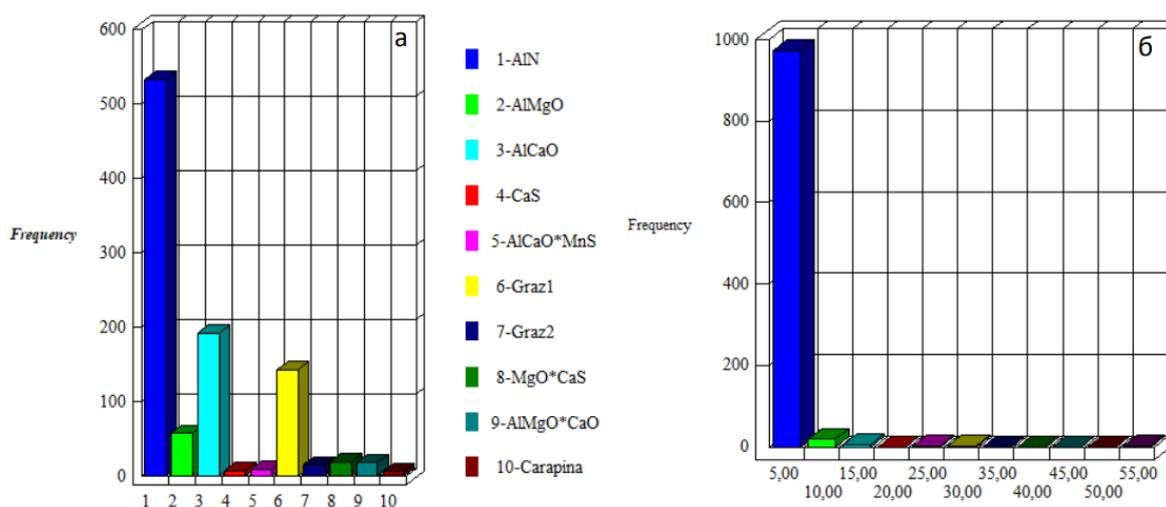


Рис. 7. Загрязненность (*a*) и размер включений (*б*)

Общий анализ загрязненности всеми типами включений показал, что их суммарное количество составляет 1000 шт (100 полей зрения при увеличении 1000). После разбиения включений по группам и исключения загрязнений, оставшихся после подготовки к исследованиям, получено, что основная часть включений представлена нитридами AlN 533 шт. (56 шт./мм²); алюминаты кальция типа – CaO·Al₂O₃ 192 шт. (20 шт./мм²); шпинель Al²O³·MgO 57 шт.

(6 шт./мм²); шпинели – Al₂O₃·MgO в оболочке CaO·Al₂O₃ 18 шт. (2 шт./мм²) и т. д. (см. рис. 7, *a*). Размер всех идентифицированных включений в бездефектном участке металла изменялся от 5 до 55 мкм, при этом 80 % включений имеют размер 5 мкм (см. рис. 7, *б*).

Выводы

Идентификация природы неметаллических включений в образцах дефектных труб из стали

марки 38Х2МЮА с помощью оптической и электронной микроскопии, а также автоматического анализатора частиц позволила выявить следующие особенности.

Наличие продуктов окисления (FeO) на внутренней поверхности трещин, а также отсутствие внутреннего окисления показывает, что трещины образовались во время горячей деформации.

Причиной образования трещин являются строчки неметаллических включений шпинелей ($MgO \cdot Al_2O_3$) и нитриды (AlN), которые находятся в полости трещин.

Сравнение химического состава включений в бездефектных участках металла, показало, что максимальная загрязненность по мелким (не более 10 мкм) включениями соответствует включениям нитридов (AlN) и шпинелей ($MgO \cdot Al_2O_3$) и алюминатов кальция типа ($CaO \cdot Al_2O_3$).

Причиной дефектов, выявленных на внутренней поверхности трубы, являются первичные, вторичные и третичные неметаллические включения образовавшиеся в стали на стадии выплавки, внепечной обработки и разливки и затвердевания металлического расплава, т. е. являются дефектами сталеплавильного происхождения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Investigation on nonmetallic inclusions in ultra-low oxygen special steels / Li, J.Z., Jiang, M., He, X.F. et al // MMTV (2016), 47, pp. 2386–2399.
2. Дуб, А. В. Неметаллические включения в низколегированной трубной стали / А. В. Дуб, Н. В. Баруленкова, Т. В. Морозова // Металлург. – 2005. – № 4. – С. 67–73.
3. Зайцев, А. И. Влияние неметаллических включений и примесей на свойства, качественные характеристики круглого проката из специальных легированных сталей / А. И. Зайцев, А. В. Князев, А. В. Аменжонов // Металлург. – 2017. – № 8. – С. 69–74.
4. Metallurgical expertise as the base for determination of nature of defects in metal products / Kazakov A., Kovalev P., Ryaboshuk S. // CIS Iron and Steel Review 2007. – № 1–2. – P. 7–13.
5. Влияние неметаллических включений на коррозионную стойкость углеродистых углеродистых низколегированных сталей для нефтепромысловых трубопроводов / И. Г. Родионова [и др.] // Сталь. – 2017. – № 10. – С. 41–48.

6. Григорович, К. В. Влияние технологии раскисления трубных сталей на состав и количество неметаллических включений / К. В. Григорович, Т. В. Шибаева, А. М. Арсенкин // Металлы. – 2011. – № 5. – С. 144–150.

7. Characterization of non-nonmetallic inclusions and clusters during production of low-carbon IF steel / Gorkusha D., Komolova O., Grigorovich K.V., Karasev A.V., Jonsson P.G. // ISIJ International. – 2020. – Volume 60. – № 12. – P. 2819–2828.

8. Руцкий, Д. В. Влияние неметаллических включений на свойства труб из сталей категории прочности K48-K52 / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. Ю. Чубуков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (230) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Металлургия»). – С. 13–19.

9. ГОСТ 1778-70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. 1970. 42 с.

10. ASTM E 1245-03. Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis, 2003. 8 p.

11. DIN 50602. Microscopic examination of special steel using standard diagrams to access the content of non-metallic inclusions. 1985. 15 p.

12. EN 10247. Micrographic examination of the non-metallic inclusion content of steels using standard pictures; German version EN 10247:2007.

13. Лунев, В. В. О природе и диагностике неметаллических включений в стали / В. В. Лунев, В. П. Пирожкова // Электрометаллургия. – 2011. – № 7. – С. 26–30 : 6 рис. – Библиогр.: с. 30 (4 назв.).

14. Григорович, К. В. Фракционный газовый анализ – новое направление в контроле качества материалов / К. В. Григорович // Аналитика и контроль. – 2000. – Т. 4, № 3. – С. 244–251.

15. Исследование природы неметаллических включений в стали с помощью автоматического анализатора частиц / А. А. Казаков, Д. А. Любочко, С. В. Рябошук, Л. С. Чигинцев // Черные металлы. – 2014. – Спец. выпуск. – С. 85–90.

16. Singh V. Using Automated Inclusion Analysis for Casting Process Improvements. – 62nd SFSA T&O Automated Inclusion Analysis 2008.

17. Zhu S. Low Cost Production of High Quality Clean Steel by the Implementation of Automated Inclusion Analysis Technology // FEI Company.

18. Industrial application of thixomet image analyzer for quantitative description of steel and alloys microstructure / A. A. Kazakov, D. Kiselev // Metallography, Microstructure and Analysis. – 2016. – Т. 5. – № 4. – С. 294–301.

19. Разработка методики количественной оценки загрязненности низколегированных трубных сталей неметаллическими включениями с помощью автоматического анализа изображений / А. А. Казаков, Д. В. Киселев, С. В. Андреева, Л. С. Чигинцев, С. В. Головин, В. А. Егоров, С. И. Марков // Черные металлы. – 2007. – № 7–8.

20. Thermo Scientific Inclusion Analysis to Next Level. Brochure Explorer 4 by Thermo Fisher Scientific Inc. – 2017.

УДК 669.245

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-36-40

*С. Л. Назаров¹, О. А. Масанский², А. А. Ковалева¹, Т. Р. Гильманшина¹***ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ
ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ**¹ Сибирский федеральный университет, Институт цветных металлов и материаловедения² Сибирский федеральный университет, Политехнический институт

e-mail: nazarovsergey8@gmail.com; pi775@yandex.ru; angeli-kovaleva@yandex.ru; gtr1977@mail.ru

В статье рассмотрены способы контроля микроструктур жаропрочного сплава, испытывающего значительное термосиловое воздействие в процессе эксплуатации. Представлены результаты микроструктурного и локального энергодисперсионного микроанализа образцов жаропрочного сплава на никелевой основе, полученных по разным этапам технологического процесса (в состоянии поставки (пруток), литье и термическая обработка), объясняющие основные факторы, которые определяют морфологию включений различной природы, их размеры, количество и распределения по объему отливки. Результаты исследований показали, что изменений в химическом составе после переплава и термической обработки не наблюдается. По границе твердого раствора формируется карбидная фаза в виде раздробленной цепочки, по объему твердого раствора выделяются карборитриды $\text{NiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$. Такие изменения структурно-фазового состава жаропрочного сплава на никелевой основе способствуют повышению его эксплуатационных свойств в условиях значительного термосилового воздействия. Термообработка приводит к выравниванию химического состава по объему металла и способствует переходу дендритного строения в зеренное, что повышает механические свойства.

Ключевые слова: жаропрочный сплав на никелевой основе, литье, термическая обработка, микроструктура.

*S. L. Nazarov¹, O. A. Masansky², A. A. Kovaleva¹, T. R. Gilmanshina¹***INVESTIGATION OF CHANGES IN CHEMICAL COMPOSITION
AND THE STRUCTURE OF THE NICKEL-BASED HEAT-RESISTANT ALLOY**¹ School of Non-Ferrous Metals and Material Science;² Polytechnic institute;

Siberian Federal University

The article discusses the methods of controlling the microstructures of a heat-resistant alloy that experiences a significant thermal force effect during operation. The results of microstructural and local energy dispersive microanalysis of nickel-based heat-resistant alloy samples obtained at different stages of the technological process (in the state of delivery (rod), casting and heat treatment) are presented, explaining the main factors that determine the morphology of inclusions of various nature, their sizes, quantity and volume distribution of the casting. The research results have shown that there are no changes in the chemical composition after remelting and heat treatment. A carbide phase in the form of a fragmented chain is formed along the boundary of the solid solution, $\text{NiC}_{0.5}\text{N}_{0.5}$ carboritrides are isolated by the volume of the solid solution. Such changes in the structural and phase composition of a heat-resistant nickel-based alloy contribute to an increase in its operational properties under conditions of significant thermal force exposure. Heat treatment leads to the alignment of the chemical composition by volume of the metal and promotes the transition of the dendritic structure to the grain, which increases the mechanical properties.

Keywords: heat-resistant nickel-based alloy, casting, heat treatment, microstructure.

Вводная часть

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) – сложнелегированные сплавы с гетерофазной структурой, главными структурными элементами которой являются сложнелегированный никелевый γ -твердый раствор и дисперсные частицы γ' -фазы на основе упорядоченного интерметаллидного соединения Ni_3Al (сверхструктура L12) [1, 2].

Из жаропрочных сплавов на основе никеля с монокристаллической и направленной структурой наиболее известны следующие сплавы:

– CMSX-2, CMSX-4 и CMSX-10 компании Cannon Muskegon Corporation, США;

– PWA-1480 и PWA-1484 компании Pratt & Whitney, США;

– EPM-102, MX-4 и PWA1497, разработанные фирмами NASA, GE, Pratt & Whitney, США;

– RR-2000 и RR-2060 компании Rolls Royce, США;

– Rene N4, Rene N5 и Rene N6, разработанные фирмой General Electric, США;

– MC2, MC-NG, AM1 и AM3, разработанные компанией ONERA, Франция;

– TMS-75, TMS-138, TMS-162 и TMS-196, разработанные фирмой NIMS and IHI (National Institute for Materials Science), Япония [2].

В России ведущим разработчиком жаропрочных сплавов на никелевой основе является ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов» ГНЦ. В ВИАМ разработаны:

- оптимизированные по химическому составу сплавы ЖС32У, ЖС6УМ и ВЖЛ20 [2];
- сплавы для монокристаллических лопаток ЖС36 и ЖС40 [2, 3];
- высокорениевый монокристаллический сплав ЖС47 (9 % Re), превосходящий по жаропрочности известные монокристаллические ЖНС третьего поколения [2, 4];
- рений-рутениеосодержащие сплавы ВЖМ4 (6 % Re, 4 % Ru) [4] и ВЖМ6 (6% Re, 5% Ru) [2, 5];
- сплав низкой плотности ВЖМ7 [2, 6].

Из зарубежных сплавов низкой плотности можно выделить LEK94 (фирма MTU, Германия) и LDS-1101 (фирма NASA, США). Сплав № 6 по длительной прочности при 1100 °С превосходит зарубежные сплавы четвертого поколения (EPM-102, TMS-162) и не уступает сплавам пятого поколения [2, 7].

Жаропрочные сплавы на никелевой основе широко применяются в технике [8, 9].

Основными путями увеличения эффективности газотурбинных двигателей (ГТД) являются: повышение температуры газа перед турбиной, снижение массы двигателя (отношение тяги к весу 20:1) и оптимизация конструктивных решений. Все эти направления предусматривают повышение эксплуатационных характеристик материалов [10–12].

Цель данной работы заключается в изучении изменений микроструктур, испытывающих значительное термосиловое воздействие в ходе эксплуатации, происходящих в процессе получения изделия из жаропрочного сплава на никелевой основе по технологии вакуумного литья и термической обработки.

Основная часть

Технология изготовления изделий заключается в следующем. Сплав готовят в вакуумной печи путем переплава прутка заданного химического состава без дополнительного рафинирования. Готовый расплав заливают в керамические формы.

Для исследований были отобраны следующие образцы: в состоянии поставки (пруток), после переплава в вакуумной печи и после термической обработки. Режим термической обработки выполняли согласно ОСТ 92-1166–86.

Для исследования химического состава сплава использовали спектрометр X-MET 8000 GEO. Металлографические исследования выполняли на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m, оснащённом устройством визуализации изображения [13], и на растровом электронном микроскопе JEOL JSM 7001F, оснащённом энергодисперсионным спектрометром фирмы Oxford Instruments [14]. Исследования проводились в лаборатории электронной микроскопии ЦКП ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» под руководством канд. техн. наук Г. М. Зеер.

Результаты исследований показали, что изменений в химическом составе после переплава и термической обработки не наблюдается. Химический состав сплава соответствует требованиям ОСТ 92-1166–86.

Микроструктура образцов приведена на рис. 1–5.

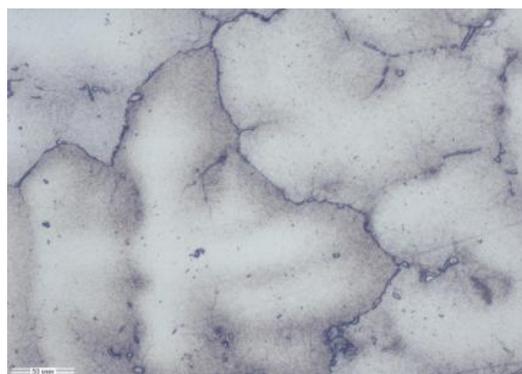


Рис. 1. Микроструктура исходного прутка, $\times 200$

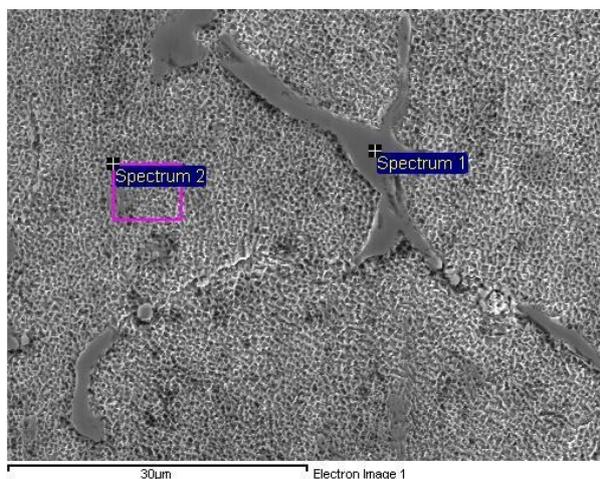


Рис. 2. Микроструктуры прутка из жаропрочного сплава на никелевой основе:
спектр 1 – включения по границам зерен твердого раствора;
спектр 2 – твердый раствор на основе никеля

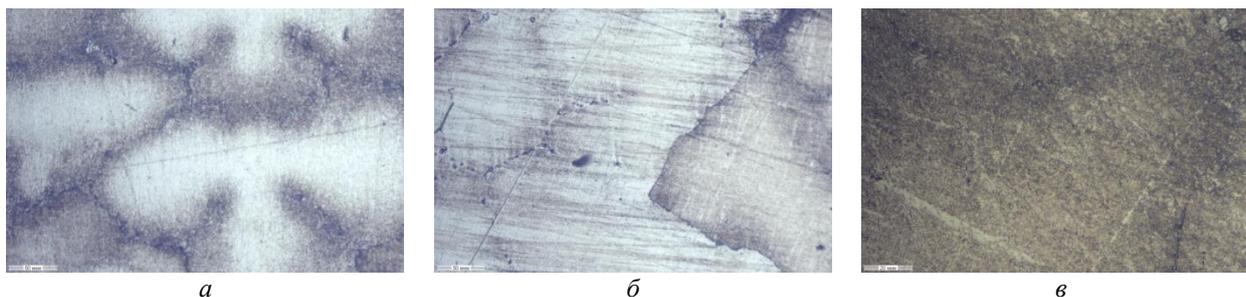


Рис. 3. Микроструктура литого образца, $\times 200$:
a – светлые включения в темной границе; *б* – цепочки включений карбидов; *в* – включения по краю образца

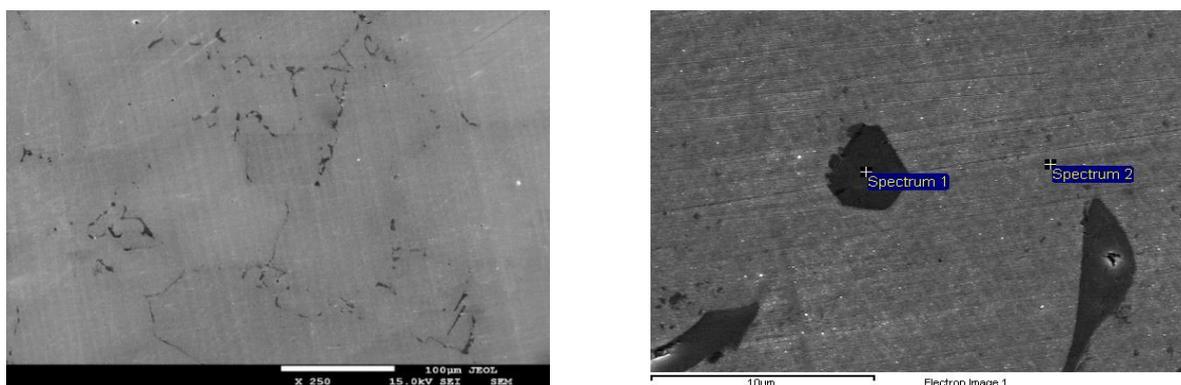


Рис. 4. Микроструктуры литого жаропрочного сплава на никелевой основе:
 спектр 1 – включения по границам зерен твердого раствора; спектр 2 – твердый раствор на основе никеля

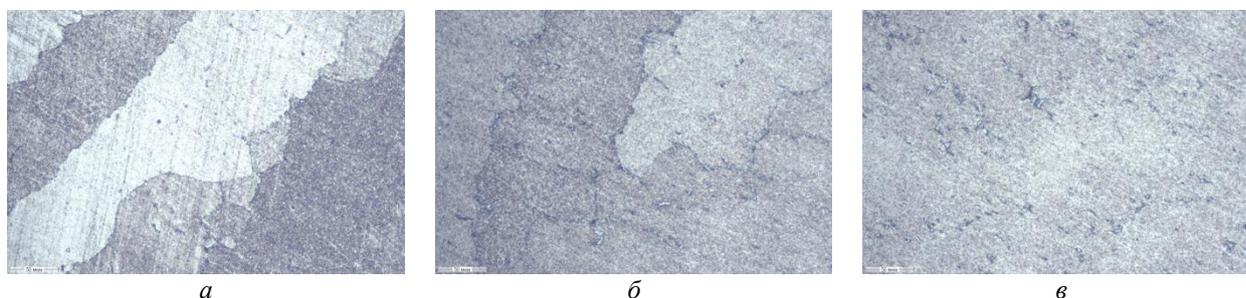


Рис. 5. Микроструктура термически обработанного образца:
a – границы зерен, $\times 200$; *б* – карбиды, $\times 200$; *в* – карбиды в теле зерна, $\times 200$

Структура исходного прутка представляет собой дендриты твердого раствора аустенита. Оси дендритов располагаются в направлении отвода тепла (рис. 1).

После переплава дендритно-ячеистая структура сохраняется. Оси дендритов первого порядка располагаются параллельно друг другу и направлены также, в основном, в одном направлении. По междендритным пространствам наблюдаются включения (рис. 3, *б*), которые располагаются цепочкой. Результаты энергодисперсионного анализа (рис. 4) позволяют предположить, что микроструктура исследуе-

мого литого сплава без термообработки состоит из γ -твердого раствора на основе никеля (спектр 2) и карбидной фазы, расположенной по границам зерен (спектр 1).

После термической обработки (рис. 5) твердый раствор еще имеет форму дендритов (в зерне). Структура представлена в виде зерен (темных и светлых), окраска которых зависит от отражения света и представляет зерна твердого раствора, по границам которого располагаются карбиды в виде отдельных включений или цепочек включений (рис. 6).

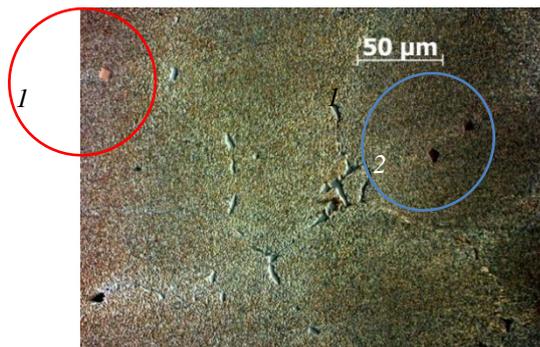


Рис. 6. Карбидная фаза по границам γ -твердого раствора

На рис. 6 наблюдаются включения призматической формы медного цвета, что позволяет предположить наличие в структуре нитридов или карбонитридов титана.

Результаты энергодисперсионного анализа фазы (рис. 7), выделенного красным цветом и обозначенного цифрой «1» на рис. 6 включения, показали наличие в его составе углерода, азота и титана, что указывает на наличие в объеме γ -твердого раствора карбонитрида титана $NiC_{0,5}N_{0,5}$.

В результате энергодисперсионного анализа фрагмента, выделенного голубым цветом и обо-

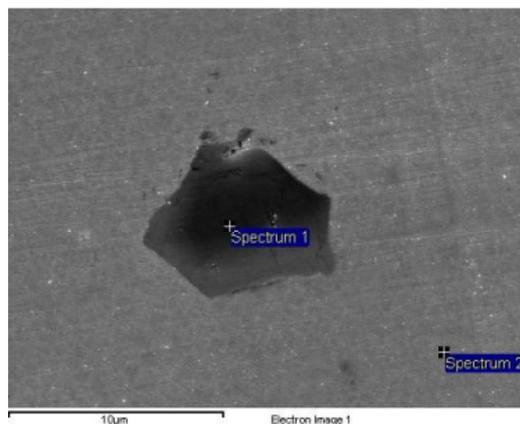


Рис. 7. Включение в жаропрочном сплаве на никелевой основе:
спектр 1 – карбонитридное включение;
спектр 2 – твердый раствор на основе никеля

значенного цифрой «2» на рис. 6, было установлено, что в структуре сплавов после термической обработки имеются включения карбидов, интерметаллидов и карбонитридов (рис. 7). Интерметаллидные и карбонитридные фазы располагаются точно по всему сечению γ -твердого раствора (рис. 8, б), в то время как карбиды расположены в виде раздробленной сетки по границам зерен (рис. 8, а).

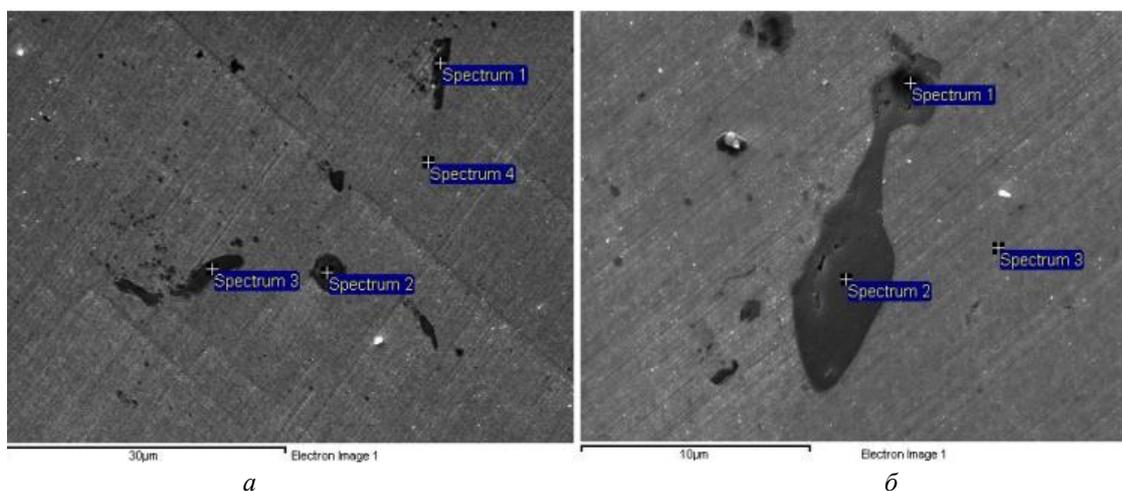


Рис. 8. Спектры термически обработанного жаропрочного сплава на никелевой основе:
а – включения по границам зерен (спектры 1–3 – включения по границам твердого раствора; спектр 4 – твердый раствор);
б – включения внутри зерна (спектры 1, 2 – включения внутри твердого раствора; спектр 3 – твердый раствор);
а – точечные спектры на границе зерна; б – точечные спектры в зерне

Заключительная часть

Таким образом, изменений в химическом составе после переплава и термической обработки не наблюдается. Термообработка приводит к выравниванию химического состава по объему металла и способствует переходу денд-

ритного строения в зеренное. По границе твердого раствора формируется карбидная фаза в виде раздробленной цепочки, по объему твердого раствора выделяются карбонитриды $NiC_{0,5}N_{0,5}$. Такие изменения структурно-фазового состава жаропрочного сплава на никеле-

вой основе способствую повышению его эксплуатационных свойств в условиях значительного термосилового воздействия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каблов, Е. Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений // Вестник Московского университета. Сер. 2 : Химия / Е. Н. Каблов. – 2005. – № 3. – С. 155–167.
2. Тенденции в области легирования и микролегирования жаропрочных монокристаллических сплавов на основе никеля (обзор) [Электронный ресурс]. – Режим доступа : http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=930
3. Петрушин, Н. В. Литейные жаропрочные никелевые сплавы / Н. В. Петрушин, И. Л. Светлов, О. Г. Оспенникова // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. – № 5. – С. 15–19.
4. Каблов, Е. Н. Жаропрочные конструкционные материалы / Е. Н. Каблов // Литейное производство. – 2005. – № 7. – С. 2–7.
5. Kablov, E. N. Materials and Technologies for New Generation Aeroengines / E. N. Kablov, I. M. Demonis, N. V. Petrushin // In: 4th European Conference for Aerospace Sciences. Saint Petersburg, 2011.
6. Жаропрочные никелевые сплавы низкой плотности / Н. В. Петрушин, О. Г. Оспенникова, Е. М. Висик [и др.] // Литейное производство. – 2012. – № 6. – С. 5–11.
7. Каблов, Е. Н. Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей / Е. Н. Каблов, Н. В. Петрушин, Е. С. Елютин // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». – 2011. – № SP2. – С. 38–52.
8. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин [и др.]. – М. : Машиностроение, 1997. – 336 с.
9. Ринкевич, А. Б. Скорости упругих волн и модули упругости жаропрочных сплавов на никелевой основе и сплава 60Н21 / А. Б. Ринкевич, Н. Н. Степанова, Д. П. Родионов // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т. 105, № 5. – С. 541–548.
10. Каблов, Е. Н. Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей / Е. Н. Каблов, Н. В. Петрушин, Е. С. Елютин // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Спец. выпуск «Перспективные конструкционные материалы и технологии». – 2011. – С. 38–52.
11. Оспенникова, О. Г. Перспективы развития жаропрочных литейных и деформируемых сплавов, защитных покрытий для деталей ГТД / О. Г. Оспенникова // Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий авиационной и космической техники [Электронный ресурс]. – Режим доступа : https://www.elibrary.ru/download/elibrary_20271765_37939278.pdf
12. Каблов, Е. Н. Материалы для высокотемпературных газотурбинных двигателей / Е. Н. Каблов, О. Г. Оспенникова, О. А. Базылева // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. Машиностроение. – 2011. – С. 13–19.
13. Микроскопы инвертированные AXIO Observer. A1m [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://all-pribors.ru/opisanie/57061-14-axio-observer-a1m-60957>
14. Зеер, Г. М. Применение сканирующей электронной микроскопии в решения актуальных задач материаловедения / Г. М. Зеер, О. Ю. Фоменко, О. Н. Ледеява // Журнал Сибирского федерального университета. Сер.: Химия. – 2009. – 2(4). – С. 287–293.

УДК 669.147

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-40-44

В. В. Галаган, Д. В. Руцкий, А. Ю. Агарков, М. В. Матасова, Л. В. Палаткина

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ КРУГЛОГО СЕЧЕНИЯ СТАЛИ МАРКИ 26ХМФБ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: galaghan@list.ru, lv.palatkina@yandex.ru

Разработана методика металлографического анализа дендритной структуры непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) диаметром 260 мм из стали марки 26ХМФБ, применяемой для производства обсадных труб нефтегазового сортамента. В продольном осевом сечении НЛЗ выявлено 8 структурных зон с различным дендритным строением и проведена оценка их протяженности.

Ключевые слова: непрерывнолитая заготовка, дендритная структура, сталь марки 26ХМФБ.

V. V. Galagan, D. V. Rutskiy, A. Y. Agarkov, M. V. Matasova, L. V. Palatkina

INVESTIGATION OF THE CAST STRUCTURE OF A CONTINUOUSLY CAST ROUND-SECTION BLANK OF STEEL GRADE 26KhMFB

Volgograd State Technical University

A method of metallographic analysis of the dendritic structure of a continuously cast billet (NLZ) with a diameter of 260 mm made of 26KhMFB grade steel used for the production of oil and gas grade casing pipes has been developed. In the longitudinal axial section of the NLZ, 8 structural zones with different dendritic structure were identified and their extent was estimated.

Keywords: continuously cast billets, dendritic structure, steel grade 26KhMFB.

Введение

Среди важнейших видов промышленной продукции одно из главных мест занимают нефть, газ и продукты их переработки. Однако истощение наиболее доступных газонефтяных месторождений приводит к необходимости ведения добычи на поздних стадиях их разработки, когда, например, нефть отличается высокой степенью обводненности и насыщена сероводородом (H_2S). Также во всем мире растет интерес к разработке новых месторождений, нефть которых изначально содержит значительное количество H_2S и относится к так называемым «кислым» средам, вызывающим интенсивную деградацию структуры и механических свойств металла [1–6], что обуславливает высокий спрос нефтегазовых предприятий на высокопрочные сероводородостойкие трубы.

В работах [2, 5, 6] показано, что значительную роль в восприимчивости металла труб к коррозионному растрескиванию под напряжением (Stress Corrosion Cracking – SCC) и его частному случаю – сульфидному растрескиванию под напряжением (Sulfide Stress racking – SSC) – играет микроструктура, от которой зависит инициирование и распространение трещин [7]. Авторы работ [1, 8] на примере стали 26ХМФА (максимально близкой по химическому составу к рассматриваемой в данной работе) показывают, что микроструктура трубных заготовок представляет собой чередующиеся вдоль направления прокатки полосы различной толщины с феррито-перлитно-бейнитной и с бейнито-мартенситной микроструктурой. При этом наблюдаемую в деформированных заготовках полосчатость авторы связывают с протекающим в объеме НЛЗ на этапе кристаллизации ликвационным перераспределением углерода и легирующих элементов. В работах [9, 10, 11] при изучении НЛЗ круглого сечения из стали

26ХМФБ авторы указывают на ключевую роль металлургической наследственности в формировании качества металлопродукции.

Цель настоящей работы состояла в разработке методики для выявления и оценки дендритной структуры НЛЗ диаметром 260 мм из стали марки 26ХМФБ в продольном осевом сечении.

Изучение дендритной структуры проводилось в соответствии с рекомендациями [12] для непрерывнолитых заготовок на продольном темплете осевого сечения. Из темплета был вырезан металлографический шлиф, который поместили в объем с двухкомпонентным эпоксидным клеем холодного отверждения. Это позволило при последующей пробоподготовке предотвратить заваливание краев шлифа и обеспечить точную оценку протяженности структурных зон НЛЗ после проведения травления. Также для исключения затекания травителей и обеспечения четкого изображения структуры незаполненные эпоксидным клеем поры и несплошности заполняли циакриновым клеем.

В соответствии со справочными материалами [13, 14, 15] для сталей выявление дендритной структуры основано на микроликвации фосфора. Так, образующийся в начале затвердевания кристаллический скелет дендритов обеднен фосфором, в то время как остальные участки обогащены им. Вследствие низкой диффузионной подвижности фосфора возникшее после затвердевания распределение сохраняется неизменным. Таким образом, травление реактивом, выявляющим распределение фосфора, должно характеризовать первичную структуру. В соответствии с химическим составом (см. таблицу ниже) был подобран реактив Стэда (1 г $CuCl$; 4 г $MgCl_2$; 2 см³ HCl ; 100 см³ H_2O), однако дендритную структуру выявить не удалось.

Химический состав стали марки 26ХМФБ

Содержание элементов, % масс								
C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	V	Nb
требования ГОСТ 200272-74								
0,18		0,5			1,0	0,8	0,7	0,05
-	< 0,37	-	< 0,030	< 0,030	-	-	-	-
0,25		0,8			1,5	1,1	1,0	0,15
состав металла исследуемого в работе слитка								
0,23	0,23	0,57	0,002	0,006	1,1	0,8	0,7	0,05

После многочисленных попыток подбора реактивов и методик травления использовали такую последовательность [16]:

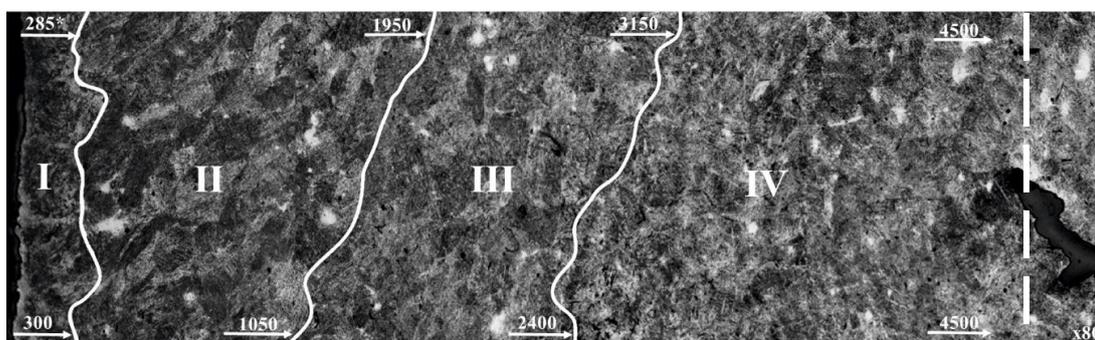
– погружение шлифа в реактив для выявления первичной структуры (реактив Оберхоффера состав № 2 (0,1 г SnCl; 0,2 г CuCl; 6 г FeCl; 100 см³ H₂O; 10 см³ HCl; 100 см³ спирт)), далее проточная вода и сушка;

– погружение шлифа в реактив для выявления вторичной структуры (реактив Ниталь (4%-й спиртовой раствор HNO₃)), далее проточная вода и сушка.

Металлографические исследования выполняли на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при раз-

личных увеличениях; для оценки общей протяженности выявленных зон проводили сканирование с использованием планшетного сканера и последующую обработку растрового изображения в программном пакете Adobe Photoshop.

Произведенное травление позволило выявить в поверхностном слое «корочка» четыре зоны (рис. 1) средней суммарной протяженностью 4,5 мм, отличающихся дисперсностью феррито-цементитной смеси зерен сорбитообразного перлита и верхнего бейнита, декорирующих первичные дендриты (последние фиксировались с использованием темнопольного освещения).



* Протяженность зон указана в мкм.

Рис. 1. Зонное строение поверхностного слоя «корочка» НЛЗ

Далее после зоны подкорковых пузырей средней протяженностью до 2,5 мм нами была идентифицирована V зона «сноповидных» дендритов [16] с максимальной протяженностью 6,5 мм (рис. 2). Зона «сноповидных пучков дендритных осей» была названа по форме и взаимному расположению дендритов с развитыми

осями 1-го порядка и практически не развитыми осями 2-го порядка. В этой зоне оси дендритных кристаллов были выявлены за счет их декорирования продуктами распада аустенита в верхней области бейнитного превращения (рис. 2, увеличенный фрагмент), четко проявляющими дендритное строение в темном поле.

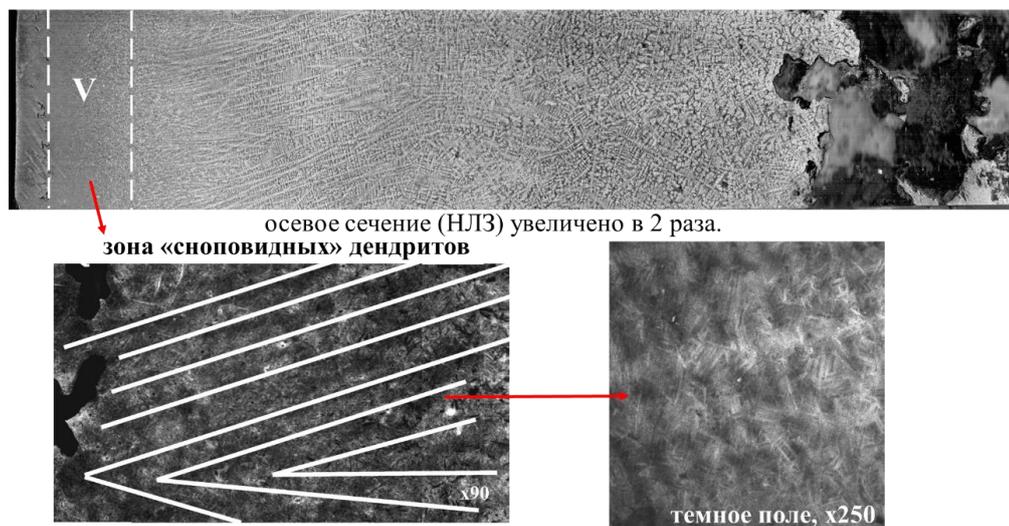


Рис. 2. Строение зоны «сноповидных» дендритов

Ширина VI зоны практически постоянна (2,0 мм), также она имеет более светлый оттенок, может быть отнесена к дефекту НЛЗ «светлая полоса» и иметь ликвационную природу. В VII зоне

столбчатых дендритов наблюдались кристаллы с общей длиной 36 мкм; при этом были выделены зоны с «более» и «менее» плотным строением дендритных осей (см. рис 3 VII¹ и VII²).

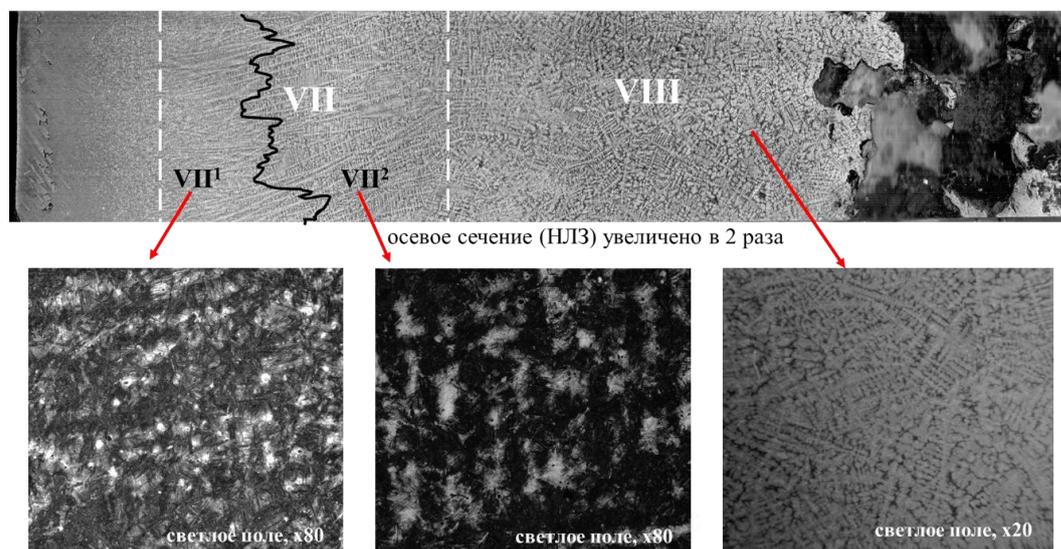


Рис. 3. Характерное строение зон VII и VIII

Для VIII зоны равноосных дендритов характерны кристаллы с развитыми осями 1-го и более порядка (увеличенный фрагмент рис. 3).

Было выдвинуто предположение, что поляризация микроструктуры металла (декорирование дендритов) спровоцирована неравномерным распределением в микроликвационных зонах легирующих элементов, по-разному влияющих на активность углерода [17, 18, 19]. Для первичной проверки выдвинутого предположения в данной работе образец был подвергнут провоцирующему перераспределению углерода нагреву до температуры полной аустенизации 910 °С с последующей продолжительной выдержкой. Выявленная дендритноориентированная структура (в осях дендритов был сконцентрирован феррит, а зернистый перлит был сосредоточен в основном в междендритных пространствах) позволила подтвердить не только выдвинутое предположение, но и все выявленные в НЛЗ структурные зоны.

Заключение

Проведенные в работе исследования позволили впервые для непрерывнолитой заготовки диаметром 260 мм из стали марки 26ХМФБ идентифицировать зоны с различными по строению, величине и расположению в объеме дендритными кристаллами. Показано, что формируемая поляризация углерода обусловлена

микроликвацией при затвердевании элементов, по-разному влияющих на активность углерода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тихонцева, Н. Т. Разработка химических составов и режимов термической обработки высокопрочных труб в сероводородостойком исполнении : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Тихонцева Надежда Тахировна. – Екатеринбург, 2007. – 24 с. – Режим доступа : <https://dlib.rsl.ru/01003162451>
2. Технологии производства стальных бесшовных труб для добычи трудноизвлекаемых углеводородов / А. Г. Ширяев [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2018. – Т. 61. – № 11. – С. 866–875. – DOI 10.17073/0368-0797-2018-11-866-875.
3. Влияние легирования на свойства высокоотпущенных сталей, применяемых для производства обсадных труб / Д. П. Усков [и др.] // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия : Металлургия. – 2017. – Т. 17. – № 2. – С. 41–46. – DOI 10.14529/met170205.
4. Разработка коррозионно-стойких труб для сред, содержащих сероводород / И. Ю. Пышминцев [и др.] // Территория «НЕФТЕГАЗ». – 2016. – № 7–8. – С. 62–70.
5. HIC and SSC Behavior of High-Strength Pipeline Steels / X.B. Shi, W. Yan, W. Wang, et al. // Acta Metallurgica Sinica (English Letters) 28, 799–808 (2015) – Режим доступа : <https://doi.org/10.1007/s40195-015-0257-1>
6. Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation / L. T. Popoola, A. S. Grema, G. K. Latinwo, et al. // International Journal of Industrial Chemistry. 4, 35 (2013). – Режим доступа : <https://doi.org/10.1186/2228-5547-4-35>
7. Mohtadi-Bonab MA. Effects of Different Parameters on Initiation and Propagation of Stress Corrosion Cracks in Pipeline Steels : A Review. Metals. 2019; 9(5):590. – Режим доступа : <https://doi.org/10.3390/met9050590>

8. Рыжков, М. А. Особенности фазовых и структурных превращений в рационально легированных сталях для производства высокопрочных труб, стойких к воздействию сред, содержащих сероводород : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Рыжков Максим Александрович. – Екатеринбург, 2009. – 24 с. – Режим доступа : <https://search.rsl.ru/record/01003488290>

9. Производство непрерывнолитных заготовок из стали 26ХМФБА для обсадных труб с применением барий-содержащей лигатуры / Д. В. Руцкий, В. В. Морозов, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев, М. С. Никитин, Р. М. Войтенко, В. О. Харламов // *Металлург.* – 2022. – № 5. – С. 45–55. – DOI: 10.52351/00260827_2022_05_45.

10. Влияние обработки расплава проволокой с Са и Ва-наполнителем на фазовый состав и загрязненность неметаллическими включениями при внепечной обработке и разливке стали 26ХМФБА / А. Ю. Агарков, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, Г. В. Бабин // *Черные металлы.* – 2021. – № 12. – С. 36–44.

11. Оценка эффективности использования проволоки СК30 при внепечной обработке стали / Д. В. Руцкий, А. Ю. Агарков, Н. А. Зюбан [и др.] // *Известия ВолГТУ : научный журнал № 7(254) / ВолГТУ.* – Волгоград, 2021. – (Серия «Металлургия»). – С. 46–49. – DOI 10.35211/1990-5297-2021-7-254-46-49.

12. Власов, Н. Н. Разливка черных металлов / Н. Н. Вла-

сов, В. В. Корроль, В. С. Радя : Справочник. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : *Металлургия*, 1987. – 272 с.

13. Панченко, Е. В. Лаборатория металлографии / Е. В. Панченко, Ю. А. Скаков, К. В. Попов. – М. : *Металлургиздат*, 1957. – 695 с.

14. Коваленко, В. С. Металлографические реактивы / В. С. Коваленко. – М. : *Металлургия.* – 1981. – 122 с.

15. Беккерт, М. Способы металлографического травления / М. Беккерт, Х. Клемм. – М. : *Металлургия*, 1979. – 336 с.

16. Хворинов, Н. И. Кристаллизация и неоднородность стали / Н. И. Хворинов. – М. : *Машгиз.*, 1958. – 392 с.

17. Ильинский, В. А. Закономерности микроликвации в железоуглеродистых сплавах и новые возможности литейной технологии / В. А. Ильинский, А. А. Жуков, Л. В. Костылева // *Международный конгресс литейщиков МКЛ-55.* – М., 1988.

18. Жуков, А. А. О содержании марганца и кремния в нелегированной и низколегированной стали / А. А. Жуков, В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2003. – № 12. – С. 4–7.

19. Ильинский, В. А. Кинетика зонального перераспределения углерода в стальных заготовках / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, В. А. Локтюшин // *Изв. вузов. Черная металлургия.* – 1987. – № 3. – С. 99–103.

УДК 621.791.051

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-44-47

О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник, Д. Э. Седов, О. Б. Крючков

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОКАЗАТЕЛЕЙ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СТАЛИ 08X21H6M2T ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru.

Представлены результаты исследований структуры и механических свойств при растяжении теплоустойчивой феррито-аустенитной стали 08X21H6M2T. Проведен анализ сериальных испытаний образцов на ударный изгиб с использованием методики, основанной на разложении ударной вязкости на работу зарождения и работу распространения разрушения. Показано, что исследуемая сталь имеет высокие показатели ударной вязкости и ее составляющих, а также низкую критическую температуру хрупкости в широком диапазоне рабочих температур.

Ключевые слова: механические свойства, термическая обработка, ударная вязкость, работа разрушения.

O. P. Bondareva, E. V. Sedov, I. L. Gonik, D. E. Sedov, O. B. Kryuchkov

INVESTIGATION OF THE IMPACT STRENGTH OF STEEL 08Cr21Ni6Mo2Ti AT DIFFERENT TEMPERATURES

Volgograd State Technical University

The results of studies of the structure and mechanical properties under tension of heat-resistant ferrite-austenitic steel 08Cr21Ni6Mo2Ti are presented. The analysis of serial tests of samples for impact bending using a technique based on the decomposition of impact strength into the work of nucleation and the work of propagation of destruction is carried out. It is shown that the steel under study has high impact strength and its components, as well as a low critical temperature of brittleness in a wide range of operating temperatures.

Keywords: mechanical properties, heat treatment, impact strength, the work of destruction.

Коррозионностойкие стали феррито-аустенитного класса относятся к экономнолегированным и характеризуются длительным сроком службы в широком интервале рабочих темпе-

ратур [1, 2]. В связи с этим их широко применяют в качестве замены аустенитных сталей, которые имеют в составе более высокое количество дорогостоящих легирующих элементов.

Двухфазные стали обладают высоким пределом прочности и текучести, хорошей пластичностью и вязкостью, эксплуатируются в морской воде, в кислотных и щелочных средах слабой и средней концентрации и являются теплоустойчивыми вплоть до температур 300–400 °С [3, 4]. Однако в процессе длительной эксплуатации при повышенных температурах, а также в результате теплового воздействия сварочного нагрева двухфазные феррито-аустенитные стали охрупчиваются, что сопровождается существенным снижением механических характеристик, особенно значительно это проявляется на показателях ударной вязкости [3, 5].

С целью оценки влияния температуры на склонность металла феррито-аустенитных сталей к хрупкому разрушению в данной работе проводились исследования механических свойств при растяжении, а также сериальные

испытания на ударный изгиб с использованием методики, основанной на разделении ударной вязкости KCV на работу зарождения и работу распространения разрушения [6].

В качестве объекта для исследования выбрана широко применяемая в химической и пищевой промышленности сталь 08X21H6M2Т ГОСТ 5632-72. Данная сталь используется, в частности, для производства емкостей, хранилищ, баков, сборников, теплообменников, реакторов, трубопроводов и арматуры, работающих в средах повышенной агрессивности при температурах до 350 °С. Сталь выплавлялась в дуговой электропечи, при этом в химическом составе данной плавки никель находился на нижнем пределе марочного состава, титан – на верхнем, а содержание других легирующих элементов и примесей – примерно в середине интервала (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав стали 08X21H6M2Т опытной плавки

Сталь марки 08X21H6M2Т	Содержание элементов, %								
	C	Cr	Ni	Mo	Ti	Mn	Si	S	P
По ГОСТ 5632-72	Не более 0,08	20,0-22,0	5,5-6,5	1,8-2,5	0,2-0,4	Не более 0,8	Не более 0,8	Не более 0,025	Не более 0,035
Опытная плавка	0,08	21	5,5	2,1	0,4	0,7	0,65	0,022	0,026

Испытания на растяжения стальных образцов проводили согласно ГОСТ 1497-84; исследования на ударный изгиб осуществляли на маятниковом копре, оборудованном системой записи осциллограмм нагружения, в интервале температур от минус 196 до 100 °С по ГОСТ 9454-78. Согласно нормативному документу ОСТ 26-291-87 критическая температура хрупкости для сталей, применяемая в химическом и нефтяном аппаратостроении, устанавливается по величине ударной вязкости, которая должна быть не менее 0,4 МДж/м² [6].

Оценка микроструктуры металла перед исследованием механических свойств производилась на образцах, вырезанных в продольном направлении из металла в состоянии поставки (после прокатки и последующей закалки с температуры 1050 °С, охлаждение в воду) с использованием световой микроскопии (Leica DMi 8).

Выявлено, что микроструктура металла в состоянии после прокатки имеет направленную полосчатую структуру (рис. 1). Она состоит из матрицы феррита и выделений вторич-

ного аустенита, который имеет, в основном, игольчатое строение и располагается как по границам, так и по телу ферритных зерен. Соотношение ферритной и аустенитной фазы примерно одинаково.

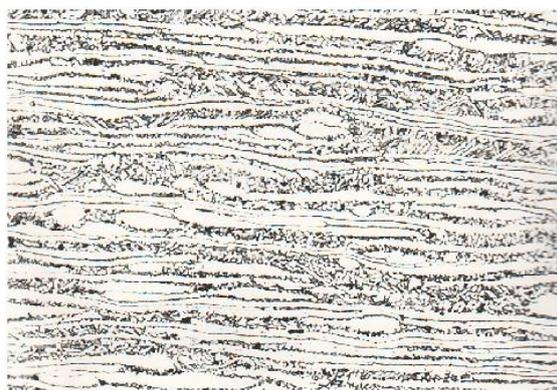


Рис. 1. Структура стали 08X21H6M2Т в состоянии поставки после прокатки и последующей закалки с температуры 1050 °С, охлаждение в воду, x100

Механические характеристики на растяжение, определяемые при комнатной температуре, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства стали 08X21Н6М2Т при температуре 20 °С в состоянии поставки

Сталь 08X21Н6М2Т	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %
	650–680	430–440	22–23	46–50

Испытания стальных образцов при растяжении показало, что уровень механических характеристик металла находится в пределах, соответствующих показателям, приведенным в технической литературе [2].

На рис. 2 представлены результаты исследования образцов из стали 08X21Н6М2Т на ударный изгиб с дифференцированием суммарных энергозатрат разрушения. Установлено, что практически при всех исследуемых темпе-

ратурах показатели ударной вязкости находятся на высоком уровне, и только при отрицательных температурах от -196 до -160 °С значения KCV снижаются ниже значений критической хрупкости стали (кривая 1). Ударная вязкость образцов монотонно возрастает с повышением температуры испытания от -196 до 60 °С (KCV увеличивается от $0,38$ до $1,40$ МДж/м²), а после увеличения температуры свыше 60 °С показатели ударной вязкости стабилизируются.

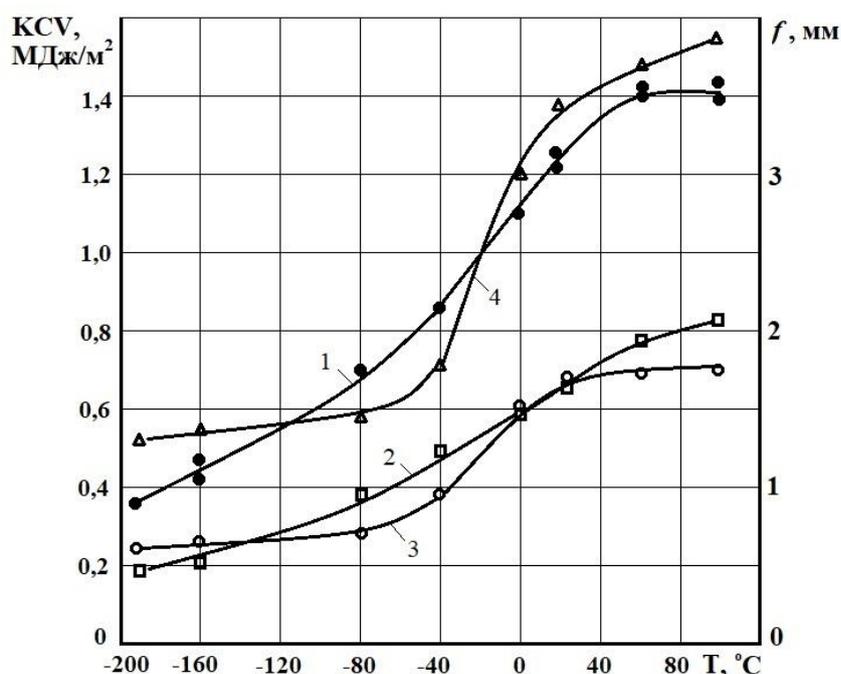


Рис. 2. Результаты испытаний образцов из стали 08X21Н6М2Т на ударный изгиб:
1 – общая ударная вязкость KCV; 2 – работа зарождения разрушения KCV_з;
3 – работа разрушения KCV_р; 4 – величина прогиба

Изменение показателей работы зарождения разрушения KCV_з (рис. 2, кривая 2) во многом совпадает с характером изменения общей ударной вязкости образцов в исследуемом интервале температур (KCV_з монотонно повышается от значений $0,19$ до $0,82$ МДж/м² при увеличении температуры испытания).

Зависимость работы разрушения KCV_р (рис. 2, кривая 3) имеет два шельва – в области

положительных и отрицательных температур испытания. При положительных температурах от 20 до 90 °С работа разрушения находится на высоком уровне и составляет примерно $0,65$ – $0,70$ МДж/м², при отрицательных температурах от -196 до -80 °С KCV_р остается постоянной на уровне около $0,23$ – $0,28$ МДж/м². Значительное увеличение работы разрушения происходит в интервале температур от -80 до 20 °С, что,

вероятно, связано с происходящими структурными изменениями в данной стали и требует проведения дополнительных исследований.

При проведении испытаний на ударный изгиб косвенно определяют пластичность металла, мерой которой является величина прогиба f при максимальной нагрузке [6]. Зависимость величины прогиба f от температуры испытания представлена на кривой 4, рис. 2. Анализ результатов исследований показал, что температурная зависимость величины прогиба при максимальной динамической нагрузке хорошо коррелирует с показателями ударной вязкости, а особенно качественно совпадает с зависимостью работы разрушения от температуры испытания.

Проведенные исследования представляют практическую значимость и могут быть использованы для прогнозирования ресурса использования изделий из стали 08X21Н6М2Т, эксплуатируемых в широком диапазоне температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Масленков, С. Б. Стали и сплавы для высоких температур / С. Б. Масленков, Е. А. Масленкова. – М. : Металлургия, 1991. – 383 с.
2. Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин [и др.] ; под общ. ред. В. Г. Сорокина. – М. : Машиностроение, 1989. – 640 с.
3. Бондарева, О. П. Влияние термоциклической обработки на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2016. – № 7. – С. 45–48.
4. Бондарева, О. П. Фрактографические исследования феррито-аустенитных сталей 08X22Н6Т, 08X21Н6М2Т / О. П. Бондарева, И. Л. Гоник // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2005. – (Серия «Материаловедение и прочность элементов конструкций»; вып. 1). – С. 32–35.
5. Бондарева, О. П. Влияние термического цикла сварки и термоциклической обработки на свойства и характер разрушения стали 08X18Г8Н2Т / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, О. Б. Крючков // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 11. – С. 28–33.
6. Бондарева, О. П. Исследование склонности к охрупчиванию металла сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, И. Л. Гоник // Металловедение и прочность материалов : межвуз. сб. науч. тр. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – С. 67–72.

ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

УДК 621.742.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-48-51

Н. А. Кидалов, Н. В. Григорьева, В. Ф. Жаркова, Н. И. Габельченко, А. А. Белов

ВЫЯВЛЕНИЕ ОСНОВНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ РАЗУПРОЧНЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ НА ЖИДКОСТЕКЛЬНОМ СВЯЗУЮЩЕМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: natashagrigoreva1993@gmail.com

В статье представлены результаты исследования температуры прогрева литейных стержней из смесей на жидкостекльном связующем в зависимости от толщины стенки заливаемого в песчано-глинистую форму металла, а также от вида сплава с помощью системы компьютерного моделирования литейных процессов «ПолигонСофт». Представлены данные по расчету затвердевания таких сплавов, как силумин марки АЛ9, серый чугун марки СЧ20, углеродистая сталь марки 35Л. Показано, что основными температурными интервалами разупрочнения литейных стержней, а значит, и снижения остаточной прочности песчаных смесей на жидкостекльном связующем, являются: 200–400 °С для силумина (при соотношении толщины стенки отливки и стержня менее 5 к 1) и 400–600 °С (при соотношении толщины стенки отливки и стержня более 5 к 1), свыше 793 °С – для железоуглеродистых сплавов (сталь и чугун).

Ключевые слова: литейные стержни, жидкостекльное связующее, сталь, чугун, силумин, «ПолигонСофт».

N. A. Kidalov, N. V. Grigorieva, V. F. Zharkova, N. I. Gabelchenko, A. A. Belov

DETERMINATION OF THE MAIN SOFTENING TEMPERATURE INTERVALS OF LIQUID GLASS CASTING CORES

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of research of heating temperature of foundry cores from sand mixtures on liquid glass-binder depending on wall thickness of metal poured into sand-clay mold as well as on alloy type with the help of computer modeling system of foundry processes "PolygonSoft". Data on calculation of solidification of such alloys as silumin of AL9 brand, gray cast iron of SCh20 brand, carbon steel of 35L brand are presented. It was shown that the main temperature intervals of foundry cores softening, and hence reduction of the residual strength of sand mixtures on liquid glass binder, are: 200 - 400 °C for silumin (when the wall thickness ratio of the casting to the rod is less than 5 to 1) and 400 - 600 °C (when the wall thickness ratio of the casting to the rod is more than 5 to 1), over 793 °C for iron-carbon alloys (steel and cast iron).

Keywords: casting cores, liquid glass binder, steel, cast iron, silumin, «PolygonSoft».

В литейном производстве жидкостекльные смеси имеют широкое распространение при единичном и серийном изготовлении форм и стержней. Большой спрос на использование данных смесей обусловлен положительными качествами связующего материала – жидкого стекла – нетоксичностью, относительно низкой стоимостью, высокими прочностными показателями, простотой изготовления [1–3].

Однако основной проблемой форм и стержней на жидкостекльном связующем является плохая выбиваемость отливок после затвердевания. Известно, что причиной увеличения остаточной прочности песчаных смесей на жидкостекльном связующем и соответственно затрудненной выбиваемости форм и стержней в условиях получения отливок из железоуглеродистых сплавов является оплавление и после-

© Кидалов Н. А., Григорьева Н. В., Жаркова В. Ф., Габельченко Н. И., Белов А. А., 2022

* Работа выполнена с использованием системы компьютерного моделирования литейных процессов «ПолигонСофт», предоставленной АО «СиСофт», г. Москва.

дующее «залечивание» пленки силиката натрия после ее прогрева до температуры 793 °С [4, 5]. Поэтому для решения данной проблемы необходимо добиться разупрочнения формы и стержня в момент, когда формирование твердой фазы металла отливки будет полностью завершено, и разупрочнение не приведет к потери геометрической точности отливки. Для этих целей в составы смесей вводятся различные добавки, эффективность которых проверяется экспериментальным путем при заливке литейных форм [6–8]. В работе впервые представлены результаты моделирования определения температуры интервалов, в которых необходимо проводить разупрочнение литейных форм и стержней введением соответствующих добавок. Расчеты проводились при разной толщине отливки для таких сплавов, как сталь, чугун и силумин.

Методика исследования

С целью определения температуры прогрева литейных стержней из песчаных смесей на жидкостекольном связующем в зависимости от толщины стенки заливаемого в песчано-гли-

нистую форму металла, а также от вида сплава методикой исследования предусматривалось с помощью системы компьютерного моделирования литейных процессов «ПолигонСофт», работающей на базе метода конечных элементов, произвести расчет затвердевания отливок из следующих сплавов:

- силумин марки АЛ9 (ГОСТ 1583-93) [9];
- серый чугун марки СЧ20 (ГОСТ 1412-85) [10];
- углеродистая сталь марки 35Л (ГОСТ 977-88) [11].

Затем необходимо было построение температурного поля отливки и формы. Толщина стенки отливок из рассматриваемых сплавов варьировалась от 10 до 100 мм. Диаметр стержня во всех случаях составлял 50 мм.

Создание модели отливки с литниково-питающей системой выполнялось в САД-системе «Solid Edge», построенной на основе ядра геометрического моделирования. Для интегрирования модели в модуль «Мастер» с помощью встроенного редактора «Solome» строилась объемная сетка (рис. 1).

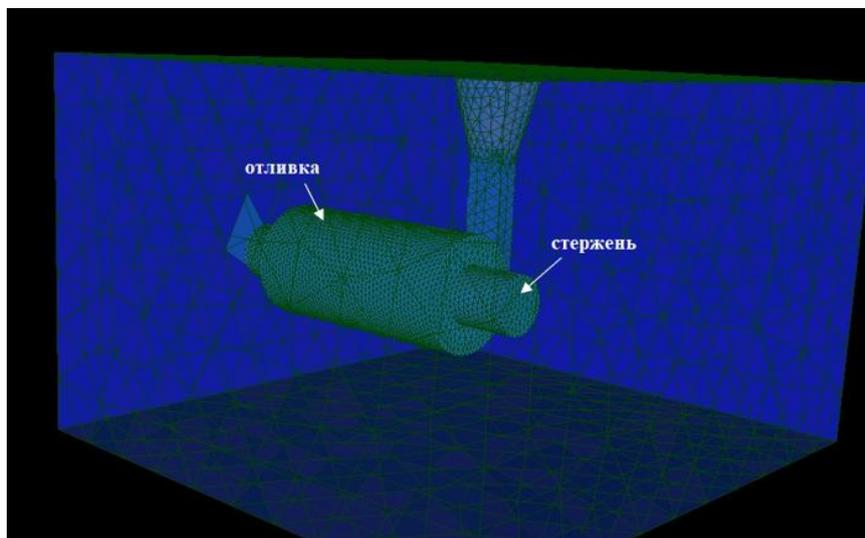


Рис. 1. Модель, интегрированная в модуль «Мастер»

После ориентирования модели в пространстве назначались параметры объемов для каждого элемента и проверялось качество сетки.

Исходные данные для выполнения расчетов выбирались из базы данных, предусмотренной программным обеспечением (составы и свойства сплавов и смесей), и вносились (начальные температуры, скорость заполнения формы расплавом) в модули «Мастер» и «Сплав»:

формовочная смесь состава: кварцевый пе-

сок с размером зерен 0,1–0,2 мм; бентонитовая глина – 4 %; свойства смеси: влажность – 4 %; плотность – 1602 кг/м³; теплоемкость – 1186,0–2137,0 Дж/(кг·К); теплопроводность – 0,59–1,46 Вт/(м·К);

стержневая смесь состава: кварцевый песок с размером зерен 0,4 мм; жидкое стекло – 6 %; свойства смеси: плотность – 1559 кг/м³; пористость – 40,5 %; теплоемкость – 1166,0–2008,0 Дж/(кг·К); теплопроводность – 0,66–1,52 Вт/(м·К);

начальная температура заливаемого в форму сплава – 710 °С для силумина, 1350 °С – для чугуна и 1570 °С – для углеродистой стали;
 начальная температура формы – 20 °С;
 температура окружающей среды – 20 °С;
 скорость заполнения – 0,6 м/с;
 шаг записи – 10 с;
 начальное время – 0 с.

Для получения более достоверных данных при расчете затвердевания отливки в модуле «Фурье», позволяющем строить температурное поле в процессе затвердевания и дальнейшего

охлаждения отливки в литейной форме, на первом этапе производился расчет заполнения литейной формы жидким металлом в модуле «Эйлер», позволяющем исключить допущение одинаковой температуры во всех пространственных точках формы, стержня и отливки в начальный момент ее затвердевания.

Для визуализации изменения температуры сплава, формы и стержня (по сечению) во времени с помощью модуля «Мираж-Л» в модуле «Мираж-3D» задавались контрольные точки 1–6 (рис. 2).

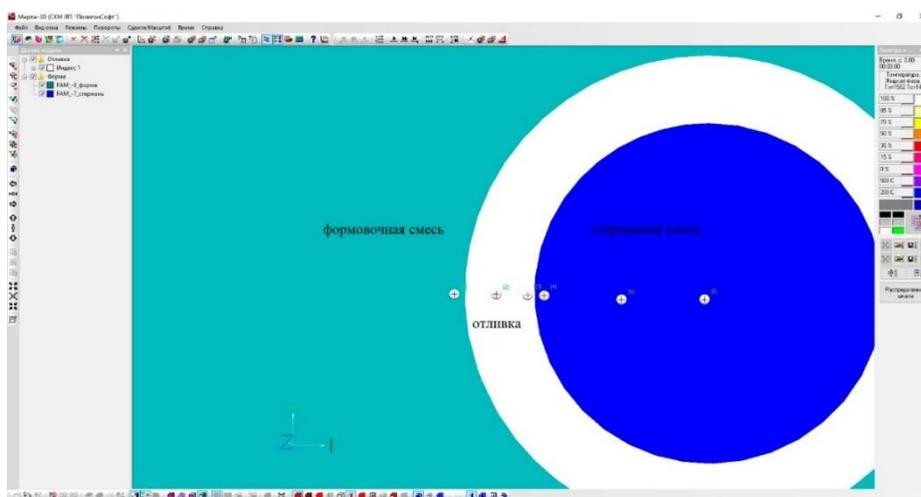


Рис. 2. Ориентация точек для построения графика изменения температуры сплава (а), формовочной смеси (б) и стержня (в) во времени

Обсуждение полученных результатов

Результаты моделирования изменения заливаемого сплава, температуры отливки, формы и

стержня (в заданных точках) во времени отражались на серийных кривых (рис. 3) и фиксировались в таблице, приведенной ниже.

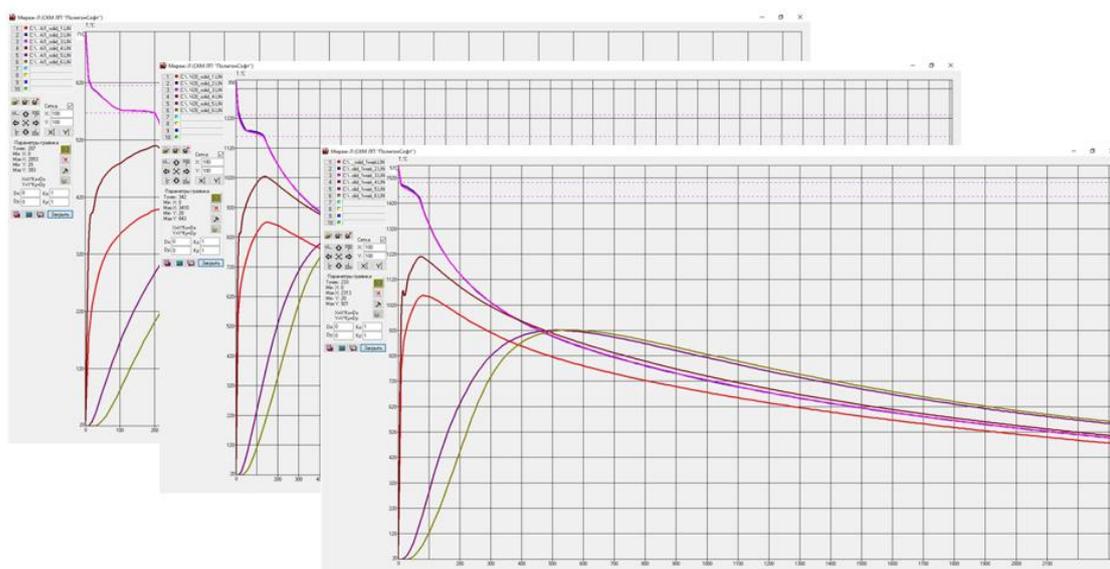


Рис. 3. Температуры прогрева стержня диаметром 50 мм при заливке литейной формы различными сплавами (толщина стенки отливки – 10 мм)

**Максимальные температуры прогрева литейного стержня диаметром 50 мм
в зависимости от толщины стенки отливки и заливаемого в литейную форму сплава**

Толщина стенки отливки, мм	Максимальные температуры прогрева литейного стержня в заданных точках, °С					
	Силумин АЛ9		Чугун СЧ20		Сталь 35Л	
	контактный слой	центр стержня	контактный слой	центр стержня	контактный слой	центр стержня
10	510 (570)	390 (365)	1022 (1160)	830 (809)	1210 (1440)	920 (875)
25	570 (575)	540 (500)	1145 (1150)	1126 (1115)	1395 (1440)	1290 (1270)
50	595 (599)	573 (570)	1175 (1178)	1170 (1168)	1470 (1473)	1460 (1450)
100	610 (612)	595 (597)	1227 (1228)	1220 (1221)	1494 (1495)	1492 (1494)

Примечание: в скобках приведены значения соответствующей температуры сплава (отливки) в приграничной зоне со стержнем.

Анализ полученных данных показал, что основными температурными интервалами разупрочнения литейных стержней, а значит, и снижения остаточной прочности песчаных смесей на жидкостекольном связующем, являются:

для силумина: от 200 до 400 °С при соотношении толщины стенки отливки и стержня менее 5 к 1 и от 400 до 600 °С при соотношении толщины стенки отливки и стержня более 5 к 1;

для железоуглеродистых сплавов (сталь и чугун): свыше температуры оплавления пленки связующего – 793 °С.

При этом необходимо учитывать, что преждевременное снижение остаточной прочности смеси до значения менее чем 0,5 МПа, когда длительность разупрочнения стержня меньше, чем длительность образования корки металла толщиной 1 мм (не менее), может привести к существенному ухудшению качества отливок [12–13].

Заключение

Таким образом, для снижения остаточной прочности песчаных смесей на жидкостекольном связующем, а следовательно, и улучшения выбиваемости литейных форм и стержней необходимо добиваться активации вводимых добавок в основных интервалах разупрочнения с учетом их температуры прогрева в зависимости от толщины стенки заливаемого в песчано-глинистую форму металла, а также от вида сплава: 200–400 °С для силумина (при соотношении толщины стенки отливки и стержня менее 5 к 1) и 400–600 °С (при соотношении толщины стенки отливки и стержня более 5 к 1); свыше 793 °С – для железоуглеродистых сплавов (сталь и чугун).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лясс, А. М. Быстротвердеющие формовочные смеси / А. М. Лясс. – М. : Машиностроение, 1965. – 332 с.
2. Формовочные материалы и технология литейной формы : Справочник / С. С. Жуковский [и др.] ; под общ. ред. С. С. Жуковского. – М. : Машиностроение, 1993. – 431 с.
3. Берг, П. П. Формовочные материалы / П. П. Берг. – М. : Машгиз, 1963. – 408 с.
4. Рыжков, И. В. Физико-химические основы формирования свойств смесей с жидким стеклом / И. В. Рыжков, В. С. Толстой. – Харьков : Вища шк., 1975. – 139 с.
5. Исследование структуры пленки водного силиката натрия на поверхности хромитового наполнителя при различных способах отверждения / Н. А. Кидалов, Н. В. Григорьева, А. С. Адамова, Д. А. Затягин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2020. – Т. 18, № 11. – 483–487.
6. Лясс, А. М. Об улучшении выбиваемости смесей с жидким стеклом / А. М. Лясс, И. В. Валисовский // Литейное производство. – 1961. – № 9. – С. 15–17.
7. Major-Gabrys, K. Modification of foundry binders by biodegradable material / K. Major-Gabrys, A. Grabarczyk, M. Dobosz // Archives of Foundry Engineering. – 2018. – N18. – P. 31–34.
8. The optimization of the properties of sodium silicate bonded ceramic sand by nano-oxide particles and ultrasonication / Y. Li, J. Zhao, X. Du, Y. Sun, G. Song, H. Miao // International Journal of Metalcasting. – 2022. – N1(16). – P. 234–241.
9. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия (с поправками) : ГОСТ 1583-93. – Взамен ГОСТ 1583-89 ; введ. 1997-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 2004. – 26 с.
10. Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки : ГОСТ 1412-85. – Взамен ГОСТ 1412-79 в части марок чугуна ; введ. 1987-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 2004. – 7 с.
11. Отливки стальные. Общие технические условия : ГОСТ 977-88. – Взамен ГОСТ 977-75, ГОСТ 2176-77 ; введ. 1987-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 2004. – 35 с.
12. Бречко, А. А. Формовочные и стержневые смеси с заданными свойствами / А. А. Бречко, Г. Ф. Великанов. – Л. : Машиностроение : Ленингр. отд-ние, 1982. – 216 с.
13. Евлампиев, А. А. Эрозия литейной формы. Причины образования, способы предупреждения / А. А. Евлампиев, Е. А. Чернышов, А. В. Королев // Литейное производство. – 2009. – № 7. – С. 21–23.
14. Гладышев, С. А. Производство массивных стальных отливок в формах из жидкостекольной смеси / С. А. Гладышев, А. В. Овчинников // Литейное производство. – 2000. – № 9. – С. 34.

УДК 621.746.01

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-52-58

Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, В. В. Галаган, А. А. Шуклин
**ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ РАЗЛИВКИ НА РАЗВИТИЕ ОСЕВОЙ ЗОНЫ
В СЛИТКАХ, ОТЛИТЫХ СИФОННЫМ СПОСОБОМ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования процесса затвердевания и формирования осевой зоны слитков, отлитых сифоном с различными скоростями разливки. Исследования проводили физическим моделированием на модели слитка массой 19,0 т. В качестве моделирующего раствора использовали натрий серноватистоокислый (кристаллический гипосульфит). Разливка расплава в изложницу-кристаллизатор выполнялась сифонным способом. При моделировании слитков геометрические и технологические параметры отливки оставались неизменными, изменялась только скорость разливки расплава. Анализ результатов проведенных исследований показал, что изменение скорости разливки расплава оказывает существенное влияние на протяженность осевой зоны. Возрастание скорости разливки расплава приводит к увеличению протяженности осевой зоны, диаметр меняется незначительно. Уменьшение скорости разливки расплава приводит к увеличению направленности кристаллизации и улучшению литой структуры осевой зоны слитка, затвердевающей в последнюю очередь в самых неблагоприятных условиях.

Ключевые слова: физическое моделирование, разливка сифоном, изложница-кристаллизатор, скорость разливки расплава, процесс затвердевания, осевая зона, крупный кузнечный слиток.

N. A. Zyuban, D. V. Rutskiĭ, S. B. Gamanyuk, V. V. Galagan, A. A. Shuklin

**INFLUENCE OF THE CASTING SPEED ON THE DEVELOPMENT
AXIAL ZONE IN INGOTS CAST BY THE SIPHON METHOD**

Volgograd State Technical University

The results of the study of the evaluation of the impact of the teeming method and rate on the solidification and formation of the axial zone of large ingots are presented. The research was carried out by physical modeling on a model ingot weighing 19.0 tons. Sodium thiosulphate (crystal hyposulphite) was used as a modeling solution. The casting of the melt into the mold-crystallizer was carried out by the siphon method. During the teeming the geometry and technological parameters of the model ingots remained unchanged while the teeming rate was altered. Analysis of the results of the conducted studies showed that the change in the melt casting rate has a significant impact on the length of the axial zone. The results obtained demonstrate that teeming rate has a noticeable impact on the axial zone length. A decrease in the melt casting rate leads to an increased directionality of crystallization and improvement of the ingot axial zone structure, which solidifies last in the most unfavorable conditions.

Keywords: physical simulation, downhill casting, crystallization mould, teeming rate, solidification, axial zone, a large forging ingot.

Введение

Осевая зона крупных кузнечных слитков затвердевает в последнюю очередь, что приводит к образованию в затвердевшем металле физической неоднородности, проявляющейся в наличии V трещин, вертикальных трещин и т. д. Авторами в работах [1–5] показано, что эти дефекты не всегда удаляются в процессе свободнойковки и могут наследоваться готовым изделием, что приводит к их отбраковке на стадии изготовления.

Особенностям образования и развития осевой зоны уделяется достаточно много внимания и посвящено достаточно много работ [5–7]. Процесс образования осевой пористости нераз-

рывно связан с усадочными явлениями, которые, в свою очередь, определяются температурными условиями и теплофизическими процессами при разливке и кристаллизации слитка. Большое влияние на формирование осевых дефектов слитка должны оказывать способ и скорость разливки металла [8, 9]. Повышенная скорость разливки приводит к увеличению количества продольных трещин на поверхности слитка и появлению заворотов корки. Разливка с недостаточной скоростью ведет к усиленному образованию и заворотам корочки, особенно при разливке стали сифоном. Скорость разливки чаще всего характеризуют скоростью подъема стали в изложнице, которая находится

в пределах 0,15–5 м/мин. Ее регулируют изменением диаметра разливочного стакана, а также частичным перекрытием вытекающей из стакана струи с помощью стопора или шиберного затвора [7]. Кроме поверхностных дефектов скорость разливки оказывает влияние и на развитие внутренних дефектов слитка.

В работах [10] показано, что скорость разливки оказывает влияние на химическую неоднородность. Из теории и практики получения слитков известно, что при затвердевании крупных кузнечных слитков при значительном развитии ликвационных явлений происходит подавление усадочных. В связи с этим актуальной является проблема изучения особенностей развития осевой зоны при различных скоростных условиях разливки.

Кузнечные слитки массой более 12,0 т обычно заполняют с меньшей скоростью, что необходимо для гарантированного формирования твердой корочки надлежащей толщины, чтобы устранить или минимизировать формирование продольных трещин. Уменьшение скорости разливки сопровождается увеличением продолжительности наполнения изложниц, вследствие чего усиливается охлаждение открытой поверхности металла, поднимающегося в изложнице при разливке, что приводит к образованию на ней твердой окисленной «корочки» и к ее заворотам [11].

Целью данной работы являлось изучение процесса затвердевания и выявление особенностей формирования и развития осевой зоны слитков, отлитых сифоном с различными скоростями разливки расплава.

Материал и методика проведения исследований

В настоящее время для проведения предварительных исследований процесса затвердевания слитков пользуются методами моделирования. Для описания процессов затвердевания широкое распространение получают методы компьютерного [12, 13] и физического моделирования [14–17]. Физическое моделирование позволяет наглядно определить кинетику процесса продвижения твердой и твердожидкой фаз, при одновременном протекании процессов конвективного перемешивания металлического расплава.

В данной работе использовался метод физического моделирования слитков, для проведения которого была разработана и изготовлена лабораторная установка (изложница-кристаллизатор) [18], с помощью которой визуально изучали процессы, происходящие при затвердевании и структурообразовании модельных слитков. Изложница-кристаллизатор представляет собой плоский алюминиевый кристаллизатор, имеющий форму наружного контура слитка. Внутри кристаллизатора находятся технологические отверстия для подвода хладагента (охлаждающей жидкости – воды), которая подавалась в обе стенки кристаллизатора для обеспечения равномерного теплоотвода. С боковых сторон пространство между стенками кристаллизатора закрывается органическим стеклом. Геометрические параметры реального промышленного и модельного слитков представлены в табл. 1.

Таблица 1

Геометрические параметры промышленного и модельного слитков

Наименование параметра	Промышленный слиток (19,6 т)	Модельные слитки
H/D	2,15	2,3
Конусность тела слитка ($K_{т.сл}$), %	4,1	4,4
Конусность прибыльной надставки ($K_{пр}$), %	14,7	14,7
Объем тела слитка ($V_{т.сл}$), %	77,4	79,7
Объем прибыльной части слитка ($V_{пр}$), %	18	15,7
Объем донной части слитка ($V_{дон}$), %	4,6	4,5

В качестве моделирующего раствора использовали натрий серноватистоокислый (кристаллический гипосульфит) – $Na_2S_2O_3 \times 5H_2O$. Температура начала затвердевания находится в пределах 48–52 °С.

Соответствие процессов, происходящих на модели и в реальных условиях отливки промышленных слитков, оценивалось с помощью критериев подобия: критерия Фруда (Fr), критерия Рейнольдса (Re), критерия Вебера (We),

критерия Био (Bi), критерия гомохронности Фурье (Fo), полученных на основе теории размерностей исходя из анализа физико-химических процессов, происходящих при разливке и кристаллизации слитка. Кроме приведенных выше известных критериев использовали также критерий затвердевания (фазового перехода) N, который описывает отношение теплоты фазового перехода к теплоте охлаждения [14, 19].

Приведенный в работе [19] расчет критериев подобия (Bi, N, Fo, Fr, We) для данного ве-

щества показал, что они находятся в одном порядке, как и для стали.

Разливка расплава в изложницу-кристаллизатор выполнялась сифоном. Заливку расплава сифонным способом осуществляли через разливочные стаканы различного диаметра (табл. 2). Применение при сифонном способе разливочного стакана большего размера ограничивалось фиксированным диаметром подводящего штуцера к изложнице-кристаллизатору.

Таблица 2

Технологические параметры отливки модельных слитков

Параметр	Условное обозначение	Разливка сифоном	
Температура заливки тела слитка, °С	$T_{\text{разл}}$	80	
Температура хладогента, °С	$T_{\text{охл}}$	7	
Время заливки тела слитка, (сек)	$\tau_{\text{г.сл.}}$	25	
Время заливки прибыли, (сек)	$\tau_{\text{пр.}}$	25	
Масса расплава, г.	$M_{\text{распл}}$	685	
Диаметр разливочного стакана/отверстия, мм.	$D_{\text{ст}}$	3	6
Массовая скорость разливки, г/сек	$v_{\text{масс.}}^{\text{т.сл.}}$	5	7,5

При моделировании слитков геометрические и технологические параметры отливки оставались неизменными, менялась только скорость разливки расплава, для этого использовали разливочные стаканы различного диаметра (см. табл. 1 и 2).

В процессе моделирования продвигающийся фронт кристаллизации разделяли на две составляющие: горизонтальная кристаллизация – твердая фаза, нарастающая последовательно от стенок к центру изложницы, и вертикальная кристаллизация – продвижение твердой фазы в вертикальном направлении от низа к центру изложницы.

После заливки расплава в изложницу-кристаллизатор через каждые 5 минут по сечению слитка на трех уровнях по горизонтали, высоте (центр слитка) измеряли толщину твердой и двухфазной области. По окончании процесса кристаллизации расплава гипосульфита проводилось измерение параметров осевой зоны модельного слитка: определялись протяженность и средний диаметр осевой зоны.

Для оценки изменения поля температур при разливке и кристаллизации слитка в работе проводили термометрирование поверхности модели изложницы в течение всего времени затвердевания: после окончания разливки в тече-

ние 30 минут производили фотосъемку кристаллизующегося расплава с интервалом в 5 минут, затем интервал съемки увеличивали до 20 минут. Термометрирование проводилось тепловизором «Testo 875i». Полученные тепловизионные изображения обрабатывались с помощью программного обеспечения Testo IRSoft. Так как тепловизор позволяет произвести лишь термометрирование поверхности без непосредственного измерения температуры расплава, то в работе условились считать динамику изменения температуры расплава равной динамике изменения температуры поверхности модели изложницы.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате проведенных исследований по отливке слитков сифоном с различными скоростями разливки расплава и полученным данным была построена динамика нарастания твердой фазы в вертикальном (рис. 1, а) и горизонтальном (рис. 1, б) направлениях затвердевания.

Анализ полученных данных показал, что при сифонном способе разливки расплава наблюдается более интенсивный рост твердой фазы в вертикальном направлении (рис. 1, а). При этом стоит отметить, что повышению интен-

сивности кристаллизации в вертикальном направлении способствует большая скорость разливки расплава 7,5 г/с ($D_{ст}=6$ мм), а для кристаллизации в горизонтальном направлении более значимой является малая скорость разливки расплава 5 г/с ($D_{ст}=3$ мм).

Полученные результаты можно объяснить следующими особенностями процесса кристаллизации модельного слитка при его отливке сифоном. При большей скорости разливки расплав заполняет изложницу при относительно высоких температурах, что обеспечивает обра-

зование значимого температурного градиента между тепловым центром слитка и его более холодной донной частью. Это и способствует интенсификации процесса кристаллизации в вертикальном направлении. При меньшей скорости разливки прохождение расплава через сифонные каналы вызывает его дополнительное охлаждение. Соприкасаясь с холодными стенками изложницы-кристаллизатора, расплав, охлаждается в еще большей степени, что и вызывает ускорение процесса кристаллизации в горизонтальном направлении.

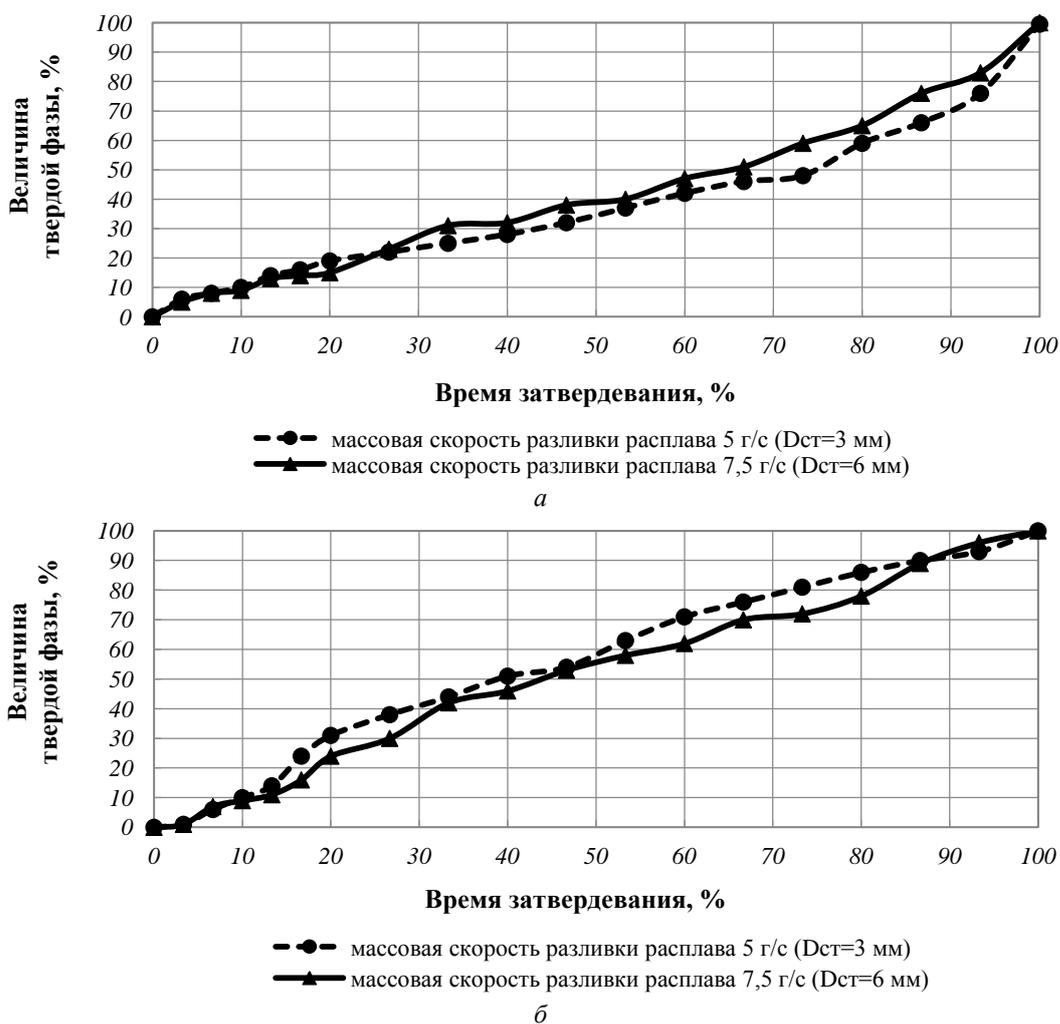


Рис. 1. Зависимость влияния скорости разливки расплава на динамику нарастания твердой фазы в вертикальном (а) и горизонтальном направлениях (б) затвердевания

По окончании затвердевания модельных слитков проводилась оценка влияния скорости разливки расплава на протяженность и диаметр осевой зоны (рис. 2 и 3). Анализ полученных данных показал, что изменение скорости разливки расплава оказывает влияние на протяженность осевой зоны, с увеличением которой значения параметров возрастают. Наименьшими

значениями диаметра и протяженности осевой зоны обладают модельные слитки, отлитые при малой скорости разливки расплава. Это можно объяснить тем, что при разливке расплава с малой скоростью увеличивается его степень переохлаждения, которая приводит к возрастанию скорости кристаллизации, а следовательно, и увеличению скорости нарастания твердой фазы.

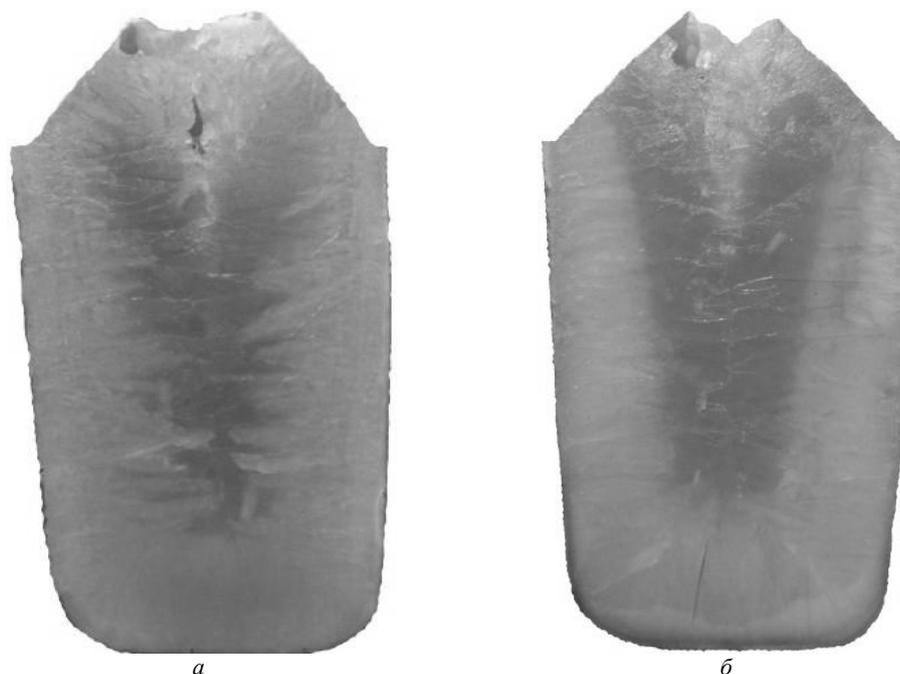


Рис. 2. Макроструктура модельных слитков, отлитых сифоном при различных скоростях разливки расплава:
a – массовая скорость разливки расплава сифоном 5 г/с ($D_{cr}=3$ мм);
б – массовая скорость разливки расплава сифоном 7,5 г/с ($D_{cr}=6$ мм)

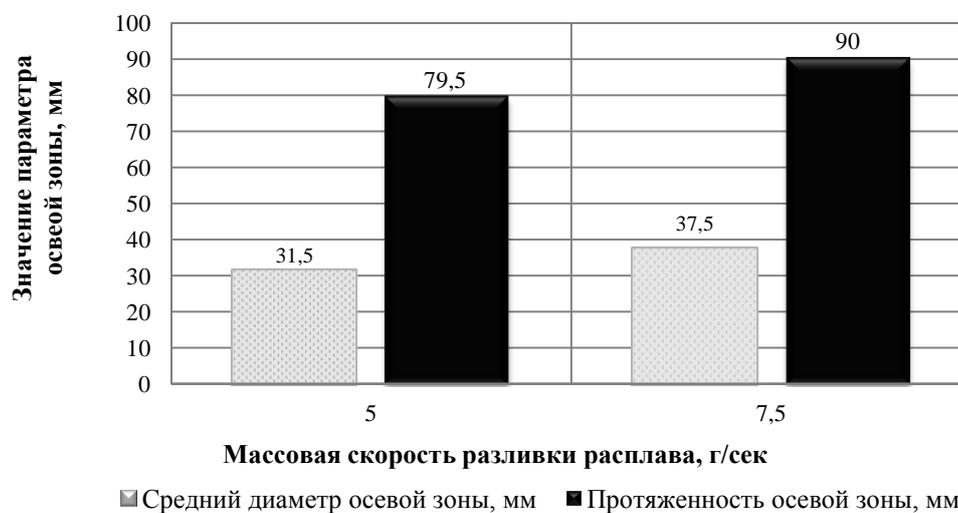


Рис. 3. Изменение параметров осевой зоны модельных слитков, отлитых сифоном при различных скоростях разливки расплава

Термометрирование поверхности модели изложницы при затвердевании модельного слитка, отлитого при разливке сифоном, показало (рис. 4), что после окончания разливки те-

пловой центр находится в нижней части слитка, что свидетельствует о присутствии в этой области более горячего расплава.

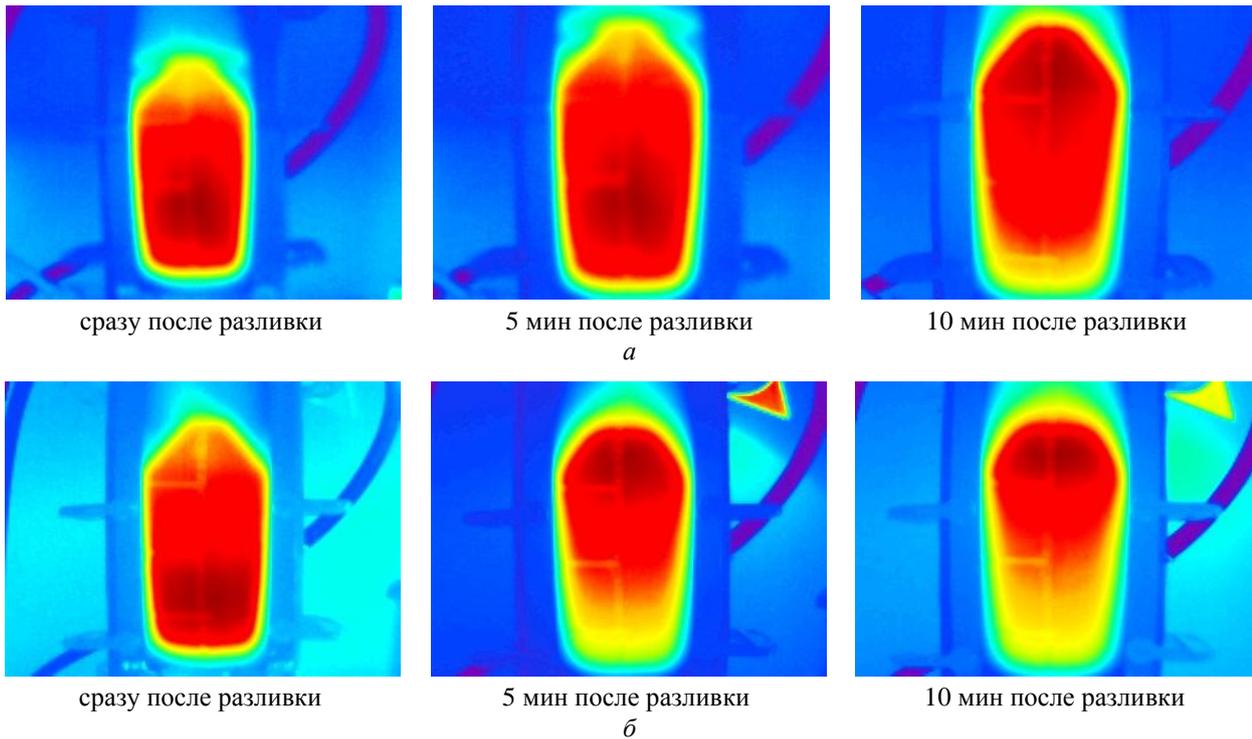


Рис. 4. Динамика перемещения теплового центра при затвердевании модельных слитков, отлитых сифоном при различной скорости разливки:

a – массовая скорость разливки расплава 5 г/с ($D_{cr}=3$ мм); *б* – массовая скорость разливки расплава 7,5 г/с ($D_{cr}=6$ мм)

Анализ полученных термограмм показал, что изменение скорости наполнения изложницы при разливке сифонным способом влияет на динамику тепловых процессов, происходящих при кристаллизации слитка. При разливке с меньшей скоростью (рис. 4, *a*) тепловой центр на 5 минуте затвердевания находится еще в нижней части слитка, как в наиболее горячей области после окончания разливки. Однако в этот же период времени, но при разливке с большей скоростью (рис. 4, *б*), тепловой центр перемещается в верхнюю половину слитка. На 10-й минуте после окончания разливки тепловой центр в обоих случаях располагается в верхней части слитка.

Выводы

Установлено, что скорость разливки расплава оказывает влияние на область формирования осевой зоны слитка. Возрастание скорости разливки расплава приводит к увеличению протяженности осевой зоны, диаметр меняется незначительно. Уменьшение скорости разливки расплава приводит к увеличению направленности кристаллизации и улучшению литой структуры осевой зоны слитка, затвердевающей в последнюю очередь в самых неблагоприятных условиях.

Термометрированием поверхности модели изложницы-кристаллизатора при затвердевании модельного слитка показано, что изменение скорости наполнения изложницы при разливке сифонным способом влияет на динамику тепловых процессов, происходящих при кристаллизации слитка.

Таким образом, за счет соответствующего подбора скоростных режимов отливки крупного слитка можно оказывать воздействие на процесс затвердевания стали в изложнице и особенности формирования осевой зоны.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Анализ внутренних дефектов слитка массой 103 т стали 38ХНЗМФА и оценка их влияния на качество поковок роторов турбогенераторов / Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, Н. А. Зюбан, М. Ю. Чубуков // *Технология металлов*. – 2010. – № 10. – С. 15–18.
2. Руцкий, Д. В. Development of defect zones and cast metal structure in elongated two-piece Cr–Ni–Mo steel ingots / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан // *CIS Iron and Steel Review*. – 2015. – № 10. – С. 14–18.
3. Руцкий, Д. В. Production of ingots with favourable location of internal defects owing to varying the features of solidification of its head part / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, С. Б. Гаманюк // *CIS iron and Steel Review*. – 2016. – Vol. 12. – С. 22–25.
4. Влияние геометрических параметров на процессы кристаллизации и образование дефектных зон в слитках

с различной конфигурацией донной части / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, А. Н. Галкин, А. С. Воробьева, Д. Г. Шулушко // Технология металлов. – 2013. – № 4. – С. 26–33.

5. Жульев, С. И. Стальные слитки: проблемы качества и новые технологии : моногр. / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – 176 с.

6. Скобло, С. Я. Слитки для крупных поковок / С. Я. Скобло, Е. А. Казачков. – М. : Metallurgia, 1973. – 247 с.

7. Крупный слиток / А. Н. Смирнов [и др.] ; Донец. нац. техн. ун-т. – Донецк : Вебер, 2009. – 279 с.

8. Zhang C., Loucif A., Jahazi M., Morin J.-B. FE modeling and prediction of macrosegregation patterns in large size steel ingots: Influence of filling rate // Metals. 2022. Vol. 12(1), article №29. <https://doi.org/10.3390/met12010029>

9. Zhang C., Loucif A., Jahazi M., Tremblay R., Lapierre L.-P. On the effect of filling rate on positive macrosegregation patterns in large size cast steel ingots // Applied Sciences (Switzerland). 2018. Vol. 8(10), article №1878. <https://doi.org/10.3390/app8101878>

10. Руцкий, Д. В. Влияние технологических параметров разливки кузнечных слитков конструкционных марок сталей на качество металла крупногабаритных заготовок энергетики и тяжелого машиностроения / Д. В. Руцкий, С. И. Жульев, Ю. А. Посламовская // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2009. – № 3. – С. 50–55.

11. Особенности технологии сифонной отливки слитков / А. Н. Ромашкин, А. Н. Мальгинов, В. С. Дуб, Э. Ю. Колпишон // Электрометаллургия. – 2013. – № 1. – С. 18–23.

12. Kotásek O., Kurka V., Vindyš M., Jonšta P., Noga R., Dobiáš M. Comparison of casting and solidification of 12 ton steel ingot using two different numerical software // Proceed-

ings 30th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials. 2021. P. 147–152. <https://doi.org/10.37904/metal.2021.4091>

13. Разработка сквозного технологического процесса производства заготовок для машиностроения на основе компьютерного моделирования / А. Н. Ромашкин [и др.] // Металлург. – 2014. – № 9. – С. 109–117.

14. Эльдарханов, А. С. Процессы формирования отливок и их моделирование / А. С. Эльдарханов, В. А. Ефимов, А. С. Нурадинов. – М. : Машиностроение, 2001. – 208 с.

15. Анализ кинетики затвердевания стальных кузнечных слитков различной конфигурации. Часть 1. Результаты холодного моделирования / В. С. Дуб [и др.] // Металлург. – 2015. – № 11. – С. 41–56.

16. Ludwig A., Stefan-Kharicha M., Kharicha A., Wu M. Massive Formation of Equiaxed Crystals by Avalanches of Mushy Zone Segments // Metallurgical and materials transaction A. 2017. Vol. 48A. P. 2927–2930. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4008-y>

17. Stefan-Kharicha M., Kharicha A., Mogeritsch J., Wu M., Ludwig A. Review of Ammonium Chloride-Water Solution Properties // Journal of chemical and engineering. 2018. Vol. 63. P. 3170–3183. <https://doi.org/10.1021/acs.jced.7b01062>

18. Пат. 169365 RU Устройство для исследования процесса кристаллизации слитков в изложнице / С. Б. Гаманюк, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. В. Палаткин ; заявл. 24.05.2016 ; опубл. 15.03.2017. Бюл. № 8.

19. Гаманюк, С. Б. Исследование крупного кузнечно-го стального слитка измененной геометрии с целью повышения качества металла поковок : дис. ... канд. техн. наук / Гаманюк Сергей Борисович : 05.16.02 : Волгоград, 2012. – 162 с.

УДК 621.742

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-58-62

А. С. Адамова, А. А. Белов, А. А. Дудар

ЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: adamova@vstu.ru

В данной работе проведены исследования эрозионной стойкости литейных песчано-глинистых форм в зависимости от степени их уплотнения и высоты падения струи металла.

Ключевые слова: эрозия, эрозионная стойкость, песчано-глинистая форма, плотность формы.

A. S. Adamova, A. A. Belov, A. A. Dudar

EROSION RESISTANCE OF CASTING MOLDS

Volgograd State Technical University

In this paper, the erosion resistance of foundry sand-clay molds depending on the degree of their compaction and the height of the metal jet fall was studied.

Keywords: erosion, erosion resistance, sand-clay form, form density.

В настоящее время около 80 % всего литья производится в разовые песчано-глинистые формы, это связано с рядом преимуществ данного метода литья. Однако изготовление отливок в песчано-глинистых смесях имеет ряд осо-

бенностей, связанных с технологией приготовления смесей и созданием литейной формы. Уплотнение формы оказывает непосредственное влияние на качество будущего изделия: чистота поверхности, размерная точность, де-

фекты, образованные по вине формы. При изготовлении отливок следует выбирать такой способ уплотнения форм, который обеспечивает получение качественного отпечатка с высокой размерной точностью, а также при котором достигается равномерное уплотнение формовочной смеси во всем объеме опок. В противном случае можно столкнуться с таким дефектом, как эрозия формы [1, 2].

Эрозионные процессы приводят к образованию дефектов в отливках (засоры, пригар, ужимины, недолив, спай, искажение геометрии поверхности). Наличие засоров в теле отливки в критических сечениях резко снижает механические свойства. Поэтому важнейшей в достижении высоких качественных показателей при производстве отливок является стадия проектирования технологии изготовления формы. При проектировании должны быть учтены вопросы эрозионной стойкости формы, современные способы преодоления негативных последствий разрушения поверхности песчаной формы в период заливки и охлаждения сплава.

Эрозионная стойкость зависит от плотности набивки, пористости и прочности смеси, а также типа используемого связующего [1], поскольку все эти факторы влияют на размывание формы вследствие механического воздействия струи жидкого металла.

Характеристика эрозионной стойкости является относительной, зависящей от массы отливки, объемной и линейной скоростей заливки, места расположения в форме исследуемого участка, температуры заливки и т. д. Чаще всего эрозионную стойкость смесей определяют на небольших по массе технологических пробах, оценивая при этом массу смеси, смытой потоком металла, либо площадь поверхности формы, размываемой металлом [1–3].

В данной работе проводились исследования по определению эрозионной стойкости литейной формы, изготовленной из песчано-глинистой смеси в зависимости от степени уплотнения формы, а также высоты падения струи металла.

Для уплотнения формы использовалась встряхивающая формовочная машина модели 271. Уплотнение форм встряхиванием является наиболее простым, распространенным и универсальным способом формовки. Совмещая встряхивание с допрессовкой, можно добиться равномерного распределения плотности формы по высоте [4].

Для проведения исследований по определению зависимости стойкости формы к эрозионному разрушению от степени уплотнения требовалось создать формы с различной плотностью. Для этого уплотнение на встряхивающей машине проводили при различном количестве ударов: первая форма изготавливалась при уплотнении 40 ударами, вторая – 120 ударами. По окончании уплотнения плотность формы замерялась с помощью твердомера для сырых форм и стержневой модели 071. Плотность формы при уплотнении 40 ударами составляла 73 единицы, 120 ударами – 85 единиц. Видно, что при большем количестве ударов форма уплотняется сильнее, однако известно, что с увеличением числа ударов приращение степени уплотнения уменьшается, так как при этом происходит накопление пластических и упругих деформаций в смеси, перемещение ее из одних участков формы в другие, обтекание модели и выравнивание структуры смеси.

Для того чтобы провести исследования по определению зависимости стойкости формы к эрозионному разрушению от высоты падения металла, в верхней полуформе были предусмотрены надставки, регулирующие высоту стояка. Так, из имеющихся четырех моделей одна предназначена для заливки без надставки, вторая – с надставкой высотой 45 мм, третья – 65 мм, четвертая – 85 мм (рис. 1). Форму в сборе заливали сталью 35Л (ГОСТ 977-88).



Рис. 1. Форма в сборе с надставками

На рис. 2 и 3 представлены полученные отливки.

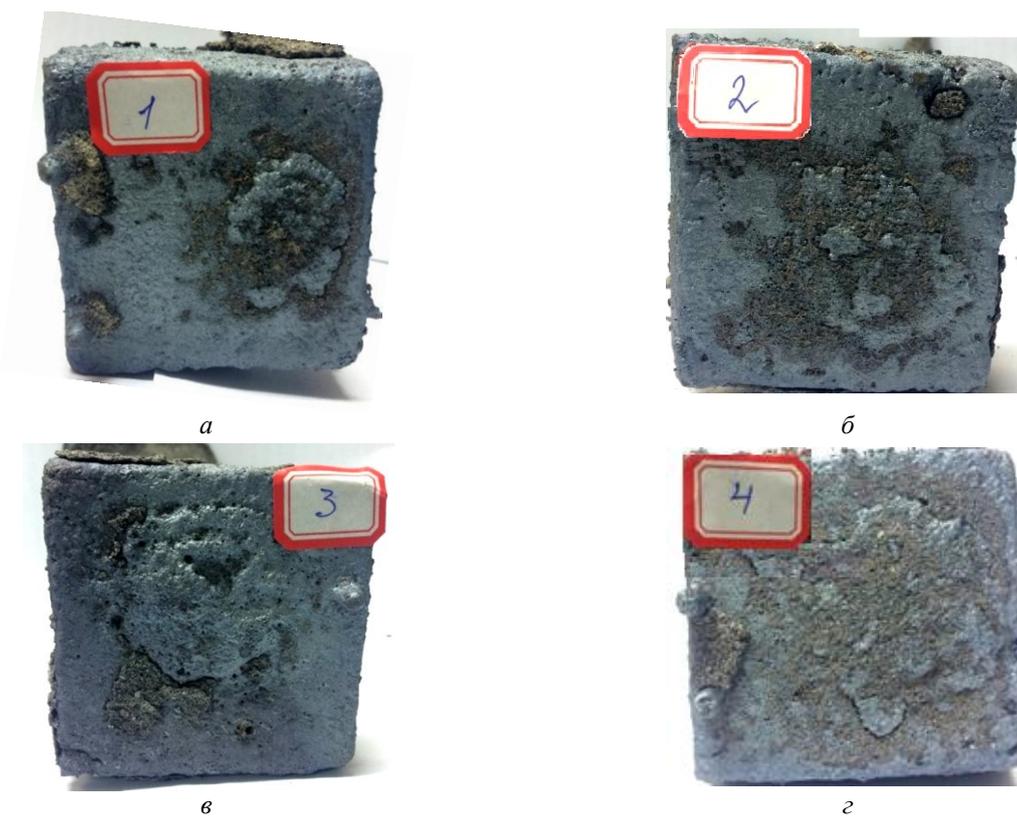


Рис. 2. Отливки, полученные в форму, уплотненную 120 ударами:
a – без надставки; *б* – с надставкой 45 мм; *в* – с надставкой 65 мм; *г* – с надставкой 85 мм

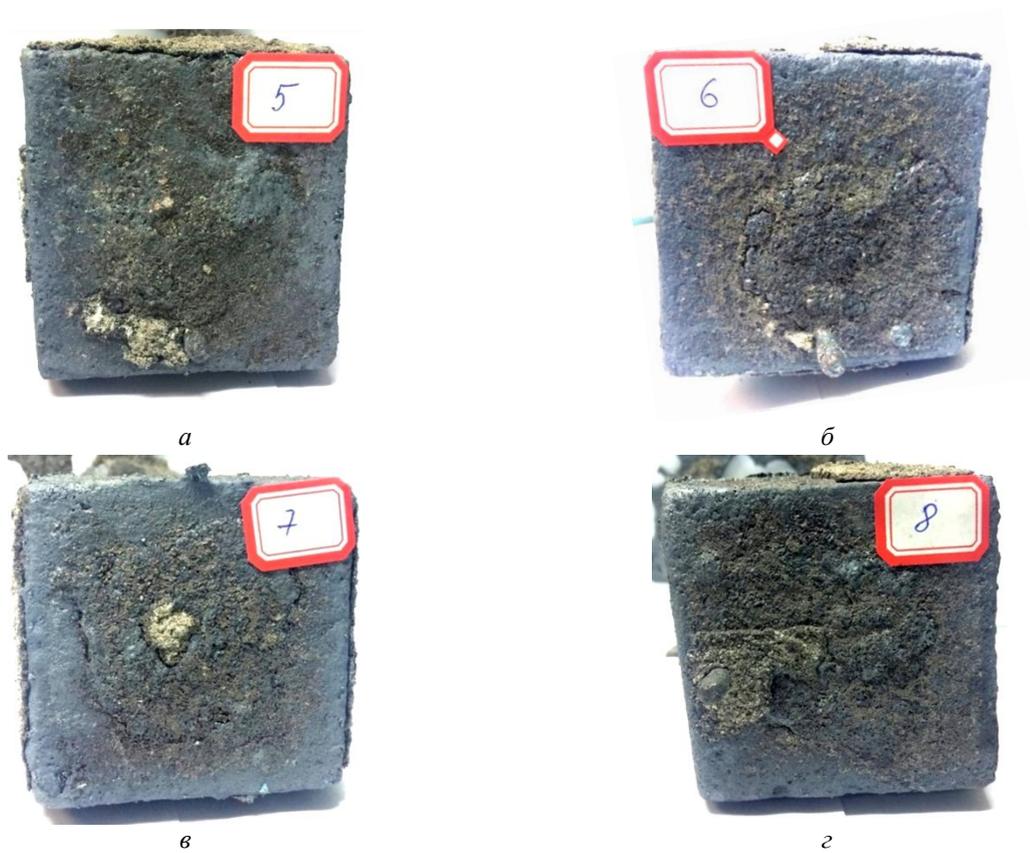


Рис. 3. Отливки, полученные в форму, уплотненную 40 ударами:
a – без надставки; *б* – с надставкой 45 мм; *в* – с надставкой 65 мм; *г* – с надставкой 85 мм

По полученным отливкам визуально видно, что образцы, отлитые в форму, уплотненную 40 ударами, имеют на своей поверхности пригар, образованный вследствие механического воздействия струи металла – из-за низкой плотности формы металл проникает в промежутки между зернами, связи подвергаются локальному разрушению, в результате чего часть зерен отрывается и выталкивается силами гидростатического подъема; песчинки смеси под действием жидкого металла были вовлечены в тело отливки, то есть образовался дефект в виде засора.

Отливки, полученные в форму, уплотненную 120 ударами, имеют более чистую поверхность, поскольку кинетической энергии струи металла недостаточно для разрушения связей между зернами смеси [5].

Однако во всех случаях на отливках наблюдается «нарост», возникший в результате размывания формы струей жидкого металла (при заливке происходит эрозионное разрушение формы). Для количественной оценки эрозионного разрушения формы были замерены площади наростов; данные представлены на рис. 4.

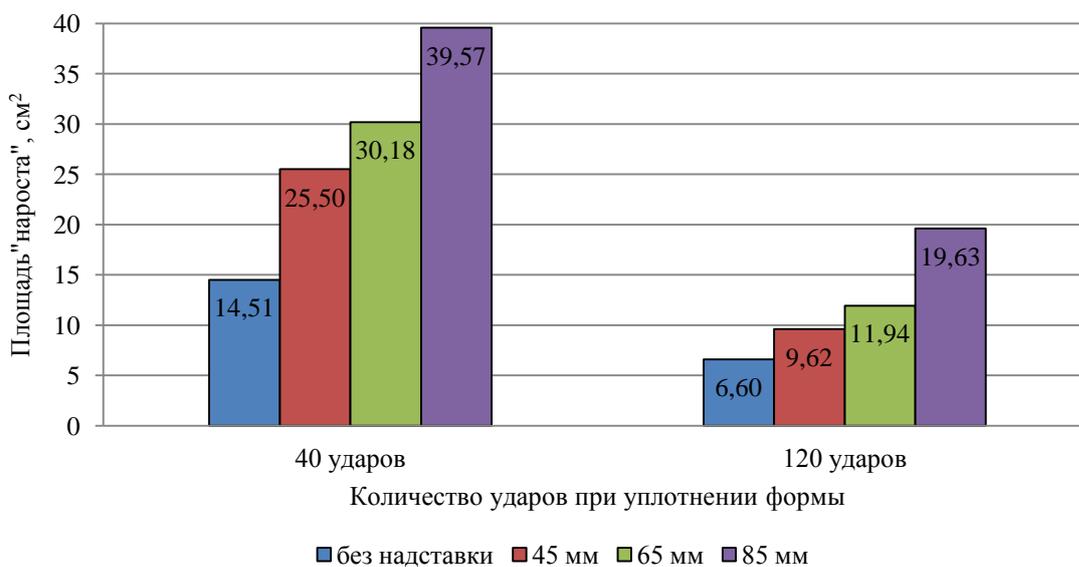


Рис. 4. Зависимость эрозионного разрушения формы от степени уплотнения формы и высоты падения металла

Из графика видно, что на отливках, залитых без надставок, т. е. в случае минимальной высоты падения металла, площади наростов имеют самые низкие значения: $14,51 \text{ см}^2$ – для отливки, полученной в менее уплотненной форме; $6,6 \text{ см}^2$ – в более уплотненной форме. Разница между данными значениями составляет 32 %. При увеличении высоты надставки (а следовательно, высоты падения струи металла) для всех отливок наблюдается большее эрозионное разрушение, возникающее вследствие размывания формы, – на отливках фиксируется увеличение площади наростов (в среднем, на 68 %). Максимальные значения размеров наростов имеет отливка, полученная в форму, уплотненную 40 ударами, и с использованием надставки 85 мм. В этом случае площадь нароста составляет $39,57 \text{ см}^2$. Аналогичная отливка, полученная в форму, уплотненную 120 ударами, имеет нарост площадью $19,63 \text{ см}^2$, что на 30 % меньше.

Выводы

Данная работа посвящена изучению процесса эрозионного разрушения формы. Проведенные исследования показывают, что на стойкость формы к разрушению вследствие действия струи жидкого металла оказывают влияние степень уплотнения формы, а также высота падения струи металла при заливке: чем плотнее форма, тем она более устойчива к действию струи жидкого металла. Следовательно, при разработке технологического процесса получения отливки необходимо учитывать габаритные размеры опок (в частности, их высоту) а также грамотно выбирать способ уплотнения формы, который обеспечит ее плотность и, следовательно, повысит стойкость к эрозионному разрушению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Скамьянова, Т. Ю. Физико-химические основы литейных процессов : Учебное пособие / Т. Ю. Скамьянова. – Пермь : ПНИПУ, 2009. – 97 с.

2. Чернышов, Е. Л. Исследование процессов эрозийного разрушения литейной формы / Е. А. Чернышов, А. А. Евлампиев, А. В. Королев // Литейное производство. – 2003. – № 11. – С. 14–16.

3. Разрушение песчано-глинистых форм в процессе заливки, методы оценки и повышения эрозийной стойкости / А. А. Евлампиев [и др.] // Литейщик России. – 2006. – № 12. – С. 20–21.

4. Некрасов, Г. Б. Основы технологии литейного производства. Ручное и машинное изготовление форм и стержней / Г. Б. Некрасов, И. Б. Одарченко. – Минск : Высшая школа, 2015. – 233 с.

5. Mocek, J. Study of erosion phenomena in sand moulds poured with cast iron / J. Mocek, J. Zych, A. Chojecki // International Journal of Cast Metals Research. – 2004. – № 17 (1). – P. 1 47–50.

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-62-66

Е. В. Агеев, О. В. Кругляков, В. О. Поданов

РАЗМЕРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДИСПЕРГИРОВАНИЕМ СПЛАВА ЖС6У В КЕРОСИНЕ*

Юго-Западный государственный университет

e-mail: ageev_ev@mail.ru

Представлены результаты изучения размерных характеристик электроэрозийных порошков, полученных из отходов сплава ЖС6У в керосине осветительном. Проведение намеченных мероприятий позволит решить проблему рециклинга отходов сплавов ЖС6У и дальнейшее их использование и тем самым снизить себестоимость производства конечного продукта.

Ключевые слова: отходы жаропрочного сплава ЖС6У, электроэрозийное диспергирование, керосин, порошок, размерные характеристики.

E. V. Ageev, O. V. Kruglyakov, V. O. Podanov

DIMENSIONAL CHARACTERISTICS OF POWDERS OBTAINED BY ELECTRODISPERSING THE ZHS6U ALLOY IN KEROSENE

South-West State University

The results of the study of the dimensional characteristics of electroerosive powders obtained from the waste of the alloy ZhS6U in kerosene lighting are presented. Carrying out the planned measures will solve the problem of recycling waste of ZhS6U alloys and their further use and, thereby, reduce the cost of production of the final product.

Keywords: waste of heat-resistant alloy ZhS6U, electroerosive dispersion, kerosene, powder, dimensional characteristics.

Введение

В настоящее время жаропрочные сплавы нашли широкое распространение для изготовления лопаток турбин, самым распространенным из них является сплав ЖС6У. Данный сплав имеет предел сточасовой прочности при 1000 °С – 170...180 МПа. Верхний предел рабочих температур сплава ЖС6У составляет 1050...1100 °С. Данный сплав обладает очень высокой жаропрочностью, что затрудняет процесс его переработки и повторного использования [1–5].

На сегодняшний день одна из основных проблем использования сплава ЖС6У связана с наличием в его составе дорогостоящих компонентов, таких как Cr, Co, Ni, Nb, Mo, Ti и W

и необходимостью его повторного использования путем измельчения [6–9]. Одним из эффективных, но недостаточно изученных металлургических способов измельчения металлоотходов является электродиспергирование (ЭД).

Для разработки технологических рекомендаций по переработке металлоотходов сплава ЖС6У методом электроэрозийного диспергирования [10–12] в мелкодисперсные частицы с целью их повторного использования требуется проведение металлографических исследований.

Целью работы являлось изучение размерных характеристик электроэрозийных порошков, полученных из отходов сплава ЖС6У в керосине осветительном.

**Материалы и методы
проведения исследований**

Электродиспергирование отходов сплава ЖС6У осуществляли на экспериментальной установке (патент РФ № 2449859) в керосине осветительном.

Форму частиц порошка исследовали на электронно-ионном сканирующем (растровом) микроскопе с полевой эмиссией электронов «QUANTA 600 FEG» (Нидерланды). Методика исследования формы частиц представлена в виде блок-схемы на рис. 1.

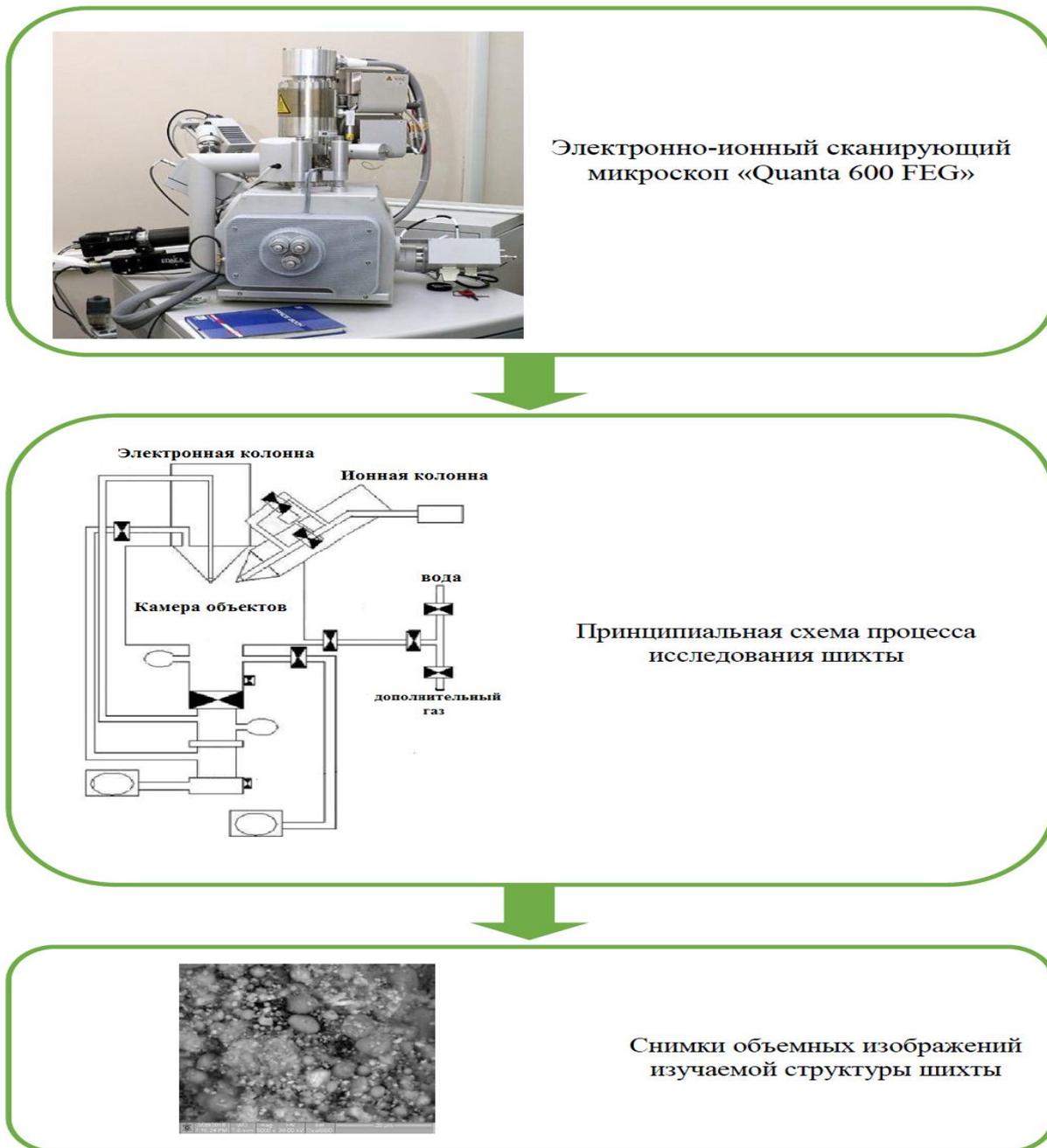


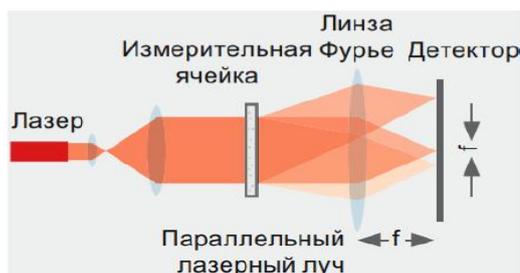
Рис. 1. Блок-схема методики исследования формы частиц

Гранулометрический состав электроэрозийных порошков, полученных из отходов сплава ЖС6У в керосине, исследовали на лазерном анализаторе размеров частиц «Analysette 22

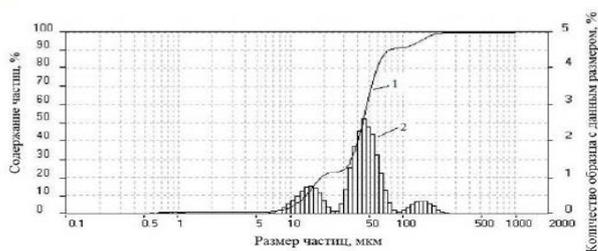
NanoTec» (Германия). Блок-схема методики исследования гранулометрического состава представлена на рис. 2.



Лазерный анализатор размеров частиц «Analysette 22 NanoTec»



Конструкция состоит из лазера, через измерительную ячейку направленного на детектор. Важным компонентом каждого лазерного прибора для измерения размера частиц является линза Фурье, которая фокусирует рассеянный свет лазера по траектории луча на детектор. Свет, рассеянный пропорционально размеру частиц, посредством линзы фокусируется на детектор.



По распределению рассеянного света при помощи комплексной математики рассчитывают распределение частиц по их размерам. В результате получают объемные доли, соответствующие эквивалентным диаметрам при лазерной дифракции.

Рис. 2. Блок-схема методики исследования гранулометрического состава

Результаты исследований

Очень важной характеристикой порошковых материалов, от которых зависит большая часть других свойств, являются размер и форма частиц.

Результаты исследования формы частиц электроэрозионной шихты, полученной в керосине осветительном, представлены исследованиями коэффициента элонгации (удлинения) частиц (рис. 3) электроэрозионной шихты на

лазерном анализаторе размеров частиц и изображениями частиц, полученными на электронно-ионном сканирующем (растровом) микроскопе с полевой эмиссией электронов «QUANTA 600 FEG» (Нидерланды) (рис. 4).

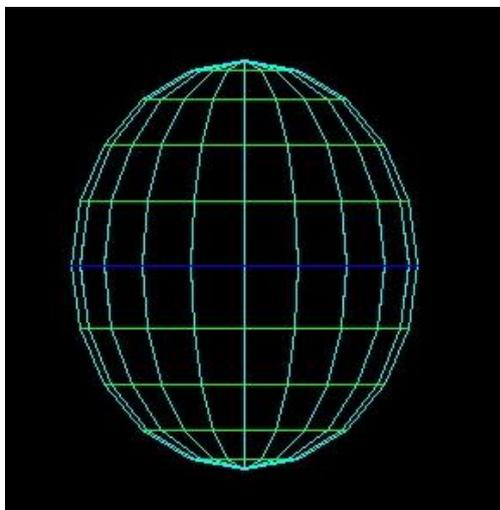


Рис. 3. Исследуемые параметры формы частиц электроэрозионной шихты

Анализ параметров формы частиц электроэрозионной шихты по величине коэффициента элонгации (удлинения), который составляет 1,2, и изображениям с растрового микроскопа говорит о том, что электроэрозионные частицы имеют сферическую и эллиптическую форму, а также агломераты.

В процессе электродиспергирования частицы металлоотхода, которые выбрасываются из канала электрического разряда в расплавленном виде в реактор, заполненный рабочей жид-

костью, очень быстро кристаллизуются. Процесс быстрой кристаллизации расплавленного материала в жидкой рабочей среде способствует приданию частицам формы сферы и эллипса.

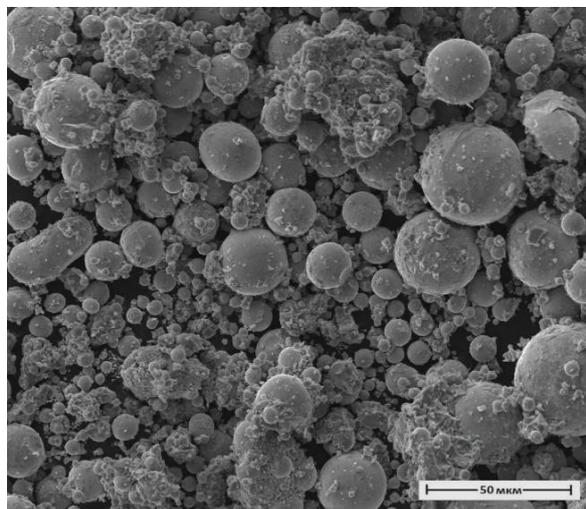


Рис. 4. Микрофотография частиц твердосплавного порошка

После выхода из зоны разряда частицы расплавленного материала весьма часто сталкиваются между собой. Если в момент столкновения кристаллизация была полностью завершена, то на частицах остаются характерные следы от ударов и сетчатая поверхность. Если же разница температур столкнувшихся частиц незначительна, то происходит их слипание с образованием агломератов неправильных форм.

Интегральная кривая и гистограмма распределения по размерам частиц порошка представлена на рис. 5.

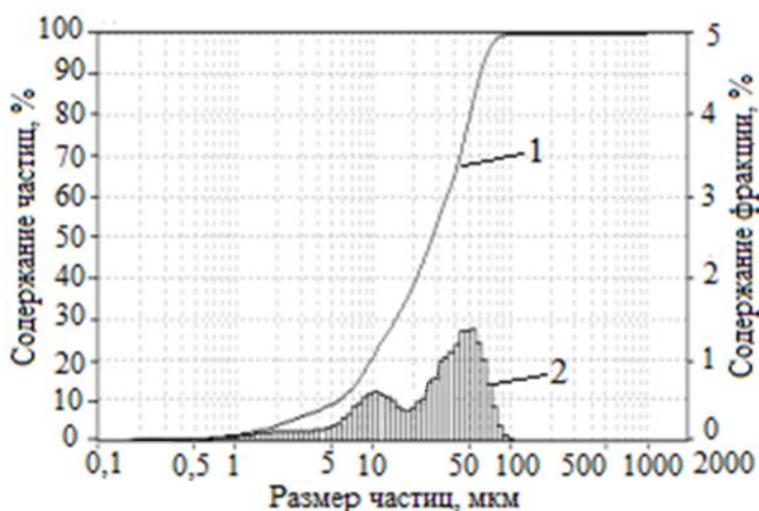


Рис. 5. Интегральная кривая (1) и гистограмма (2) распределения по размерам частиц порошка

Экспериментально установлено, что частицы порошка, полученного электроэрозионным диспергированием жаропрочного никелевого сплава ЖС6У в воде, имеют размеры от 0,5 до 100 мкм с двумя ярко выраженными пиками 10 и 50 мкм.

Выводы

1. На основании проведенных экспериментальных исследований, направленных на изучение размерных характеристик электроэрозионных порошков, полученных из отходов сплава ЖС6У в керосине осветительном, показана высокая эффективность применения технологии электродиспергирования, которая обеспечивает при низких затратах электроэнергии получение пригодных к промышленному применению новых порошковых материалов.

2. Образование частиц сферической формы в процессе электродиспергирования металлоотходов сплава ЖС6У в керосине осветительном является очень важной особенностью данного процесса, поскольку сферические частицы как в сплавах, так и в композиционных электрохимических покрытиях являются минимальными концентраторами напряжений и обеспечивают этим материалам высокие механические свойства, в том числе и ударную вязкость.

3. Проведение намеченных мероприятий позволит решить проблему рециклинга отходов сплавов ЖС6У и дальнейшее их использование и тем самым снизить себестоимость производства конечного продукта.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Belyaev M.S., Morozova L.V., Gorbovets M.A., Slavin A.V. High-cycle fatigue of single-crystal heat-resistant nickel alloy under the conditions of stress concentration // *Metallurgist*. 2020. Т. 63. № 11–12. С. 1237–1247.
2. Chekhovskoi V.Ya., Peletskii V.E. The thermophysical properties of khn55vmtkyu nickel-based heat-resistant alloy // *High Temperature*. 2005. Т. 43. № 1. С. 51–57.
3. Korostelev A.B., Zherebtsov S.N., Sokolov I.P., Chumak-Zhun D.A. Modification of heat-resistant nickel alloy with a combined inoculator // *Metallurgist*. 2011. Т. 54. № 9–10. С. 711–713.
4. Svistunova T.V., Estulin G.V. Effect of rare earth metals on the properties of heat-resistant nickel-chrome alloy // *Metal Science and Heat Treatment*. 1961. Т. 3. № 9–10. С. 432–434.
5. Baskov F.A., Bychkova M.Y., Sentyurina Z.A., Logachev I.A., Logacheva A.I. Structure and properties of ep741np heat-resistant nickel alloy produced by selective laser melting // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021. Т. 62. № 3. С. 302–310.
6. Исследование структуры сплава ЖС6У методом атомно-силовой микроскопии / Е. Н. Еремин, Ю. О. Филиппов, Н. А. Давлеткильдеев, Г. Н. Миннеханов // *Омский научный вестник*. 2011. № 1 (97). 24–29.
7. Еремин, Е. Н. Исследование карбидных фаз в сплаве ЖС6У / Е. Н. Еремин, Ю. О. Филиппов, А. Е. Маталасова // *Омский научный вестник*. 2014. № 3 (133). С. 59–63.
8. Еремин, Е. Н. Исследование фазовых превращений в сплаве ЖС6У методами термического анализа / Е. Н. Еремин, Ю. О. Филиппов, Г. Н. Миннеханов, Б. Е. Лопаев // *Омский научный вестник*. 2013. № 1 (117). С. 63–68.
9. Применение газоиостатического прессования для повышения эксплуатационной надежности лопаток турбины из жаропрочного сплава типа ЖС6У / О. В. Новикова, В. А. Кочетков, А. И. Виноградов, А. А. Жуков, А. А. Тихонов, С. Ф. Маринин // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2007. № 8. С. 54–56.
10. Ageeva E. V. Khor'yakova N.M., Ageev E.V. Morphology of copper powder produced by electrospark dispersion from waste // *Russian Engineering Research*, 2014. – Vol. 34(11). – Pp. 694–696.
11. Ageeva E. V. Khor'yakova N.M., Ageev E.V. Morphology and composition of copper electrospark powder suitable for sintering // *Russian Engineering Research*, 2015. – Vol. 35(1). – Pp. 33–35.
12. Latypov R.A., Ageeva E.V., Kruglyakov O.V., Latypova G.R. Electroerosion micro- and nanopowders for the production of hard alloys // *Russian Metallurgy (Metally)*, 2016. – Vol. 2016(6). – Pp. 547–549.

УДК 669.046.558.3

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-67-72

*Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. С. Никитин, М. В. Кириличев, А. А. Шуклин, А. Ю. Агарков***ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОВОЛОКИ Ba15Ca9Si45
ПРИ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ МАРКИ 26ХМФБА****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru.

В работе приведены результаты исследования, показывающие влияние содержания Ba, Ca и Si, входящих в состав лигатуры на химический, фазовый состав включений, а также на их загрязненность при проведении последовательной внепечной обработки (ковш-печь → вакууматор) и непрерывной разливке стали марки 26ХМФБА на МНЛЗ. Показано, что последовательная обработка Ba15Ca9Si45_{пров} и СК30_{пров} после вакуумирования приводит к максимальному снижению тугоплавкими алюминатными включениями. Оценка качества металла НЛЗ показала, что при применении Ba максимальная загрязненность включениями не превышает 1,0 балла.

Ключевые слова: неметаллические включения, силикаты, алюминаты, модифицирование, внепечная обработка, непрерывная разливка.

*D. V. Rutskiy, N. A. Zyuban, M. S. Nikitin, M. V. Kirilichev, A. A. Shuklin, A. Yu. Agarkov***EVALUATION OF THE EFFECTIVENESS OF THE USE OF WIRE Ba15Ca9Si45
IN THE SECONDARY TREATMENT OF 26C-Cr-Mo-V-Nb STEEL****Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of a study showing the influence of the content of Ba, Ca and Si, which are part of the ligature, on the chemical, phase composition of inclusions, as well as on their contamination during secondary treatment (LF → VOD) and continuous casting of 26ХМФБА steel on the CCM. Sequential treatment of Ba15Ca9Si45 and СК30_{wire} after vacuuming leads to a maximum reduction in refractory aluminate inclusions. The assessment of the quality of the continuous cast metal showed that when using Ba, the maximum contamination with inclusions does not exceed 1,0 points.

Keywords: non-metallic inclusions, silicates, aluminates, modification, secondary treatment, continuous casting

Несмотря на успехи современных сталеплавильных технологий, ключевым фактором, влияющим на качество металла труб, является наличие неметаллических включений, которые всегда присутствуют в готовой стали. При этом, как утверждают авторы работы [1], сталь можно назвать чистой по неметаллическим включениям, если их количество на 1 см² не превышает 500 штук а количество включений размером более 10 мкм составляет не более 10 % от общей загрязненности.

Неметаллические включения являются одной из главных причин снижения качественных характеристик металлопродукции, таких как ударная вязкость [2, 3], коррозионная стойкость в углеводородсодержащих средах [4–6].

Управление развитием, морфологией, расположением, а также фазовым составом неметаллических включений оказывает решающее воздействие на качество металла [7–9].

Загрязненность и состав неметаллических включений определяются особенностями и свойствами применяемых модификаторов, их

составом, количеством, последовательностью и способом их введения в расплав [9–12].

В настоящее время наибольшее распространение получают методы изменения фазового состава включений за счет их модифицирования щелочноземельными элементами.

Щелочноземельные металлы (ЩЗМ), такие как Ca, Mg, Ba и так далее, находят широкое применение для модифицирования неметаллических включений, результатом которого являются изменения свойств стали, химического и фазового состава неметаллических включений, которые положительно влияют на качество металлопродукции.

Целью работы являлось определение влияния Ba на фазовый состав и загрязненность стали неметаллическими включениями при внепечной обработке и разливке стали марки 26ХМФБА.

На основании существующих данных производства широкого сортамента сталей с использованием кальций- и барийсодержащих лигатур [13–17] провели оценку влияния типа

применяемых модификаторов на фазовый состав и загрязненность неметаллическими включениями при выплавке, разливке и затвердевании непрерывнолитой заготовки из стали 26ХМФБА.

Выплавка стали 26ХМФБА осуществлялась в условиях ЭСПЦ АО «ВТЗ» (г. Волжский) по следующей схеме: ДСП (доведение до необходимого содержания С и Р) → обработка на установке ковш-печь (УКП) (раскисление и легирование, удаление S) → вакуумирование стали на установке ВКР (содержание водорода не более 2,0 ppm), введение Al_{пров} и обработка металлического расплава модификаторами → непрерывная разливка (МНЛЗ). Химический со-

став выплавляемых сталей приведен в табл. 1.

Для исследования влияния состава модификатора на загрязненность и состав неметаллическими включениями была проведена опытная серия из двух плавов. Отличие заключалось в различных типа вводимых модификаторов на этапе вакуумной обработки стали на установке ВКР.

Плавка № 1:

Al_{пров} 21,6 кг – после вакуумирования;

СК30_{пров} 84 кг – после вакуумирования.

Плавка №2:

Ba15Ca9Si45 99,59 кг – после вакуумирования;

Al 3,15 кг – после вакуумирования;

СК30_{пров} 28,21 кг – после вакуумирования.

Таблица 1

Окончательный химический состав опытной серии плавов при выплавке стали 26ХМФБА (ГОСТ 200272-74)

Содержание элементов, % вес								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb
Требования ГОСТ 200272-74								
0,18-0,25	<0,37	0,5-0,8	не более		1,0-1,5	0,8-1,1	0,7-1,0	0,05-0,15
			0,030					
Плавка № 1 (сравнительная плавка)								
0,24	0,23	0,54	0,007	0,0019	1,0	0,76	0,71	0,049
Плавка № 2 (опытная плавка)								
0,24	0,22	0,53	0,006	0,0020	1,2	0,76	0,72	0,051

Оценка загрязненности неметаллическими включениями проводилась на пробах, отобранных во время внепечной обработки, непрерывной разливки, а также из затвердевшей непрерывнолитой заготовки (НЛЗ).

Определение загрязненности и идентификация включений проводились методами оптической (Leica 8 C) и электронной микроскопии (FEI Versa 3D). Фазовый состав определялся по методике, подробно рассмотренной в работах [27, 28], пересчетом данных EDS-анализа и сравнением с тройными диаграммами систем Al₂O₃-MgO-CaO и Al₂O₃-MnO-SiO₂, построенными в программном комплексе ThermoCalc. Анализ загрязненности неметаллическими включениями проводился автоматизированным подсчетом с помощью программного обеспечения Axalit Soft, согласно ГОСТ 1778-70 метод II (пробы, отобранные во время внепечной обработки), метод III (НЛЗ).

Идентификация включений показала, что в пробах опытной серии плавов на всех этапах выплавки встречается три основных типа неме-

таллических включений:

- оксидные включения, в основе содержащие корунд Al₂O₃ или шпинель MgO·Al₂O₃;
- алюминаты кальция mCaO·nAl₂O₃ различного стехиометрического состава;
- легкоплавкие силикатные включения, содержащие оксиды MnO-SiO₂-Al₂O₃;
- сульфидные включения (Ca,Mn)S.

Подсчет загрязненности неметаллическими включениями на различных этапах металлургического передела показал, что в сравниваемых плавках на начальных этапах обработки на УКП изменение загрязненности и состава включений однотипные. В начале внепечной обработки загрязненность включениями максимальная, большая часть включений представлена включениями корунда Al₂O₃, тугоплавкими алюминатами кальция mCaO·nAl₂O₃ и сульфидами (см. рис. 1). После наведения высокоосновных, жидкоподвижных шлаков загрязненность оксидными и сульфидными включениями снижается, при этом содержание сульфидных включения уменьшается до минимальных значений (см. рис. 1, а).

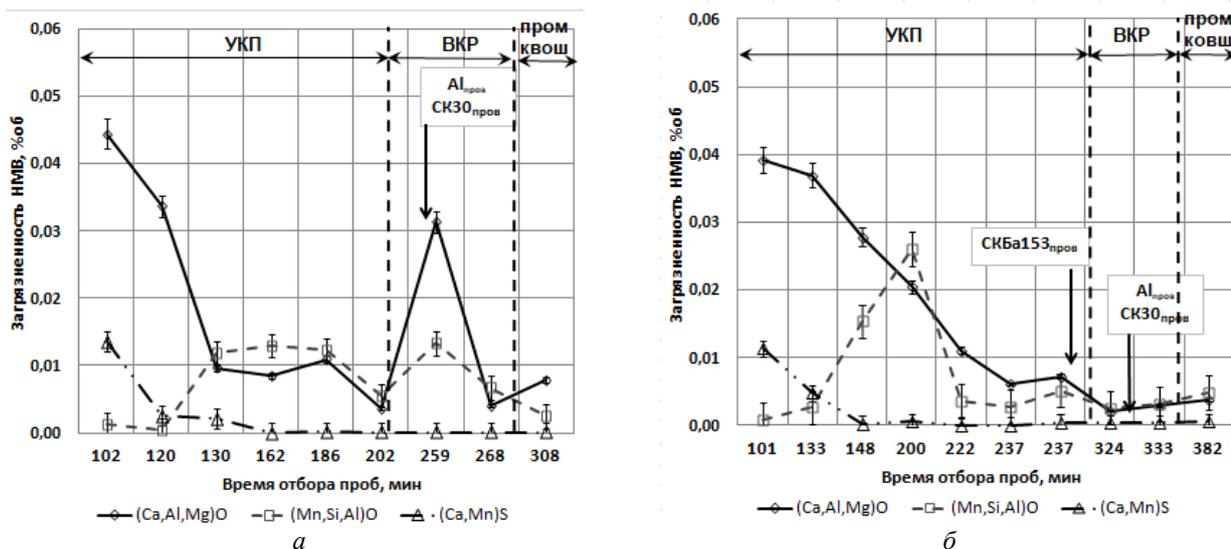


Рис. 1. Изменение загрязненности включениями во время внепечной обработки опытной серии плавков:
 а – плавка № 1; б – плавка № 2

Последующая обработка на ПК приводит к общему снижению содержания неметаллических включений, при этом доля тугоплавких включений Al_2O_3 и $mCaO \cdot nAl_2O_3$, во время обработки непрерывно уменьшается, что вызвано их более полной ассимиляцией шлаковой фазой при одновременном перемешивании металлического расплава. Введение ферросплавов FeSi65 и FeSiMn18 приводит к выделению легкоплавких силикатных включений (см. рис. 1). Такая закономерность в выделении неметаллических включений в сравниваемых плавках сохраняется до проведения вакуумирования, при этом в сравниваемой серии плавков после окончания процесса вакуумирования суммарная загрязненность неметаллическими включениями минимальная, при последующей разливке загрязненность включениями увеличивается.

После проведения операции вакуумирования изменение загрязненности и состава неметаллических включений в плавках № 1 и № 2 изменяются.

Идентификация силикатных включений показала, что в опытной серии плавков № 1 и № 2 они представлены легкоплавкими включениями спессартита и анортита (см. рис. 2). Образование легкоплавких силикатных включений наиболее предпочтительно, так как низкие температура плавления и плотность силикатных включений при температурах внепечной обработки (1600 °С) приводят к их более полной ассимиляции шлаковой фазой во время внепечной обработки и непрерывной разливки шлакообразующей смесью промежуточного ковша и кристаллизатора.

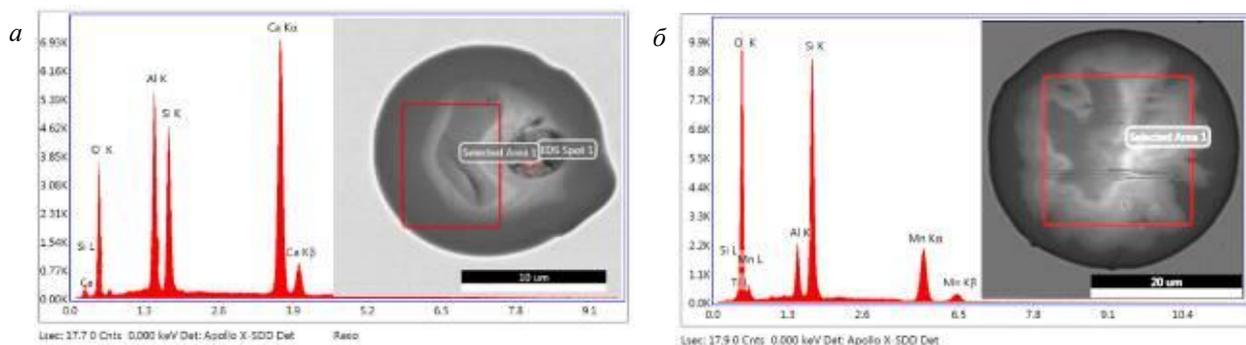


Рис. 2. Силикатные включения в опытной серии плавков:
 а – анортит $CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$, $T_{пл} = 1553$ °С; б – спессартит $3MnO \cdot Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$, $T_{пл} = 1195$ °С

Алюминаты кальция представлены следующими видами (см. рис. 3):

$CaO \cdot Al_2O_3$ $T_{пл} = 1600$ °С; $3CaO \cdot Al_2O_3$ $T_{пл} = 1535$ °С; $12CaO \cdot 7Al_2O_3$ $T_{пл} = 1415$ °С;

$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$ в оболочке $12\text{CaO} \cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$ и $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$;

После обработки расплава $\text{Ba}15\text{Ca}9\text{Si}45_{\text{пров}}$ в пробах, отобранных непосредственно после введения барийсодержащего модификатора (плавка № 2), включения представляют собой сложные комплексные соединения системы Al-Si-Ca-O (см. рис. 4). После введения $\text{Ba}15\text{Ca}9\text{Si}45_{\text{пров}}$ мак-

симальная концентрация бария в неметаллических включениях достигает 14 % (см. рис. 4, а), последующая усреднительная продувка Ar и обработка кальцийсодержащим модификатором приводят к уменьшению концентрации Ba до 1,0 % (см. рис. 4, б); в пробах, отобранных во время непрерывной разливки из промковша, наличия Ba в неметаллических включениях не выявлено.

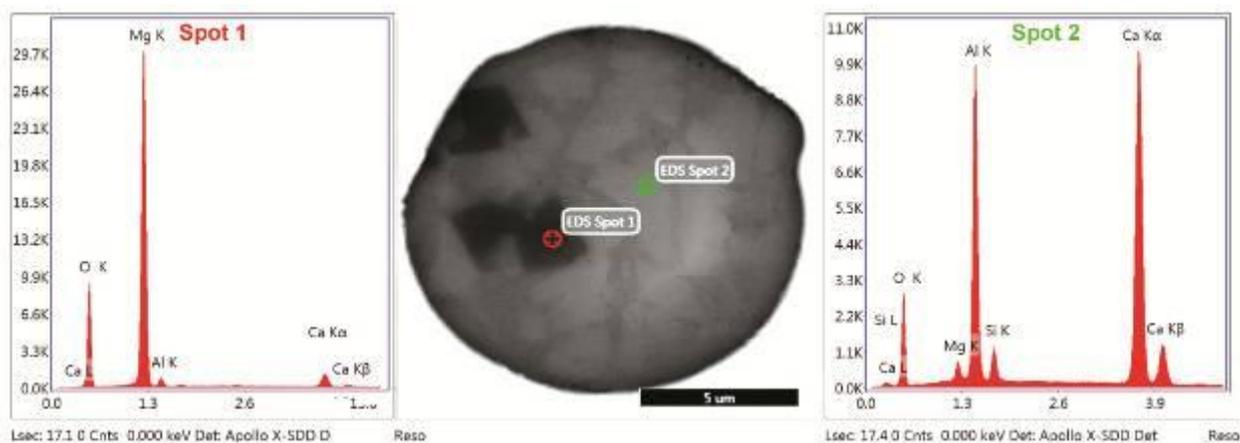


Рис. 3. Алюминатные включения $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$ в оболочке $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$

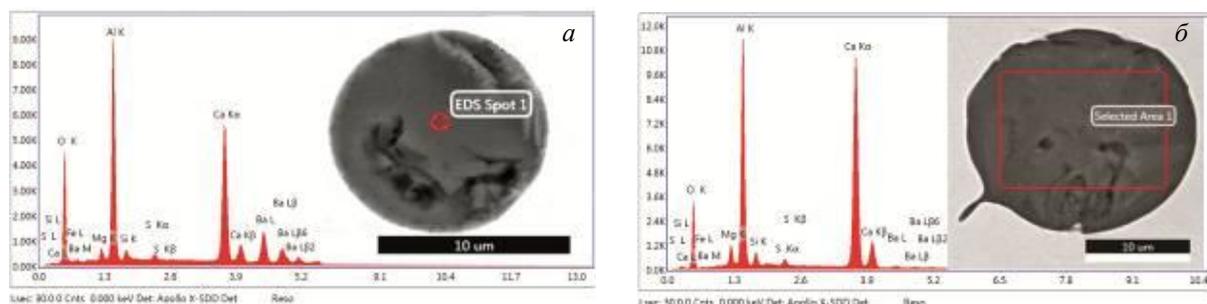


Рис. 4. Оксидные включения $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{BaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$;

а – оксидные включения в пробах после введения $\text{Ba}15\text{Ca}9\text{Si}45_{\text{пров}}$; б – оксидные включения после усреднительной продувки Ar и введения $\text{СК}30_{\text{пров}}$

При обработке расплава после вакуумирования $\text{Al}_{\text{пров}}$ и $\text{СК}30_{\text{пров}}$ (плавка № 1) увеличивается количество тугоплавких алюминатных и легкоплавких силикатных включений (см. рис. 1, а); после усреднительной продувки Ar количество тугоплавких алюминатов уменьшается, что вызвано их модификацией Ca в легкоплавкие включения и последующей их ассимиляцией шлаковой фазой. При последующей разливке фазовый состав включений не изменяется, но количество тугоплавких включений увеличивается, а легкоплавких уменьшается (см. рис. 1, а), при этом доля легкоплавких силикатных включений (Mn, Si, Al)O составляет 25 %, доля включений типа (Ca, Al, Mg) O – 75 % соответственно. Применяемая схема обработки

с использованием в качестве модификатора $\text{СК}30_{\text{пров}}$, приводит к неполному модифицированию тугоплавких включений, но при этом общая загрязненность не превышает 0,010 % об, из которых 75 % – тугоплавкие включения.

Обработка расплава $\text{Ba}15\text{Ca}9\text{Si}45_{\text{пров}}$ $\text{Al}_{\text{пров}}$ и $\text{СК}30_{\text{пров}}$ после вакуумирования (плавка № 2), приводит к значительному изменению фазового состава (см. рис. 1, б), при этом значительно увеличивается доля легкоплавких силикатных включений, загрязненность тугоплавкими включениями минимальная. После мягкой продувки аргоном загрязненность всеми типами включений уменьшается до 0,005 % об, в процессе разливки увеличивается до 0,0092 % об (см. рис. 1, б), из них доля легкоплавких сили-

катных включений составляет 70 %, остальные 30 % – тугоплавкие алюминаты.

Загрязненность легкоплавкими силикатными включениями в сравниваемых плавках после обработки $Va15Ca9Si45_{\text{пров}}$ увеличивается. Из-за меньшей доли силикатных включений при обработке $СК30_{\text{пров}}$, загрязненность ими в плавке № 1 минимальная и уменьшается до значений, не превышающих 0,004 %. При использовании $Va15Ca9Si45_{\text{пров}}$ содержание легкоплавких силикатных включений увеличивается.

Общее снижение содержания включений за счет увеличения доли легкоплавких оксидов приводит к уменьшению их количества в затвердевшей непрерывнолитой заготовке (см. табл. 2). Результат подсчета загрязненности включениями показал, что средний балл по основным показателям СН и ОТ не превышает 0,6 балла (требования СТО ТМК 0043 не более 1,5 балла), максимальный балл не превышает 1,0 балла по всем нормируемым показателям.

Таблица 2

Загрязненность неметаллическими включениями по ГОСТ1778

Плавка	Неметаллические включения, средний балл					Сульфиды
	оксиды		силикаты			
	точечные	строчечные	пластинчатые	хрупкие	недеформируемые	
№ 1	0,6	0,3	0	0,5	0,5	0
	0,5	0,2	0	0,4	0,5	0
№ 2	0,5	0	0	0,3	0,5	0
	0,5	0	0	0,4	0,5	0
№ 3	0,5	0	0	0,5	0,6	0
	0,5	0	0	0,6	0,5	0,2

Заключение

1. Модифицирование расплава только $СК30_{\text{пров}}$ (плавка № 1), выявило его недостаточную эффективность, так как 75 % включений представлены тугоплавкими алюминатами кальция. При применении $Va15Ca9Si45_{\text{пров}}$ (плавки № 2 и № 3) за счет более эффективной модификации включений суммарная загрязненность ими не превышает 0,0090 %, после обработки $СК30_{\text{пров}}$ она составляет 0,0128 %.

2. Введение $Va15Ca9Si45_{\text{пров}}$ показало, что обработка барийсодержащим модификатором до вакуумирования приводит к максимальному снижению общей загрязненности легкоплавкими включениями; последовательная обработка $Va15Ca9Si45_{\text{пров}}$ и $СК30_{\text{пров}}$ после вакуумирования приводит к максимальному снижению общей загрязненности тугоплавкими алюминатными включениями.

3. Оценка качества металла показала, что при использовании Ва-лигатуры максимальная загрязненность включениями не превышает 1,0 балла, что соответствует требованиям, предъявляемым к данным изделиям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Scamarda A. Effect of calcium in Al-Ca-killed “clean” steel // 7 European Electric Steelmaking Conference // Milano, 2002, Vol.2, P.101–110.

2. Влияние неметаллических включений на свойства труб из сталей категории прочности K48-K52 / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. Ю. Чубуков [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (230) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Металлургия»). – С. 13–19.

3. Неметаллические включения в низколегированной трубной стали / А. В. Дуб [и др.] // Metallurg. – 2005. – № 4. – С. 67–73.

4. Влияние неметаллических включений и примесей на свойства, качественные характеристики круглого проката из специальных легированных сталей / А. И. Зайцев [и др.] // Metallurg. – 2017. – № 8. – С. 69–74.

5. Влияние неметаллических включений на коррозионную стойкость углеродистых низколегированных сталей для нефтепромысловых трубопроводов / И. Г. Родионова [и др.] // Сталь. – 2017. – № 10. – С. 41–48.

6. Модель распределения растягивающих и сжимающих напряжений в металле вокруг кальцийсодержащих неметаллических включений в водных средах / Г. И. Котельников [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2014. – № 3. – С. 10–16.

7. Исследование влияния режимов раскисления на формирование и расположение сульфидов в среднеуглеродистых конструкционных сталях / С. Б. Гаманюк, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, А. Н. Ананьева // Сталь. – 2017. – № 2. – С. 15–19.

8. Оптимизация состава и количества неметаллических включений в непрерывнолитой заготовке на основе раскисления расплава алюминием и карбидом кальция / Д. В. Руцкий [и др.] // Metallurg. – 2019. – № 4. – С. 41–48.

9. Влияние технологии внепечной обработки на типы образующихся неметаллических включений и коррозионную стойкость стали / В. С. Дуб [и др.] // Электрометаллургия. – 2016. – № 5. – С. 3–15.

10. Производство непрерывнолитых заготовок из стали 26ХМФБА для обсадных труб с применением барийсодержащей лигатуры / Д. В. Руцкий [и др.] // *Металлург.* – 2022. – № 5. – С. 45–55.

11. Влияние карбида кальция в качестве раскислителя на химический состав и загрязненность неметаллическими включениями / Д. В. Руцкий [и др.] // *Черные металлы (Chernye Metally).* – 2019. – № 5 (1049). – С. 15–21.

12. Investigation on nonmetallic inclusions in ultra-low oxygen special steels / Li, J.Z., Jiang, M., He, X.F. et al // *ММТВ* (2016), 47, pp 2386–2399.

13. Перспективы применения барийсодержащих лигатур для раскисления и модифицирования транспортного металла / К. В. Григорович [и др.] // *Металлы.* – 2011. – № 5. – С. 146–156.

14. Модифицирование стали и сплавов редкоземель

ными элементами / Л. А. Смирнов [и др.] // *Металлург.* – 2015. – № 11. – С. 57–63.

15. Влияние обработки барийсодержащими микрокристаллическими модификаторами на качество высокопрочной судостроительной стали / В. Г. Миллюц, В. В. Цуканов, Е. Ю. Левагин [и др.] // *Вопросы материаловедения.* – 2014. – № 1(77). – С. 5–10.

16. Михайлов, Г. Г. Барий как раскислитель и модификатор жидкой стали / Г. Г. Михайлов, Л. А. Марковец, Д. А. Выдрин // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия».* – 2013. – № 1. – С. 50–46.

17. Влияние обработки расплава проволокой с Са и Ва-наполнителем на фазовый состав и загрязненность неметаллическими включениями при внепечной обработке и разливке стали 26ХМФБА / А. Ю. Агарков, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, Г. В. Бабин // *Черные металлы (Chernye Metally).* – 2021. – № 12. – С. 36–44.

УДК 669:519.23

DOI: 10.35211/1990-5297-20212-7-266-72-79

Н. А. Гуляев, Е. И. Яровая, И. О. Леушин

ОЦЕНКА КАЧЕСТВА ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ 20ГЛ НА ОСНОВЕ ИССЛЕДОВАНИЙ ХИМИЧЕСКОЙ ОДНОРОДНОСТИ И МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ

Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева

e-mail: gulyaevna@yandex.ru

Рассмотрен процесс формирования химической и структурной однородностей в объеме и на поверхности отливки из стали 20ГЛ в совокупности с механическими свойствами. Определены фрактальные показатели структуры стали 20ГЛ, позволяющие оперативно оценивать механические свойства по всему объему.

Ключевые слова: химическая, структурная однородность; зернистость; фрактальная размерность; самоподобие.

N. A. Gulyaev, E. I. Yarovaya, I. O. Leushin

EVALUATION OF THE QUALITY OF CASTINGS FROM STEEL 20GL ON THE BASIS OF INVESTIGATIONS OF CHEMICAL HOMOGENEITY AND METALLOGRAPHIC STRUCTURE

Nizhny Novgorod State Technical University R. E. Alekseeva

The process of formation of chemical and structural homogeneity of castings from steel 20GL is considered. The fractal indices of the structure of steel 20GL have been determined. Evaluation of the mechanical properties of castings was carried out.

Keywords: chemical, structural homogeneity, granularity, fractal dimension, self-similarity.

Введение

Качество в отливках определяется в основном химической однородностью и структурой. Несмотря на управляемость процессов удаления вредных примесей, скоростей затвердевания в современных технологиях, в отливках наблюдаются колебания химического состава, размера и формы зерна, что отражается на физико-механических свойствах готового изделия [1]. Наиболее чувствительными к неоднородностям структуры являются марганцовистые ста-

ли [2], широко применяемые в машиностроении. Исследование путей формирования металлургического качества и поиск методов его оптимальной оценки и прогноза с минимальными затратами в условиях неполной информации считаем актуальным.

Основная часть

Основной этап формирования качества отливок из стали 20ГЛ определяем при рассмотрении классической схемы технологического процесса (рис. 1) [2].

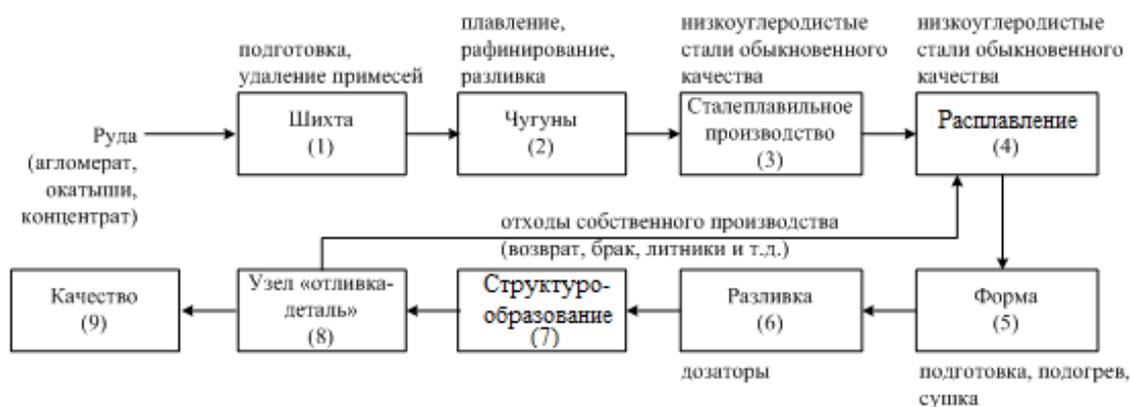


Рис. 1. Схема технологического процесса формирования качества стали

Слабоуправляемые этапы технологического процесса 1, 3, 4 и 7 требуют особого контроля и дополнительных приемов стабилизации их нормативных режимов, влияющих на качество [2]. Считается, что отклонение от них возможно, но затратно скомпенсировать на последующих этапах. Например, в рамках сталеплавильного производства снижается избыточная концентрация примесей S и P в чугуне.

Структурная неоднородность сталей образуется в процессе затвердевания, согласно диаграмме фазового равновесия Fe-C. Факторы, формирующие металлургическое качество, требуют статистической обработки закономерностей изменения разномасштабных структур и механизмов их разрушений. Не исключено, что формирование структур зависит в реальных условиях от качества и количества возврата, то есть имеет место фактор наследственности (рис. 1, этапы 1, 2, 3) [2], носителями которой являются микрочастицы в жидкой фазе: γ -Fe, δ -Fe и Fe_xC , а также оксиды, нитриды, силикаты, карбонаты [1]. Например, считается, что основным носителем структурной наследственности доменных чугунов являются графитовые включения в структуре серого чугуна [3]. Однако при переплаве в сталеплавильных агрегатах (рис. 1, этапы 3, 4) протекают процессы выжигания углерода, удаления вредных примесей, газов и неметаллических включений, что исключает влияние вредной наследственности твердых и жидких чугунов при переделе в сталь.

Структурная неоднородность приводит к слоистому характеру разрушения и ухудшает механические свойства [3]; металлы при этом имеют повышенную твердость, низкие пластичность и сопротивление разрыву. Так, в структуре металла с содержанием Mn 1,3 %

есть зоны, в которых его концентрации достигают 2,88 %, что приводит к колебаниям твердости от 250 до 512 HV [1].

Структура низкоуглеродистых сталей формируется в виде осей дендритов, обычно пересекающих тело и границы первичного литого зерна, и поэтому соответствие дендритной и зеренной структуры определяется характером распределения примесей. Из однородного по составу межосевого пространства сформировано тело литого зерна, заполненное ферритом, а его границы оформлены аллотриморфным ферритом, образованным из междендритного пространства в начале затвердевания. На самых «загрязненных» участках междендритного пространства, затвердевающего последним, формируются массивные ферритные области [4].

Состав затвердевшего дендрита неоднороден: сердцевина, затвердевающая первой, самая чистая. Затвердевание сопровождается обогащением междендритного слоя примесями. Основной компонент в стали 20ГЛ, влияющий на неоднородность – Mn [1]. При среднем содержании Mn 1,2 % его концентрация достигала 3 % в межосных промежутках, при этом в осях дендритов содержание Mn составляло 0,9 % [5].

В марганцовистых сталях в структуре могут присутствовать одновременно перлит, структуры промежуточной области, мартенсит и аустенит [6]. Снижение температуры A_{c3} в областях с высоким содержанием Mn по сравнению с областями с его низким содержанием во время фазового превращения приводит к ликвации. Феррит зарождается на участках высокой A_{c3} , углерод выталкивается из чистого железа в аустенит [7]. Негативное влияние на структуру оказывает S, особенно в присутствии Mn, что отражается на механических свойствах, колебания которых достигают 19 % [8].

Анализ структурообразующих компонентов включает также газовые фазы: водород [9] и кислород [7].

Практическую оценку химической неоднородности в объеме отливки и ее влияния на разброс механических свойств проводили на детали «Корпус подшипников» (рис. 2, 3) из стали 20ГЛ массой 360 кг в контрольных точках и на поверхности.

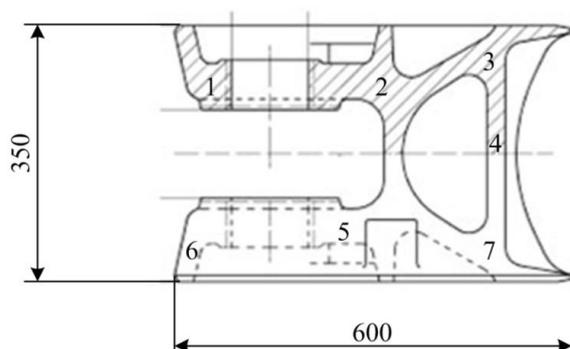


Рис. 2. «Корпус подшипников» с габаритными размерами. Масса 360 кг; сталь 20ГЛ; (1–7) – контрольные точки исследования структуры и механических свойств

На контрольных бездефектных участках определяли химический состав (C, Si, Mn, P, S) в отливках, изготовленных с использованием



Рис. 3. Отливка «Корпус подшипников», форма ХТС, 7 класс точности. Материал – сталь 20ГЛ; $t_{зал} = 1660\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_{лик} = 1488\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_{сол} = 1413\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t_{лик} - t_{сол} = 75\text{ }^{\circ}\text{C}$. Время затвердевания тонкого сечения 17 мин, массивного – 21 мин

первичных шихтовых материалов и 20 % возврата. Изменения концентраций компонентов в объеме приведены на рис. 4; скачки концентраций S и P отмечены в точках 1, 3, 5. Состав сплава 20ГЛ по указанным элементам во всех точках находился в пределах ГОСТ 977-88.

Химическая неоднородность исследуемых отливок представлена в табл. 1 в виде отношений средних концентраций основных элементов в контрольных точках ($C_{срi}$) и требований ТЗ ($C_{ТЗi}$).

Таблица 1

Отношение ($C_{срi}/C_{ТЗi}$) средних значений концентраций элементов ($C_{срi}$) в 7 точках и требований ТЗ ($C_{ТЗi}$)

Состав сплава		Основные элементы 20ГЛ				
		C	Si	Mn	P	S
Требования технического задания, %		0,18–0,22	0,5 max	1,3–1,8	0,02 max	0,015 max
Слиток		1,1	0,9	1	1	1
Поверхность	Первичный металл	1,1	0,7	1,0	–	–
	Возврат 20 %	1,0	0,6	0,9	–	–
Сечение	Первичный металл	0,9	0,6	1,0	1,0	2,3
	Возврат 20 %	0,9	0,6	0,9	1,4	2,3

Существенных отклонений по концентрации основных компонентов ни в массивном, ни в тонком сечении отливки не установлено, как при использовании чистых шихтовых материалов, так и возврата (до 20 %). Данные показатели

свидетельствуют о химической однородности в объеме отливки, отсутствии ликвационных процессов, которые обеспечены контролируемым термостатированием формы (табл. 2), исключающим формирование литейных дефектов.

Таблица 2

Изменение температуры в контрольных точках 1–7 после заливки

Контрольные точки		1	2	3	4	5	6	7
Время после заливки, мин	3	1400	1410	1390	1390	1400	1410	1400
	5	1200	1220	1180	1180	1200	1200	1180
	7	800	820	720	700	750	770	720

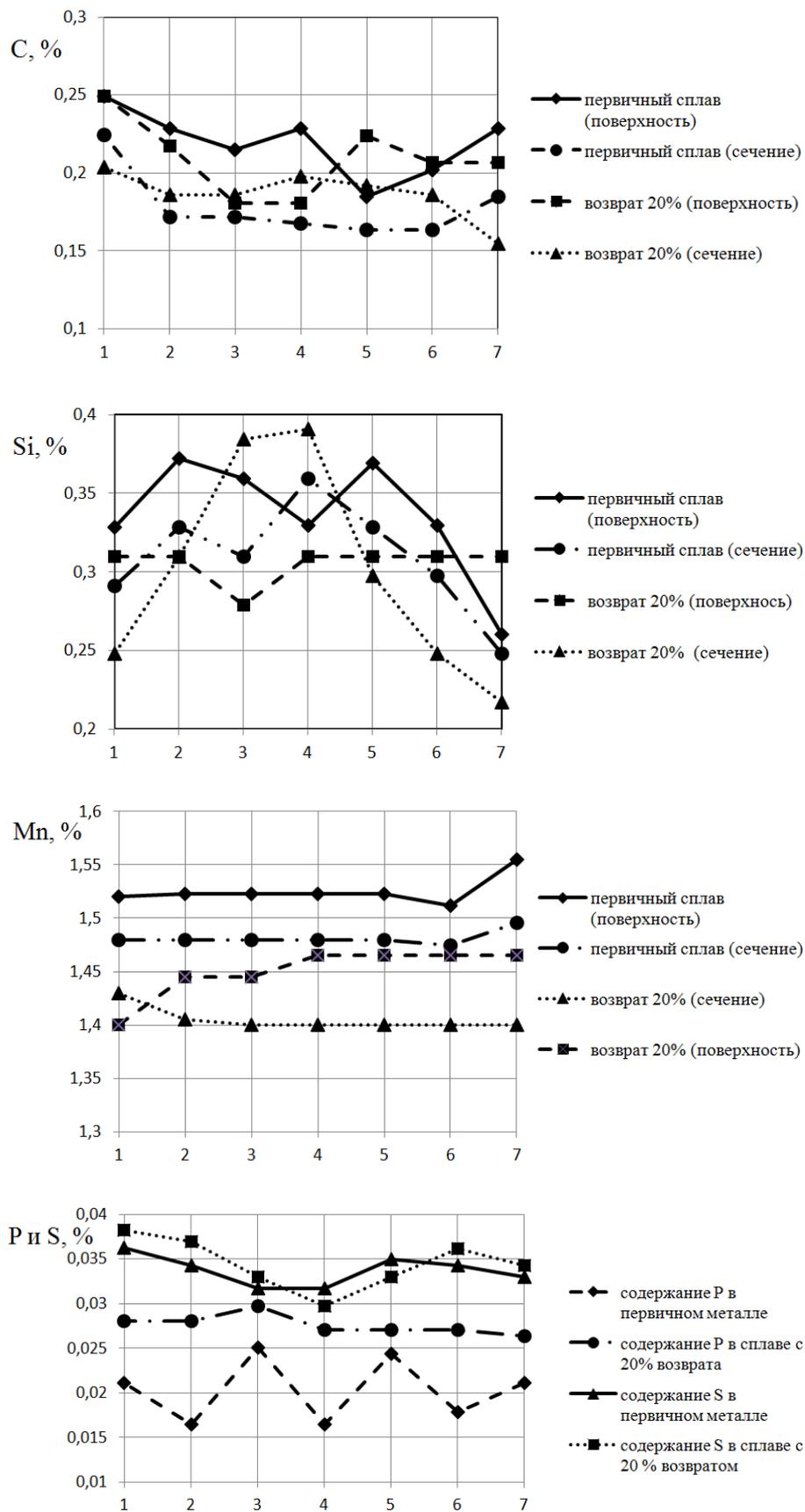


Рис. 4. Концентрации элементов в контрольных точках на поверхности и в сечении отливок «Корпус подшипников», сталь 20ГЛ

Практически все участки отливки затвердевают одновременно, колебания по температуре в контрольных точках составляют от 1,5 до 15 %. Механические свойства: временное сопротивление (σ_B); предел текучести (σ_T); относитель-

ное удлинение (δ); твердость (НВ) в контрольных точках 1–7 приведены в табл. 3. Отрицательного влияния возврата (в пределах 20 %) в расплаве на механические свойства отливок не обнаружено.

Таблица 3

Механические свойств отливки «Корпус подшипников», сталь 20 ГЛ

№ контрольной точки	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	НВ·10 ⁻¹ , МПа
1	545	364	29	180
2	545	350	28	160
3	588	370	22	205
4	578	335	26	170
5	560	380	20	195
6	525	375	27	180
7	588	334	28	200
Отклонение $\frac{a_{max} - a_{min}}{a_{max}} \cdot 100\%$	63 (11 %)	46 (12 %)	9 (19 %)	30 (15 %)

Сократить разброс физико-механических свойств возможно регулированием формы зерен и их границ.

Установление связи между структурными характеристиками и физико-механическими свойствами требует большого количества исследований. Поиск оптимального способа оп-

ределения связи между ними, пригодного для использования на практике, показал перспективность фрактального метода оценки, который был применен для стали 20ГЛ. На рис. 5 (а–г) приведены примеры структур, по которым определяли фрактальную размерность структурных составляющих сплава.

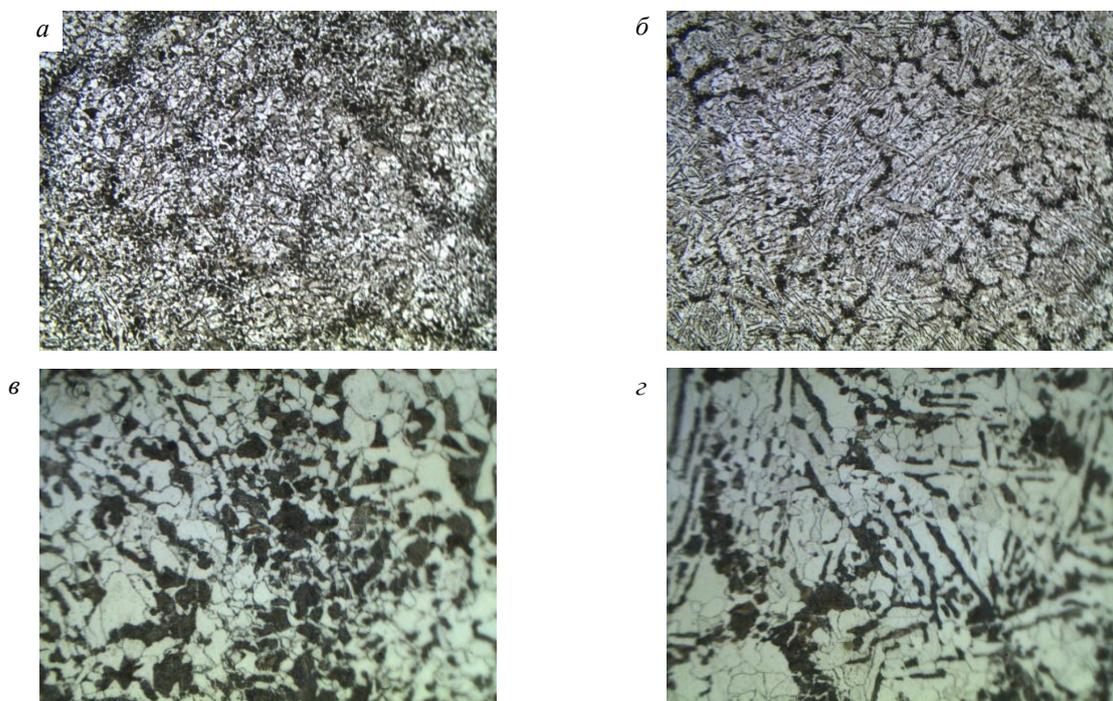


Рис. 5. Микроструктуры шлифов:
а – массивное сечение, х100, трав. (точка 2); б – тонкое сечение, х100, трав. (точка 3);
в – массивное сечение, х500, трав. (точка 5); г – тонкое сечение, х500, трав. (точка 2)

Известно, что для анализа свойств материала применение элементов фрактальной геометрии возможно в тех случаях, когда существует корреляция между структурными составляющими и ее качественными характеристиками [8; 10–13].

Свойство самоподобия фракталов всегда рассматривается в определенном диапазоне масштабов $l_{min} \leq l \leq l_{max}$, при выходе за гра-

ницы которого свойство самоподобия пропадает [11]. В диапазоне увеличений структуры стали 20ГЛ от 100 до 1000 (рис. 6), охлаждаемой со скоростью 5°C/с, самоподобие сохраняется; за оптимальный масштаб принят $\times 525$, поскольку в двух рядом стоящих масштабах ($\times 500$, $\times 550$) фрактальные размерности незначительно отличаются между собой (1,76; 1,72 соответственно).

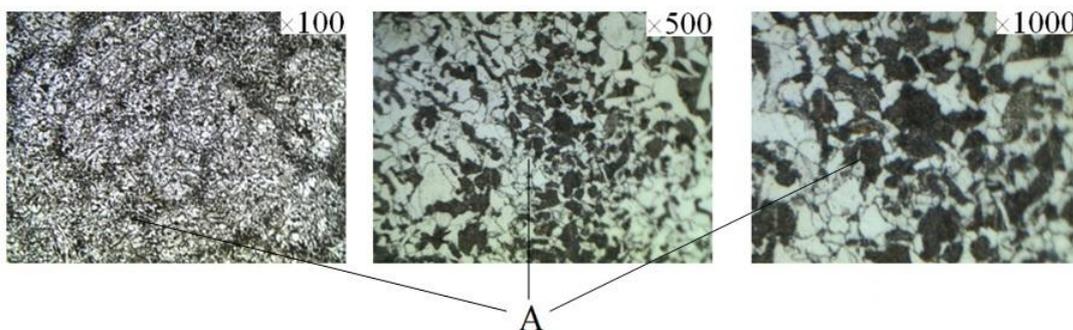


Рис. 6. Структура шлифа стали 20ГЛ (увеличение $\times 100$, $\times 500$, $\times 1000$; скорость охлаждения 5°C/с)

Аналогично выбирался оптимальный масштаб на структурах стали 20ГЛ, охлаждаемой при скорости 3°C/с, на микрошлифах с увеличением, соответствующих рис. 6. Оптимальный масштаб $\times 525$ (фрактальные размерности $\times 500 - 1,72$; $\times 550 - 1,69$).

Самоподобие структуры можно оценить по одной из характерных геометрических фигур на шлифе, например, фигура А (рис. 6). Соотношение размеров границ этой фигуры при всех масштабах увеличения сохраняется, т. е. самоподобие не нарушено. Структура состоит из множества фаз, каждая из которых имеет свою фрактальную размерность (например, феррита, перлита и т. д.). Спектр обобщенных статистических размерностей $D(q)$ на интервале $-100 < q < +100$ может быть определен по формуле

$$D(q) = \frac{1}{q-1} \cdot \lim_{\delta \rightarrow 0} \frac{\ln \sum_{i=1}^N P_i^q}{\ln \delta},$$

где δ – ячейка, единичный элемент, который покрывает исследуемый объект (линейные размеры клетки); $P_i = P_i(\delta) = \lim_{N \rightarrow \infty} \frac{n_i(\delta)}{N}$ – вероятность того, что наугад взятая точка находится в i ячейке, а $n_i(\delta)$ представляет собой количество точек в i ячейке квадратной сетки размером δ ; $\sum_{i=1}^N P_i^q$ – статистическая сумма, зависящая от степени q , которая принимает значения от $-\infty$ до $+\infty$; N – суммарное количество ячеек, которое занимает объект исследования.

Если $D(q) = D$, т. е. не зависит от q , то ис-

следуемый объект является обычным, регулярным фракталом (монофракталом), который характеризуется всего лишь одной величиной – фрактальной размерностью D . Если функция $D(q)$ меняется с q , то рассматриваемый объект является мультифракталом, а $D(q)$ показывает, насколько он неоднороден.

Обозначив через $D_0, D_1, D_2, D_\infty, D_{-\infty}$ фрактальные размерности, имеем: D_0 – однородный фрактал ($q = 0$); D_1 – информационная размерность ($q = 1$), характеризующая скорость роста количества информации, необходимой для определения местонахождения точки на объекте исследования при стремлении δ к нулю; D_2 – корреляционная размерность ($q = 2$) – вероятность нахождения в одной и той же ячейке сетки двух точек на объекте исследования; $D_\infty, D_{-\infty}$ – размерность наиболее разреженного и концентрированного пространства в объекте исследования.

Была проведена оценка чувствительности механических свойств образцов к различным фрактальным размерностям из спектра $D_{-100} \dots D_{+100}$. Проведенный анализ показал, что наиболее высокой чувствительностью к форме и размеру зерен феррита обладает размерность D_0 .

Достаточно высокая чувствительность механических свойств отливки к фрактальной размерности наблюдается для показателя твердости (0,064), а наиболее низкая для временно-

го сопротивления разрыву (0,009), что свидетельствует о влиянии размеров зерен феррита в первом случае больше, во втором – меньше.

Установлен ряд зависимостей механических свойств от формы и размера зерна феррита (рис. 7, а–в).

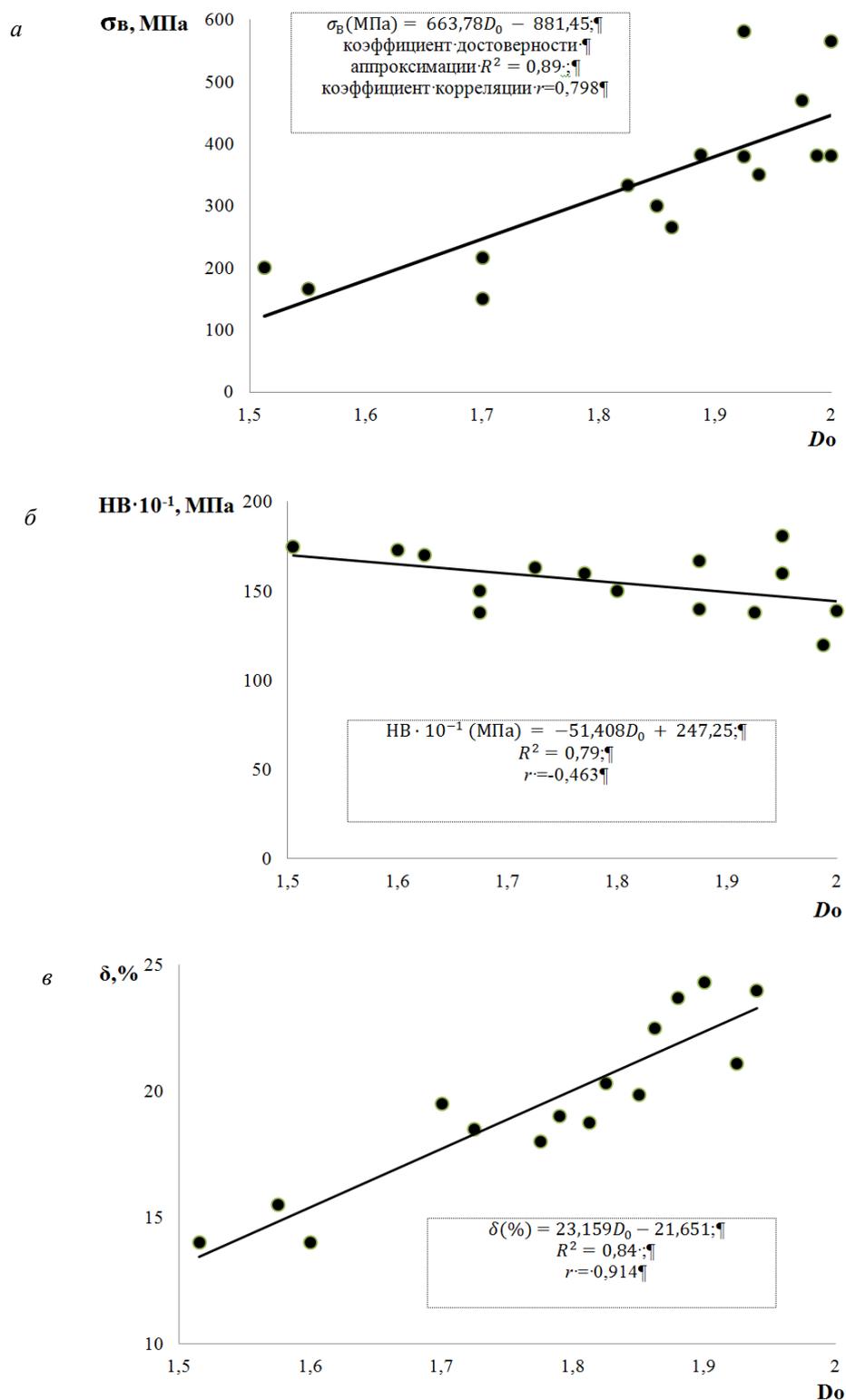


Рис. 7. Изменение механических свойств от фрактальной размерности феррита (сталь 20ГЛ):
а – σ_b ; б – HB; в – δ

Показатели механических свойств при повышении фрактальной размерности феррита с 1,51 до 2 (соответствует наиболее мелкому зерну), за исключением твердости, увеличиваются.

Выводы

В результате исследований отливки из стали 20ГЛ значительных отклонений по концентрации основных компонентов сплава во всем объеме не обнаружено, как при использовании чистых шихтовых материалов, так и возврата (до 20 %), что свидетельствует о химической однородности, отсутствии ликвационных процессов, которые обеспечиваются контролируемым термостатированием формы. Отрицательного влияния возврата (в пределах 20 %) в расплаве на механические свойства отливок также выявлено не было.

Определены функциональные зависимости между механическими свойствами отливок из стали 20ГЛ и размерностью Хаусдорфа – Безиковича (D_0), которые можно использовать при оперативной прогнозной оценке качества металла без проведения дополнительных исследований при наличии фотографий микроструктур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Металлургическая наследственность в жидкой стали / В. С. Лучкин [и др.] // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии* : сб. научн. тр. – Днепропетровск : ИЧМ НАН Украины, 2007. – № 15. – С. 130–140.
2. Вклад технологической наследственности в появление неоднородности вязкости конструкционных сталей / А. В. Кудря [и др.] // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2013. – № 3(25). – С. 202–204.
3. Курганов, В. А. Доменные чугуны для литейного производства / В. А. Курганов, В. В. Лессовой, Л. А. Краузе // *Литейное производство*. – 1992. – № 10. – С. 12–14.
4. Казаков, А. А. Металлургическая наследственность сталей и сплавов: природа, оценка, управление / А. А. Казаков // *Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов* : Материалы XXIV Уральской школы металлургов-термистов, Магнитогорск, 19–23 марта 2018 года / Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова. – Магнитогорск, 2018. – С. 19–21.
5. Шахназаров, К. Ю. К вопросу об аддитивности физико-механических свойств силуминов и сталей / К. Ю. Шахназаров // *Ползуновский вестник*. – 2020. – № 2. – С. 149–151. – DOI 10.25712/ASTU.2072-8921.2020.02.028.
6. Хлыбов, А. А. Влияние исходной литой структуры на качество горячекатаного проката доэвтектоидной стали / А. А. Хлыбов, Е. Л. Ворожева // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова*. – 2021. – Т. 19. – № 1. – С. 48–59. – DOI 10.18503/1995-2732-2021-19-1-48-59.
7. Чикова, О. А. О структурных переходах в сложнелегированных расплавах / О. А. Чикова // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2020. – Т. 63. – № 3–4. – С. 261–270. – DOI 10.17073/0368-0797-2020-3-4-261-270.
8. Большаков, В. И. Основные этапы фрактального моделирования в материаловедении / В. И. Большаков, В. Н. Волчук, Ю. И. Дубров // *Металознавство та термічна обробка металів*. – 2019. – № 2(85). – С. 24–29. – DOI 10.30838/J.PMNTM.2413.230419.24.289.
9. Бигеев, В. А. Факторы, влияющие на содержание водорода в кислородно-конвертерной стали / В. А. Бигеев, А. О. Николаев // *Теория и технология металлургического производства*. – 2012. – № 12. – С. 75–78.
10. Большаков, В. И. Особенности применения мультифрактального формализма в материаловедении / В. И. Большаков, В. Н. Волчук, Ю. И. Дубров // *Материалознавство*. – 2008. – № 11. – С. 99–107.
11. Волчук, В. Н. Мультифрактальный подход при оценке перлитной структуры / В. Н. Волчук // *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. – 2018. – № 6(247–248). – С. 31–36. – DOI 10.30838/J.BPSACEA.2312.261218.31.444.
12. Оценка фрактальной размерности наноструктур / Ю. Г. Кабалдин, Е. Е. Власов, А. А. Просолович, А. С. Хвостиков // *Труды НГТУ им. П. Е. Алексеева*. – 2014. – № 1(103). – С. 92–97.
13. Штофель, О. А. Метод фрактального анализа для оценки структуры конструкционных сталей / О. А. Штофель // *Знание*. – 2016. – № 7–1(36). – С. 54–56.

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-80-83

*Е. В. Агеева, А. Ю. Алтухов, Е. А. Бобков***СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИХРОМОВЫХ СПЛАВОВ,
СПЕЧЕННЫХ ИЗ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДИСПЕРГИРОВАНИЕМ МЕТАЛЛООТХОДОВ В ВОДЕ*****Юго-Западный государственный университет**

e-mail: ageeva-ev@yandex.ru

Представлены результаты проведенных экспериментальных исследований, направленных на исследование состава, структуры и свойств спеченного никель-хромового сплава из электроэрозионных порошков, полученных в дистиллированной воде. Показана высокая эффективность применения технологии искрового плазменного спекания для изготовления изделий из порошка, полученного электроэрозионным диспергированием сплава X20N80 в дистиллированной воде, позволяющей обеспечить высокую работоспособность изделий за счет однородности поверхности, благоприятной структуры и низкой пористости изделия.

Ключевые слова: металлоотходы, электроэрозионное диспергирование, вода, порошок, искровое плазменное спекание, нихромовые сплавы, структура, свойства.

*E. V. Ageeva, A. Yu. Altukhov, E. A. Bobkov***STRUCTURE AND PROPERTIES OF NICHROME ALLOYS
SINTERED FROM ELECTROEROSIVE POWDER MATERIALS OBTAINED
BY ELECTRODISPERSION OF METAL WASTE IN WATER*****South-West State University**

The results of experimental studies aimed at studying the composition, structure and properties of sintered nickel-chromium alloy from electroerosive powders obtained in distilled water are presented. The high efficiency of using spark plasma sintering technology to produce products from powder obtained by electroerosive dispersion of alloy X20N80 in distilled water is shown, which allows to ensure high performance of products due to the uniformity of the surface, favorable structure and low porosity of the product.

Keywords: metal waste, electroerosive dispersion, water, powder, spark plasma sintering, nichrome alloys, structure, properties.

Введение

Анализ исследовательских работ в области нихромовых сплавов показывает, что большинство из них связано с вопросом экономии содержащихся в них хрома и никеля в связи с дефицитом, дороговизной и непрерывным расширением области применения [1–6].

В настоящее время одним из наиболее перспективных методов переработки металлоотходов в порошок является метод электродиспергирования. Этот метод начинает успешно конкурировать с другими способами получения порошков, в том числе и нанопорошков. Основные достоинства электроэрозионного диспергирования заключаются в хорошей управляемости, низкой энергоемкости, экологичности процесса. Однако практическое использование порошков, полученных данным методом, ограничено ввиду отсутствия сведений о физико-механических и химических свойствах данных порошков [7–10].

Для разработки технологий повторного использования электроэрозионных нихромовых порошков и оценки эффективности их использования требуется проведение комплексных теоретических и экспериментальных исследований.

Целью настоящей работы являлось проведение экспериментальных исследований состава, структуры и свойств спеченного никель-хромового сплава из электроэрозионных порошков, полученных в дистиллированной воде.

**Материалы и методы
проведения исследований**

Для выполнения намеченных исследований выбраны отходы сплава X20N80. В качестве рабочей жидкости была выбрана кислородсодержащая жидкость вода дистиллированная.

Поставленные в работе задачи решались с использованием современного оборудования и взаимодополняющих методов физического материаловедения, в том числе: электродиспер-

гирование металлоотходов проводили на экспериментальной установке (патент РФ № 2449859); сплавление электроэрозионной шихты осуществляли в системе SPS 25-10 «Thermal Technology» (США); механическую обработку образцов сплавов и покрытий проводили на автоматическом высокоточном настольном отрезном станке «Accutom-5» (Дания) и шлифовально-полировальном станке «LaboPol-5» (Дания); микроструктуру сплавов исследовали на электронно-ионном сканирующем (растровом) микроскопе с полевой эмиссией электронов «QUANTA 600 FEG» (Нидерланды); рентгеноспектральный микроанализ сплавов проводили на энергодисперсионном анализаторе рентгеновского излучения фирмы «EDAX» (Нидерланды), встроенном в растровый электронный микроскоп «QUANTA 200 3D» (Нидерланды); фазовый анализ сплавов выполняли на рентгеновском дифрактометре «Rigaku Ultima IV» (Япония); пористость и размер зерна в сплавах исследовали на оптическом инвертированном микроскопе «OLYMPUS GX51» (Япония), оснащенный системой автоматизированного анализа изображений «SIMAGIS Photolab»; микротвердость сплавов и покрытий определяли с помощью прибора «Instron 402 MVD» (Великобритания); твердость сплавов устанавливали с помощью прибора «Instron 600 MRD» (Великобритания); предел прочности при сжатии и изгибе образцов сплавов определяли с помощью прибора «Instron 300 LX-B1-C3-J1C» (Великобритания) и др.

Образцы спеченного сплава получали из частиц, диспергированных в керосине, при температуре $T = 1190$ °С, давлении $P = 40$ МПа и времени выдержки $t = 5$ мин.

Результаты исследований

Анализ микроструктур сплавов показал, что новые сплавы имеют мелкозернистое строение, без включений, равномерное распределение фаз и отсутствие значительных пор, трещин и несплошностей (рис. 1).

На основе анализа спектрограмм элементного состава установлено, что на поверхности функциональных сплавов содержится кислород, а все остальные элементы – Ni, Cr и Fe – распределены относительно равномерно (рис. 2).

Анализ дифрактограмм фазового состава исследуемых сплавов показал наличие в фазах чистых металлов: Ni, Cr и Fe (рис. 3).

Основные характеристики спеченного никель-хромового сплава из электроэрозионных порошков, полученных в дистиллированной воде, представлены в приведенной ниже таблице.

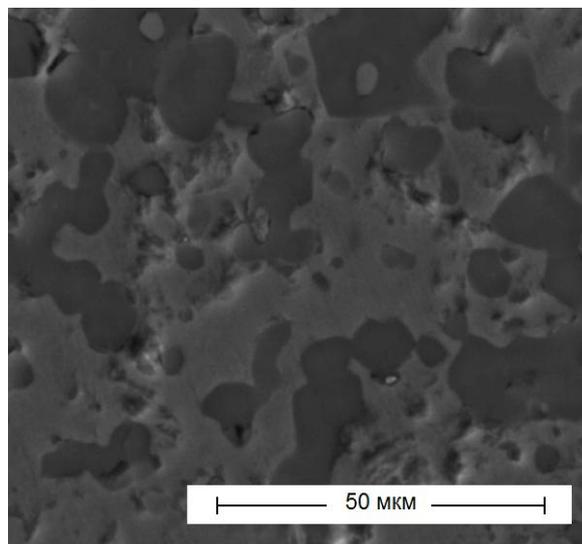


Рис. 1. Микроструктура сплава

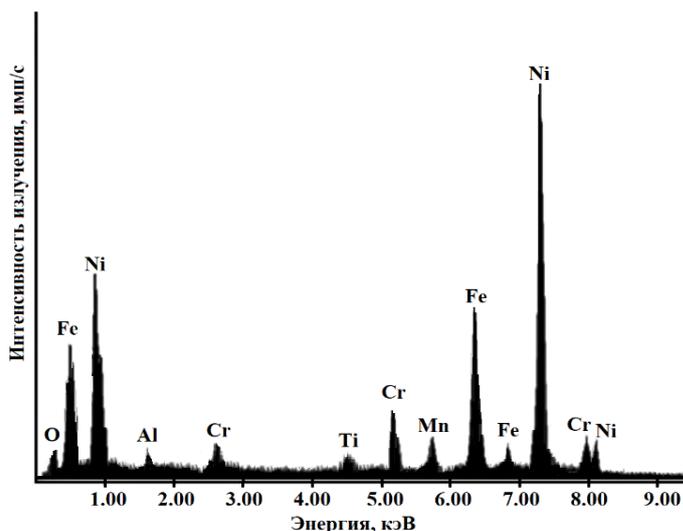


Рис. 2. Спектрограмма элементного состава сплава

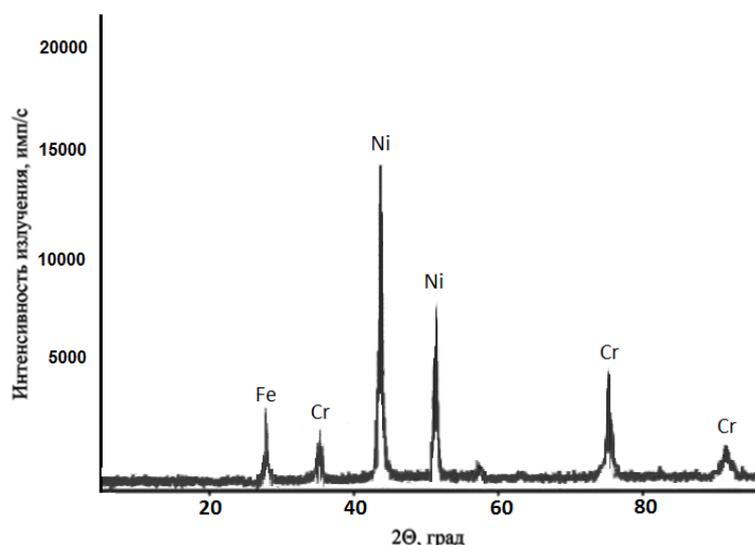


Рис. 3. Дифрактограмма фазового состава сплава

Таблица 1
Основные характеристики сплава

Исследуемый параметр	Марка сплава X20H80
Плотность, г/см ³	8,5
	8,2
Размер зерна, мкм	0,45
	3,5
Пористость, %	0,48
	1,0
Микротвердость HV, МПа	1540
	867
Твердость_НВ, МПа	152
	150
Предел прочности при сжатии, МПа	4093
	3500
Предел прочности при изгибе, МПа	3193
	2600
Объемный износ, мм ³	1,286
	1,788

Примечание. В знаменателе представлены значения параметров промышленных сплавов.

Экспериментально установлено, что новый никель-хромовый сплав, полученный искровым плазменным сплавлением электроэрозионной шихты, имеет размер зерна порядка 0,45 мкм.

Мелкодисперсность никель-хромового сплава достигается высокой дисперсностью исходного порошкового материала и эффекта «подавления роста зерна» при искровом плазменном сплавлении за счет короткого времени рабочего цикла, высокого давления и равномерного распределения тепла по образцу при воздействии на него импульсного электрического тока и так называемого «эффекта плазмы искрового разряда».

Отмечено, что полученный никель-хромовый сплав обладает более высокой микротвер-

достью по сравнению с аналогичными промышленными сплавами. Данный эффект достигается при искровом плазменном сплавлении диспергированных электроэрозией частиц практически беспористой структурой.

Экспериментально установлено, что новые никель-хромовые сплавы, полученные искровым плазменным сплавлением электроэрозионной шихты, обладают более высоким пределом прочности по сравнению с промышленными металлами и сплавами. Повышению прочности новых сплавов способствуют высокая дисперсность и сферическая форма частиц, а также относительно мелкий размер зерна и беспористая бездефектная структура.

Экспериментально установлено, что новые никель-хромовые сплавы имеют меньший объемный износ по сравнению с промышленными металлами и сплавами. Повышению износостойкости никель-хромовых сплавов, полученных искровым плазменным сплавлением электроэрозионной шихты, способствуют высокая микротвердость, твердость, а также относительно мелкий размер зерна и беспористая бездефектная структура.

Выводы

1. На основании проведенных экспериментальных исследований можно заключить, что использование метода искрового плазменного спекания для получения изделий из порошка, полученного электроэрозионным диспергированием сплава X20H80 в дистиллированной воде, позволит обеспечить высокую работоспособность изделий за счет однородности поверхности, благоприятной структуры и низкой пористости изделия.

2. Отмечено, что никель-хромовые сплавы из диспергированных электроэрозией частиц сплава X20H80, полученные искровым плазменным спеканием в условиях быстрого нагрева и малой продолжительности рабочего цикла обладают более высокими физико-механическими свойствами по сравнению с промышленными сплавами, из которых были получены исходные частицы порошка, за счет подавления роста зерна и получения равновесного состояния с субмикронным и наномасштабным зерном.

3. Проведенные исследования позволят разработать технологические рекомендации по дальнейшему применению спеченного никель-хромового сплава из электроэрозионных порошков, полученных в дистиллированной воде.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Минько, Н. И. Защита изделий из нихромовых сплавов от высокотемпературной коррозии (обзор) / Н. И. Минько, Е. А. Лазарева // Стекло и керамика. – 2018. – № 6. – С. 19–23.
2. Лазарева, Е. А. Теоретические и технологические основы формирования ситаллового покрытия и его композиции с нихромовым сплавом / Е. А. Лазарева, Н. И. Минько // Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Технические науки. – 2020. – № 4 (208). – С. 72–78.
3. Минько, Н. И. Опытнo-промышленная апробация жаростойкого ситаллового покрытия для высокотемпературной антикоррозионной защиты нихромовых сплавов /

Н. И. Минько, Е. А. Лазарева // Стекло и керамика. – 2019. – № 11. – С. 29–34.

4. Лазарева, Е. А. Критерии выбора стекломатриц жаростойких ситалловых покрытий для изделий из нихромовых сплавов / Е. А. Лазарева // Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Технические науки. – 2018. – № 3 (199). – С. 140–146.

5. Железняк, Л. М. Совершенствование волоочильного инструмента в производстве нихромовых и ферронихромовых полос с учетом особенностей сплавов / Л. М. Железняк, Е. В. Кузьмина, Ю. А. Ежов // Металлург. – 2017. – № 7. – С. 86–89.

6. Тарарина, М. О. Создание жаростойких стеклокристаллических покрытий для нихромовых сплавов на основе системы R2O-RO-Al2O3-SiO2-TiO2 с применением техногенного сырья / М. О. Тарарина, Ю. С. Мамаева, Е. А. Лазарева // Научный вестник Московского государственного горного университета. – 2011. – № 10. – С. 111–121.

7. Bayramov, P. K. Obtaining finely dispersed powders of metals and their compounds by electrospark dispersion of metals: monograph / P. K. Bayramov. – M.: Publishing house MISiS, 2012. – 80 p.

8. Ageev E. V., Latypov R. A. Fabrication and investigation of carbide billets from powders prepared by electroerosive dispersion of tungsten-containing wastes // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2014. T. 55. No. 6. C. 577–580.

9. Latypov R. A., Latypova G. R., Ageev E. V., Altukhov A. Y., Ageeva E. V. Elemental composition of the powder particles produced by electric discharge dispersion of the wastes of a VK8 hard alloy // Russian metallurgy (Metally). 2017. T. 2017. № 12. C. 1083–1085.

10. Latypov R. A., Latypova G. R., Ageev E. V., Altukhov A. Y., Ageeva E. V. Properties of the coatings fabricated by plasma-jet hard-facing by dispersed mechanical engineering wastes // Russian metallurgy (Metally). 2018. T. 2018. № 6. C. 573–575.

УДК 621.74.02

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-83-90

Н. Ю. Мирошкин¹, В. А. Гулевский², С. Н. Цурихин¹, Н. А. Кидалов¹

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА НА СВОЙСТВА УГЛЕГРАФИТОВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА*

¹Волгоградский государственный технический университет

²Волгоградский индустриальный техникум

e-mail: lp1@vstu.ru

Исследовано влияние состава алюминиевого сплава на степень заполнения открытых пор углерадита, механические и электротехнические свойства (удельное электрическое сопротивление) металлуглеродного композиционного материала. Установлено, что при пропитке углерадита сплавом Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu заполнение открытых пор выше, чем при использовании сплава АК12, как при использовании предварительного омеднения углерадита, так и без него. Показано, что с повышением заполнения открытых пор углерадита металлом повышается прочность композиционного материала, его износостойкость и уменьшается удельное электрическое сопротивление. При этом у углерадита, пропитанного сплавом Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu, эти характеристики выше, чем у углерадита, пропитанного сплавом АК12.

Ключевые слова: углерадит, алюминий, пропитка, прочностные свойства.

© Мирошкин Н. Ю., Гулевский В. А., Цурихин С. Н., Кидалов Н. А., 2022

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-90234.

N. Yu. Miroshkin¹, V. A. Gulevsky², S. N. Tsurikhin¹, N. A. Kidalov¹

INFLUENCE OF ALUMINIUM ALLOY CONTENT ON PROPERTIES OF CARBON-GRAPHITE COMPOSITE MATERIAL

¹Volgograd State Technical University

²Volgograd Industrial College

The influence of the aluminum alloy content on the degree of filling of the open pores of carbon graphite, mechanical and electrical properties (specific electrical resistance) of the metalcarbon composite material has been investigated. It has been established, that when impregnating carbon graphite with Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu alloy, the filling of open pores is higher than when using AK12 alloy, both with and without pre-doping of carbon graphite. It is shown that the increased filling of the open pores of carbon graphite with metal increases the strength of the composite material, wear resistance and decreases the specific electrical resistance. Carbon graphite impregnated with Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu has these characteristics higher than carbon graphite impregnated with AK12 alloy.

Keywords: carbon graphite, aluminum, impregnation, strength properties.

Введение

Применение углеграфитовых материалов дает возможность отказаться от использования дорогостоящих и дефицитных антифрикционных сплавов, что позволяет сделать конструкцию машин, механизмов доступной и необслуживаемой. Однако главным недостатком углеграфитовых материалов является их низкая прочность и негерметичность, что обуславливается наличием пор [1]. С целью снижения этих недостатков применяются различные способы, в частности, пропитка пористых углеграфитовых заготовок цветными металлами [2]. Для пропитки углеграфита металлами наиболее часто применяются сплавы свинца и олова, меди и сурьмы [3]. Работа металлографитов пропитанных свинцом, оловом и баббитом, ограничена температурой 200–300 °С в зоне трения. Превышение этих температур приводит к выплавлению металла из пор [4]. Металлографиты на основе меди обладают высокой электропроводностью; при этом, учитывая высокую стоимость меди, применение таких композитов ограничено токосъемными элементами.

Высокими антифрикционными свойствами обладают материалы, пропитанные сурьмой. Пропитка сурьмой повышает прочность и износостойкость углеграфитовых материалов в 1,5–3 раза [5]. Рабочие температуры углеграфита, пропитанного сурьмой, достигают 500 °С.

В последнее время большой интерес проявляется к пропитке углеграфита алюминием и его сплавами [6,7]. Связано это с высокими удельными характеристиками алюминия, высокой электропроводностью и коррозионной стойкостью, а также широким распространением алюминия и его сплавов в качестве конструкционного материала. Прочность и из-

носостойкость углеграфита, пропитанного алюминием, сопоставима с композитами на основе сурьмы [8]. При этом алюминиевые сплавы имеют низкую плотность по сравнению с остальными сплавами для пропитки. Это делает алюминий одним из наиболее перспективных металлов, который способен заменить большинство металлов для пропитки и создания металлографитовых композиционных материалов.

Создание металлографитовых композитов пропиткой затрудняется отсутствием смачивания углеграфитовой поверхности цветными сплавами (в частности, краевой угол смачивания алюминия на поверхности углеграфита составляет больше 140° [9]). Поэтому пропитку осуществляют под избыточным давлением инертного газа, для чего необходимо использование автоклава. Это сильно удорожает процесс, что сказывается на невысоком распространении таких материалов. Актуальной задачей является поиск альтернативных способов пропитки углеграфита. В предыдущих работах [10, 11] был показан оригинальный способ пропитки углеграфита алюминием и его сплавами. Пропитка происходит за счет положительной разницы коэффициентов теплового расширения между материалом камеры для пропитки и сплавом алюминия, создавая избыточное давление в герметичной камере для пропитки при нагреве устройства. Учитывая такую особенность, становится очевидно, что наиболее подходящими алюминиевыми сплавами для пропитки являются сплавы с высоким коэффициентом теплового и термического расширения, на что влияют различные легирующие элементы, вводимые в алюминиевые сплавы.

Цель работы – исследовать влияние состава алюминиевого сплава на степень заполнения

открытых пор угля графита, механические и электротехнические свойства (удельное электрическое сопротивление) металлуглеродного композиционного материала.

Материалы и методы исследования

Для проведения исследований использовали угля графит АГ-1500 с общей пористостью 19–20 %, из которой 14–15 % – открытая пористость. Плотность угля графита марки АГ-1500 составляет 1700 кг/м³, предел прочности при

сжатии 70 МПа. После изготовления образцов для исследования они отчищались от механических загрязнений в ультразвуковой ванне.

В качестве сплавов для пропитки использовали литейный алюминиевый сплав АК12 (ГОСТ 1583-93), который обладает одним из самых низких КТР среди алюминиевых сплавов, и сплав Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu с повышенным КТР [12]; характеристики используемых сплавов представлены в табл. 1.

Таблица 1

Свойства используемых сплавов для пропитки

Сплав	Плотность, кг/м ³	Температура плавления, °С	КТР, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	Жидкотекучесть, мм
АК12	2650	577	21,6	809
Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu	2830	524	25.92	514

С целью повышения смачивания и облегчения инфильтрации матричных сплавов алюминия в открытые поры угля графита на углеродные образцы наносили медное электрохимическое покрытие на поверхность угля графита и его открытых пор. Для этого открытые поры угля графита заполняли водным раствором электролита меднения с последующим нанесением самого покрытия электрохимическим способом

[10]. Состав и режимы нанесения медного покрытия показаны в табл. 2.

Пропитку сплавами АК12 и Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu проводили по безавтоклавной технологии [9], при температурах 700, 750 и 800 °С и термовременной выдержки в печи в течение 20 минут после достижения заданной температуры металла внутри устройства.

Таблица 2

Составы электролита и режим нанесения медного покрытия

Компонент	Содержание (г/л)	Параметр	Значение
CuSO ₄	180	T, °С	25
H ₂ SO ₄	80	I, А/дм ²	1
–	15–20	t, мин	60

Массу и плотность образцов до и после пропитки определяли гидростатическим методом с использованием лабораторных весов Shinko HTR – 220CE с точностью до 1×10⁻³ кг.

Степень заполнения открытых пор определяли по формуле

$$E = (\text{Привес } \%) / (\text{Пористость } \% \times k) \times 100,$$

где k – соотношение плотности сплава к плотности угля графита

Исследования прочности полученных композитов при изгибе проводили на универсальной испытательной машине BISSITWUT-01-0025 HF при температуре 20 °С.

Испытания на износостойкость образцов

композиционного материала проходили по методике линейного износа, сравнивая длину образцов до и после испытания после 2 часов испытаний и приложенной нагрузки. Лабораторные испытания проводили по схеме «палец-диск» в условиях сухого трения и температуре 20 °С. В качестве контртела использовали диск из закаленной стали твердостью 45 HRC. Прикладываемую к образцам при испытаниях нагрузку изменяли от 0,5 до 2 МПа; скорость вращения диска составляла 2 м/с. Перед каждым испытанием поверхность диска и пальца шлифовали абразивной бумагой зернистостью P1000 до шероховатости Ra≤0,5 мкм.

Удельное электрическое сопротивление

композиционных материалов определяли вихревым методом на приборе «Вихрь-АМ» по ГОСТ 27333-87.

Результаты и их обсуждение

Изменение массы композита и привес после пропитки в зависимости от температуры пропитки, состава матричного сплава и наличия электрохимического медного покрытия представлено в табл. 3. Выявлено, что увеличение

температуры пропитки положительно сказывается на массовом привесе композита, при этом данная зависимость прослеживается как для сплава АК12, так и для сплава Al-Mg-Zn-Cu. У образцов, к которым не применяли предварительное нанесение медного покрытия, повышение массы и, соответственно, массовый привес значительно ниже, чем у образцов с предварительно нанесенным медным покрытием.

Таблица 3

Увеличение массы композита после пропитки

Сплав	Исходная масса, г	Температура пропитки, °С	Масса после пропитки образцов без покрытий, г	Масса после пропитки образцов с медным покрытием, г	Привес, %
АК12	1,835	700	1,872	1,969	7,34
					*2,06
		750	1,897	2,076	13,16
					*3,42
		800	1,942	2,237	21,96
					*5,88
Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu	1,830	700	1,889	2,048	11,93
					*3,26
		750	1,940	2,132	16,55
					*6,02
		800	2,023	2,328	27,25
					*10,56

*Привес образцов, пропитанных без предварительного нанесения медного покрытия.

Зная массовый привес полученных композитов, можно вычислить степень заполнения открытых пор углерадита (рис. 1). Заполнение открытых пор матричным сплавом алюминия АК12 (рис. 1, б) у образцов без предварительного меднения при температуре пропитки 700 °С составило 6,69 %, а у образцов с медным покрытием – 24,37 %. При повышении температурного режима пропитки до 750 °С заполнение пор у образцов без покрытий составило 11,32 %, а у образцов с медным покрытием – 43,57 %. Наиболее высокое заполнение открытых пор наблюдалось при температуре 800 °С. Заполнение открытых пор углерадита, предварительно покрытого медью, составило 72,27 %, а у образцов без покрытия осталось на низком уровне – 19,47 %.

Очевидно, что электрохимическое медное покрытие, нанесенное на поверхность углерадита и поверхность его открытых пор, способствует более высокому заполнению пор

углерадита матричным сплавом.

При пропитке сплавом Al-Mg-Zn-Cu (рис. 1, б) наблюдается аналогичная ситуация с заполнением открытых пор углерадита. Повышение температуры пропитки приводит к увеличению заполняемости открытых пор углерадита матричным сплавом. Образцы с нанесенными электрохимическими покрытиями показывают более высокие показатели заполнения открытых пор матричным сплавом по сравнению с образцами без электрохимических покрытий. При этом выявлено, что заполнение открытых пор углерадита матричным сплавом Al-Mg-Zn-Cu выше, чем сплавом АК12 при аналогичных условиях пропитки. Это обусловлено более высоким КТР сплава Al-Mg-Zn-Cu при нагреве, что, в свою очередь, приводит к более высокому давлению, создаваемому в замкнутом объеме устройства для пропитки во время его нагрева.

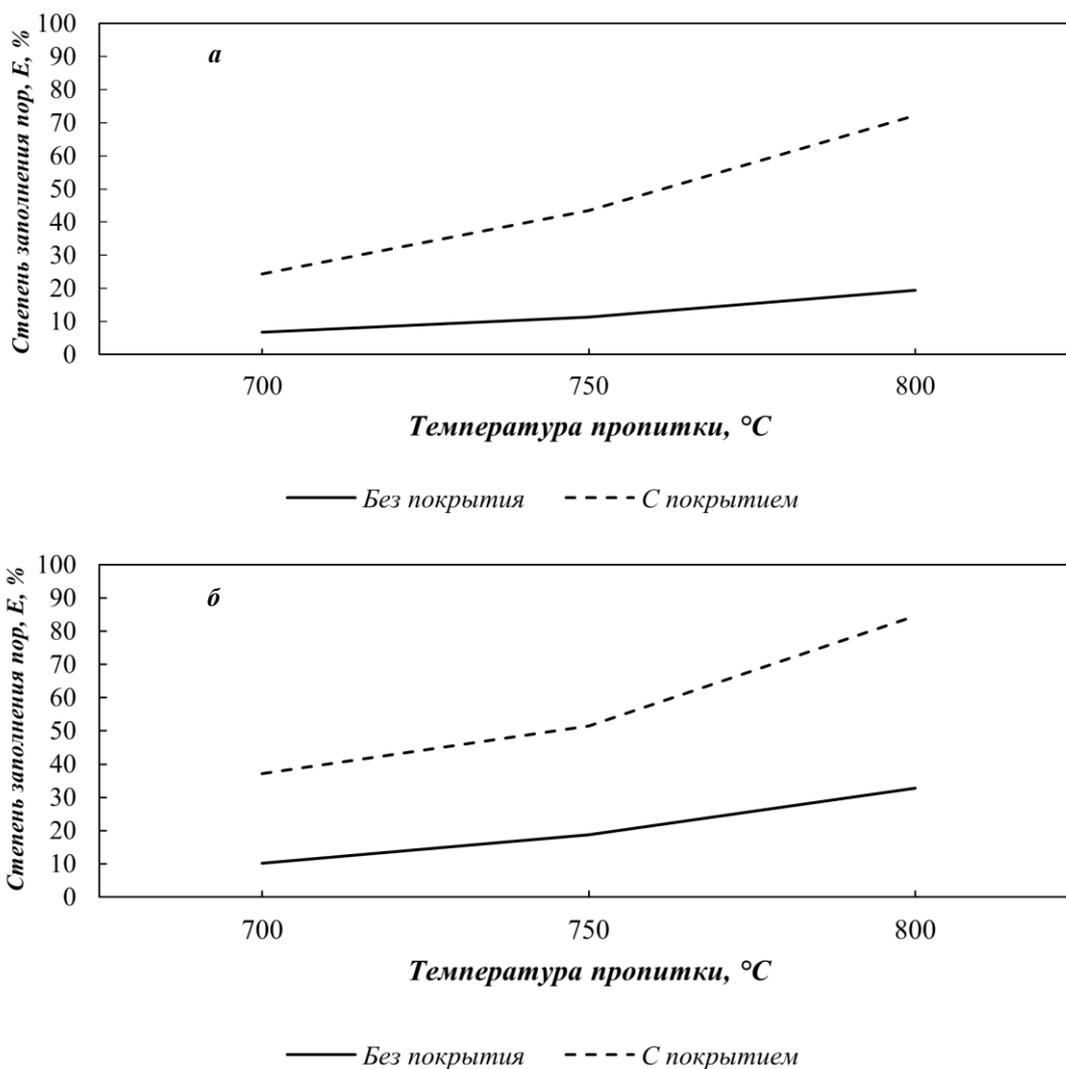


Рис. 1. Заполнение открытых пор в зависимости от температуры пропитки, наличия электрохимического покрытия:
 а – сплав АК12; б – Al-Mg-Zn-Cu

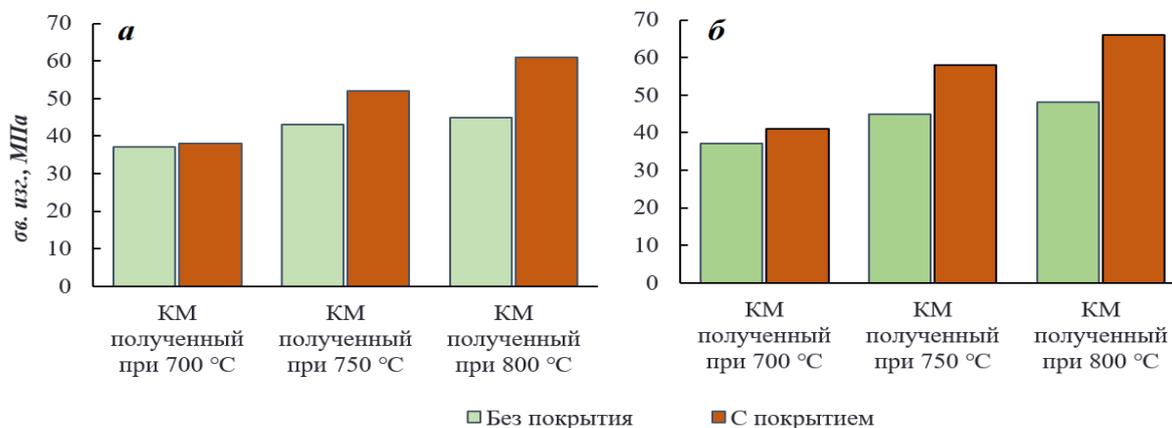


Рис. 2. Предел прочности при изгибе полученных композиционных материалов:
 а – сплав АК12; б – Al-Mg-Zn-Cu

Полученные композиты испытывали на прочность при изгибе (рис. 2); в качестве контрольных образцов использовали непропитанный углеграфит АГ-1500. Прочность при изгибе непропитанного углеграфита составила 35 МПа; образцы, пропитанные при температуре 700 °С сплавом АК12 без применения электрохимического покрытия, обладали прочностью 38 МПа; а образцы, предварительно покрытые медным электрохимическим покрытием, – 41 МПа. Образцы, не покрытые медью и пропитанные сплавом Al-Mg-Zn-Cu при аналогичных температурных условиях показали прочность 39 МПа, а с предварительным меднением –

43 МПа. Образцы, полученные при температуре 800 °С и использовании предварительного медного покрытия, продемонстрировали наибольшую прочность – 62 и 67 МПа, что связано с высоким заполнением открытых пор углеграфита металлом и формированием внутри углеграфита металлического каркаса, на который передается нагрузка. При этом показатели прочности у образцов композиционного материала, полученного пропиткой сплавом Al-Mg-Zn-Cu, выше, чем у композита, пропитанного сплавом АК12, что связано с невысокими прочностными свойствами сплава АК12.

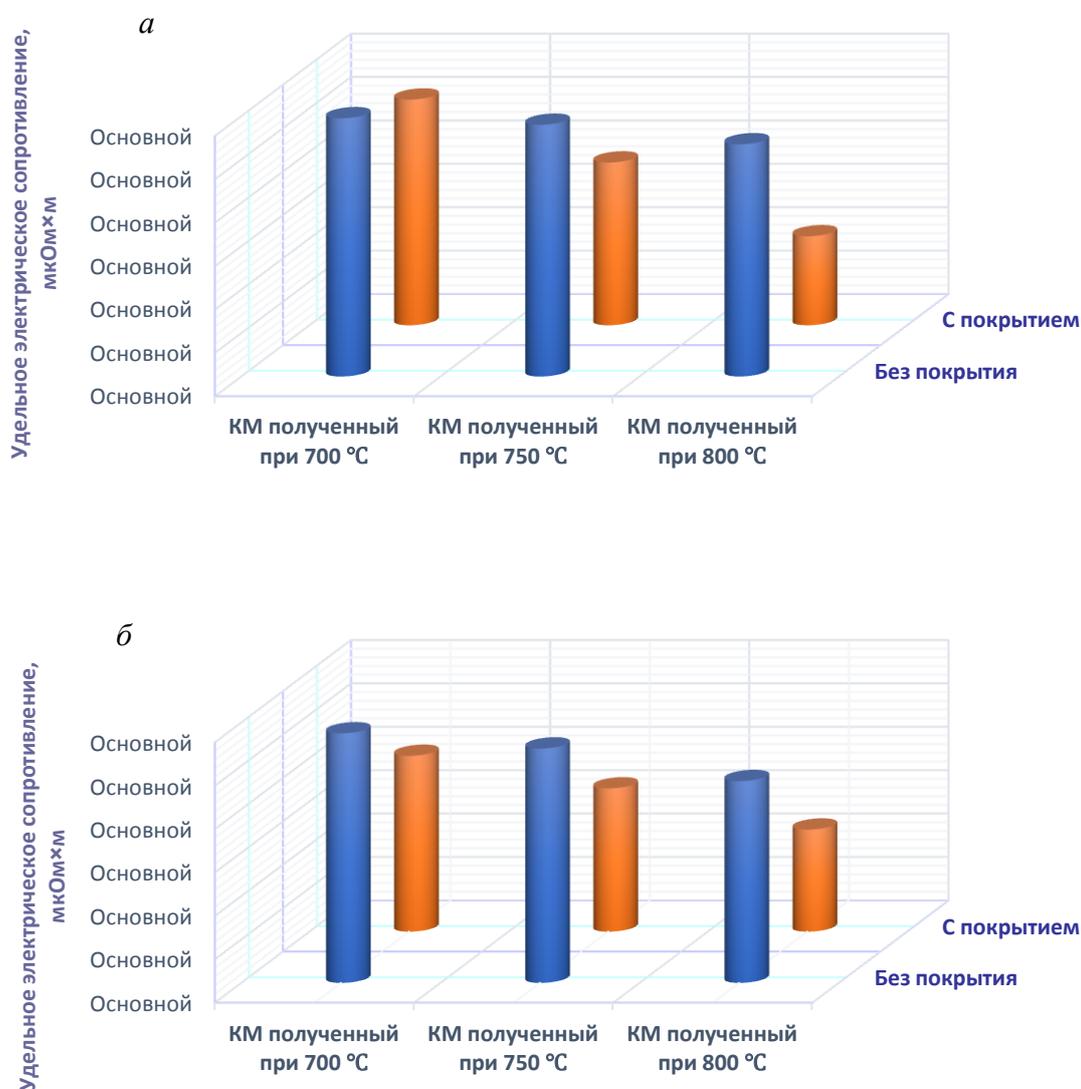


Рис. 3. Удельное электрическое сопротивление полученных композиционных материалов:
а – сплав АК12; *б* – Al-Mg-Zn-Cu

При исследовании удельного электрического сопротивления полученных композиционных материалов установлено, что композиты, полученные при температуре пропитки 800 °С, имеют более низкое удельное электросопротивление по сравнению с непропитанным углеграфитом и композитами, полученными при 700 и 750 °С. Сформировавшийся металлический

каркас внутри углеграфита выполняет роль дополнительного проводника, и при этом он обладает более низким электрическим сопротивлением чем углеграфит, имеет участки, где сечение металла непрерывно, а также прочно сцеплен с углеграфитом. Это создает благоприятные условия для протекания тока через металлический каркас.

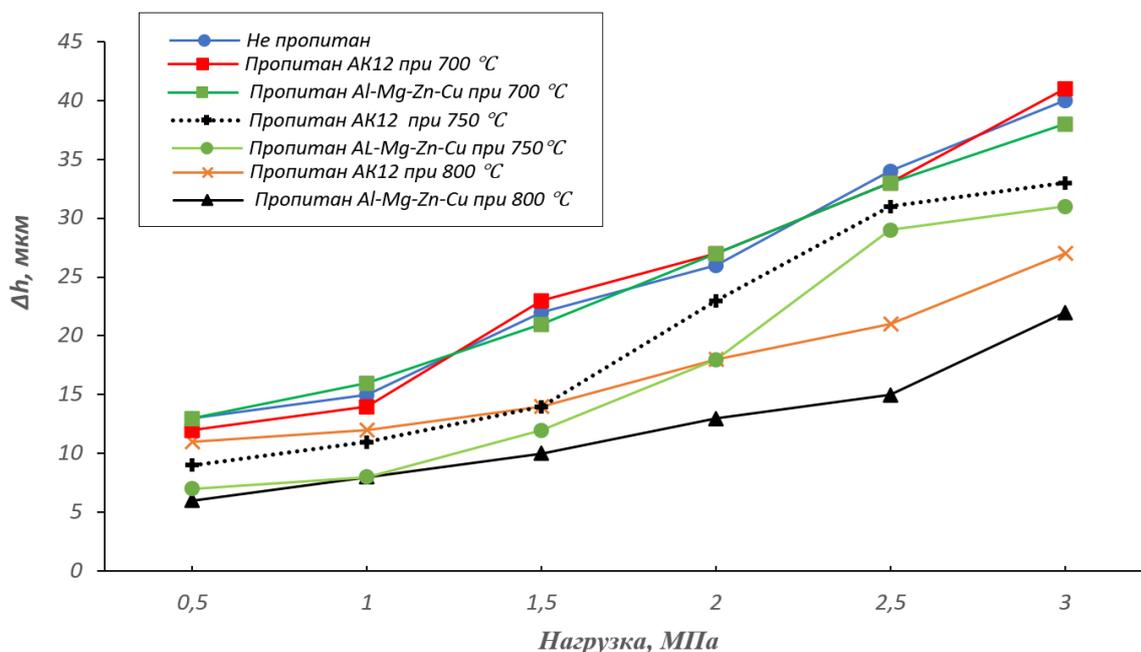


Рис. 4. Износ полученных композиционных материалов в зависимости от нагрузки за 3 часа испытаний

При испытаниях на износ образцов композиционного материала было установлено, что он зависит от степени заполнения открытых пор и нагрузки на испытуемый образец. На рис. 4 приведены кривые изнашивания непропитанного углеграфита, а также полученных композитов при разных температурах пропитки и, соответственно, с разным заполнением открытых пор матричными сплавами. Наименьший износ при всех значениях нагружения показали образцы, полученные при 800 °С.

Образцы, полученные при температурах 700 °С, показали результаты, сопоставимые с непропитанным углеграфитом, а образцы, полученные при 750 °С, имеют низкий износ при нагрузках от 0,5 до 1 МПа, после чего он достигает уровня непропитанного углеграфита. Данный факт свидетельствует о том, что во время трения и при повышении нагрузки на образец происходит удаление металла из пор, расположенных на поверхности композиционного материала, и снижение износостойкости.

Выводы

1. Установлено, что при пропитке углеграфита сплавом Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu заполнение открытых пор выше, чем при использовании сплава АК12, как при использовании предварительного омеднения углеграфита, так и без него, что обусловлено более высоким КТР сплава Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu, чем у АК12.

2. Показано, что при повышении заполнения открытых пор углеграфита матричным сплавом предел прочности при изгибе у композиционного материала, полученного пропиткой сплавом АК12, увеличился с 35 до 62 МПа, а у пропитанного сплавом Al-20%Mg-20%Zn-3%Cu – до 67 МПа. Выявлено, что наименьший износ имеют композиционные материалы, полученные при температуре 800 °С.

3. Композиты, полученные при температуре пропитки 800 °С, имеют более низкое удельное электросопротивление по сравнению с непропитанным углеграфитом и композитами, полученными при 700 и 750 °С, за счет формирова-

ния металлического каркаса внутри углеграфита, который выполняет роль дополнительно проводника, и при этом он обладает более низким электрическим сопротивлением, чем углеграфит.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Филков, А. С. Углеграфитовые материалы / А. С. Филков. – М.: Энергия, 1979. – 320 с.
2. Курганова, Ю. А. Конструкционные металломатричные композиционные материалы / Ю. А. Курганова, А. Г. Колмаков // Научное обозрение. Реферативный журнал. – 2016. – № 5. – С. 75–76.
3. Тучинский, Л. И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки / Л. И. Тучинский. – М.: Металлургия, 1986. – 208 с.
4. Найдич, Ю. В. Закономерности контактного взаимодействия графита с расплавленными металлами / Ю. В. Найдич, Г. А. Колесниченко // Известия АН СССР. Металлы. – 1968. – № 4. – С. 220–230]
5. Волков, В. Н. Применение композиционных материалов в подшипниках скольжения / В. Н. Волков, В. С. Иванова, И. М. Копьев // В кн.: Тезисы докладов IV Всесоюзной конференции по КМ. – М., 1978. – С. 173–174.
6. Calderon, N. R., Voytovych, R., Narciso, J., & Eustathopoulos, N. (2010). Pressureless infiltration versus wetting in AlSi/graphite system. *Journal of Materials Science*, 45(16), 4345–4350. doi:10.1007/s10853-010-4358-y.
7. Lancin M., Marhic C. TEM study of carbon fibre reinforced aluminium matrix composites: influence of brittle phases and interface on mechanical properties. *J Eur Ceram Soc* 2000; 20:1493–503.
8. McCoy D.A., Lloyd D.J. Fabrication of graphite fibre reinforced aluminum // *Can. Aeronaut. AndSpaceJ.*, 1987. – 33. – № 1. – С. 11–17.
9. Пропитка углеграфита металлическими сплавами / В. А. Гулевский, В. А. Антипов, Л. В. Виноградов, Н. А. Кидалов, А. Г. Колмаков; ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 272.
10. Взаимодействие элементов в системе углеграфит-расплав Al-Mg-Zn-Cu при совместном действии температуры и давления / Н. Ю. Мирошкин, В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, А. И. Богданов, Л. М. Гуревич, Н. А. Кидалов // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2021. – Т. 19, № 11. – С. 514–518. – DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-514-518.
11. Use of Electroplating for Increasing the Efficiency and Quality of Impregnation of a Porous Graphitized Carbon Material with Copper Alloys / В. А. Гулевский, В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, Н. Ю. Мирошкин, В. В. Гулевский, А. Г. Колмаков, Ю. Э. Мухина, Е. Е. Баранов // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2020. – Vol. 2020, Issue 7. – P. 746–751.
12. Новикова, С. И. Тепловое расширение твердых тел: Учебник / С. И. Новикова. – М.: Наука, 1974. – 294 с.

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-90-94

Е. П. Новиков, В. О. Поданов, А. Е. Агеева

СВОЙСТВА ПОРОШКОВ КОРУНДА, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДИСПЕРГИРОВАНИЕМ МЕТАЛЛООТХОДОВ*

Юго-Западный государственный университет

e-mail: evgeniy-novikov-92@mail.ru

Представлены результаты оценки эффективности производства порошка корунда электроэрозионным способом. Отмечено, что электроэрозионное диспергирование позволяет эффективно утилизировать алюминиевые отходы и получать оксид алюминия без использования химических реагентов, что существенно влияет на себестоимость порошка и позволяет избежать загрязнения рабочей жидкости и окружающей среды химическими веществами.

Ключевые слова: отходы алюминия, электроэрозионное диспергирование, корунд.

E. P. Novikov, V. O. Podanov, A. E. Ageeva

PROPERTIES OF CORUNDUM POWDERS OBTAINED BY ELECTRODISPERSION OF METAL WASTE

South-West State University

The results of the evaluation of the efficiency of corundum powder production by the electroerosion method are presented. It is noted that electroerosive dispersion makes it possible to efficiently dispose of aluminum waste and obtain aluminum oxide without the use of chemical reagents, which significantly affects the cost of the powder and avoids contamination of the working fluid and the environment with chemicals.

Keywords: aluminum waste, electroerosive dispersion, corundum.

© Новиков Е. П., Поданов В. О., Агеева А. Е., 2022

* Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ (МК-2539.2022.4).

Введение

В настоящее время порошки оксида алюминия (корунда) широко используются в производстве абразивных тугоплавких материалов для металлообрабатывающей, машиностроительной и химико-металлургической промышленности [1–6].

На сегодняшний день существуют различные способы их производства. Один из наиболее распространенных промышленных способов получения порошкового α - Al_2O_3 (корунда) заключается в высокотемпературном (выше 1200 °С) обжиге на воздухе гидроксида алюминия (гидраргиллита) или оксигидроксида алюминия (бемита) без или с добавками кристаллов-затравок и/или легирующих веществ [7]. Полученный таким методом порошок α - Al_2O_3 преимущественно содержит крупнозернистые агломерированные частицы неправильной формы. Порошок α - Al_2O_3 перемалывается и затем классифицируется по размерам сухим и/или мокрым способом, часто с использованием специальных добавок. Данный метод достаточно трудоемкий и энергоемкий, поскольку состоит из нескольких операций и включает высокотемпературный обжиг. Кроме того, метод не позволяет в процессе синтеза регулировать размер кристаллов полученного корунда.

Другой, относительно перспективный способ получения порошка α - Al_2O_3 , включает стадию прокаливания гидроксида алюминия 500–1500 °С в атмосфере галогенида водорода в присутствии затравочных кристаллов и/или форморегулирующего агента (Mg, Ca, Sr, Y, V, Mo, Si, Zn, B, Lf, Nd, Ce) и их соединений. Способ позволяет получать порошок α - Al_2O_3 с размером кристаллов в интервале 0,8–20 мкм различного габитуса. При данном способе также имеют место большие энергетические затраты и использование в процессе синтеза агрессивных сред (HCl, Cl_2 и MeCl), что делает способ экологически неблагоприятным [8].

Одним из наиболее перспективных способов получения оксидов металлов с низкой себестоимостью, невысокими энергетическими затратами и экологической чистотой процесса является способ электроэрозионного диспергирования (ЭЭД) [9–12].

Цель настоящей работы – оценка эффективности производства порошка корунда электроэрозионным способом.

Материалы и методы проведения исследований

Для получения оксида алюминия (корунда) на экспериментальной установке методом электроэрозионного диспергирования использовали отходы алюминиевой проволоки ГОСТ 14838-78, предварительно нарезанную по 5...7 см. Проволоку загружали в реактор, заполненный рабочей жидкостью – дистиллированной водой. При этом использовали следующие электрические параметры установки:

- частота следования импульсов 50 Гц;
- напряжение на электродах 90 В;
- емкость конденсаторов 65 мкФ.

Процесс ЭЭД представляет собой разрушение токопроводящего материала в результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами [13–15]. Получение алюминиевого порошка на экспериментальной установке для нанодисперсных порошков из токопроводящих материалов [патент RU на изобретение № 2449859] проводилось по схеме, представленной на рис. 1, в четыре этапа:

- 1 этап – подготовка к процессу электроэрозионного диспергирования;
- 2 этап – процесс электроэрозионного диспергирования;
- 3 этап – выгрузка порошка из реактора;
- 4 этап – сушка и взвешивание порошка оксида алюминия.

На первом этапе производили сортировку алюминиевых отходов, их промывку, сушку, обезжиривание и взвешивание. Реактор заполняли рабочей средой – дистиллированной водой, отходы загружали в реактор. Монтировали электроды. Смонтированные электроды подключали к генератору. Устанавливали необходимые параметры процесса: частоту следования импульсов, напряжение на электродах, емкость конденсаторов.

На втором этапе – электроэрозионного диспергирования – включали установку. Процесс ЭЭД представлен на рис. 2. Импульсное напряжение генератора 2 прикладывается к электродам 5 и далее к алюминиевым отходам 8 (в качестве электродов также служат алюминиевые отходы). Алюминиевые отходы расположены в реакторе 3. При достижении напряжения определенной величины происходит электрический пробой рабочей среды 10, находящийся в межэлектродном пространстве, с образованием канала разряда. Благодаря высокой

концентрации тепловой энергии, материал в точке разряда плавится и испаряется, рабочая среда испаряется и окружает канал разряда газообразными продуктами распада (газовым пузырем 9). В результате развивающихся в канале разряда и газовом пузыре значительных динамических сил, капли расплавленного материала выбрасываются за пределы зоны разряда в рабочую среду, окружающую электроды, и застывают в ней, образуя каплеобразные частицы

алюминиевого порошка 7. Регулятор напряжения 1 предназначен для установки необходимых значений напряжения, а встряхиватель 4 передвигает один электрод, что обеспечивает непрерывное протекание процесса ЭЭД.

На третьем этапе проводится выгрузка рабочей жидкости с порошком из реактора.

На четвертом этапе происходит выпаривание раствора, его сушка, взвешивание, фасовка, упаковка и последующий анализ порошка.

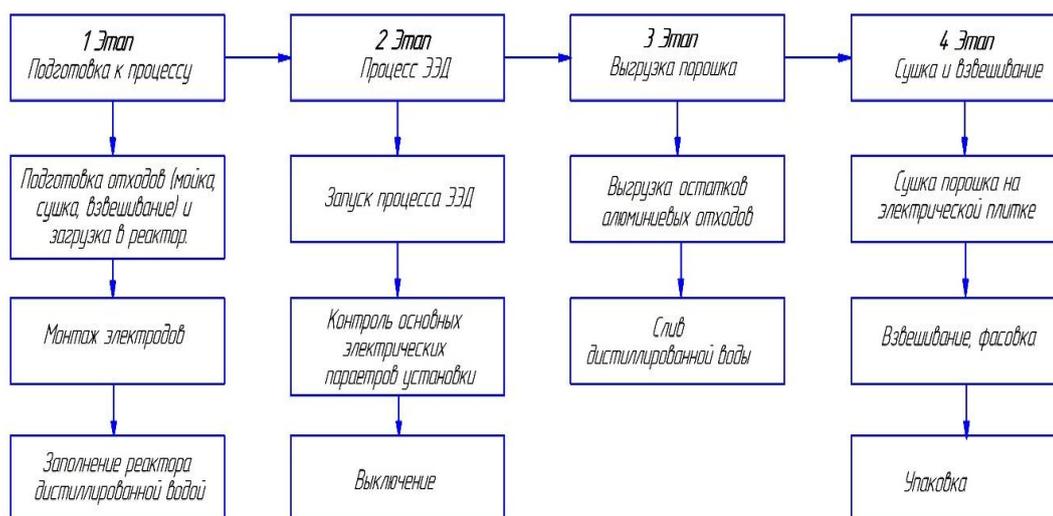


Рис. 1. Этапы получения корунда ЭЭД

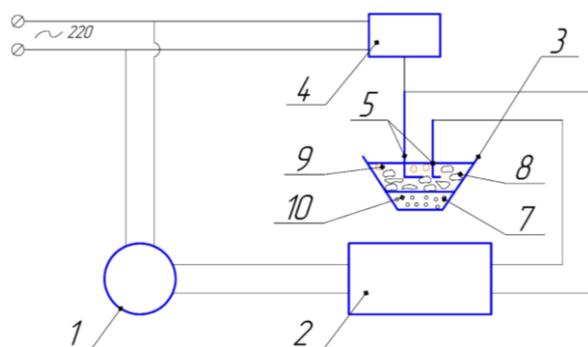


Рис. 2. Схема процесса ЭЭД



Рис. 3. Порошок корунда, полученный ЭЭД

Полученный оксид алюминия (корунд) (рис. 3) исследовали различными методами.

Результаты исследований

Гранулометрический состав порошка оксида алюминия, полученного методом электроэрозионного диспергирования в дистиллированной воде, был исследован на лазерном анализаторе размеров частиц «Analysette 22 NanoTec» (рис. 4).

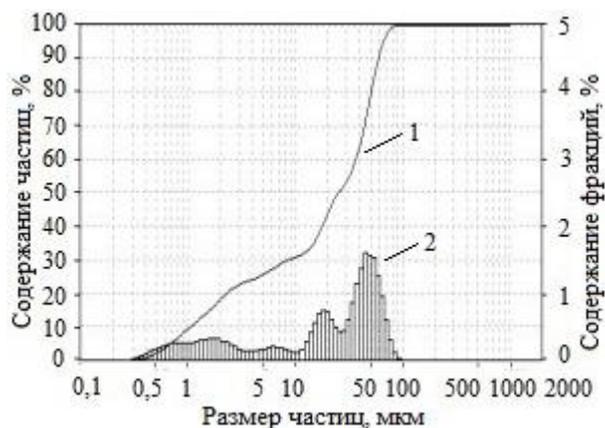


Рис. 4. Распределение по размерам микрочастиц порошка корунда

Установлено, что коэффициент элонгации (удлинения) частиц размером 25,489 мкм составляет 1,245, что говорит о сферической форме частиц порошка корунда; средний размер частиц составляет 28,5 мкм, арифметическое значение – 28,503 мкм, удельная площадь поверхности – 16 266,5 см²/см³. Фотография микроструктуры частиц порошка корунда представлена на рис. 5.

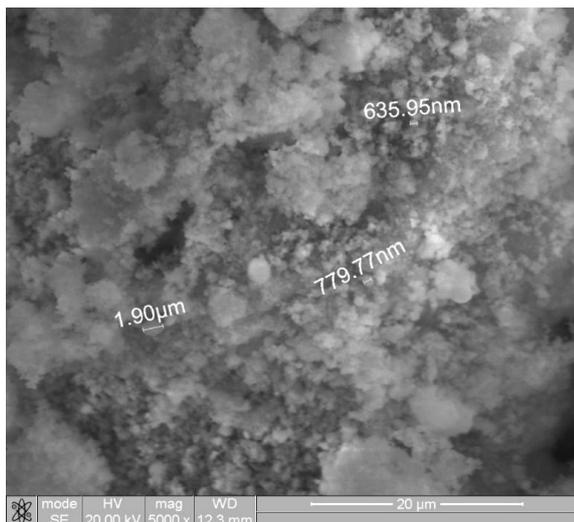


Рис. 5. Микрофотография частиц порошка корунда

Получаемые данным способом порошковые материалы имеют в основном сферическую и эллиптическую форму частиц. Причем, изменяя электрические параметры процесса диспергирования (напряжение на электродах, емкость конденсаторов и частоту следования импульсов), можно управлять шириной и смещением интервала размера частиц, а также производительностью процесса.

Выводы

1. Электроэрозионное диспергирование позволяет эффективно утилизировать алюминиевые отходы с невысокими энергетическими затратами и экологической частотой процесса и получать оксид алюминия.

2. Способ ЭЭД позволяет получить корунд без использования химических реагентов, что существенно влияет на себестоимость порошка и позволяет избежать загрязнения рабочей жидкости и окружающей среды химическими веществами.

3. Средние удельные затраты электроэнергии при производстве алюминиевого электроэрозионного порошка составляют 2,1 кг/кВт·ч, что ниже других способов получения корунда.

4. Корунд, получаемый электроэрозионным диспергированием алюминиевых отходов, может быть использован в металлообрабатывающей, машиностроительной и химико-металлургической промышленности. Также корунд можно применять как огнеупорный материал. Керамика на основе оксида алюминия обладает высокой твердостью, огнеупорностью и антифрикционными свойствами, а также является хорошим изолятором. Она используется в горелках газоразрядных ламп, подложек интегральных схем, в запорных элементах керамических трубопроводных кранов, в зубных протезах и т. д.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Печенкин, И. Г. Вклад ВИМСа в создание отечественных синтетических корундов / И. Г. Печенкин, И. Г. Луговская // Разведка и охрана недр. 2019. № 8. С. 8–19.
2. Зенкин, М. И. Композиционная керамика на основе корунда, армированная углеродными нанотрубками / М. И. Зенкин, А. А. Атапин, Н. А. Макаров // Успехи в химии и химической технологии. 2019. Т. 33. № 4 (214). С. 78–80.
3. Афанасьев, Н. Г. Стандартный образец ориентации из монокристаллов корунда / Н. Г. Афанасьев, К. А. Кабачный, Е. К. Колесников // Приборы. 2019. № 9 (231). С. 42–45.
4. Паляницин, П. С. К вопросу ресурсо- и энергосбережения в производстве корунда / П. С. Паляницин, П. А. Петров, В. Ю. Бажин // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2020. Т. 24. № 6 (155). С. 1347–1356.
5. Сорокина, Е. С. Зависимость формы кристаллов корунда от состава примесей / Е. С. Сорокина // Записки Российского минералогического общества. 2021. Т. 150. № 3. С. 145–153.
6. Кисон, В. Э. Разработка новой плазменной технологии получения чистого белого корунда / В. Э. Кисон, А. С. Мустафаев, В. С. Сухомлинов // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. 2021. Т. 21. № 3. С. 380–385.
7. Патент RU 2076083, 1997, МПК С 04 В 35/10. Способ получения спеченного материала на основе модификации оксида алюминия. Автор: ФРАНЦИСКУС ФАН ДИЭН. Патентообладатель: Х. Ц. Штарк ГМБХ УНД КО. Заявка : 92 5011807, 11.06.1992
8. Патент RU 2118612, 1998, С 01 F 7/02. Порошок α-глинозема и способ его получения. Авторы: Масахиде Мохри (JP), Йосио Утида (JP), Йосихари Савабе (JP), Хисаси Ватанабе (JP). Патентообладатель: Сумитомо Кемикал Компани, Лимитед (JP). Заявка : 94012560/25, 12.04.1994.
9. Ageeva E.V. Morphology of copper powder produced by electrospark dispersion from waste / E.V. Ageeva, N.M. Khor'yakova, E.V. Ageev // Russian Engineering Research, 2014. – Vol. 34(11). – Pp. 694–696.
10. Ageeva E.V. Morphology and composition of copper electrospark powder suitable for sintering / E.V. Ageeva, N.M. Khor'yakova, E.V. Ageev // Russian Engineering Research, 2015. – Vol. 35(1). – Pp. 33–35.

11. Ageev, E.V. Investigation into the properties of electroerosive powders and hard alloy fabricated from them by isostatic pressing and sintering / E.V. Ageev, R.A. Latypov, E.V. Ageeva // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2015. – Vol. 56(1). – Pp. 52–62.

12. Ageeva E.V. Nanopowder produced from high-speed steel waste by electrospark dispersion in water / E.V. Ageeva, E.V. Ageev, V.Y. Karpenko // Russian Engineering Research, 2015. – Vol. 35(3). – Pp. 189–190.

13. Latypov R.A. Electroerosion micro- and nanopowders for the production of hard alloys / R.A. Latypov, E.V. Ageeva, O.V. Kruglyakov, G.R. Latypova // Russian Metallurgy

(Metally), 2016. – Vol. 2016(6). – Pp. 547–549.

14. Latypov R.A. Elemental Composition of the Powder Particles Produced by Electric Discharge Dispersion of the Wastes of a VK8 Hard Alloy / R.A. Latypov, E.V. Ageev, G.R. Latypova, A.Y. Altukhov, E.V. Ageeva // Russian Metallurgy (Metally), 2017. – Vol. 2017(12). – Pp. 1083–1085.

15. Latypov R.A. Manufacture of Cobalt-Chromium Powders by the Electric Discharge Dispersion of Wastes and Their Investigation / R.A. Latypov, E.V. Ageev, A.Y. Altukhov, E.V. Ageeva // Russian Metallurgy (Metally), 2018. – Vol. 2018(12). – Pp. 1177–1180.

УДК 669.15

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-94-97

Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Д. Ю. Гребнев, А. И. Габельченко

ВЫПЛАВКА СИНТЕТИЧЕСКОГО ЧУГУНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МАТЕРИАЛОВ, СОДЕРЖАЩИХ КАРБИД КРЕМНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Рассматривалась возможность использования материалов, содержащих карбид кремния для выплавки синтетического чугуна, что позволяет эффективно управлять содержанием кремния и углерода в жидком чугуне.

Ключевые слова: карбид кремния, синтетический чугун, карбюризация, кремнийсодержащие материалы, легирование.

Yu. V. Grebnev, V. F. Zharkova, D. Yu. Grebnev, A. I. Gabelchenko

SMELTING OF SYNTHETIC CAST IRON USING MATERIALS CONTAINING SILICON CARBIDE

Volgograd State Technical University

The possibility of using materials containing silicon carbide for smelting synthetic cast iron was considered, which makes it possible to effectively control the content of silicon and carbon in liquid cast iron.

Keywords: silicon carbide, synthetic cast iron, carburetion, silicon-containing materials, alloying.

Введение

В настоящее время при производстве чугунных отливок основным направлением повышения качества является выплавка синтетического чугуна в электропечах [1]. Применение в качестве основы шихты дешевого и не дефицитного стального лома с низким содержанием серы и фосфора позволяет получать качественные серые и легированные чугуны, проводить подготовку расплава для модифицирования на высокопрочный чугун.

Техническим затруднением при производстве синтетического чугуна является процесс науглероживания расплава. Карбюризация расплава из-за низкого удельного веса углеродосодержащих материалов требует затрат времени и электроэнергии, в отдельных случаях не отличается стабильностью. Следует отметить, что выплавка синтетического чугуна связана с по-

вышенным расходом кремнийсодержащих материалов для легирования.

В технической литературе предложен эффективный процесс производства синтетического чугуна, предусматривающий применение в качестве материала для легирования и науглероживания карбид кремния [2–6].

Карбид кремния производится абразивной промышленностью для изготовления различных изделий в виде шлифзерна с содержанием карбида кремния 96–98 %. Расчеты показывают, что содержание кремния в шлифзерне составляет 58–62 % при содержании углерода 28–30 %. То есть по содержанию кремния шлифзерно соответствует ферросилицию марки ФС65 [7] и дополнительно содержит углерод.

Абразивный карбид кремния имеет продажную цену значительно выше цены ферросилиция с высоким содержанием кремния. По прось-

бам металлургов абразивная промышленность выпускает металлургический карбид кремния с содержанием $\text{SiC} \geq 88\%$. Металлургический карбид кремния производится из более дешевых исходных материалов по упрощенной технологии и сопоставим по цене с ферросилицием марок ФС65, ФС 70. Применение металлургического карбида кремния при выплавке сталей и чугунов позволяет комплексно решать проблему легирования расплава углеродом и кремнием, снизить время процесса легирования, повысить отдельные механические и технологические характеристики железоуглеродистых сплавов. Снижения затрат на производство сталей и чугунов при использовании металлургического карбида кремния не отмечено [2–4].

Материалы и методы исследования

Целью работы было снижение затрат путем использования при выплавке синтетического чугуна отходов производства, содержащих карбид кремния. В промышленности образуются три крупнотоннажных отхода производства, содержащих карбид кремния:

1) отход возвратной шихты – отход производства товарного карбида кремния. В отходе возвратной шихты содержится карбида кремния 30–40 %, графита до 35 %. Недостатком этого материала является содержание в нем до 40 % кремнезема;

2) отработанные огнеупорные футеровки с содержанием карбида кремния от 35 до 90 %. Дополнительно в отработанных футеровках содержится углерод. Футеровка алюминиевых электролизеров в процессе эксплуатации насыщается ценным флюсующим материалом – криолитом;

3) бой абразивных кругов с содержанием карбида кремния до 98 %.

Так как большинство литейных цехов и участков является частью машиностроительных и металлургических заводов, на которых эксплуатируется большое количество абразивного инструмента, то наиболее интересным материалом, содержащим карбид кремния, являются отработанные абразивные круги. Отработанные абразивные круги вывозятся на полигон для захоронения, и только в отдельных случаях бой отработанных кругов используется в качестве абразивного материала в галтовочных барабанах.

Для определения возможности применения в процессах плавки железоуглеродистых сплавов боя абразивных кругов предварительно бы-

ла исследована восстановительная способность самосвязанного карбида кремния. Куски наждачных кругов помещались на слой кузнечной окалины и выдерживались в термической печи при температуре 1100–1150 °С в течение 8 часов. После выдержки на поверхности абразивных кругов, контактирующей с кузнечной окалиной, видны следы интенсивного расплавления окалины (рис. 1, 2).



Рис. 1. Общий вид кусков самосвязанного карбида кремния после высокотемпературных испытаний



Рис. 2. Поверхность самосвязанного карбида кремния с расплавленной окалиной, $\times 2$

Температура плавления оксидов железа, составляющих окалину значительно выше температуры испытания: $\text{FeO} = 1420\text{ °C}$; $\text{Fe}_2\text{O}_3 = 1560\text{ °C}$, то есть в присутствии карбида кремния наблюдается значительное снижение температуры плавления смеси.

На поверхности образцов карбида кремния со стороны, контактирующей с окалиной, образовался слой восстановленного из окислов металла толщиной до 1,4 мм (рис. 3).

В восстановленном металле содержание углерода составило 1,37 %; кремния 5,82 %; марганца – 0,63 %. Таким образом, самосвязанный

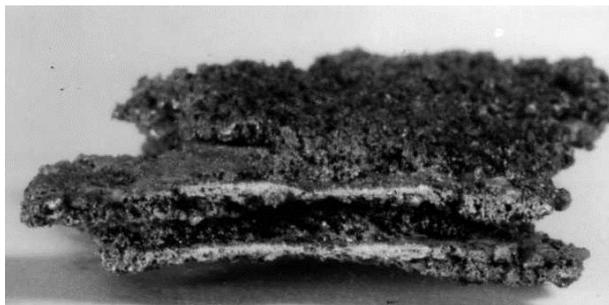


Рис. 3. Слой восстановленного карбидом кремния металла

карбид кремния абразивных кругов является сильным восстановителем и насыщает металл углеродом и кремнием.

Методика работы

Экспериментальные плавки по производству синтетического чугуна с использованием карбида кремния проводились в индукционной печи с кислой футеровкой и емкостью тигля 15 килограммов жидкого металла. Всего было проведено пять экспериментальных плавок

с использованием карбида кремния и, для сравнения, три контрольных плавки с использованием для легирования ферросилиция марки ФС65. Характеристики экспериментальных и контрольных плавок сравнивались между собой.

Шихта экспериментальных и контрольных плавок состояла из обрезков стальной арматуры диаметром 20 мм и длиной 150–180 мм, изготовленной из стали марки 20 [8], что позволяло во всех плавках иметь одинаковые исходные характеристики низкоуглеродистого расплава. Экспериментальные и контрольные плавки отличались только материалами для легирования кремнием. Наждачные круги и куски ферросилиция измельчались до размеров 20–30 мм. Расход карбида кремния и ферросилиция был одинаковым и составлял 5,2 %. В качестве науглероживателя в экспериментальных и контрольных плавках использовалась стружка от отработанных графитированных электродов сталеплавильного процесса. Составы шихты для экспериментальных и контрольных плавок приведены в табл. 1.

Таблица 1

Состав шихты для выплавки синтетического чугуна

Наименование материала	Содержание материала в шихте плавок, %	
	экспериментальные	контрольные
Стальной лом	93,7	93,7
Бой наждачных кругов	5,2	-
Ферросилиций ФС65	-	5,2
Ферромарганец ФМн78	1,1	1,1
Стружка электродов (сверх 100 %)	2,5	4

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ результатов экспериментальных и контрольных плавок показал, что время проведения процесса легирования и науглероживания сократилось в среднем с 28 минут до 21 минуты. Отмечено, что карбид кремния и ферросилиций быстро растворяются в низкоуглеродистом сплаве. В контрольных плавках отмечено более длительное проведение процесса науглероживания из-за необходимости растворения в расплаве большего количества электродной стружки. Химический состав и механические свойства чугуна экспериментальных и контрольных плавок соответствуют рекомендациям государственного стандарта [9]. Замеры глубины отбела в клиновидных пробах показывают, что экспериментальный чугун менее

склонен к отбелу. Снижение склонности чугуна к отбелу отмечалось и другими исследователями [2, 3]. Металлическая матрица и графитовая фаза в экспериментальном чугуне не отличаются от микроструктуры чугуна контрольных плавок. Твердость чугуна, легированного карбидом кремния, несколько ниже твердости чугуна контрольных плавок. Сравнительные характеристики чугуна экспериментальных и контрольных плавок приведены в табл. 2.

Анализ данных табл. 2 показывает, что применение карбида кремния для легирования низкоуглеродистого расплава позволяет получать более высокое содержание в расплаве основных структурообразующих элементов: углерода, кремния, марганца. Содержание серы в экспериментальном чугуне несколько ниже, чем в контрольном.

Таблица 2

Характеристики чугуна экспериментальных и контрольных плавков

Условное обозначение плавков	Химический состав, %				Твердость, НВ	Глубина отбела, мм
	C	Si	Mn	S		
1. Контроль	3,30	2,22	0,58	0,06	210	9
2. Контроль	3,37	2,10	0,64	0,07	212	8
3. Контроль	3,32	2,04	0,55	0,06	229	11
1. Эксперимент	3,35	2,06	0,59	0,06	186	5
2. Эксперимент	3,72	2,30	0,61	0,05	192	7
3. Эксперимент	3,51	2,36	0,78	0,05	190	7
4. Эксперимент	3,37	2,28	0,73	0,06	186	6
5. Эксперимент	3,41	2,32	0,83	0,06	194	8

Более низкая твердость и глубина отбеленного слоя в клиновидных пробах свидетельствуют о меньшей склонности экспериментального чугуна к отбелу.

Снижение затрат на производство при использовании отходов карбида кремния при выплавке синтетического чугуна составит от 4000 до 5000 рублей на тонну жидкого чугуна.

Заключение

1. Карбид кремния является перспективным материалом для производства синтетического чугуна.

2. Применение промышленных отходов, содержащих карбид кремния при плавке чугуна, позволяет:

- эффективно управлять содержанием кремния и углерода в жидком чугуне;
- снизить склонность чугунных отливок к отбелу;
- снизить затраты на производство.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дибров, И. А. Литейное производство – прогресс машиностроения / И. А. Дибров // Литейщик России. – 2019. – № 8. – С. 13–23.
2. Ким, В. С. Применение карбида кремния при плавке чугуна / В. С. Ким, А. Д. Качан, В. В. Карлин // Литейное производство. – 1978. – № 2. – С. 9–10.
3. Шумихин, В. С. Карбюризаторы в литейном производстве / В. С. Шумихин, М. И. Носалевич, А. Г. Потрух // Литейное производство. – 1979. – № 5. – С. 8–10.
4. Гасик, М. И. Прогрессивные технологии выплавки электростали с заменой чугуна CSiC – брикетами / М. И. Гасик, А. Н. Авчарук, И. А. Семенов // Сталь. – 2004. – № 4. – С. 31–36.
5. Баух, Г. Опыт эксплуатации высокотемпературного рекуператора вагранки / Г. Баух, П. Саарюккен, В. Барденхоер // Casting. – 1992. – С. 4–10.
6. Грачев, В. А. Выплавка чугуна из неметаллизированных окатышей / В. А. Грачев, Н. А. Горелов, В. П. Анишин // Литейное производство. – 1979. – № 5. – С. 14–16.
7. ГОСТ 1415-93. Ферросилиций. Технические требования и условия поставки. – М.: Изд-во стандартов, 1993. – 19 с.
8. ГОСТ 1050-2013. Прокат сортовой, калиброванный, со специальной отделкой поверхности из углеродистой качественной конструкционной стали. – М.: Изд-во стандартов, 2013. – 18 с.
9. ГОСТ 1412-85. Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 8 с.

УДК 669-498.43:539.31

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-98-101

*С. Н. Цурихин¹, В. А. Гулевский², Н. Ю. Мирошкин¹, Н. А. Кидалов¹, Д. А. Филатов¹***ЭНЕРГОПОГЛОЩАЮЩИЙ МАТЕРИАЛ,
ПОЛУЧЕННЫЙ ПРОПИТКОЙ ПОЛЫХ СФЕР**¹Волгоградский государственный технический университет²Волгоградский индустриальный техникум

e-mail: lp1@vstu.ru

Для применения современных металлов, сплавов, а также пенометаллов необходимо знать их свойства. На практике полученные различными способами пенометаллы обладают высокими удельными прочностными показателями и уникальными физико-механическими характеристиками, не уступающими металлам. Данная работа показывает одну из характеристик пенометалла, а именно процесс сжатия, изменения морфологии, при которой пенометалл обладает энергопоглощающим эффектом.

Ключевые слова: пропитка, пенометалл, композит, поглощение энергии, амортизация.

*S. N. Tsurikhin¹, V. A. Gulevsky², N. Yu. Miroshkin¹, N. A. Kidalov¹, D. A. Filatov¹***ENERGY ABSORBING MATERIAL OBTAINED
BY IMPREGNATION OF HOLLOW SPHERES**¹Volgograd State Technical University²Volgograd Industrial College

For the use of modern metals, alloys, as well as foam metals, it is necessary to know their properties. In practice, nonmetals obtained by various methods have high specific strength characteristics and unique physical and mechanical characteristics that are not inferior to metals. This work shows one of the characteristics of the foam metal, namely the process of compression, morphology changes, in which the foam metal has an energy-absorbing effect.

Keywords: filling, foam metal, composite, energy absorption, depreciation.

Введение

В последнее время применение и использование материалов увеличивается, и машиностроение оперирует большой номенклатурой, где одним из современных материалов является пенометалл [1].

Современные пенометаллы обладают высокими удельными прочностными показателями и уникальными физико-механическими характеристиками, также хорошими энергопоглощающими (демпфирующими) свойствами. Особое место в их ряду занимают пенометаллы из цветных металлов и сплавов [2, 3].

В мировой практике существует много способов получения пористых металлов – пеноме-

таллов [4-8], нашедших применение в промышленных масштабах. Одним из перспективных способов является пропитка порообразующих полых сфер [9].

Цель данной работы – показать изменение морфологии (размера, формы, деформации и разрушения) пенометалла, полученного пропиткой полых сфер.

Материал и методы исследования

Пенометалл для экспериментов получали путем заливки формы с заранее подготовленными готовыми сферами алюминиевым сплавом АК7 согласно ГОСТ 1583-93 (см. таблицу ниже).

Химический состав матричного сплава АК7 ГОСТ 1583-93

Содержание элементов, ат. %							
Fe	Si	Mn	Ni	Cu	Mg	Zn	Al
до 1,3	6–8	0,2–0,6	до 0,3	до 1,5	0,2–0,5	до 0,5	остальное

Формы представляли собой пенополистероловые сферы одного диаметра, покрытые токопроводящим слоем на основе графита, на который гальваническим способом нанесено медное

покрытие. Диаметр сфер выбирался в зависимости от размера изделия (образца); в данной работе он принят 4 мм [10]. Заливка алюминиевым сплавом АК7 порообразующих полых

медных сфер заключалась в предварительном формировании ими в форме различных схем расположения сферических пор в алюминиевой матрице (хаотичной, кубической и гексагональной).

Исследование структуры и свойств пеноподобного материала, представляющего собой систему – композит, на основе алюминиевой матрицы, с распределенными по всему объему сферическими порами, отделенными от матричного материала меднографитовой границей раздела, изучали на образцах размером 20x22x40 мм с помощью оптической (модульный цифровой микроскоп OLIMPUS BX61) и электронной микроскопии (двухлучевой электронный сканирующий микроскоп SMA Versa 3D FEG).

ДюрOMETрические исследования полученного пенометалла проводили на образцах размером: 7x7x7 мм прибором ТП-2 при нагрузке 150 кгс и ПМТ-3М при нагрузках 0,1 и 0,2 кгс.

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ показал [11], что процесс заливки формы алюминиевым сплавом происходит до 100 %; на границе сплавления между медной оболочкой сферы и матричным металлом отсутствуют дефекты в виде трещин и микропор, а переходная зона имеет четко выраженные границы с зоной сплавления 50–90 мкм (рис. 1).

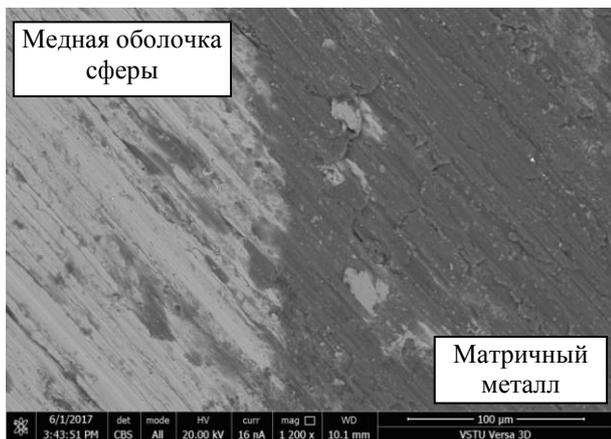


Рис. 1. Микросечение переходной зоны при заливке алюминием

Как отмечают авторы [12, 13], эффективная энергия поглощения удара пеноматериала может иметь важное значение для оценки амортизирующих свойств, а в качестве амортизаторов в промышленности применяют материалы, у которых показатель амортизирующих свойств $\Pi < 0,7$.

Произведенная оценка таких свойств для полученного пенометалла показывает, что при величине деформирования с $\varepsilon = 0,45$ до $\varepsilon = 0,85$ расчетный показатель Π приближается к $\Pi < 0,7$.

Механизм поглощения энергии полученным материалом при испытании образцов на сжатие представлен графиком (рис. 2). Рассеивание энергии происходит в два этапа; первый этап сопровождается выталкиванием полых сфер с занимаемых мест, которые удерживаются за счет сплавления с алюминиевой матрицей; второй этап сопровождается их работой разрушения.

На этапе нагружения наблюдается узкая область линейной упругой деформации пенометалла. Далее, начиная с деформации порядка 5 %, наступает этап нелинейной деформации, продолжающийся до полного схлопывания сферических пустот и разрушения (50–70 % деформации).

При достижении максимальной сжимающей силы в 60 МПа (пиковая нагрузка σ_p) и деформации $\varepsilon = 10$ % (рис. 2) начинается упругопластическая деформация в пенометалле. Объемная доля целых сфер составляет 100 % при начальной нелинейной деформации (рис. 3) [14], причем первоначальная деформация сфер наблюдается в верхней части образца и постепенно снижается до нижней. По мере увеличения нагрузки начинается процесс разрушения (схлопывания) сфер, заканчивающийся при деформации в 50–60 % (рис. 2), при которой пенометалл начинает вести себя как сталь.

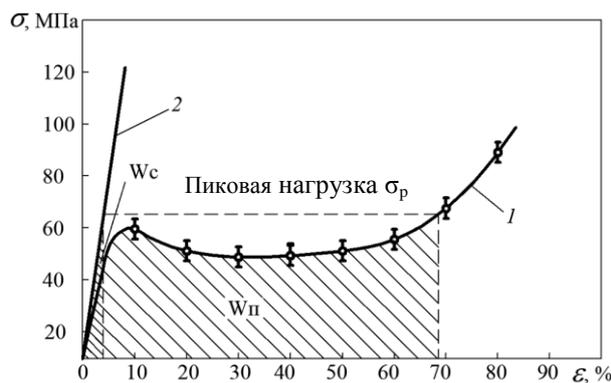


Рис. 2. Диаграмма поглощения энергии при сжатии образца:

1 – для пенометалла, полученного заливкой сплавом АК7; 2 – для стали 10, где W_p и W_c – площади энергий поглощения для пенометалла и стали при нагрузке, соответственно

Особенностью поглощения, т. е. текучести пеноматериала, является то, что он включает в себя омедненные сферы, и благодаря их относительной подвижности, с момента покоя, они

передают давление во все стороны одинаково. При этом сжатие (разрушение) пор в виде сфер

в пенометалле изменяет его объем в отличие от сплошного металла (рис. 3).

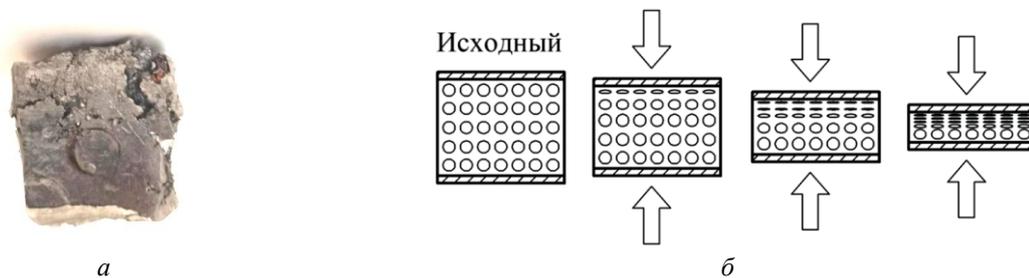


Рис. 3. Образец после разрушения (а) и модель разрушения пор в пенометалле при поглощении удара (б)

На поглощение энергии образца при сжатии влияет расположение в нем омедненных сфер. Деформационная диаграмма при сжатии пенометалла отражает картину того (рис. 4), что бо-

лее плотное расположение омедненных сфер в образце пенометалла показывает максимальную величину энергии поглощения.

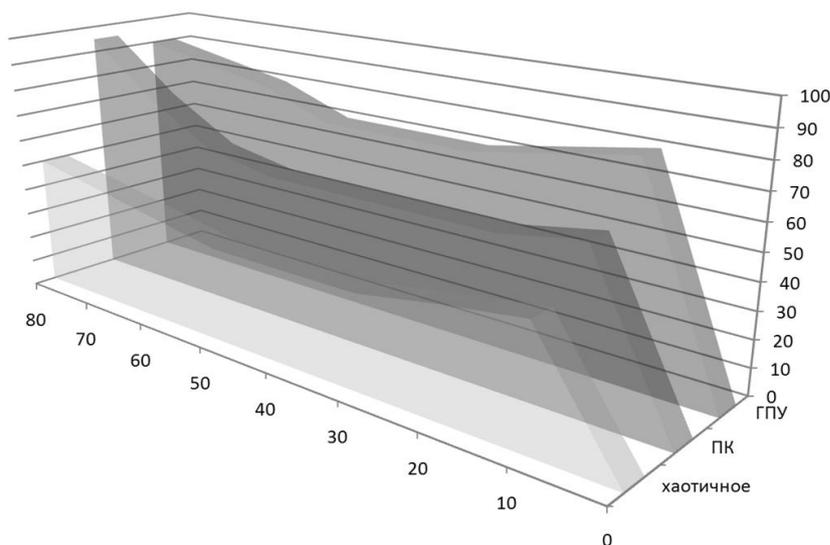


Рис. 4. Деформационная диаграмма при сжатии пенометалла для различных схем расположения сферических пор в алюминиевой матрице

Выводы

Пенометалл, полученный при пропитке полых сфер, имеет хорошие перспективы применения в современных технологиях. В первую очередь это высокопрочные легкие несущие конструкции в транспортных средствах с повышенными амортизационными характеристиками, способные эффективно поглощать энергию кинематического удара (сжатия).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильясова, Ш. Ш. Пенометаллы, свойства, способы получения и перспективы их использования / Ш. Ш. Ильясова // Устойчивое развитие науки и образования. – 2018. – № 8. – С. 248–252.

2. Nayebi, B., Mehrabian, M., ShahediAsl, M., Shokouhimehr, M., 2018. Nanostructural approach to the thickening behavior and oxidation of calcium-stabilized aluminum foams. *Mater. Chem. Phys.* 220, 351–359. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2018.09.017>.

3. Liang, X., Luo, H., Mu, Y., Chen, M., Ye, J., Chi, D., 2019. Quasi-static and dynamic compression of aluminum foam at different temperatures. *J. Mater. Eng. Perform.* 28, 4952–4963. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04207-8>.

4. G. Huang, S. Chen, P. Guo, R. Tao, K. Jie, B. Liu, X. Zhang, J. Liang, Y.-C. Cao, In situ constructing lithiophilic NiFx nanosheets on Ni foam current collector for stable lithium metal anode via a succinct fluorination strategy, *Chem. Eng. J.* 395 (2020) 125122.

5. Xue, Y., Shao, P., Yuan, Y., Shi, W., Guo, Y., Zhang, B., Cui, F. (2021). Monolithic nickel foam supported macrocatalyst: Manipulation of charge transfer for enhancement of photo-activity. *Chemical Engineering Journal*, 418 [doi:10.1016/j.cej.2021.129456](https://doi.org/10.1016/j.cej.2021.129456).

6. Wang, Y., Zhang, W., Qi, Y., Wang, S., Liu, P., Wei, X., Liu, Y. (2021). Uniform titanium nitride decorated cu foams by electrophoretic deposition for stable lithium metal anodes. *Journal of Alloys and Compounds*, 874 doi:10.1016/j.jallcom.2021.159916.

7. Иванов, Д. О. Перспективные методы получения пеноалюминия / Д. О. Иванов, А. А. Аксенов // *Металлургия машиностроения*. – 2008. – № 6. – С. 35–38.

8. Фурман, Е. Л. Перспективы технологий получения и применения пористых отливок / Е. Л. Фурман, А. Б. Финкельштейн, М. Л. Черный // *Литейщик России*. – 2012. – № 9. – С. 27–29.

9. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2022, Vol. 13, No. 2, pp. 480–484. © Pleiades Publishing, Ltd., 2022. ISSN 2075-1133, Russian Text © The Author(s), 2021, published in *Perspektivnye Materialy*, 2021, No. 11, pp. 39–46.

10. Получение пенометалла на основе алюминия / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, С. В. Барабанов, Н. А. Кидалов, Ю. В. Блинов, В. А. Лагутин, А. В. Новосельцев // *Из-*

вестия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (230) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Металлургия»). – С. 38–40.

11. Исследование пенометалла с пропиткой медного каркаса алюминием / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, С. В. Барабанов, Н. А. Кидалов // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2019. – № 5. – С. 7–10.

12. Механические и амортизирующие свойства высокопористого ячеистого алюминия / А. П. Гусаров, А. В. Жариков, В. А. Марков, А. Ф. Овчинников, В. И. Пусеев, В. В. Селиванов, А. Н. Сообщилов // *Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. «Машиностроение»*. – 2009. – № 1. – С. 58–66.

13. Сионоя, С. Пористый алюминий и его применение : пер. с яп. / С. Сионоя. – М. : ГПНТБ, 1973. – 11 с.

14. Бондарь, В. С. Определение механических свойств пеноалюминия при ударном нагружении / В. С. Бондарь, Ю. М. Темис, М. В. Бирюков // *Известия МГТУ «МАМИ». Серия «Естественные науки»*. – № 4 (22). – 2014, т. 4. – С. 11–14.

УДК 621.745.55:620.18

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-101-104

Н. И. Габельченко, Е. Ю. Карпова, В. В. Аушев, Ф. Л. Астахов, Ф. Р. о Шихалиев, А. А. Аксенов

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ РАСКИСЛЕНИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ НА ФОРМИРОВАНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе приведены данные по исследованию взаимосвязи состава и формы образующихся неметаллических включений от технологии раскисления литых малоуглеродистых сталей. Показано, что увеличение вводимого силикокальция приводит к формированию более благоприятной формы рассредоточенных глобулей. Введение комплексных раскислителей, содержащих редкоземельные металлы, способствует глобуляризации сульфидных включений.

Ключевые слова: сталь, малоуглеродистая литая сталь, раскисление, неметаллические включения.

N. I. Gabelchenko, E. Yu. Karpova, V. V. Aushev, F. L. Astakhov, F. R. o Shikhaliev, A. A. Aksenov

INFLUENCE OF DEOXIDATION TECHNOLOGY OF LOW CARBON STEEL ON THE FORMATION OF NON-METALLIC INCLUSIONS

Volgograd State Technical University

The paper presents data on the study of the relationship between the composition and shape of the resulting non-metallic inclusions from the technology of deoxidation of cast low-carbon steels. It is shown that an increase in the amount of calcium silicate introduced leads to the formation of a more favorable shape of dispersed globules. The introduction of complex deoxidizers containing rare earth metals promotes the globulization of sulfide inclusions.

Keywords: steel, low-carbon cast steel, deoxidation, non-metallic inclusions.

Свойства литой стали, как следствие физико-химических процессов плавки и кристаллизации, зависят от строения металлической матрицы, состояния границ зерен, формы, количества и особенностей распределения неметаллических включений. Причем в ряде работ отмечается малое влияние на снижение уровня механических свойств общего количества неметаллических включений и, вместе с тем, под-

черкивается влияние качественного состава и их формы [1–5].

Одним из наиболее действенных процессов снижения общей загрязненности неметаллическими включениями стали и придания им соответствующих формы и состава является совершенствование технологии раскисления стали [3–5].

Целью данной работы было выявление свя-

зи различной технологии раскисления малоуглеродистой литой стали и морфологии образующихся неметаллических включений.

Методика исследования

Исследованию взаимосвязи технологии выплавки и формированию неметаллических

включений малоуглеродистой стали были подвергнуты стали марок 20Л, 25Л, 30Л, выплавляемых в промышленных электродуговых печах с кислой футеровкой типа ДС-5М. Химический состав и температура разливки приведены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав опытных плавков

№ плавки	C	Mn	Si	S	P	C	Ni	Температура разливки, °С
01-985	0,22	0,59	0,30	0,048	0,038	0,20	0,35	1560-1580
00830	0,22	0,59	0,20	0,054	0,035	0,20	0,33	Ниже 1500
01-454	0,23	0,69	0,28	0,048	0,040	0,28	0,35	1560-1580
03-1152	0,25	0,59	0,25	0,030	0,035	0,20	0,33	Ниже 1500
01-1464	0,26	0,72	0,53	0,031	0,035	0,28	0,33	1550-1560
00-2447	0,31	0,45	0,48	0,042	0,040	0,20	0,30	Около 1500

Согласно существующей технологии окончательное раскисление стали проводилось в два этапа: при выпуске из печи в стеновый ковш вводится 450г/т кускового алюминия марки Ач-1 или Ач-2, и при заполнении 300-килограммового разливочного ковша из того же расчета в сталь вводится алюминий той же марки в виде 150-граммовых шаров.

В соответствии с принятой методикой окончательное раскисление в разливочном ковше для каждой из приведенных в табл. 1

плавков было проведено одновременно в нескольких вариантах (табл. 2).

Использование кальция наиболее эффективно в виде сплавов с другими раскислителями, при введении которых в жидкую сталь кальций реагирует постепенно и наиболее полно. В опытных плавках использовался сплав Каси2 (ГОСТ 4762-71), содержащий около 20 % кальция и цериевый мишметалл – сплав ФЦМ-5, содержащий около 70 % редкоземельных элементов.

Таблица 2

Варианты раскисления опытных плавков

№ плавки	Варианты раскисления	Раскислители, г/т			
		алюминий	силикокальций	цериевый мишметалл	
1 2 3	01-985	1	450	-	-
	00-830*	2	-	1200	-
	01-454	3	-	1800	-
		4	-	2400	-
		5	220	2400	-
		6	-	2400	1500
		7	300	1000	1500
4	03-1152*	1	450	-	-
		3	-	1800	-
		4	-	2400	-
5	01-1464	1	450	-	-
		4	-	2400	-
6	00-2447	1	450	-	-
		8	-	-	3000

* Пониженная температура разливки (1470 °С).

В выплавленную и раскисленную при выпуске из печи сталь, при разливке на конвейере, начиная со второго или с третьего заполнения, на дно разливочного ковша, предварительно очищенного от предыдущей порции металла в момент открытия стопора стендового ковша, вводились заранее приготовленные куски раскислителей величиной 30–40 мм.

Пироэффект при контакте раскислителей с жидкой сталью не сопровождался какими-либо нежелательными явлениями, кроме световой вспышки и несколько большего дымообразования.

Распределение, форма, размеры, цвет и прозрачность неметаллических включений в сталях

исследовались на нетравленных шлифах, в светлом и темных полях микроскопа, а также в поляризованном свете.

Полученные результаты и их обсуждение

В структуре всех сталей, раскисленных алюминием, было обнаружено присутствие пленочных, эвтектического строения, оксидных соединений и сульфидов железа, размером от 3 до 50 микрон, располагавшихся по границам зерен (рис. 1, а, б), окисульфидных включений (рис. 2, а), групповых (облачных) включений алюминатов (рис. 2, б) и отдельных вкраплений кварца.

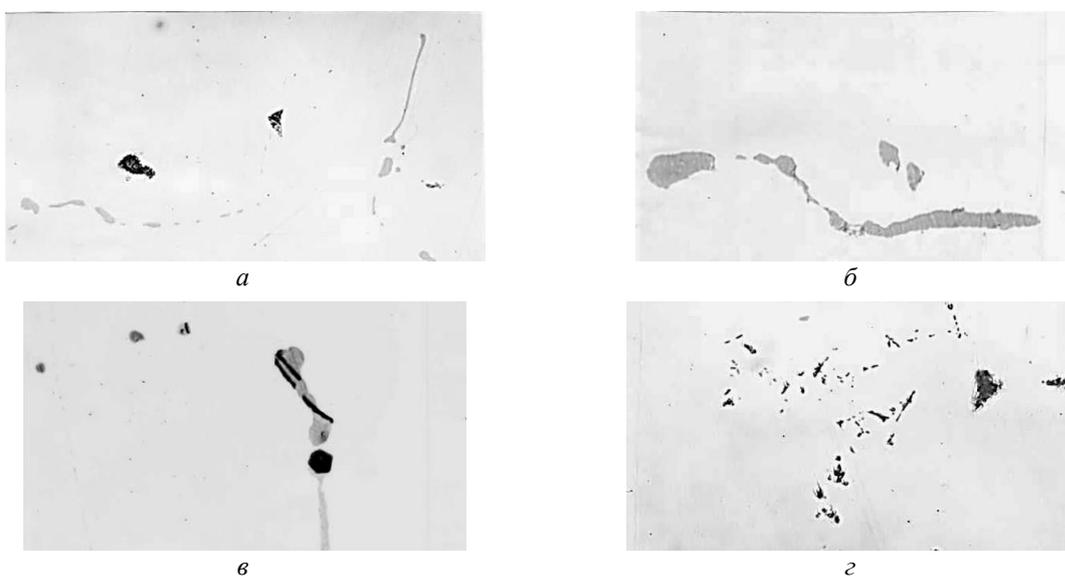


Рис. 1. Неметаллические включения в стали 20Л, раскисленной алюминием:
 а, б – пленочные сульфиды эвтектического строения; а – $\times 500$; б – $\times 1500$;
 в – включения окисульфидных соединений, $\times 1500$; г – включения алюминатов, $\times 500$

Металлографический анализ неметаллических включений сталей, раскисленных силикокальцием, комплексными раскислителями с редкоземельными металлами, позволил выявить совершенно иное формообразование и распределение неметаллической фазы по сравнению с таковой у сталей, раскисленных алюминием.

Представленные на рис. 2 наиболее характерные формы и распределение сульфидных включений свидетельствуют о том, что по мере увеличения количества вводимого для окончательного раскисления силикокальция сульфидные включения приобретают наиболее благоприятную форму рассредоточенных глобулей (рис. 2).

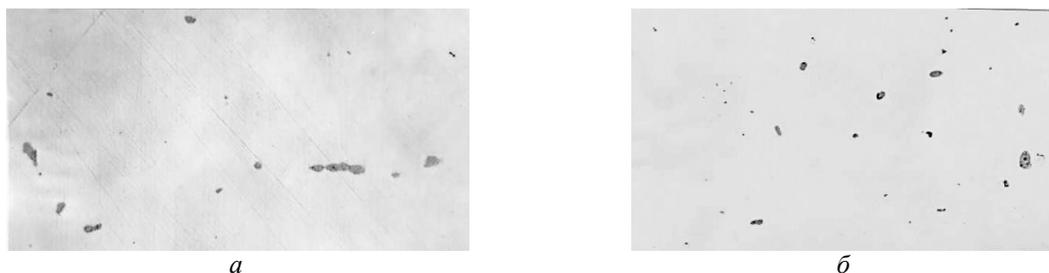


Рис. 2. Расположение и форма сульфидов в стали, окончательно раскисленной силикокальцием, при температуре 1560–1580 °С:
 а – плавка 01-985–1200г/т; б – 2400г/т, $\times 500$

Пониженная температура раскисления не позволяет завершиться этому процессу и в стали, раскисленной 2400 г/т силикокальцием (вар. 4, табл. 2), процесс завершается с образованием сульфидов 1-го и 3-го типов.

Подобное же положение наблюдается при раскислении силико-кальцием и алюминием, но дополнительно в стали присутствуют мелко-игольчатые включения алюминатов. Отмечается хорошая глобуляризация сульфидных включений в стали, раскисленной при нормальной температуре комплексными раскислителями, содержащими редкоземельные элементы (табл. 2, вариант 6 и 7).

Однако у стали, раскисленной при пониженной температуре этими же раскислителями, была зафиксирована неблагоприятная форма неметаллических включений.

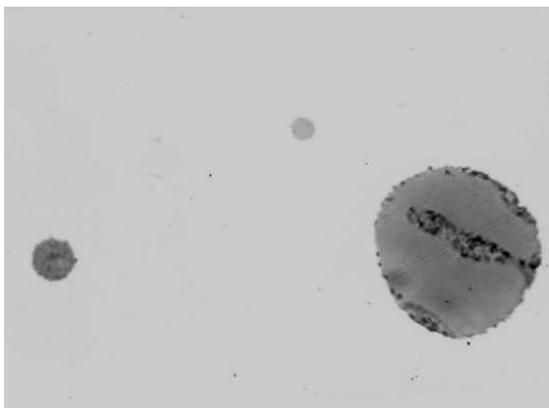


Рис. 3. Сульфидные включения в стали плавки 00-2427, окончательно раскисленной ФЦМ 5, $\times 1500$

Неметаллические включения в стали плавки 002427, раскисленной 0,3 % сплава ФЦМ5 (ва-

риант 8, табл. 2), имеют наиболее оптимальную форму сложных глобуляризованных сульфидов, включающих в себя сульфиды редкоземельных металлов (рис. 3).

Выводы по работе

Анализируя полученные результаты, необходимо отметить следующее:

- по мере увеличения количества вводимого для окончательного раскисления силикокальция сульфидные включения приобретают наиболее благоприятную форму рассредоточенных глобулей;

- выявлена хорошая глобуляризация сульфидных включений в стали, раскисленной при нормальной температуре комплексными раскислителями, содержащими редкоземельные элементы;

- показано, что раскисление стали 0,3 % ФЦМ5 способствовало формированию сложных глобуляризованных сульфидов, включающих в себя сульфиды редкоземельных металлов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев, А. П. *Металловедение : Учебник для вузов* / А. П. Гуляев, А. А. Гуляев. – 7-е изд., перераб. и доп. – М. : Альянс, 2011. – 643 с.
2. Смирнов, Н. А. *Современные методы анализа и контроля продуктов производства* / Н. А. Смирнов. – 2-е изд., доп. и перераб. – М. : Металлургия, 1985. – 256 с.
3. Ромашкин, А. Н. *Влияние неметаллических включений на свойства стали [Электронный ресурс]* / А. Н. Ромашкин. – URL: http://www.steelcast.ru/nonmetallic_inclusions.
4. Иванов, В. Н. *Словарь-справочник по литейному производству* / В. Н. Иванов. – М. : Машиностроение, 1990. – 384 с.
5. Бельченко, Г. И. *Неметаллические включения и качество стали* / Г. И. Бельченко, С. И. Губенко. – К. : Техніка, 1980. – 168 с.

Ответственный за выпуск
Наталья Ильинична **ГАБЕЛЬЧЕНКО**

Оригинал-макет и электронная версия издания
подготовлены редакционно-издательским отделом
Издательства ВолгГТУ

Корректурa **Л. Н. Рыжих**
Компьютерная верстка: **Е. В. Макарова**

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Учредитель:
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолгГТУ)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Темплан 2022 г. Поз. № 9ж. Дата выхода в свет 27.07.2022 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 12,09. Уч.-изд. л. 12,58.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 333.

Отпечатано в типографии Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.