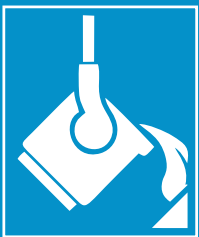


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия

Металлургия

16+

№ 7 (254)

2021

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)
Пустьовой 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)

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 (254)

Июль

2021

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*

© Волгоградский государственный технический университет,
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2021

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 Mathe-
matical 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)

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 (254)

July

2021

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. 46
Агеев Е. В. 32
Агеева Е. В. 27
Алиев Д. О. 83
Алтухов А. Ю. 27
Барон А. А. 73
Безмогорычный М. Д. 21
Белицкий П. В. 25
Белов А. А. 21, 92
Бобович Н. Н. 81
Бондарева О. П. 25, 69
Войтенко Р. М. 46
Габельченко Н. И. 21, 53, 62, 81, 83, 92
Гаманюк С. Б. 56
Гильманшина Т. Р. 65
Гоник И. Л. 25, 69
Горленко Д. А. 35
Грачев А. Н. 50
Гребнев Д. Ю. 53, 62
Гребнев Ю. В. 53, 62
Григорьева Н. В. 41
Гулевский В. А. 87
Ефимов М. В. 83
Жаркова В. Ф. 53, 62, 92
Жильцов Н. П. 92
Жирков Е. Н. 65
Зимин М. М. 46
Зюбан Н. А. 46, 56
Ивченко К. А. 56
Илларионов И. Е. 65
Карпова Е. Ю. 21, 81
Катинев Д. Р. 81
Кидалов Н. А. 21, 41, 83
Королев М. С. 32
Крохалев А. В. 7
Крючков О. Б. 69
Кузьмин С. В. 7
Леушин И. О. 50
Леушина Л. И. 50
Лысак В. И. 7
Мирошкин Н. Ю. 87
Михалкина И. В. 35
Никитин М. С. 46
Новиков Е. П. 32
Орлова А. В. 41
Палаткин С. В. 73
Палаткина Л. В. 73
Поляк С. Р. 21
Пузиков А. Я. 56
Руцкий Д. В. 46, 56
Савинов А. С. 35
Седов Э. В. 25, 69
Семенова Л. С. 83
Степанова Т. Н. 65
Феоктистов Н. А. 35
Филатов Д. А. 874
Харламов В. О. 7
Хорьякова Н. М. 32
Цурихин С. Н. 87
Черников Д. Р. 7
Чернов В. П. 35
Щербаков А. В. 27
Явтушенко П. М. 50

СОДЕРЖАНИЕ

Часть I. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

| | |
|--|----|
| <i>Крохалев А. В., Харламов В. О., Черников Д. Р., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Основы технологии получения взрывом износостойких порошковых покрытий из твердых сплавов..... | 7 |
| <i>Габельченко Н. И., Кидалов Н. А., Белов А. А., Карпова Е. Ю., Безмогорычный М. Д., Поляк С. Р.</i> Исследование формирования структуры серого чугуна методом термографического анализа..... | 21 |
| <i>Гоник И. Л., Бондарева О. П., Седов Э. В., Белицкий П. В.</i> Исследование влияния компонентов оксидоуглеродной композиции на структуру выплавленного металла..... | 25 |
| <i>Агеева Е. В., Алтухов А. Ю., Щербаков А. В.</i> Структура и свойства порошковых материалов, полученных электродиспергированием нихромовых металлоотходов..... | 27 |
| <i>Агеев Е. В., Хорьякова Н. М., Новиков Е. П., Королев М. С.</i> Исследование пористости сплава ВНЖ, спеченного из электроэрозионных порошков, полученных в воде..... | 32 |
| <i>Феоктистов Н. А., Чернов В. П., Савинов А. С., Горленко Д. А., Михалкина И. В.</i> Оценка влияния углерода на эксплуатационные свойства и микроструктуру валковой стали..... | 35 |

Часть II. ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

| | |
|---|----|
| <i>Кидалов Н. А., Григорьева Н. В., Орлова А. В.</i> Исследование влияния ошелаченных лигносульфонатов технических на физико-механические и технологические свойства жидкостекольных смесей..... | 41 |
| <i>Руцкий Д. В., Агарков А. Ю., Зюбан Н. А., Никитин М. С., Войтенко Р. М., Зимин М. М.</i> Оценка эффективности использования проволоки СК30 при внепечной обработке стали..... | 46 |
| <i>Леушин И. О., Грачев А. Н., Леушина Л. И., Явтушенко П. М.</i> Перспективы применения жидкоподвижных самотвердеющих смесей в производстве тонкостенных стальных отливок..... | 50 |
| <i>Габельченко Н. И., Гребнев Д. Ю., Жаркова В. Ф., Гребнев Ю. В.</i> Совершенствование процесса поверхностного легирования отливок с использованием газопламенного напыления..... | 53 |
| <i>Пузиков А. Я., Гаманюк С. Б., Зюбан Н. А., Руцкий Д. В., Ивченко К. А.</i> Влияние внешних воздействий на особенности затвердевания и характер конвективных потоков при затвердевании слитков..... | 56 |
| <i>Гребнев Ю. В., Габельченко Н. И., Жаркова В. Ф., Гребнев Д. Ю.</i> Совершенствование технологического процесса выплавки углеродистых и низколегированных сталей в электродуговых печах с кислой футеровкой..... | 62 |
| <i>Гильманишина Т. Р., Илларионов И. Е., Жирков Е. Н., Степанова Т. Н.</i> Исследование способа введения поверхностно-активных веществ в состав водных противпригарных покрытий..... | 65 |
| <i>Бондарева О. П., Седов Э. В., Крючков О. Б., Гоник И. Л.</i> Влияние химического состава и способа выплавки на свойства металла сварных соединений экономнолегированных хромомарганцевоникелевых сталей..... | 69 |

| | |
|--|----|
| <i>Барон А. А., Палаткина Л. В., Палаткин С. В.</i> Компьютерное моделирование процесса заполнения расплавом песчаной формы для получения заготовок стандартных разрывных образцов чугуна..... | 73 |
| Часть III. ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ | |
| <i>Карпова Е. Ю., Габельченко Н. И., Бобович Н. Н., Катинев Д. Р.</i> Кинетика динамических характеристик ударного нагружения формовочной смеси..... | 81 |
| <i>Ефимов М. В., Кидалов Н. А., Габельченко Н. И., Алиев Д. О., Семенова Л. С.</i> Исследование взаимного влияния технологии сварки и термической обработки сварных соединений из разнородных марок сталей..... | 83 |
| <i>Гулевский В. А., Цурихин С. Н., Мирошкин Н. Ю., Филатов Д. А.</i> Применение омедненных сфер пенополистерола в литейных изделиях..... | 87 |
| <i>Габельченко Н. И., Жаркова В. Ф., Жильцов Н. П., Белов А. А.</i> Использование системы компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «ПолигонСофт» версии 20.0..... | 92 |
| К сведению авторов..... | 96 |

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 669.018.25.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-7-21

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

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЗРЫВОМ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Волгоградский государственный технический университет,

e-mail: weld@vstu.ru

Приведен обзор результатов экспериментального исследования влияния типа и содержания металлической связки, параметров ударно-волнового сжатия и последующего нагрева на формирование твердых сплавов и покрытий из них при взрывной обработке порошковых смесей $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ на стальных подложках; описан механизм износа и антифрикционные свойства полученных материалов.

Ключевые слова: порошковая смесь, карбид хрома, титан, взрывное прессование, уплотнение, остаточная пористость, фазовый состав, микроструктура прессовок.

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

FUNDAMENTALS OF TECHNOLOGY FOR OBTAINING WEAR-RESISTANT HARD ALLOY POWDER COATINGS BY EXPLOSION

Volgograd State Technical University

An overview of the results of an experimental study of the effect of the type and content of the metal binder, the parameters of shock-wave compression and subsequent heating on the formation of hard alloys and coatings from them during the explosive treatment of $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ powder mixtures on steel substrates is presented, the mechanism of wear and antifriction properties of the obtained materials is described.

Keywords: powder mixture, chromium carbide, titanium, explosive pressing, compaction, residual porosity, phase composition, microstructure of compacts.

Введение

В последние десятилетия процессы получения консолидированных материалов из смесей металлических порошков явились предметом многочисленных исследований. Экспериментальному изучению, моделированию и расчету ударно-волновых процессов в пористых материалах посвящен ряд работ В. Ф. Нестеренко, Н. А. Костюкова, А. А. Штерцера (Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН), А. М. Ставера (Красноярский государственный технический университет), В. Д. Рогозина (Волгоградский государственный технический университет) [1–5].

Однако, несмотря на большое количество накопленного экспериментального материала и несомненные успехи в области взрывного компактирования порошков, должного теоретического понимания и единой точки зрения на факторы, обуславливающие достижения предельного уплотнения в условиях воздействия высоких динамических давлений, не выработано.

Традиционно подобные материалы получают путем прессования исходных смесей порошков карбида и металлической связки с последующим спеканием или наносят на поверхность стальных деталей в виде покрытий газотермическим напылением. Это накладывает определенные ограничения на подбор состава материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов, что сдерживает возможности повышения эксплуатационных свойств материалов и покрытий за счет применения новых металлических связок. Весьма перспективной с научной и практической точек зрения является возможность обойти

тесного понимания и единой точки зрения на факторы, обуславливающие достижения предельного уплотнения в условиях воздействия высоких динамических давлений, не выработано.

данные ограничения путем использования взрывного компактирования порошковых смесей карбидов с металлами.

Получение твердых сплавов и покрытий из смесей порошков карбида и металла взрывным (как, впрочем, и любым другим) методом предполагает решение двух основных задач: уплотнение порошковой смеси и формирование прочных поверхностей раздела между компонентами порошкового покрытия и между покрытием и основой.

Многочисленные исследования уплотнения порошковых материалов при взрывном прессовании, в том числе таких, как смеси карбидов с металлами [6–8], показывают, что на пути решения первой из названных задач принципиальных препятствий не существует: взрывное прессование порошков может обеспечить их уплотнение до практически беспористого состояния.

Формирование прочных границ между частицами порошка при взрывном компактировании исследовано в существенно меньшей степени. Наиболее распространена точка зрения, что этот процесс связан с появлением на границах соединяемых частиц областей интенсивной пластической деформации [9–10], подобных наблюдаемым при сварке взрывом. Выполнение этого условия обеспечивает активацию контактных поверхностей и образования прочных связей между ними в соответствии с общими представлениями сварки давлением [11].

Использование взрывного компактирования создает, таким образом, все условия для получения консолидированных твердых сплавов и покрытий из них (при выборе соответствующих

схем нагружения) на стадии прессования, что позволяет отказаться от спекания, сохранить исходный фазовый состав материалов и избежать химического взаимодействия материала покрытия с подложкой.

Реализация принципиальных возможностей взрывного метода получения твердых сплавов и покрытий из них не является, однако, тривиальной задачей и требует комплексного подхода как в выборе исходных компонентов порошковых смесей, так и в назначении режимов их ударно-волнового нагружения.

Целью данной работы было систематическое изложение накопленных к настоящему времени экспериментальных данных по взрывному компактированию смесей порошков карбида хрома с металлами, их теоретических объяснений и формирование на этой основе комплекса научно-обоснованных принципов подбора состава и разработки технологии получения взрывом износостойких карбидо-хромовых твердых сплавов и покрытий.

Схемы нагружения смесей порошков

Как показали многочисленные исследования [12], наиболее простой и эффективной в технологическом отношении схемой нагружения для нанесения покрытий из порошковых твердых сплавов является схема, предусматривающая размещение исходной смеси порошков Cr_3C_2 и металлической связки непосредственно на рабочей поверхности заготовки детали и ее нагружение плоской нормально падающей детонационной волной через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка (рис. 1).

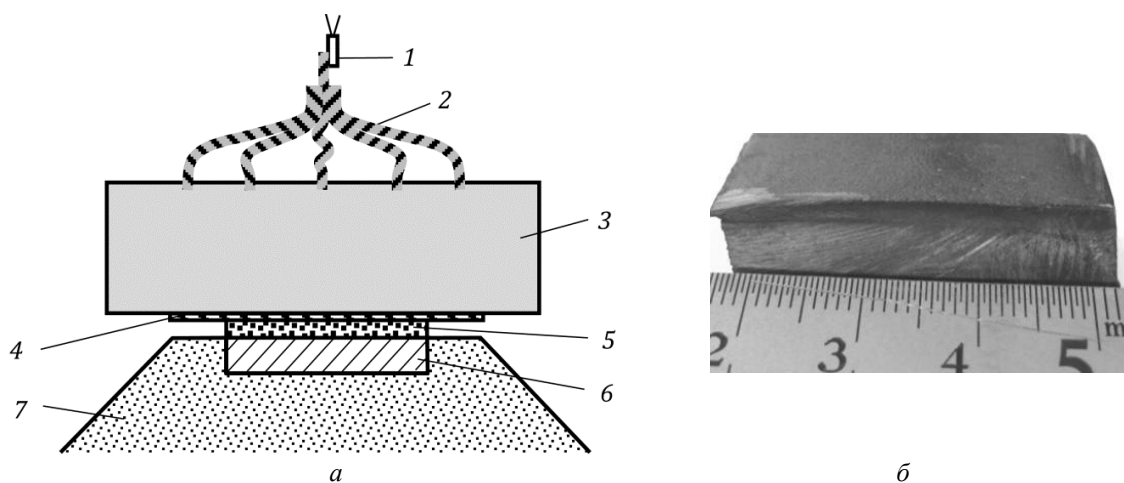


Рис. 1. Схема нагружения (а) и внешний вид полученных образцов (б):
1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ; 4 – промежуточная прокладка;
5 – порошок; 6 – стальное основание; 7 – песчаная подушка

При использовании данной схемы разогрев порошкового материала происходит не за счет теплообмена между ним и продуктами детонации, а в результате общего увеличения внутренней энергии порошка в ходе его необратимого сжатия в ударных волнах. Повышение давления в наносимом материале осуществляется ступенчато вследствие отражения движущейся по невозмущенному порошку ударной волны от поверхности покрываемой подложки, а затем и от промежуточной прокладки, отделяющей продукты взрыва от порошка. При этом рост температуры происходит в основном в первой волне, движущейся по невозмущенному порошку, а максимальное давление его сжатия достигается в отраженных ударных волнах, что является оптимальным с точки зрения сварки давлением.

Использование плоского нагружения позволяет устранить вероятность выноса порошка с поверхности подложки за счет горизонтальной составляющей массовой скорости частиц за фронтом падающей и отраженных волн [12]. Для уменьшения остаточной деформации пла-

кируемой заготовки ее обычно размещают на песчаной подушке, верхняя кромка которой располагается так, чтобы уплотненные и увлажненные песчаные массы не препятствовали выходу воздуха, скапливающегося перед фронтом движущейся по невозмущенному порошку ударной волны, вдоль покрываемой поверхности.

Уплотнение смесей порошков при взрывном нагружении

Исследование сплавов, полученных взрывной обработкой смесей порошка карбида хрома Cr_3C_2 с порошками титана ПТС (ТУ 14-1-958-74), никеля ПНЭ-1 (ГОСТ 9722-97) или меди ПМА (ГОСТ 4960-75) в широком диапазоне параметров нагружения (в соответствии с проведенными расчетами температура разогрева порошка в ударных волнах изменялась в опытах от 200 до 1000 °С, а максимальное давление ударно-волнового сжатия – от 4 до 16 ГПа) показало, что в их структуре четко просматриваются образующие непрерывный скелет частицы карбидной фазы, между которыми располагаются металлическая связка и отдельные поры (рис. 2).

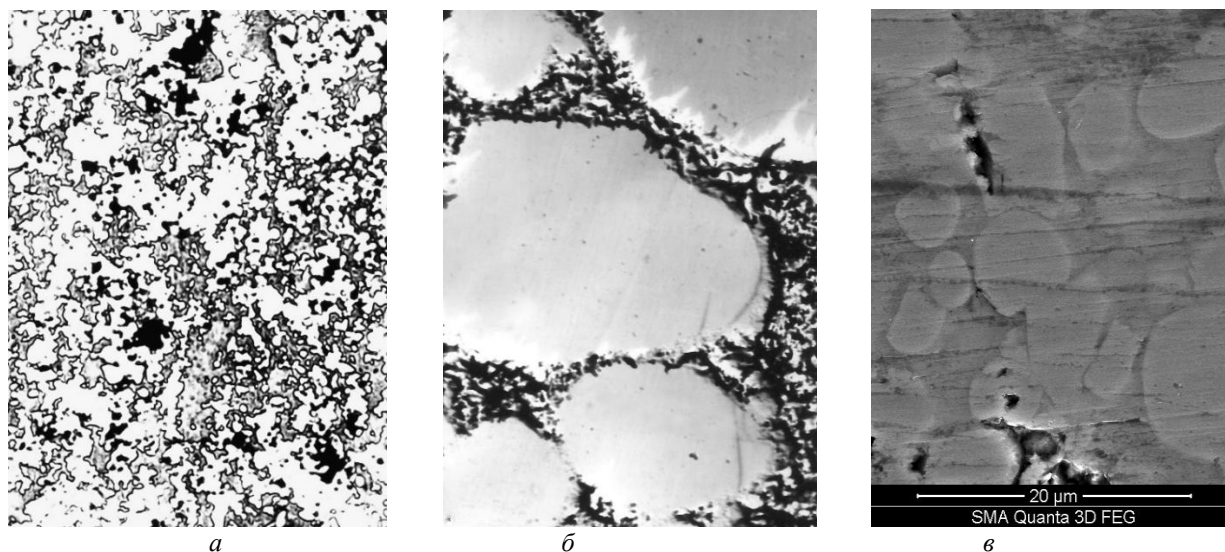


Рис. 2. Структура твердых сплавов, полученных взрывом:
a – оптическая микроскопия, Carl Zeiss Axiovert, $\times 200$; *б* – угольная реплика, ПЭМ, Tesla BS 540, $\times 5000$;
в – шлиф без травления, РЭМ, Quanta 3D FEG

С увеличением интенсивности нагружения (высоты заряда, скорости детонации ВВ, максимального давления ударно-волнового сжатия, температуры разогрева порошкового материала в процессе нагружения), а также содержания в исходной порошковой смеси металлической связки пористость полученных взрывом твердых сплавов существенно уменьшается (рис. 3, *a*, *б*). Предварительное механическое

уплотнение порошковых смесей (утряска) ведет к значительному увеличению пористости прессовок за счет снижения температуры разогрева порошка при ударно-волновой обработке (рис. 3, *a*).

Порошковые смеси карбида хрома с титановой связкой уплотняются при обработке взрывом существенно лучше, чем смеси с медной и никелевой связкой (рис. 3, *б*). Это связано

с тем, что акустическая жесткость титана значительно ниже, чем акустическая жесткость меди и никеля, в результате чего он приобретает бóльшую массовую скорость при ударном

взаимодействии частиц исходной порошковой смеси друг с другом во время прессования и эффективнее заполняет промежутки между карбидными частицами, чем медь и никель.

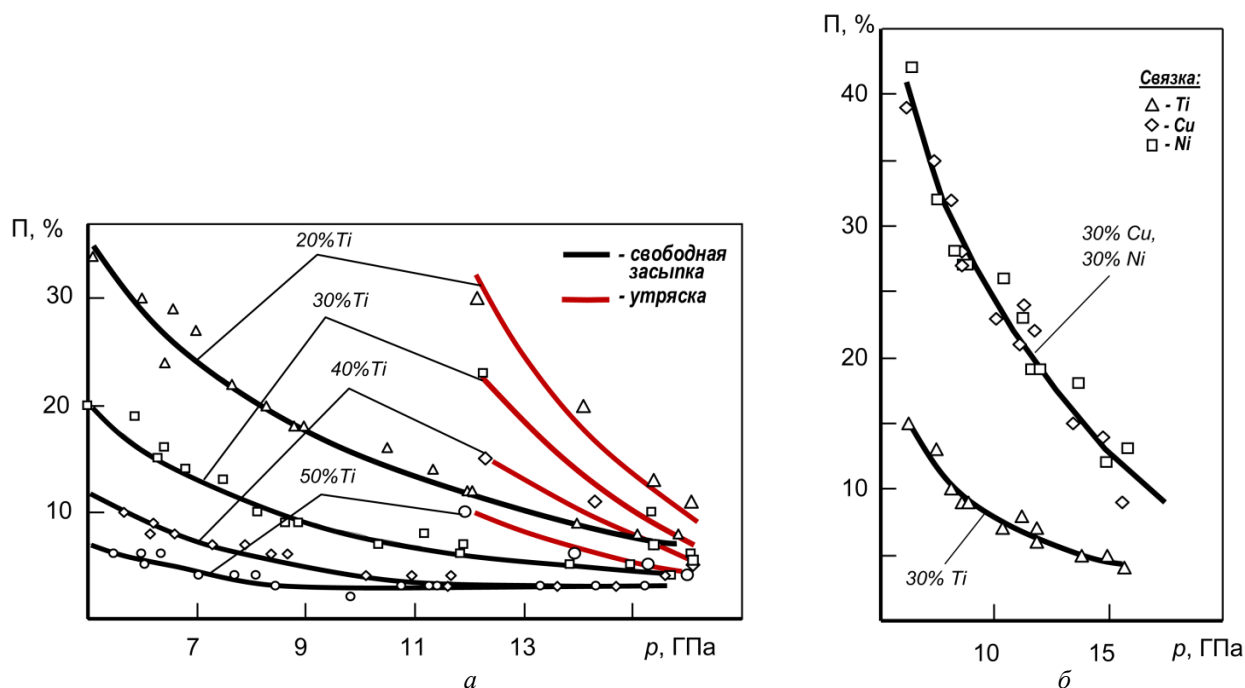


Рис. 3. Влияние давления ударно-волнового сжатия p на остаточную пористость P твердых сплавов с различным содержанием титановой связки и различной исходной плотностью (a) и с различным типом металлической связки (b)

Приведенные данные говорят о том, что использование титановой связки в составе исходной порошковой смеси на основе карбида хрома позволяет на практике реализовать принципиальную возможность получения взрывным прессованием без последующего спекания порошковых материалов с плотностью, близкой к плотности монолита.

Межфазное взаимодействие компонентов порошковых твердых сплавов

Для анализа фазовых превращений, возможных при ударно-волновом воздействии на порошковые смеси карбида хрома Cr_3C_2 с медной, никелевой и титановой связками, с использованием программного комплекса Thermo-Calc проводилось численное термодинамическое моделирование равновесия фаз в системах $Cr-Cu$, $Cr-Ni$ и $Cr-Ti$. Результаты расчетов показали, что при использовании медной и никелевой связки исходный фазовый состав по-

рошковых смесей близок к равновесному и в процессе ударно-волновой обработки изменяться не должен. В сплавах карбида хрома с титаном при содержании последнего до 40 масс. % (см. рис. 4) равновесными фазами являются карбид титана TiC , карбид хрома Cr_3C_2 , обедненные углеродом карбиды хрома Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$ и твердый раствор Ti в Cr (в зависимости от состава сплава). Следовательно, воздействие достаточно высокой температуры на такие сплавы в отличие от сплавов с медью и никелем без изменения фазового состава теоретически невозможно.

Металлографические исследования образцов после ударно-волновой обработки смесей порошков на основе карбида хрома с титаном с температурой разогрева в ударных волнах, не превышающей $1000\text{ }^\circ\text{C}$, показали, однако, что в структуре полученных порошковых материалов форма и размеры частиц карбидной фазы соответствуют исходным (рис. 5).

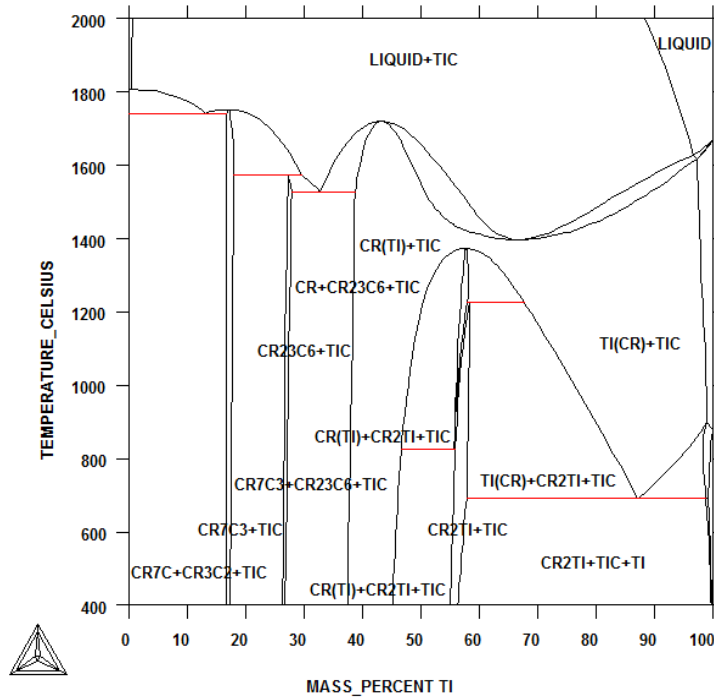
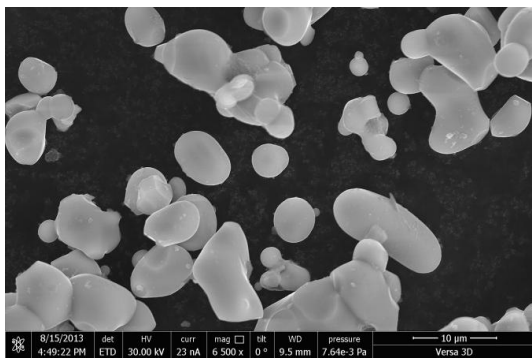
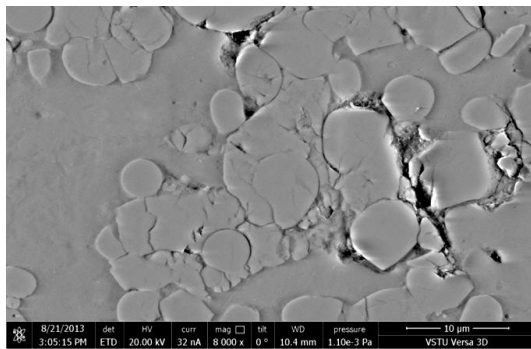


Рис. 4. Квазибинарное сечение Cr_3C_2 -Ti системы Cr-C-Ti



а



б

Рис. 5. Вид частиц карбида хрома в исходном состоянии (а) и структура твердых сплавов Cr_3C_2 -Ti, полученных взрывом (б), РЭМ, Versa 3D LoVac

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами показало отсутствие следов химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси и перераспределения элементов между фазами (рис. 6). Этот факт позволяет утверждать, что процессы, обусловленные диффузией, взаимным растворением компонентов и образованием новых фаз, и ведущие в конечном счете к формированию промежуточных слоев той или иной толщины со свойствами, отличными от свойств исходных соединяемых материалов, за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, в заметном объеме протекать не успевают.

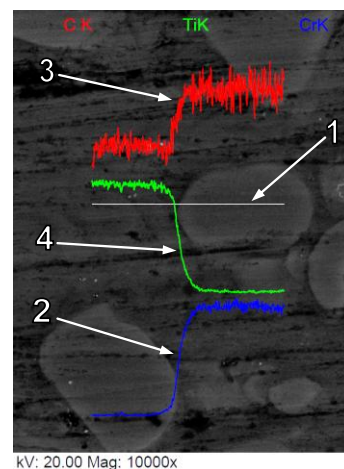
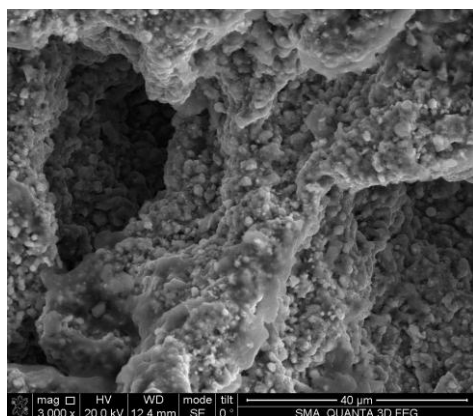


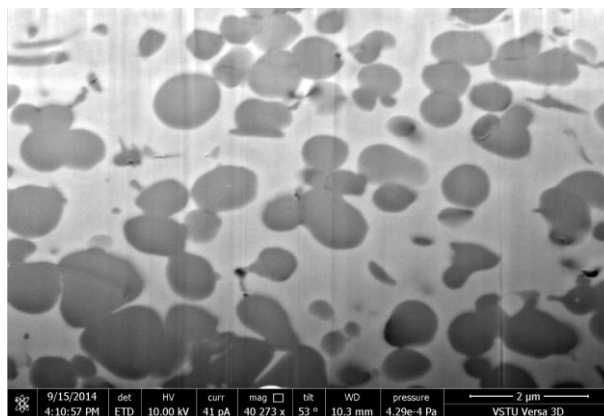
Рис. 6. Распределение элементов между фазами твердого сплава, РЭМ, Quanta 3D FEG: 1 – линия сканирования состава; 2, 3 и 4 – содержание Cr, C и Ti соответственно

При использовании более жестких режимов нагружения (например, при ударно-волновой обработке порошковой смеси карбида хрома с 40 вес. % титановой связки, обеспечивающей сжатие материала до давления 15 ГПа и разогрев до средней температуры 1030 °С) на поверхности прессовки наблюдается дефект в виде пены (рис. 7), обусловленный нестационарностью формы ударного фронта в момент формирования ударной волны в порошке, кото-

рая приводит к локализации деформации, вызывающей перегрев отдельных микрообъемов прессуемого материала вплоть до оплавления. Появление жидкой фазы приводит к растворению в ней частиц исходного Cr_3C_2 , выравниванию состава жидкости и формированию при дальнейшем охлаждении равновесной (см. рис. 4) структуры (рис. 7, б), состоящей из карбида титана TiC и твердого раствора титана в хrome $\text{Cr}(\text{Ti})$.



а



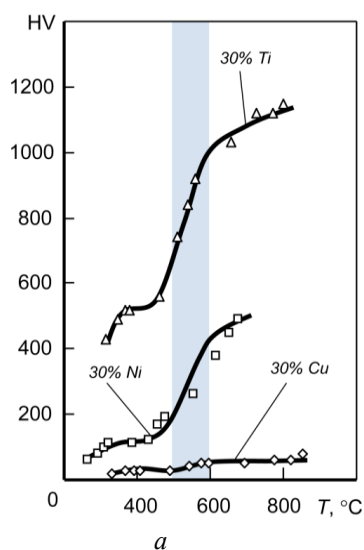
б

Рис. 7. Пенообразная составляющая на поверхности твердого сплава:
а – макроструктура, РЭМ Quanta 3D FEG; б – структура межпоровых участков, РЭМ Versa 3D LoVac

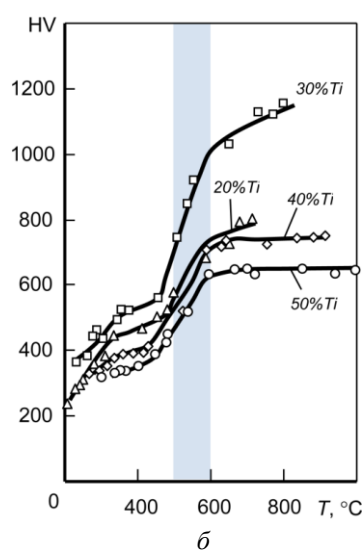
Формирование прочных межфазных границ и их структура

Твердость материалов на основе карбида хрома Cr_3C_2 с медной, никелевой и титановой связками с увеличением интенсивности ударно-волнового воздействия увеличивается, причем на ее плавный рост при температуре разогрева порошка в процессе обработки, равной

500...600 °С, накладывается скачок, свидетельствующий о формировании прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси (рис. 8). Данный вывод хорошо согласуется с наблюдаемым изменением характера излома образцов при переходе через указанный участок с межкристаллитного на транскристаллитный (рис. 9).



а



б

Рис. 8. Влияние температуры разогрева T при ударно-волновом сжатии на твердость HV материалов с различным типом металлической связки (а) и различным ее содержанием (б)

Температура 500...600 °С, при которой наблюдается сварка частиц порошка друг с другом на стадии уплотнения, соответствует температуре $(0,35...0,4)T_{пл}$ карбида хрома, при которой происходит его переход в пластичное состояние. Данный факт соответствует современной теории сварки в твердой фазе, согласно которой этот переход делает возможным скольжение дислокаций и их выход в процессе деформирования

карбидных частиц на поверхность карбидной фазы, активацию этой поверхности и образование прочных границ между карбидными частицами и металлической связкой.

Максимальные значения твердости сплавов системы Cr_3C_2-Ti (до 1150HV, см. рис. 8) доказывают принципиальную возможность формирования консолидированных твердых сплавов на стадии прессования без последующего спекания.

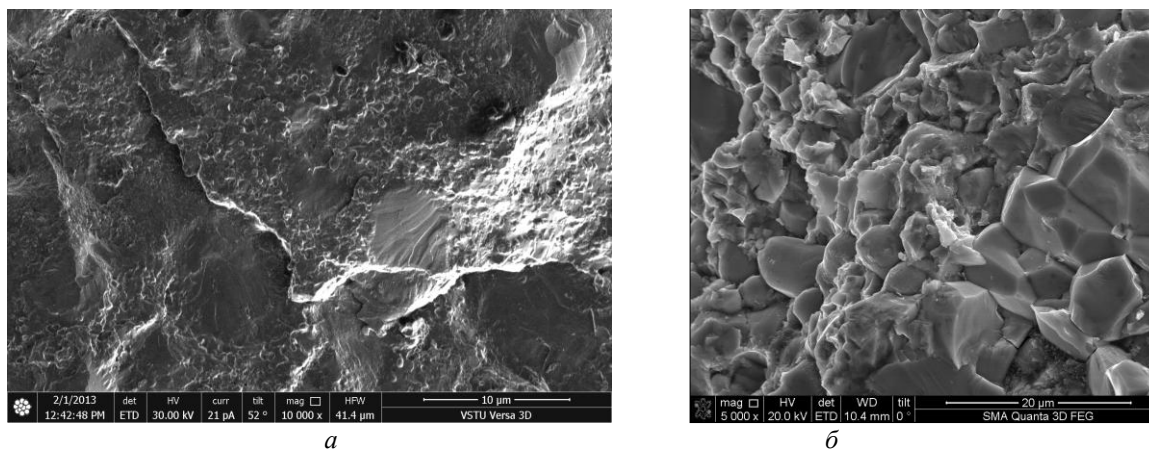


Рис. 9. Вид излома образцов сплавов системы Cr_3C_2-Ti : а – межкристаллитный, РЭМ Versa 3D LoVac; б – транскристаллитный, РЭМ, Quanta 3D FEG

Изучение строения и химического состава зоны соединения карбидных частиц с металлической связкой с применением методов просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновского энергодисперсионного микроанализа показало, что образовавшаяся прочная граница

между карбидом хрома и титаном состоит из трех слоев (рис. 10), причем каждый из этих слоев не является однофазным, а содержит в своем составе несколько фаз, появление которых подтверждают результаты рентгеноструктурного анализа (рис. 11).

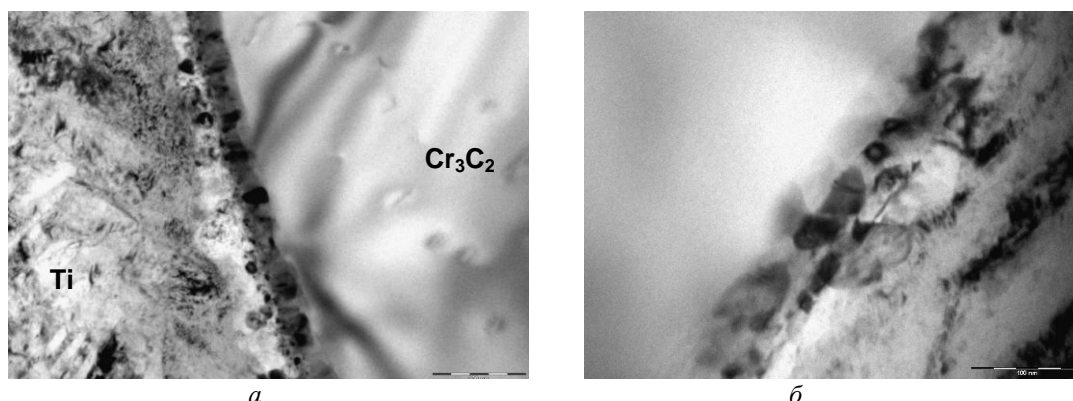


Рис. 10. Микроструктура зоны соединения карбидной и металлической фаз в твердых сплавах системы Cr_3C_2-Ti , полученных взрывом. ПЭМ, Теспаи G2 20F

Исследование химического состава прослойки на границе карбида хрома с титаном (рис. 12) выявило плавное непрерывное изменение ее химического состава от максимально возможного содержания одного металла до максимально возможного содержания другого

при практически неизменном по сечению содержании углерода. Это свидетельствует о протекании в зоне соединения диффузии не только углерода, но и хрома, и титана. Диффузия последних является существенно более медленной и в связи с этим лимитирует, по-видимому,

весь процесс роста промежуточной прослойки, содержание углерода в различных областях которой успевает выравниваться за счет большей скорости диффузии углерода.

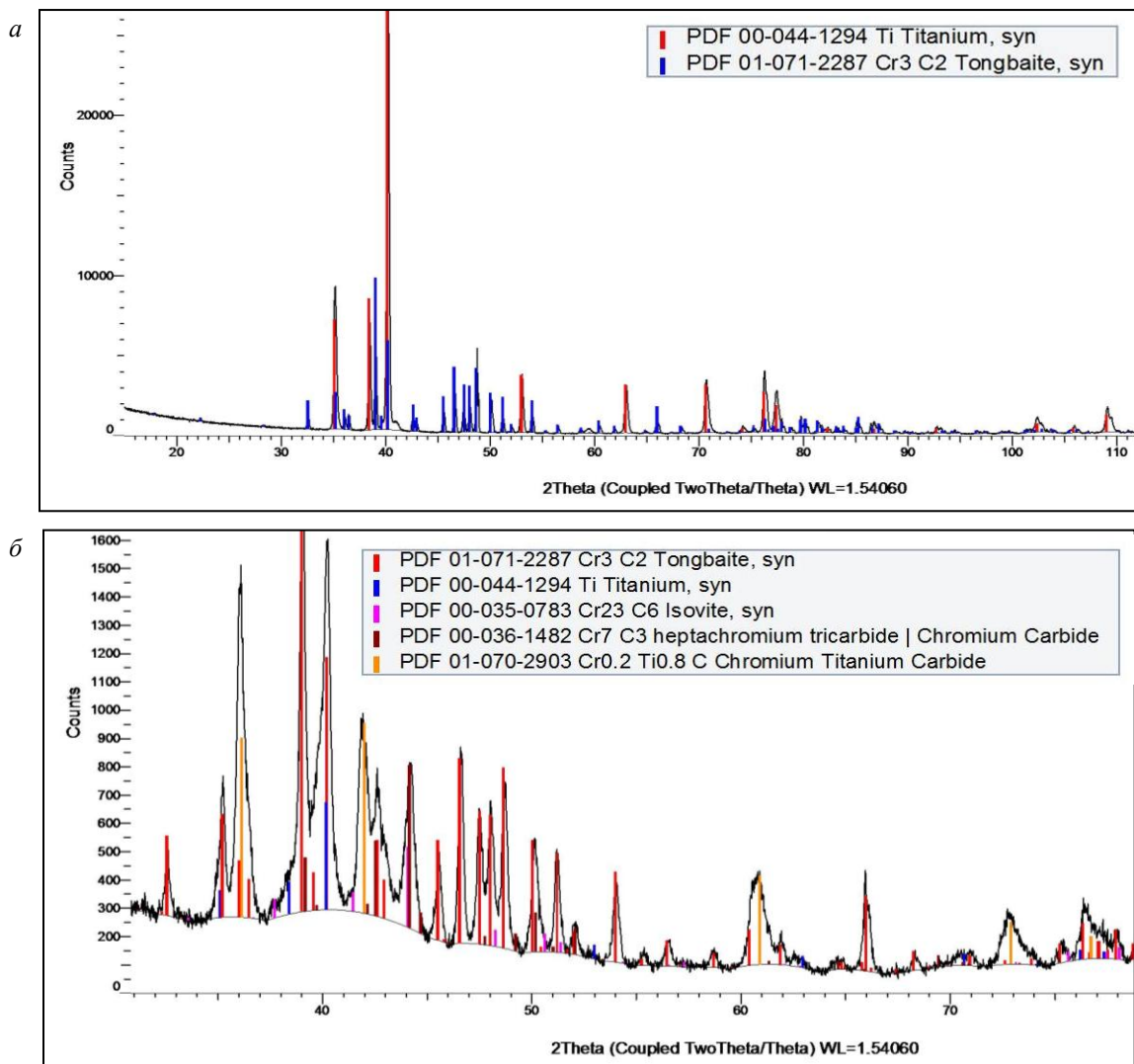


Рис. 11. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа исходной смеси порошков (а) и твердого сплава $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, полученного взрывом (б)

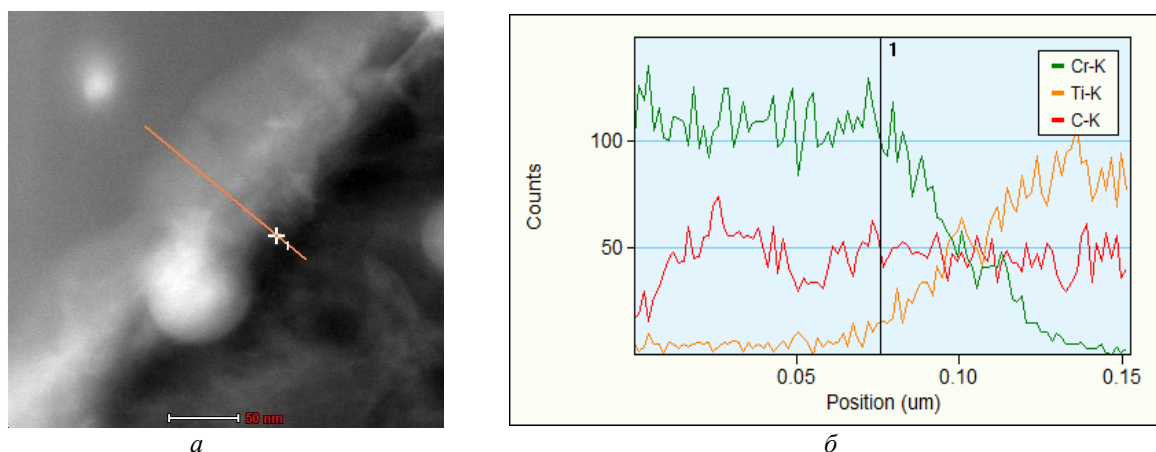


Рис. 12. Линия сканирования состава (а) и распределение элементов между фазами (б) на межфазных границах в твердых сплавах системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, полученных взрывом. ПЭМ, Titan 80-300

Термодинамический расчет равновесного фазового состава, выполненный для зафиксированного по сечению граничного слоя химического состава и различных давлений (рис. 13), показал, что три структурных многофазных зоны, зафиксированные при изучении микроструктуры границ, могли образоваться только при повышенном давлении, реализуемом

в процессе взрывной обработки (рис. 13, б).

Данный факт означает, что при нормальных условиях (то есть после снятия давления и быстрого охлаждения за счет теплоотвода в подложку) зафиксированный фазовый состав и структура границ являются неравновесными так же, как и структура полученного материала в целом.

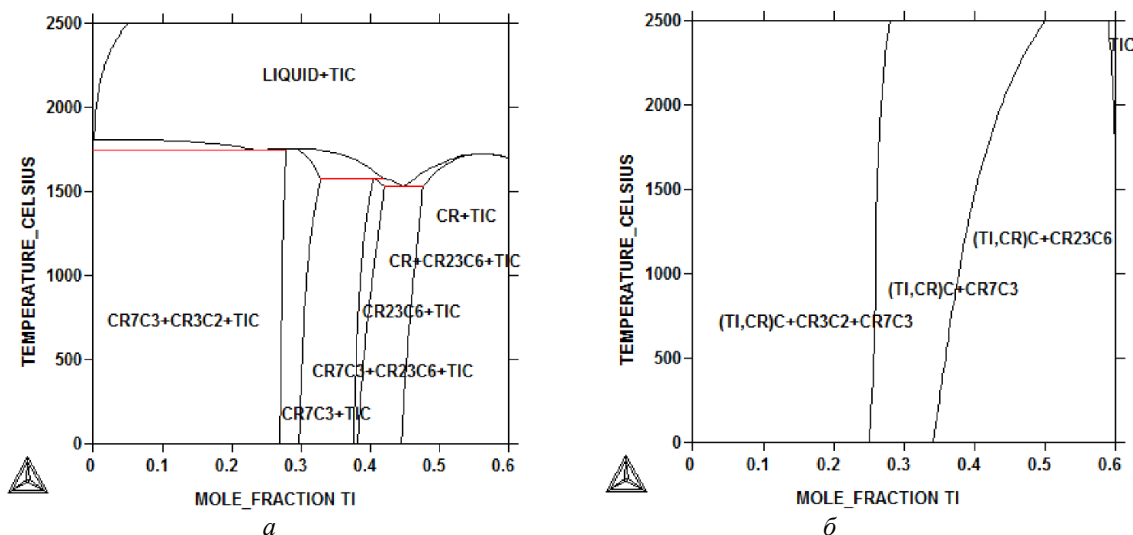


Рис. 13. Политермические сечения диаграммы состояния тройной системы Cr-C-Ti для содержаний углерода, равных 40 ат. %, при давлениях 1 атм (а) и 12 ГПа (б)

С целью выяснения последствий подобной ситуации образцы, полученные взрывом, подвергали нагреву до 400 и 700 °С. Результаты их рентгеноструктурного фазового анализа (рис. 14) показывают, что неравновесные фазы, образовавшиеся на границе между Cr₃C₂ и Ti,

при последующем нагреве до 400 °С растворяются (рис. 14, а), и твердый сплав карбида хрома с титаном становится, как и исходная порошковая смесь (рис. 11, а), двухфазным (рис. 15, а), по крайней мере, в рамках погрешности использованных методов исследования.

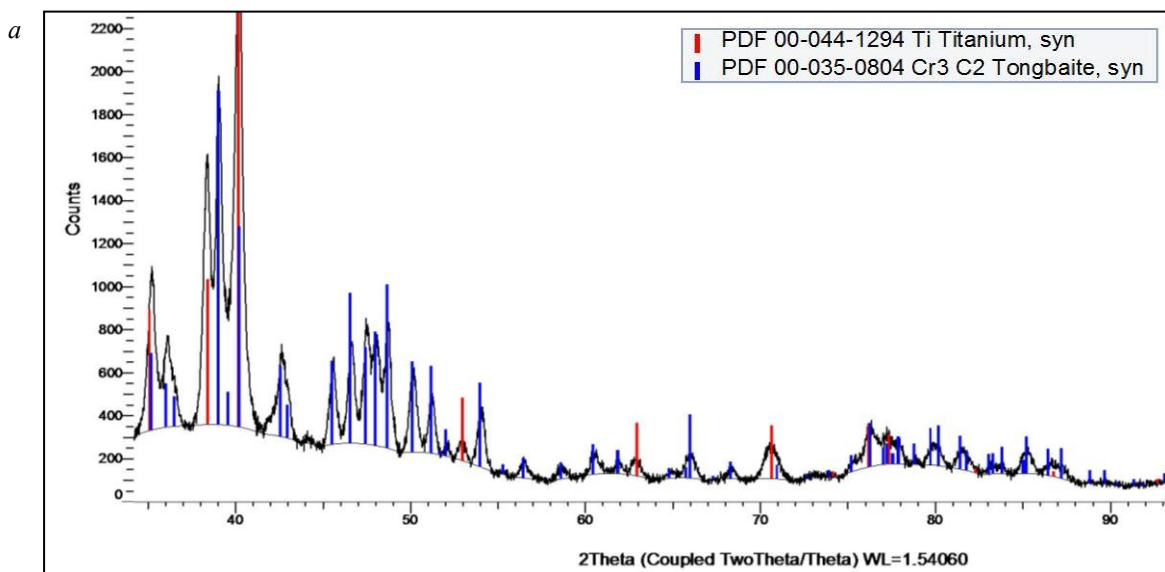


Рис. 14. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа твердого сплава Cr₃C₂-Ti, полученного взрывом, после нагрева до 400 °С (а) и 700 °С (б) (см. также на с. 16)

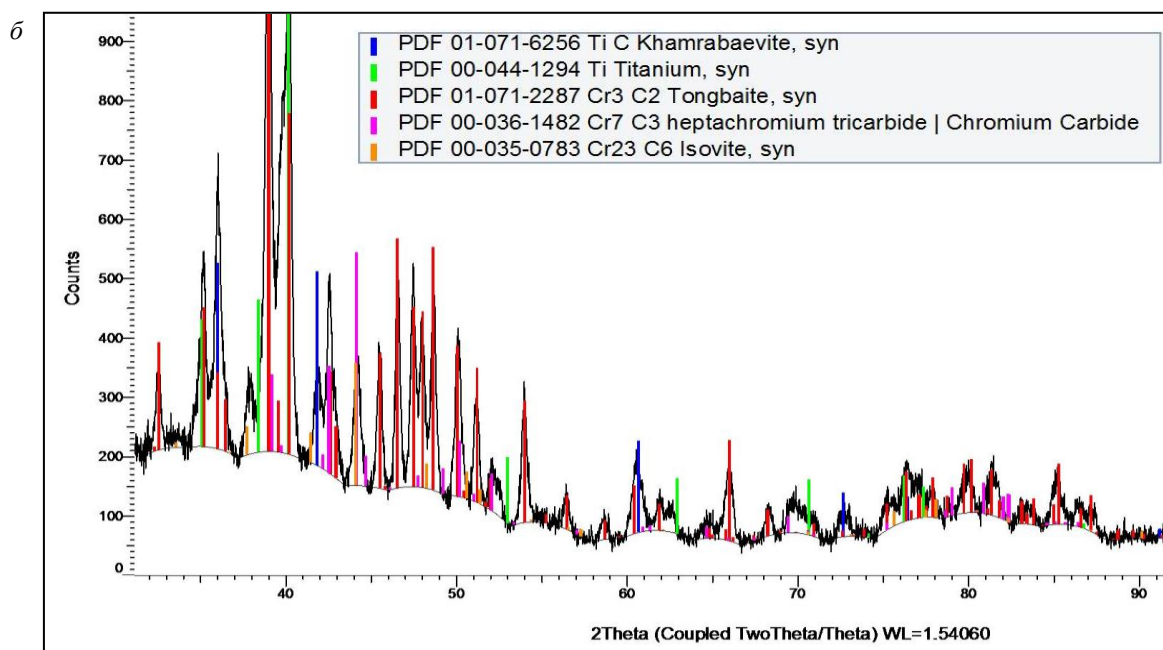
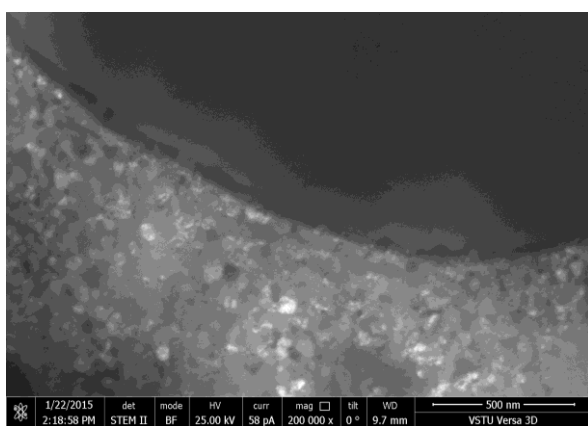


Рис. 14. Окончание

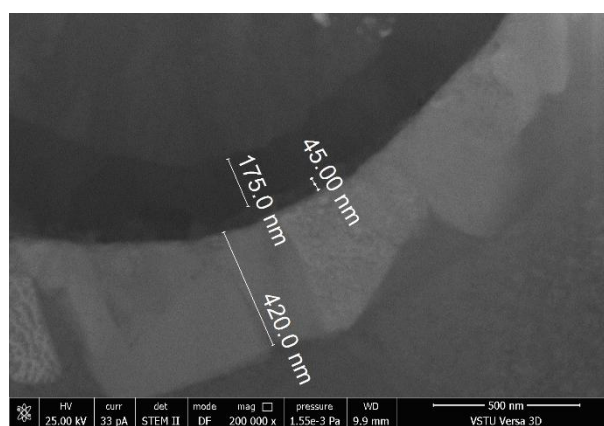
Нагрев до 700 °С приводит к появлению обедненных углеродом карбидов хрома Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 и карбида титана TiC (рис. 14, б), которые на этот раз образуют чередующиеся слои толщиной 175, 45 и 420 нм (рис. 15, б) соответственно и формируются, по-видимому, за счет диффузии углерода из исходного карбида хрома Cr_3C_2 к титану, что вполне укладывается в традиционные представления о реакционной диффузии.

Подобное строение и состав границ позво-

ляют связать выявленные различия в твердости материалов с титановой, никелевой и медной связкой (см. рис. 8, а) влиянием склонности данных металлов к карбидообразованию, определяющим возможность химического взаимодействия фаз и энергию (а соответственно, и прочность) межатомных связей в переходных слоях на границе «карбид – металл». Это, в свою очередь, указывает на перспективность использования титана как связки твердых сплавов на основе Cr_3C_2 , вместо традиционного никеля.



а



б

Рис. 15. Микроструктура зоны соединения карбидной и металлической фаз в твердых сплавах системы Cr_3C_2 -Ti после нагрева до 400 °С (а) и 700 °С (б)

Получение покрытий из твердых сплавов

Необходимым условием формирования работоспособного покрытия является достаточная

прочность его соединения с основой. Исследования показали, что нагружение порошковых смесей Cr_3C_2 и Ti плоской нормально падающей детонационной волной (по схеме рис. 1, а)

и использование параметров нагружения, обеспечивающих формирование твердых сплавов на стадии прессования, позволяет одновременно получать покрытия из них (рис. 1, б; 16, а). Необходимым условием для этого является использование порошковых смесей с достаточным количеством металлической связки (30 %

по объему и более). Прочность соединения покрытий со стальным основанием при испытаниях на срез при этом составляет 25...40 МПа (рис. 16, б), а разрушение образцов происходит преимущественно по материалу покрытия, что говорит о достижении равнопрочности на границе раздела «твердый сплав – подложка».

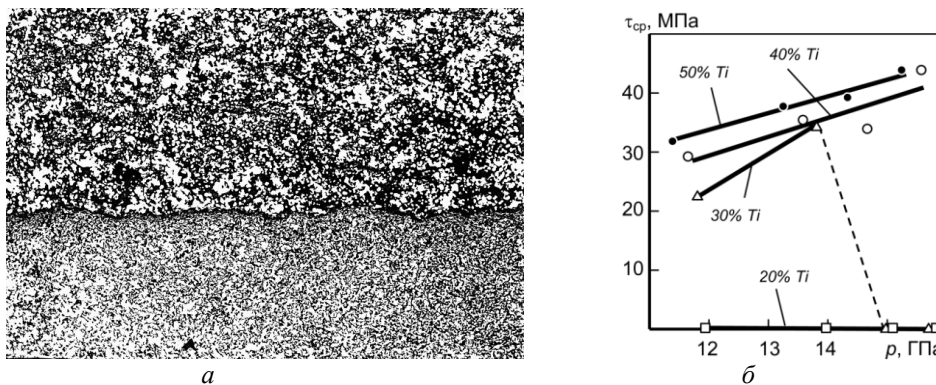


Рис. 16. Микроструктура (а) и прочность соединения со стальной основой на срез (б) покрытий из твердых сплавов системы Cr_3C_2-Ti

При отслоении покрытий из твердых сплавов, содержащих недостаточное количество связки, разрушение происходит по прилегающим к подложке слоям твердого сплава. При этом поверхность разрушения не имеет видимых признаков окисления. Это позволяет предположить, что основной причиной отслоения, а также основным фактором, определяющим прочность соединения покрытий с подложкой, являются внутренние термические напряжения, обусловленные разностью остаточных температур материалов покрытия и основы в момент разгрузки после ударно-волнового сжатия. С этих позиций рост прочности соединения (см. рис. 16, б) с увеличением содержания Ti в исходной порошковой смеси можно объяснить снижением коэффициента линейного термического расширения твердых сплавов от $10,1 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ до $9,5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ при увеличении содержания в них титановой связки от 20 до 50 %, а причиной воз-

растания прочности соединения с увеличением давления ударно-волнового сжатия считать эффект роста прессовок при разгрузке за счет упругого последействия, который в рассматриваемой ситуации ослабляет эффект торможения усадки покрытия в процессе охлаждения.

С целью снижения напряжений используемая схема нагружения (рис. 1, а) была модифицирована путем введения между слоем исходной порошковой смеси дополнительной прослойки порошка титана толщиной 1,0 мм, которая в результате взрывного прессования консолидировалась в монолитный слой толщиной 130...160 мкм, прочно связанный как с поверхностью твердого сплава, так и со стальным основанием (рис. 17, а). Это позволило в конечном итоге повысить прочность соединения твердых сплавов с подложкой более, чем в два раза по сравнению с ее значениями для покрытий тех же составов, но полученных без прослойки (рис. 17, б).

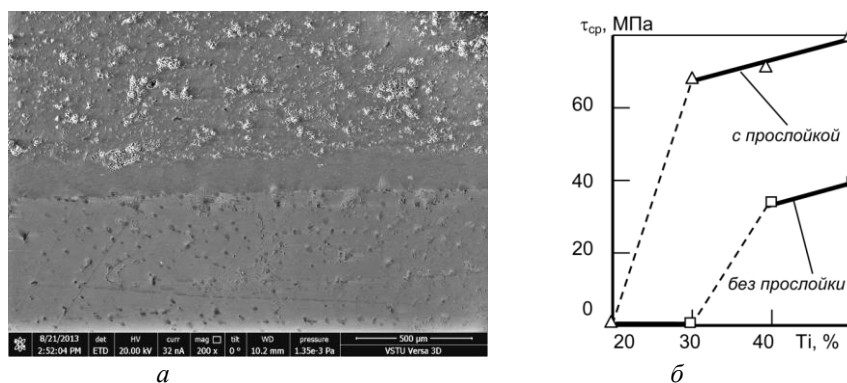


Рис. 17. Микроструктура зоны соединения твердого со стальным основанием через прослойку титана (а) и прочность соединения покрытий со стальной основой на срез (б)

Еще большего увеличения прочности соединения покрытий из твердого сплава карбида хрома и титана с покрываемой поверхностью при наличии между ними титановой прослойки удалось добиться термической обработкой – отжигом для уменьшения остаточных напряжений.

Прочность соединения с основой покрытий с 30 % связки после отжига при 400 °С составила 130 МПа, что почти в два раза превышает ее значение до проведения термической обработки (рис. 18).

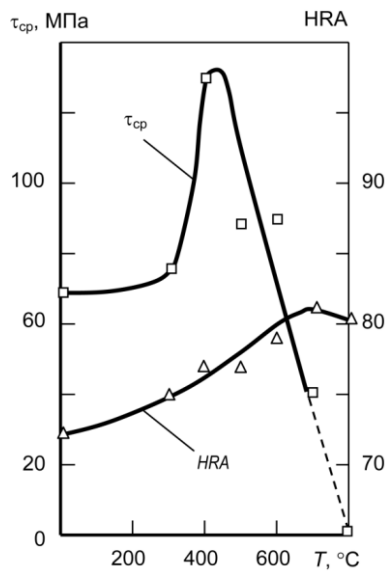


Рис. 18. Влияние температуры T термообработки на прочность соединения с основой $\tau_{ср}$ и твердость покрытия HRA

Проведение исследований микроструктуры титановой прослойки между твердым сплавом и стальным основанием показало, что в процессе отжига при температуре 400 °С имеет место рекристаллизация титана, в результате которой исходные вытянутые в направлении деформации (перпендикулярно импульсу давления) зерна размером 500...800 нм (рис. 19, а) заменяются пространственно разориентированными равноосными зёрнами (рис. 19, б). Следствием рекристаллизации является релаксация сформировавшихся при охлаждении после взрывной обработки напряжений – растягивающих в покрытии и сжимающих в основе, которая, в свою очередь, приводит к росту прочности соединения покрытия с основой.

Уменьшение прочности соединения покрытия с основой при более высоких температурах отжига можно объяснить появлением новых напряжений, которые также связаны с торможением усадки, но возникают при охлаждении после термической обработки в условиях близких температур покрытия и подложки из-за разницы в значениях их коэффициента линейного расширения. Поскольку численное значение этого коэффициента для твердых сплавов на основе карбида хрома меньше, чем для малоуглеродистой стали, то, очевидно, что их совместное охлаждение приведет к возникновению сжимающих напряжений в покрытии и растягивающих в основании. При температуре отжига, равной 800 °С, уровень вновь появившихся напряжений становится столь высок, что вызывает отслоение покрытия.

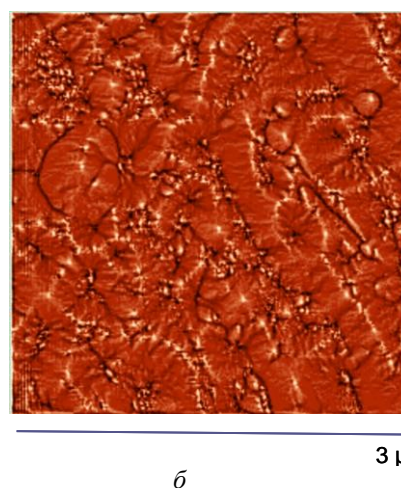
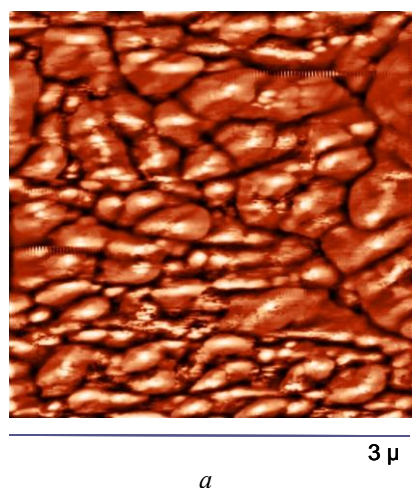


Рис. 19. Микроструктура титановой прослойки до термической обработки (а) и после отжига при температуре 400 °С (б), шлиф, АСМ, Solver Pro

Описанный характер изменения напряженного состояния покрытия (растяжение при тем-

пературах отжига, меньших 400 °С, и сжатие при температурах от 400 до 700 °С) может объ-

яснить также наблюдаемое увеличение твердости покрытий в интервале температур от 300 до 700 °С (см. рис. 18). Снижение твердости материала покрытия при температуре отжига, равной 800 °С, при этом может быть связано с релаксацией напряжений, вызванной отслоением покрытия от подложки.

Приведенные данные позволяют сделать вывод, что взрывное нагружение смесей порошков карбида хрома с титаном позволяет в полной мере реализовать совмещение как процесса формирования порошковых твердых сплавов, так и их нанесение в виде покрытий на монокристаллические основания.

Эксплуатационные свойства покрытий из твердых сплавов Cr₃C₂-Ti

Разработанные твердые сплавы на основе карбида хрома являются антифрикционными материалами. С целью оценки их триботехнических свойств и оптимизации состава проводились испытания на трение и износ по силицированному графиту СГП-0,5 в воде.

Исследование вида поверхностей трения показало, что разрушение материалов пары трения определяется разрушением их карбидных составляющих за счет взаимодействия друг с другом – пластической деформацией и расслаиванием по плоскостям скольжения с последующим выкрашиванием частиц Cr₃C₂ (рис. 20) и хрупким разрушением и выкрашиванием SiC (рис. 21).

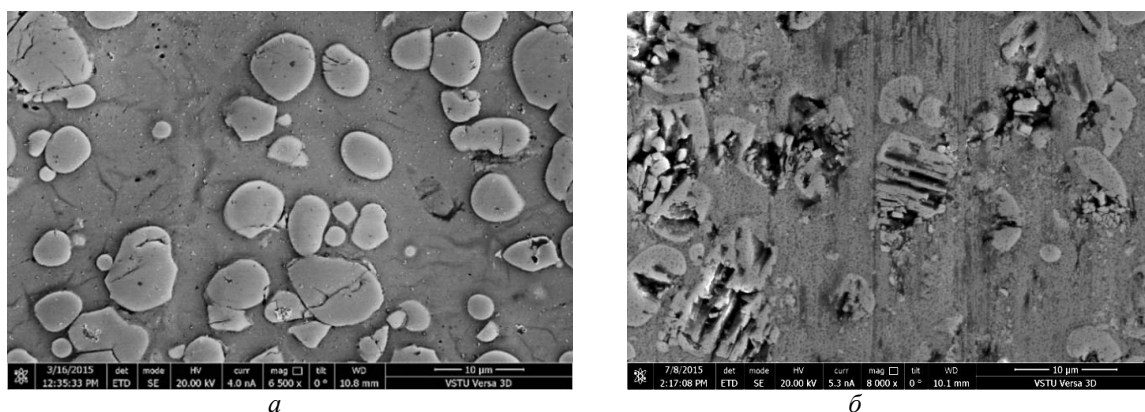


Рис. 20. Исходная структура (а) и вид поверхности трения (б) твердых сплавов Cr₃C₂ + 50 % Ti. РЭМ, Versa 3D LoVac

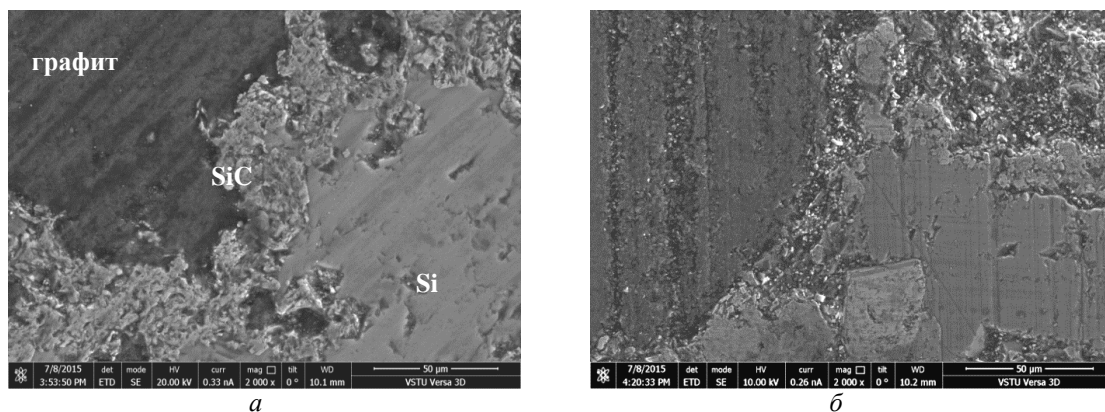


Рис. 21. Исходная структура (а) и вид поверхности трения (б) силицированного графита. РЭМ, Versa 3D LoVac

Наиболее высокие антифрикционные свойства покрытий на основе карбида хрома с титановой связкой достигаются при содержании связки, равном 30 или 50 об. %, что связано с достижением максимальных значений отношения твердости покрытий к содержанию в них карбидной фазы и, соответственно, минимальной суммарной площади физического контакта по ней при трении. Сравнение обеспечиваемых

в этом случае триботехнических характеристик с характеристиками пар трения «СГП-0,5 по СГП-0,5» и «твердый сплав карбида хрома с никелевой связкой КХН-20 по СГП-0,5» показало существенные преимущества покрытий системы Cr₃C₂-Ti по износостойкости и предельным нагрузкам сохранения жидкостного и граничного режимов трения (см. приведенную ниже таблицу).

Антифрикционные характеристики пар трения и износ материалов

| Свойство материала | Разработанные материалы на основе Cr_3C_2 | | Применяемые материалы | |
|---|---|-------|-----------------------|--------|
| | Содержание титана, об. % | | СГП-0,5 | КХН-20 |
| | 30 | 50 | | |
| Минимальный коэффициент преимущественно жидкостного трения | 0,089 | 0,093 | 0,054 | 0,123 |
| Предельная нагрузка устойчивого преимущественно жидкостного трения, МПа | 3,3 | 1,9 | 1,4 | 2,6 |
| Коэффициент трения при граничной смазке | 0,100 | 0,129 | 0,076 | 0,152 |
| Предельная нагрузка схватывания, МПа | 11,5 | 6,9 | 3,5 | 5,2 |
| Коэффициент трения в режиме схватывания | 0,110 | 0,140 | 0,080 | 0,154 |
| Износ штифта, мм^3 | 0,2 | 0,6 | 0,9 | 0,7 |
| Износ кольца из силицированного графита, мг | 1 | 10 | 34 | 18 |
| Объемный износ кольца, мм^3 | 0,4 | 0,2 | 14,2 | 7,5 |
| Суммарный износ пары трения, мм^3 | 0,6 | 0,8 | 15,1 | 8,2 |

Выводы

1. Использование взрывного нагружения смесей порошков карбидов с металлами обеспечивает возможность получения консолидированных твердых сплавов с повышенными эксплуатационными характеристиками на стадии прессования без последующего спекания.

2. На процесс формирования твердых сплавов из смесей порошков Cr_3C_2 с металлами при взрывном нагружении влияют акустическая жесткость используемого в качестве связки металла и его склонность к карбидообразованию. От величины первой из них зависит степень уплотнения порошковых смесей при ударно-волновой обработке, а от значения второй – прочность формирующихся границ между карбидной и металлической составляющими твердого сплава. С этих позиций оптимальной связкой при получении твердых сплавов и покрытий на основе Cr_3C_2 взрывом является титан.

3. Процесс образования прочных межфазных границ при взрывном нагружении смесей порошков карбида хрома и титана, сопровождающийся скачкообразным ростом твердости спрессованного материала, происходит на стадии ударно-волнового сжатия при разогреве материала в ударной волне до температур, превышающих (0,35–0,4) температуры плавления Cr_3C_2 , что соответствует переходу последнего в пластичное состояние.

4. Максимальная допустимая температура разогрева при взрывном компактировании смесей порошков Cr_3C_2 и Ti определяется появлением в процессе ударно-волнового сжатия жидкой фазы, что приводит к существенному

ускорению диффузии, полному или частичному растворению компонентов исходной порошковой смеси в ней и образованию термодинамически стабильных фаз.

5. При получении твердых сплавов системы Cr_3C_2 –Ti взрывным нагружением смесей порошков титана и карбида хрома на режимах, обеспечивающих формирование прочных межфазных границ на стадии прессования, в целом удается сохранить фазовый состав порошковой смеси практически неизменным. Химическое взаимодействие компонентов ограничено приграничными слоями, имеющими общую толщину порядка 90 нм.

6. Образующиеся при взрывном компактировании порошковых смесей Cr_3C_2 и Ti приграничные слои представляют собой переходные зоны, содержащие три подслоя, каждый из которых состоит из нескольких фаз. В пределах переходного слоя наблюдается непрерывное монотонное изменение содержания Cr и Ti при практически неизменном содержании углерода. Фазовый состав слоев соответствует равновесному при давлении ударно-волнового сжатия.

7. Образующиеся при взрывном компактировании приграничные слои являются термодинамически неравновесными в нормальных условиях. Нагрев до 400 °C приводит к их растворению и переходу твердых сплавов системы Cr_3C_2 –Ti полностью в двухфазное состояние.

8. Фазовый состав твердых сплавов системы Cr_3C_2 –Ti в целом является термодинамически неравновесным. Нагрев до 700 °C приводит к появлению вдоль межфазных границ обедненных углеродом карбидов хрома Cr_7C_3 ,

Cr_{23}C_6 и карбида титана TiC , которые образуют чередующиеся слои и формируются за счет диффузии углерода из исходного карбида хрома Cr_3C_2 к титану.

9. Нагружение смесей порошков Cr_3C_2 и Ti на монокристаллических подложках плоской нормально падающей детонационной волной позволяет совместить процессы формирования порошковых твердых сплавов и их нанесения в виде покрытий на монокристаллические основания. Основным фактором, определяющим прочность соединения образующихся в процессе взрывного прессования покрытий с покрываемой стальной поверхностью, являются внутренние термические напряжения, обусловленные разностью остаточных температур материалов покрытия и основы в момент разгрузки после ударно-волнового сжатия.

10. Антифрикционные свойства и износостойкость твердых сплавов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ при трении скольжения по силицированному графиту СГП-0,5 в воде определяются их твердостью и содержанием карбида хрома, что связано с ведущей ролью в процессах контактного взаимодействия элементов пары трения контактирования трущихся поверхностей по карбидной фазе. Оптимальное содержание связки обеспечивает уменьшение износа пары трения на порядок по сравнению с износом в применяющихся до настоящего времени парах трения «СГП-0,5 по СГП-0,5» и «твердый сплав КХН-20 по СГП-0,5».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. V. F. Nesterenko. Dynamics of heterogeneous materials. Springer-Verlag, New York, 2001.
2. Костюков, Н. А. Критерий возникновения макрон неоднородностей типа «центральной зоны» при ударно-волновом воздействии на пористые среды / Н. А. Костюков, Г. Е. Кузьмин // Физика горения и взрыва. – 1986. – Т. 22, № 5. – С. 87–96.
3. Deribas A. A., Simonov P. A., Filimonenko V. N., Shtertser A. A. LONG-PULSE EXPLOSIVE COMPACTION OF A DIAMOND POWDER. Combustion, Explosion, and Shock Waves. 2000. Т. 36. № 6. С. 758–770.
4. A. M. Staver. Metallurgical effects under shock compression of powder materials. Shock waves and high-strain-rate phenomena in metals. Concepts and applications. Ed. M. A. Meyers, L. E. Murr. – N. Y. and L.: Plenum Press, 1981. – Pp. 865–880.
5. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.
6. H. Zum Gahr Microstructure and Wear of Materials. Tribology, series 10. Elsevier, Amsterdam. 1987. 559 pp.
7. Wang D-Y, Weng K-W, Chang C-L, Ho W-Y Synthesis of Cr_3C_2 coatings for tribological applications, Surf. Coat. Technol., 1999. No 120–121: 622–628.
8. Li J-F, Huang J-Q, Zhang Y-F, Ding C-X Tribological properties of plasma-sprayed coatings under water-lubricated sliding, J. Inorg. Mater., 1998. No 13: 519–520.
9. Бондарь, М. П. Деформации на контактах и критерии образования соединения при импульсных воздействиях. Физика горения и взрыва / М. П. Бондарь, В. Ф. Нестеренко. – 1991. – Т. 27, № 3. – С. 103–117.
10. Бондарь, М. П. Компактирование взрывом: тип микроструктуры контактных границ, созданный при образовании прочной связи. Физика горения и взрыва. – 2004. – Т. 40, № 4. – С. 131–140.
11. Каракозов, Э. С. Соединение металлов в твердой фазе / Э. С. Каракозов. – М. : Металлургия, 1976. – 264 с.
12. Прессование порошков взрывом / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – М. : Машиностроение, 2015. – 252 с.

УДК 669.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-21-25

*Н. И. Габельченко, Н. А. Кидалов, А. А. Белов, Е. Ю. Карпова
М. Д. Безмогорычный, С. Р. Поляк*

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СЕРОГО ЧУГУНА МЕТОДОМ ТЕРМОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Работа посвящена исследованию влияния экзотермической углеродосодержащей добавки облицовочного слоя песчано-глинистой формовочной смеси на эвтектическое превращение чугуна. Для этого применялся метод термографического анализа и проводился металлографический анализ исследуемого металла. Показано, что результаты, полученные при термографическом анализе, имеют корреляцию со структурой чугуна. Введение углеродосодержащей добавки в состав облицовочной смеси привело к формированию благоприятной структуры опытного образца, характерной серому чугуну.

Ключевые слова: отливка, термографический анализ, чугун, эвтектическое превращение, углеродосодержащая добавка, переохлаждение.

*N. I. Gabelchenko, N. A. Kidalov, A. A. Belov, E. Y. Karpova
M. D. Bezmogorychnyy, S. R. Polyak*

STUDY OF THE FORMATION OF THE STRUCTURE OF GRAY CAST IRON BY THE METHOD OF THERMOGRAPHIC ANALYSIS

Volgograd State Technical University

The work is devoted to the study of the effect of an exothermic carbon-containing additive of a facing layer of a sandy-clay molding mixture on the eutectic transformation of cast iron. For this, the method of thermographic analysis was used and metallographic analysis of the metal under study was carried out. It is shown that the results obtained by thermographic analysis have a correlation with the structure of cast iron. The introduction of a carbon-containing additive into the composition of the facing mixture led to the formation of a favorable structure of the prototype, characteristic of gray cast iron.

Keywords: casting, thermographic analysis, cast iron, eutectic transformation, carbon-containing additive, undercooling.

Введение

Получение качественных отливок с высокими механическими и эксплуатационными свойствами является важнейшей задачей литейного производства. В условиях современных требований производства контроль качества получаемых отливок невозможно представить без применения высокоточных и энергосберегающих экспресс-методов анализа химического состава, структуры и механических свойств получаемого металла. Одним из таких методов является термографический анализ, получивший широкое распространение в последние годы [1–7]. Он основан на выделении температурных площадок, соответствующих температурам ликвидуса и солидуса на кривой охлаждения затвердевающего металла, залитого в кристаллизационный стаканчик [8, 9]. Анализируя по специальной программе совокупность записанных точек, определяют с высокой достоверностью следующие характеристики чугуна: пиковую температуру (TP); температуру ликвидуса (TL); углеродный эквивалент (% CEL); индекс насыщения (степень эвтектичности, SC); предел прочности на разрыв (RM); индекс качества (Z/H); температуру солидуса (TS); содержание кремния (% Si); содержание углерода

(% C); индекс графитизации (K); количество эвтектического графита (MEG); переохлаждение (TM); минимальную температуру переохлаждения (–T); максимальную температуру переохлаждения (+T); разность между минимальной и максимальной температурами переохлаждения (ΔT). По кривой охлаждения заливаемого сплава можно делать определенные заключения о поведении расплава при его кристаллизации и дальнейшем охлаждении, качественно определять фазовые превращения, определять температуру начала и конца фазового превращения, определять скорость, равномерность процесса и т. д. Таким образом, термографический анализ является надежным инструментом для контроля качества получаемого чугуна. Главными преимуществами данного способа являются: высокая производительность, точность и экономичность.

Целью данного исследования служит изучение влияния регулирования скорости охлаждения на формирование структуры серого чугуна при помощи термографического анализа.

Материалы и методы исследования

Объектом исследования являлся доэвтектический чугун, состав которого представлен в таблице ниже.

Химический состав чугуна

| Значения элементов в пробах (масс. %) | | | | | | | | | | S _c * |
|---------------------------------------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|------|------------------|
| C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Cu | Mo | Fe | |
| 2,8 | 0,78 | 2,28 | 0,06 | 0,081 | 0,176 | 0,134 | 0,123 | 0,008 | ост. | 0,767 |

$$*S_c = C/4,3 - (0,3(\%Si) + 0,027(\%Mn) - 0,3(\%P) - 0,4(\%S) + 0,063(\%Cr) - 0,053(\%Ni) + 0,074(\%Cu) + 0,015(\%Mo)) [10]$$

Реализация данного исследования осуществлялась при помощи комплекса для термографического анализа чугуна (Quik-LAB E IV), снабженного программно-аппаратным комплексом для обработки результатов термиче-

ского анализа с установленным ПО «Melt-Control 2020-Win» (рис. 1).

Для достижения поставленной цели на основе уже существующего метода термографического анализа чугуна была разработана своя

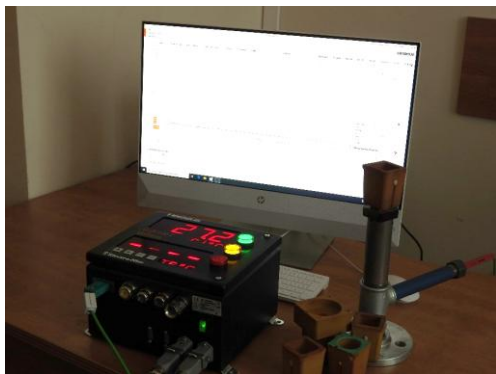


Рис. 1. Комплекс для термографического анализа чугуна

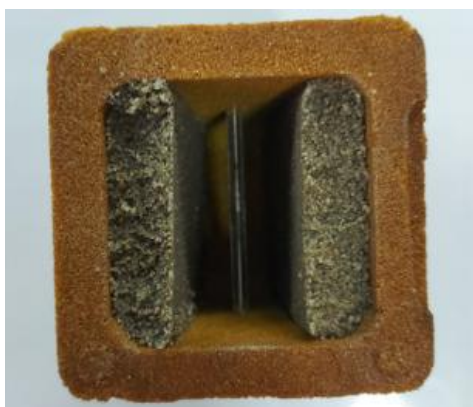


Рис. 2. Вид экспериментального стаканчика для термографического анализа чугуна

уникальная методика, применяемая к тонкостенным отливкам. Она позволяет оценивать влияние экзотермических углеродосодержащих добавок, вводимых в состав облицовочного слоя формовочной смеси на изменение характера затвердевания чугуна. Для этого в штат-

ный стаканчик (пробу) при помощи шаблона формируется облицовочная смесь различного состава (рис. 2).

В качестве добавки, замедляющей скорость охлаждения чугуна, по предварительным исследованиям был выбран низкосернистый мазут топочный М-100 [11,12]. Для сравнения готовился контрольный стаканчик (проба) со штатным составом облицовочного слоя формовочной смеси – 94 % кварцевый песок марки 1К₂О₂02 (ГОСТ 2138-91), 6 % бентонитовая глина марки БСТ₂ (ГОСТ 28177-89). Влажность смеси составляла 2,5 %. В состав опытной облицовочной смеси вводили мазут топочный М-100 (ГОСТ 10585-2013) в количестве 3 % сверх общей массы смеси [13–15].

Плавка чугуна осуществлялась в тигельной индукционной плавильной установке (ИТПЭ-0,018/0,03 ТрМ1). Далее расплавленный чугун с помощью специальной ложки разливался в экспериментальные стаканчики при температуре равной 1350±15 °С. При этом комплекс для термографического анализа записывал кривые охлаждения и обрабатывал полученные данные.

Результаты и их обсуждение

В процессе заливки жидкого металла в опытный стаканчик происходила термоокислительная деструкция добавки облицовочной формовочной смеси, за счет которой происходило замедление скорости охлаждения опытного образца в интервале эвтектического превращения.

Кривые охлаждения контрольного (без добавок в облицовочном слое формовочной смеси) и опытного (с введением в состав смеси мазута топочного М-100) образца представлены на рис. 3.

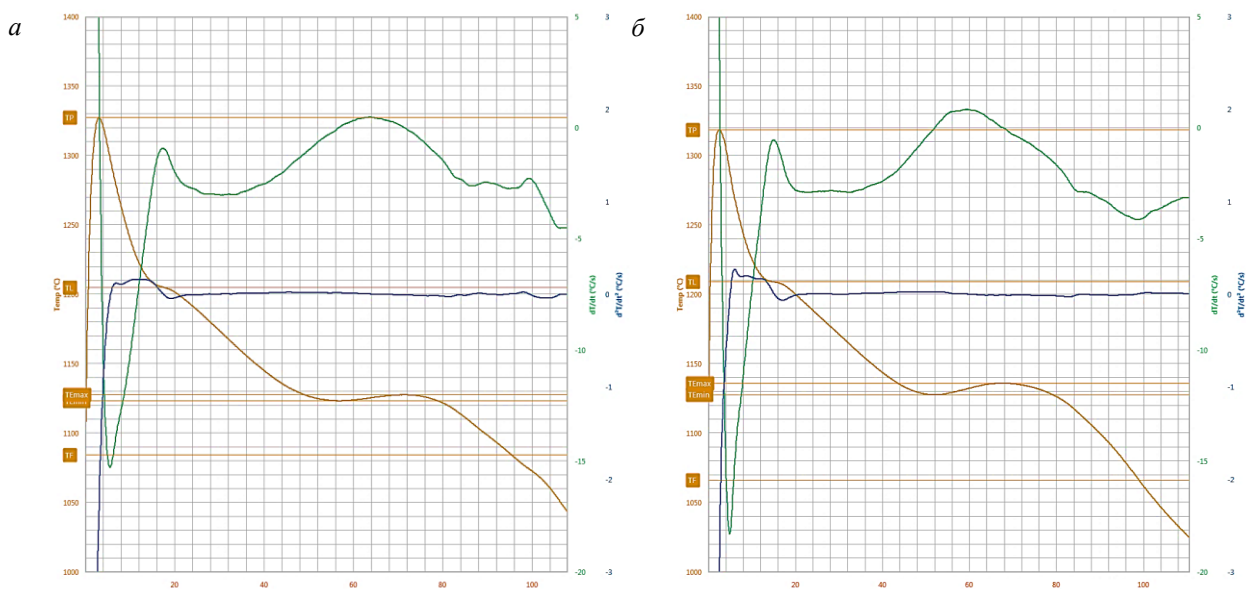


Рис. 3. Кривые охлаждения контрольной (а) и опытной (б) отливок:
 ТР – пиковая температура; ТL – температура ликвидус; ТEmin – минимальная температура переохлаждения расплава;
 ТEmax – максимальная температура эвтектического превращения

Из них видно, что за счет термоокислительной деструкции мазута в интервале эвтектического превращения удалось снизить ΔT (переохлаждение расплава относительно равновесной эвтектической температуры на диаграмме Fe-C) с 22 до 27 °С и качественно изменить температурную площадку эвтектического превращения с увеличением T_{max} (максимальной температуры эвтектического превращения) с 1127 до 1136 °С, что говорит о росте включений графита в чугунах.

Из них видно, что за счет термоокислительной деструкции мазута в интервале эвтектического превращения удалось снизить ΔT (переохлаждение расплава относительно равновесной эвтектической температуры на диаграмме Fe-C) с 22 до 27 °С и качественно изменить температурную площадку эвтектического превращения с увеличением T_{max} (максимальной температуры эвтектического превращения) с 1127 до 1136 °С, что говорит о росте включений графита в чугунах. Из полученных образцов были вырезаны и подготовлены микрошлифы для проведения металлографического исследования морфологии графита (рис. 4, а, б) и действительной структуры (рис. 4, в, г). Травление микрошлифов для выявления действительной структуры производилось в 4%-м растворе азотной кислоты в этиловом спирте в соответствии с методикой [16]. Анализ включений графита и действительной структуры осуществлялся в соответствии с ГОСТ 3443-87 [17].

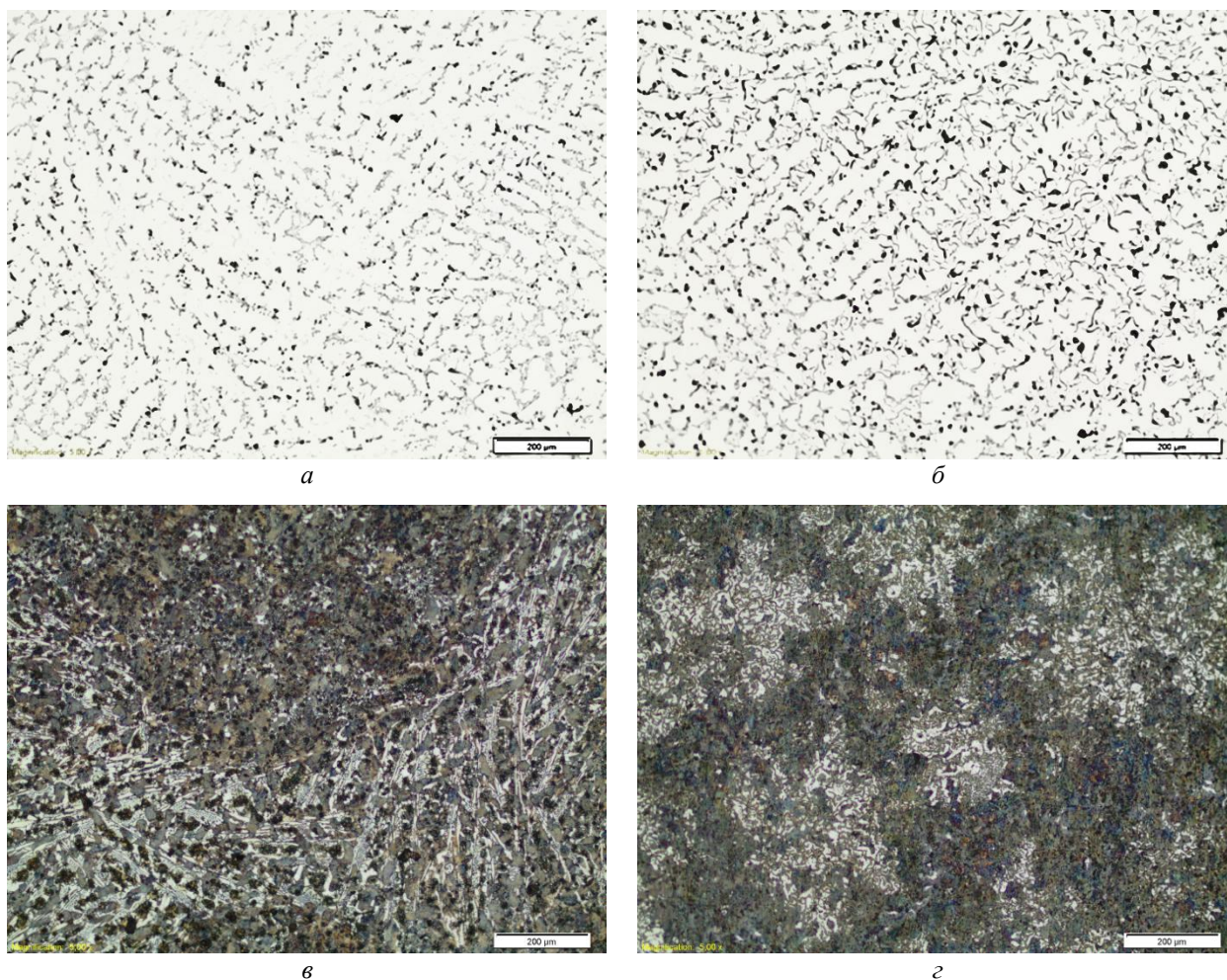


Рис. 4. Микроструктура контрольного (а, в) и опытного (б, г) образцов

Снижение переохлаждения опытного расплава и увеличение максимальной температуры эвтектического превращения привело к увеличению размера, количества включений графита и более благоприятному распределению, что соответствует ПГф2-ПГд25-ПГр1-ПГ12. Также это привело к значительному снижению количества ледебурита в структуре опытного чугуна.

Заключение

Таким образом, результаты металлографического анализа коррелируют с термографическим анализом, что говорит о его высокой достоверности.

Дальнейшие исследования будут направлены на изучение формирования структуры и свойств чугуна при дифференцированном

(разнонаправленном) охлаждении в заданных структурно-чувствительных интервалах кристаллизации при помощи комплекса для термографического анализа чугуна (Quik-LAB E IV), снабженного программно-аппаратным комплексом для обработки результатов термического анализа с установленным ПО «Melt-Control 2020-Win» по собственной разработанной методике, применяемой к тонкостенным отливкам.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Fraš E.* The transition from gray to white cast iron during solidification: Part III. Thermal analysis // *E. Fraš, M. Górný, H.F. López / Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 2005. Т. 36. № 11. С. 3093–3101.
2. *Neacsu E. L.* и др. Carbide to graphite transition control by thermal analysis in grey cast irons // *Metals (Basel)*. 2020. Т. 10. № 8. С. 1–18.
3. *Shinde V. D.* Thermal Analysis of Ductile Iron Casting // *Advanced Casting Technologies*. : InTech, 2018.
4. *Boonmee S.* и др. Prediction of chill formation in gray irons by thermal analysis. 2020. 87–93 с.
5. *Stan I.* и др. Solidification Pattern of Si-Alloyed, Inoculated Ductile Cast Irons, Evaluated by Thermal Analysis // *Metals (Basel)*. 2021. Т. 11. № 5. С. 846.
6. *Stefanescu D. M.* Thermal analysis-theory and applications in metalcasting // *Int. J. Met.* 2015. Т. 9. № 1. С. 7–22.
7. *Svidró P.* Extended method of volume change measurements during solidification of lamellar graphite iron / P. Svidró, A. Diószegi, P. G. Jönsson // *Materials Science Fo-*

rum. : Trans Tech Publications Ltd, 2018. С. 163–170.

8. *Дмитриева, Е. Э.* Контрольно-измерительное оборудование для литейного производства / Е. Э. Дмитриева, Э. А. Шелковый, А. С. Яковлева // *ЛИТЕЙЩИК РОССИИ*. – 2020. – № 2. – С. 30–33.

9. Thermal Analysis of Cast Iron [Электронный ресурс]. – Режим доступа : https://www.heraeus.com/media/media_hen/media_hen/products_hen/iron/thermal_analysis_of_cast_iron.pdf (дата обращения 17.04.2021).

10. Cast iron / L. Sofroni, I. Riposan, V. Brabie, M. Chisamera // *Editura Didactica si Pedagogica Publisher*. – 1985. – Р. 36–49.

11. Выбор экзотермических углеродосодержащих добавок для регулирования режима охлаждения чугунных отливок / Н. А. Кидалов, Н. И. Габельченко, А. А. Белов, А. И. Савченко // *Черные металлы*. – 2020. – № 7 (1063). – С. 23–27.

12. Improvement of mechanical properties of iron castings via adjusting of solidification rate / N. I. Gabelchenko, A. A. Belov, N. A. Kidalov, A. I. Gabelchenko // *CIS Iron and Steel Review*. – 2020. – № 2. – С. 17–20. – DOI: 10.17580/cisirs.2020.02.04.

13. ГОСТ 2138-91. Пески формовочные. Общие технические условия (с поправкой). – Введ. 01.01.1993.

14. ГОСТ 28177-89. Глины формовочные бетонитовые. Общие технические условия. – Введ. 01.01.1991.

15. ГОСТ 10585-2013. Топливо нефтяное. Мазут. Технические условия. – Введ. 01.01.2015.

16. *Коваленко, В. С.* Металлографические реактивы : Справочник / В. С. Коваленко. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Metallurgy, 1981. – 121 с.

17. ГОСТ 3443-87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – Введ. 01.07.1988.

УДК 669.046.562.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-25-27

И. Л. Гоник, О. П. Бондарева, Э. В. Седов, П. В. Белицкий

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМПОНЕНТОВ ОКСИДОУГЛЕРОДНОЙ КОМПОЗИЦИИ НА СТРУКТУРУ ВЫПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

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

В статье рассмотрена возможность замены традиционных шихтовых материалов для выплавки стали на оксидоуглеродную композицию (окалиноуглеродные брикеты), изготовленную из отходов металлургического производства. Представлена возможность замены чугуна на брикеты для науглероживания расплава.

Ключевые слова: оксидоуглеродная композиция, окалиноуглеродный брикет, феррит, перлит, ледебурит, углерод, связующее, микроструктура.

I. L. Gonik, O. P. Bondareva, E. V. Sedov, P. V. Belitsky

RESEARCH THE INFLUENCE OF COMPONENTS CARBON OXIDE COMPOSITION ON STRUCTURE FORMED METAL

Volgograd State Technical University

The article discusses the possibility of replacing traditional charge materials for steel smelting with an oxide-carbon composition (scale-carbon briquettes) made from metallurgical waste. The possibility of replacing cast iron with briquettes for melt carburization is presented.

Keywords: carbon-oxide composition, carbon-oxide briquette, ferrite, perlite, ledeburite, carbon, binder, microstructure.

В современных условиях, когда повышаются требования к качеству металла, все большее значение приобретает качество сырья. Стальной лом и железо прямого восстановления не являются конкурирующими материалами. В шихте сталеплавильных агрегатов они могут дополнять друг друга, обеспечивая необходимый для производства той или иной марки комплекс свойств шихты – химический состав, технологичность, возможность механизации и автоматизации процесса плавки [1].

На кафедре «Технология материалов» ВолгГТУ была разработана технология изготовления окислительных брикетов, которые являются перспективным шихтовым материалом, обеспечивающим высокую степень восстановления железа в металлургическом производстве [2].

Объектом исследований являлась композиция, составленная из оксидов железа (прокатная окалина) и углеродсодержащего вещества (графит); доля оксидов железа составляла 80 %, а доля углеродсодержащего вещества – 20 % от массы смеси. С помощью синтетического связующего материала, представляющего собой сложный оксидный комплекс на основе $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2-\text{CaO}-\text{B}_2\text{O}_5$, мелкодисперсные компоненты объединены в компактную систему – брикет.

Цель исследований состояла в оценке особенностей структуры железоуглеродистого сплава, полученного с применением окислительной композиции.

Для оценки влияния компонентов окислительной композиции на структуру выплавленного металла проведена опытная плавка в лабораторной индукционной печи.

Шихтовка плавки составила 4,4 кг и включала (% по массе):

окислительную композицию – 9,1 %;
сталь 40 (ГОСТ 1050-88) – остальное.

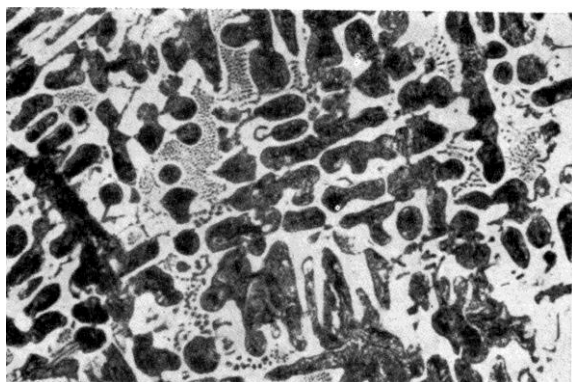
Продолжительность плавки – 28 минут; раскисление проводили Al, выход годного составил 95,5 %. Из полученного металла были отлиты в земляную форму цилиндрические пробы для проведения химического анализа и металлографических исследований. Микроструктуру полученного сплава изучали в отожженном состоянии после травления микрошлифа 3%-м спиртовым раствором HNO_3 .

Использованная в шихтовке сталь 40 имела микроструктуру феррит-перлит, которая представлена на рис. 1.



Рис. 1. Микроструктура стали 40

В результате металлографического исследования было установлено, что структурными составляющими полученного сплава являются перлит и ледебурит. Микроструктуры исследуемого сплава представлены на рис. 2, а, б.



×100

а



×500

б

Рис. 2. Микроструктура сплава, полученного с применением ОУБ

При подготовке шихты для лабораторной плавки расчет показал, что при указанном ко-

личестве окислительной композиции, по расплавлению металла, содержание углерода не

превышает 0,5 %. Однако структура полученного металла характерна для сплавов с содержанием углерода более 1 %. Это дает основание предположить, что при применении оксидоуглеродной композиции степень усвоения углерода выше, чем в случае применения передельного чугуна для науглероживания расплава.

В микроструктуре металла не обнаружено каких-либо признаков влияния компонентов связующего (например, силикатных включений). Это подтверждает наши предположения о том, что все компоненты связующего ассимилируются в шлаке. Роль их в изменении физико-химических свойств шлака требует отдельных исследований.

Заключение

1. Использование оксидоуглеродной композиции повышает степень науглероживания сплавов на основе железа.

2. Применение оксидоуглеродной композиции не вызывает дополнительного загрязнения металла оксидными включениями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трахимович, В. И. Использование железа прямого восстановления при выплавке стали / В. И. Трахимович, А. Г. Шалимов. – М. : Metallurgy, 1982. – 246 с.: ил. 22.

2. Пат. 2493271 РФ, МПК C22B1/24. Брикет для производства чугуна и стали / И. Л. Гоник, Н. А. Зюбан, Н. А. Новицкий [и др.] : заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Волгоградский государственный технический университет». – № 2012120952/02 : заявл. 22.05.2012 ; опубл. 20.09.2013.

3. Электронный ресурс: <https://docplayer.ru/57730638-Atlas-mikrostruktur-zhelezouglerodistyh-splavov.html>

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-27-31

Е. В. Агеева, А. Ю. Алтухов, А. В. Щербаков

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДИСПЕРГИРОВАНИЕМ НИХРОМОВЫХ МЕТАЛЛООТХОДОВ*

Юго-Западный государственный университет»

e-mail: ageeva-ev@yandex.ru

Представлены результаты проведенных экспериментальных исследований, направленных на изучение структуры и свойств электроэрозионных нихромовых порошков, полученных в воде дистиллированной. Показана высокая эффективность применения технологии электродиспергирования, которая обеспечивает при низких затратах электроэнергии получение пригодных к промышленному применению новых нихромовых порошковых материалов.

Ключевые слова: нихромовые сплавы, отходы, электроэрозионное диспергирование, вода, порошок, структура, свойства.

E. V. Ageeva, A. Y. Altukhov, A. V. Shcherbakov

STRUCTURE AND PROPERTIES OF POWDER MATERIALS OBTAINED BY ELECTRODISPERSION OF NICHROME METAL WASTE

South-West State University

The results of experimental studies aimed at studying the structure and properties of electroerosive nichrome powders obtained in distilled water are presented. The high efficiency of the application of the electrodispersion technology, which provides, at low energy costs, the production of new nichrome powder materials suitable for industrial use, is shown.

Keywords: nichrome alloys, waste, electroerosive dispersion, water, powder, structure, properties.

Введение

Анализ исследовательских работ в области нихромовых сплавов показывает, что большинство из них связано с вопросом экономии со-

держащихся в них хрома и никеля в связи с дефицитом, дороговизной и непрерывным расширением области применения [1–12].

В настоящее время одним из наиболее пер-

спективных методов переработки хромсодержащих отходов в порошок является метод ЭЭД. Этот метод начинает успешно конкурировать с другими способами получения порошков, в том числе и нанопорошков. Основные достоинства электроэрозионного диспергирования заключаются в хорошей управляемости, низкой энергоёмкости, экологичности процесса. Однако практическое использование порошков, полученных данным методом, ограничено ввиду отсутствия сведений о физико-механических и химических свойствах данных порошков [13–17].

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

Целью работы являлось исследование состава, структуры и свойств нихромовых порошковых материалов, полученных электродиспергированием отходов сплава X15H60 в воде дистиллированной.

Материалы и методы проведения исследований

Для выполнения намеченных исследований в качестве диспергируемого материалы были выбраны отходы сплава X15H60.

Отходы перерабатывали на установке электродиспергирования (патент на изобретение РФ № 2449859). Отходы загружали в реактор, заполненный рабочей жидкостью – водой дистиллированной.

При проведении экспериментов по диспергированию отходов сплава X15H60 расстояние между электродами в реакторе изменялось, напряжение на электродах изменяли от 0 до 200 В; частоту следования импульсов – от 0 до 200 Гц; ёмкость рабочего накопителя – от 2,5 до 65 мкФ.

При электродиспергировании отходов импульсное напряжение генератора импульсов прикладывалось к электродам и далее к кускам отходов (в качестве электродов также куски отходов сплава). При достижении напряжения определенной величины происходил электрический пробой рабочей жидкости, находящейся в межэлектродном пространстве с образованием канала разряда. Благодаря высокой концентрации тепловой энергии материал в точке разряда плавился и испарялся, рабочая жидкость испарялась и окружала канал разряда газооб-

разными продуктами распада (газовым пузырем). В результате развивающихся в канале разряда и газовом пузыре значительных динамических сил капли расплавленного материала выбрасывались за пределы зоны разряда в рабочую жидкость, окружающую электроды, и застывали в ней, образуя сферические частицы порошка сплава.

При решении поставленных задач использовались современные методы испытаний и исследований, в том числе:

- гранулометрический состав определяли на лазерном анализаторе размеров частиц Analysette 22 NanoTec;

- определение формы и морфологии поверхности частиц порошков проводили на электронно-ионном сканирующем (растровом) микроскопе с полевой эмиссией электронов Nova NanoSEM 450;

- рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) проводили с помощью энерго-дисперсионного анализатора рентгеновского излучения фирмы EDAX, встроенного в растровый электронный микроскоп Nova NanoSEM 450;

- рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV.

Результаты исследований

На рис. 1 показано распределение по размерам частиц порошка, полученного электродиспергированием отходов сплава X15H60.

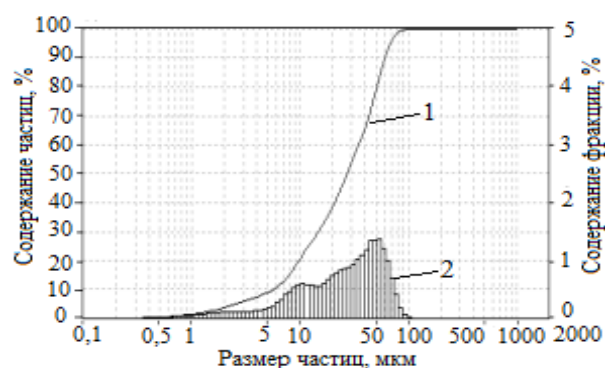


Рис. 1. Распределение по размерам частиц порошка X15H60 в воде дистиллированной:
1 – интегральная кривая; 2 – гистограмма

Экспериментально установлено, что удельная площадь поверхности $6084,36 \text{ см}^2/\text{см}^3$; средний размер частиц $30,79$; коэффициент элонгации (удлинения) частиц размером $30,65$ мкм составляет $1,73$.

В табл. 1 приведены результаты исследования распределения по размерам микрочастиц.

Результаты исследования распределения по размерам микрочастиц

| Параметр частиц | Размер, мкм |
|--|-------------|
| D10 (10 % частиц) | 39,463 |
| D20 (20 % частиц) | 45,641 |
| D30 (30 % частиц) | 50,929 |
| D40 (40 % частиц) | 55,862 |
| D50 (50 % частиц) | 61,156 |
| D60 (60 % частиц) | 67,051 |
| D70 (70 % частиц) | 74,524 |
| D80 (80 % частиц) | 86,635 |
| D90 (90 % частиц) | 149,852 |
| D95 (95 % частиц) | 188,215 |
| d[4,3] Объемный средний диаметр | 74,86 |
| d[3,2] Средний диаметр по площади поверхности | 38,64 |
| d[3,0] Средний диаметр по отношению к объему | 3,25 |
| d[2,0] Средний диаметр по отношению к площади | 0,94 |
| d[1,0] Средний диаметр по отношению к длине | 0,48 |

Параметр D50 означает, что частиц с размером меньше или равно 61,156 мкм в порошке содержится 50,0 % от общего объема.

С целью изучения формы и морфологии частиц порошков, полученных методом ЭЭД из отходов X15H60, были сделаны снимки на растровом электронном микроскопе Nova NanoSEM 450, которые представлены ниже (рис. 2).

Форма частиц порошка обусловлена тем, в каком виде материал выбрасывается из лунки в процессе ЭЭД. Обычно в порошке превалируют частицы, полученные кристаллизацией расплавленного материала (жидкая фаза). Они

имеют правильную сферическую или эллиптическую форму.

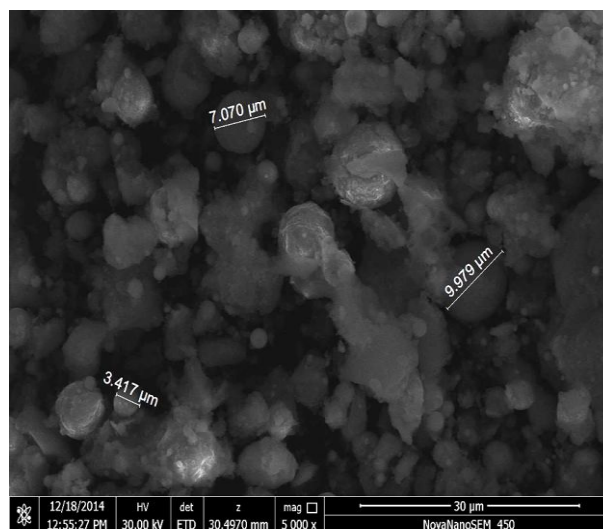


Рис. 2. Снимок порошка X15H60 в воде дистиллированной

Частицы, образующиеся при кристаллизации кипящего материала (паровая фаза), имеют, как правило, неправильную форму, размер на порядок меньше частиц, образующихся их жидкой фазы, и обычно агломерируются друг с другом и на поверхности других частиц.

С целью выявления распределения элементов по поверхности частиц порошков, с помощью энерго-дисперсионного анализатора рентгеновского излучения фирмы EDAX, встроенного в растровый электронный микроскоп Nova NanoSEM 450, был проведен рентгеноспектральный микроанализ, результаты которого представлены ниже (рис. 3).

В табл. 2 приведены результаты исследования рентгеноспектрального микроанализа порошков.

Экспериментально установлено, что порошки, полученные методом ЭЭД из отходов X15H60, на поверхности содержат большую часть железа, хрома, кислорода и углерода.

Свойства частиц порошка, от которых зависит область их применения, во многом определяются их структурой. Для исследования структуры частиц полученных порошков был проведен их рентгеноструктурный анализ на рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV.

Результаты рентгеноструктурного анализа порошков, полученных методом ЭЭД из отходов X15H60, представлены ниже (рис. 4).

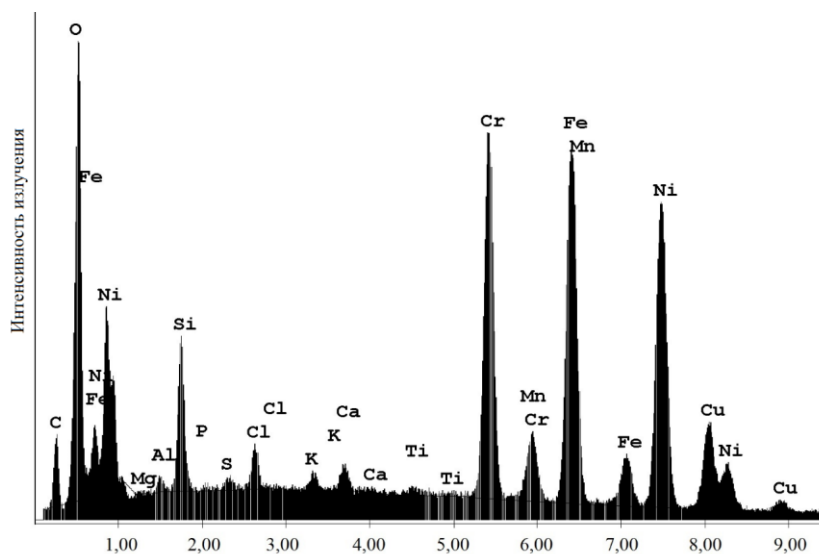


Рис. 3. Элементный состав порошка X15H60

Таблица 2

Рентгеноспектральный микроанализ порошка X15H60

| Элемент | Массовая доля, % | Атомарная доля, % |
|---------|------------------|-------------------|
| C | 7,48 | 21,91 |
| O | 11,46 | 25,19 |
| Mg | 0,09 | 0,13 |
| Al | 0,38 | 0,49 |
| Si | 2,94 | 3,69 |
| P | 0,08 | 0,09 |
| S | 0,23 | 0,25 |
| Cl | 0,74 | 0,74 |
| K | 0,35 | 0,31 |
| Cl | 0,55 | 0,48 |
| Ti | 0,25 | 0,19 |
| Cr | 14,35 | 9,70 |
| Mn | 1,17 | 0,75 |
| Fe | 21,07 | 13,27 |
| Ni | 28,64 | 17,16 |
| Cu | 10,22 | 5,66 |
| Итого | 100,00 | 100,00 |

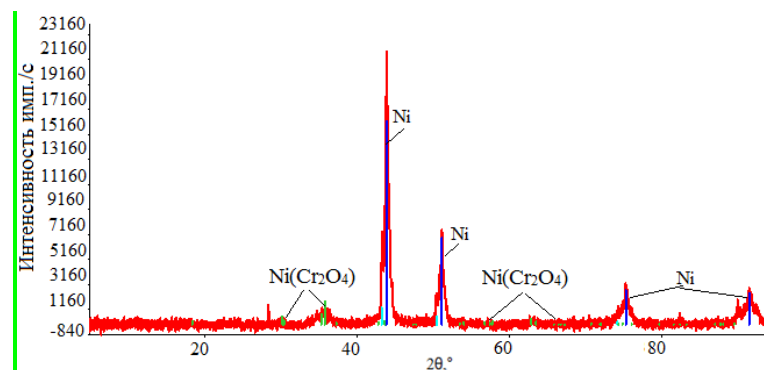


Рис. 4. Рентгенограмма порошка X15H60 в воде дистиллированной

На экспериментальной рентгенограмме присутствуют сильные рефлексы, соответствующие фазе Cr_2O_4 и фазе Ni.

Таблица 3

Максимумы рентгенограммы порошка X15H60

| 2θ , (градус) | Высота (Гц) | Интенсивность W (градус) | Размер (ангстрем) | Наименование фазы |
|-------------------------|----------------|-----------------------------|----------------------|---|
| 35,51(17) | 500(46) | 2,6(10) | 38(2) | Дихромат никеля (III)(1,0,3) |
| 43,314(5) | 4924(143) | 0,12(3) | 869(41) | Никель (1,1,1) |
| 43,69(2) | 4387(135) | 0,4(4) | 375(52) | Дихромат никеля (III)(2,2,0) |
| 43,907(4) | 17414(269) | 0,46(9) | 373(34) | Никель (1,1,1) |
| 50,491(10) | 1551(80) | 0,21(11) | 631(111) | Никель (2,0,0) |
| 51,155(9) | 5532(152) | 0,53(5) | 305(29) | Никель (2,0,0) |
| 74,9(3) | 768(57) | 2(3) | 89(18) | Медь (2,2,0) Дихромат никеля (III) (3,0,5) |
| 75,22(2) | 2421(100) | 0,61(13) | 305(51) | Никель (2,2,0) |
| 91,44(3) | 2124(94) | 1,3(3) | 188(24) | Никель (3,1,1) |

Фазовый состав порошка, полученного методом ЭЭД, определяется природой рабочей жидкости. Диспергирование отходов в кислородсодержащей жидкости (дистиллированной воде) способствует образованию оксидов.

Выводы

1. На основании проведенных экспериментальных исследований, направленных на изучение структуры и свойств электроэрозионных нихромовых порошков, полученных в воде дистиллированной, показана высокая эффективность применения технологии электродиспергирования, которая обеспечивает при низких затратах электроэнергии получение пригодных к промышленному применению новых порошковых материалов.

2. Отмечено, что порошковые материалы, полученные электроэрозией отходов сплава X15H60 в воде дистиллированной, имеют следующие характеристики:

– в основном сферическую и эллиптическую форму со средним размером частиц 30,79 мкм;

– основными элементами в сплавах являются O, Fe, Ni и Cr;

– основные фазы Ni и Cr_2O_4 ;

– объемный средний диаметр частиц составляет 74,86 мкм; средний диаметр по площади поверхности – 38,64 мкм; средний диаметр по отношению к объему – 3,25; средний диаметр по отношению к площади – 0,94 мкм; средний диаметр по отношению к длине – 0,48 мкм.

3. Проведенные исследования позволяют разработать технологические рекомендации по дальнейшему применению электроэрозионных нихромовых порошков.

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. Опыт промышленной 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 $\text{R}_2\text{O-RO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-TiO}_2$ 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. С. 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. С. 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. С. 573–575.

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-32-35

*Е. В. Агеев, Н. М. Хорьякова, Е. П. Новиков, М. С. Королев***ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРИСТОСТИ СПЛАВА ВНЖ,
СПЕЧЕННОГО ИЗ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННЫХ ПОРОШКОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ В ВОДЕ*****Юго-Западный государственный университет**

e-mail: ageev_ev@mail.ru

Представлены результаты экспериментальных исследований пористости псевдосплава ВНЖ, спеченного из электроэрозионных порошков, полученных в воде дистиллированной. Показано, что использование метода искрового плазменного спекания для получения изделий из порошка, произведенного электродиспергированием псевдосплава ВНЖ 95, позволит обеспечить пористость спеченных образцов порядка 0,43 % при средней микротвердости образцов 349 HV_{0,2}.

Ключевые слова: тяжелые вольфрамовые псевдосплавы, электроэрозионное диспергирование, порошок, искровое плазменное спекание, спеченное изделие, пористость, микротвердость.

*E. V. Ageev, N. M. Horakova, E. P. Novikov, M. S. Korolev***INVESTIGATION OF THE POROSITY OF THE VJ ALLOY SINTERED
FROM ELECTROEROSIVE POWDERS OBTAINED IN WATER****South-West State University**

The results of experimental studies of the porosity of the pseudosplav sintered from electroerosive powders obtained in distilled water are presented. It is shown that the use of the spark plasma sintering method for the production of products from the powder obtained by electrodispersion of the pseudoalloy VNJ 95 will ensure the porosity of the sintered samples of the order of 0.43% with an average micro-porosity of the samples of 349 HV_{0,2}.

Keywords: heavy tungsten pseudo-alloys, electroerosive dispersion, powder, spark plasma sintering, sintered product, porosity, microhardness.

Анализ работ в области псевдосплавов ВНЖ показывает, что большинство из них связано с вопросом экономии и вторичной переработки вольфрама и никеля. Этот вопрос имеет весьма актуальное значение в связи с дефицитом, дороговизной и непрерывным расширением областей применения этих легирующих компонентов. В отечественной и зарубежной промышленности применяют несколько методов переработки отходов вольфрамсодержащих сплавов, которые в большинстве своем характеризуются крупнотоннажностью, энергоемкостью, большими производственными площадями, малой производительностью, а также экологическими проблемами [1–6].

Одним из перспективных методов переработки отходов в высокодисперсные порошки является метод электроэрозионного диспергирования (ЭЭД), отличающийся простотой конструкции оборудования, отсутствием стоков и выбросов, низкой удельной энергоемкостью процесса и компактностью технологического оборудования [7–10]. Однако свойства сплавов,

полученных на основе измельченных электрической эрозией отходов псевдосплава ВНЖ, практически не изучены.

Целью работы является проведение экспериментальных исследований пористости спеченного псевдосплава ВНЖ из электроэрозионных порошков, полученных в воде дистиллированной.

Материалы и методы проведения исследований

Для выполнения намеченных исследований выбраны отходы сплава ВНЖ 95 в виде стружки. В качестве рабочей жидкости была выбрана вода дистиллированная. Для диспергирования отходов сплава (стружки) ВНЖ использовали установку, защищенную патентом РФ № 2449859. Режимы диспергирования были следующие: частота следования импульсов 100 Гц; напряжение 100 В; емкость разрядных конденсаторов 24 мкФ. В результате электродиспергирования сплава ВНЖ 95 были получены частицы порошка (рис. 1).

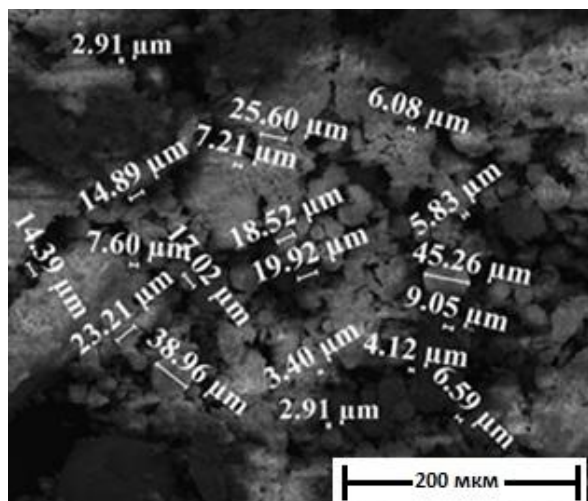


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение частиц порошка псевдосплава ВНЖ 95, полученного в воде

Консолидация полученных электроэрозивных порошков проведена методом искрового плазменного спекания (ИПС) с использованием системы искрового плазменного спекания SPS 25-10 (ThermalTechnology, США).

Образцы спеченного сплава получали из частиц, диспергированных в керосине, при температуре $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, давлении $P = 40\text{ МПа}$

и времени выдержки $t = 10\text{ мин}$. Исходный материал размещали в матрице из графита, помещаемой под пресс в вакуумной камере. Электроды, интегрированные в механическую часть прессы, подводят электрический ток к матрице и создают искровые разряды между спекаемыми частицами материала, обеспечивая интенсивное взаимодействие.

Поверхность полученного спеченного образца псевдосплава шлифовали и полировали. Шлифование производили металлографической бумагой с крупным (№ 60–70) и мелким зерном (№ 220–240). В процессе шлифования образец периодически поворачивали на 90° . Смывали частицы абразива водой и подвергали полированию на круге суспензиями из оксидов металла (Fe_3O_4 , Cr_2O_3 , Al_2O_3). После достижения зеркального блеска поверхность шлифа промывали водой, спиртом и просушивали фильтровальной бумагой.

Результаты исследования рентгеноструктурного (фазового) состава спеченных образцов сплава ВНЖ из диспергированных электроэрозией частиц в воде дистиллированной на дифрактометре Rigaku Ultima IV представлены на рис. 2.

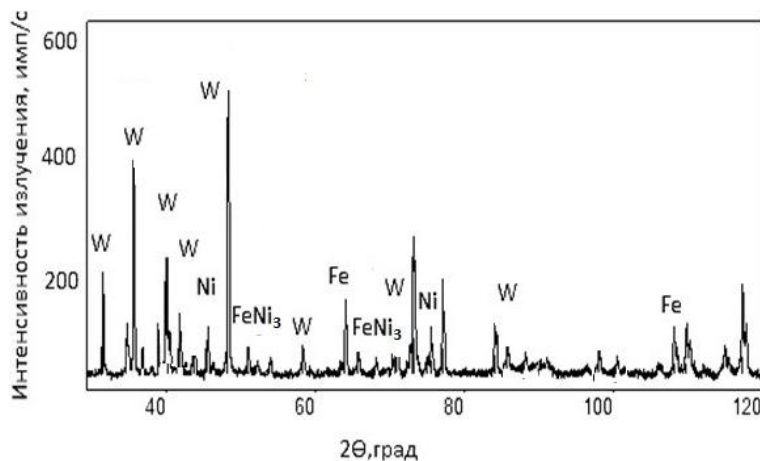


Рис. 2. Дифрактограмма псевдосплава ВНЖ

Отмечено, что диспергирование электроэрозией сплава ВНЖ 95 в воде дистиллированной способствует образованию фаз W, Ni, Fe, и FeNi_3 .

Пористость определяли с помощью оптического инвертированного микроскопа Olympus GX51 с программным обеспечением для количественного анализа изображения. Подготовленные образцы не имели следов шлифования, полирования или выкрашивания структурных составляющих. Программное обеспечение

«SIAMS Photolab», которым оснащен микроскоп, разработано с учетом специфики применения методов цифровой микроскопии и анализа изображений для металлографического анализа соединений.

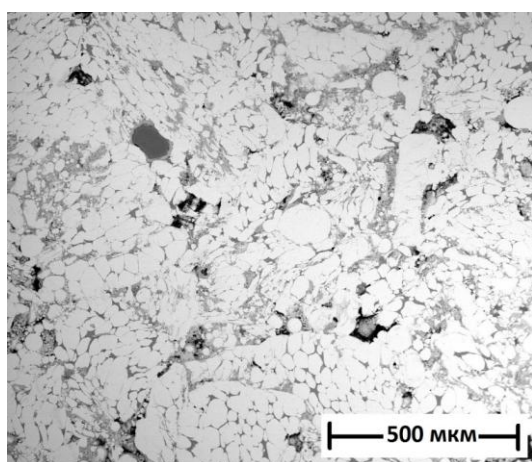
Испытания микротвердости образцов по поперечному шлифу проводили с помощью автоматической системы анализа микротвердости DM-8 по методу микро-Виккерса при нагрузке на индентор 20 г по десяти отпечаткам со свободным выбором места укола в соответствии

с ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников». Время нагружения индентора составило 15 с.

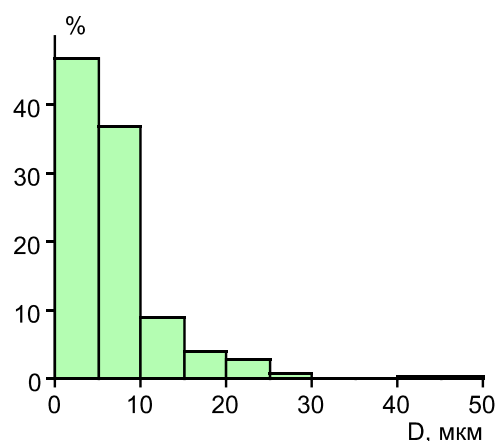
Результаты исследований

Результаты исследования пористости образцов металлографическим методом приведены в табл. 1 и на рис. 3.

В результате исследования пористости спеченных образцов металлографическим методом было установлено, что ее величина составляет порядка 0,43 %.



а



б

Рис. 3. Результаты исследования пористости:
а – микроструктура поперечного шлифа образца; б – гистограмма распределения пор по размеру

Результаты измерений микротвердости спеченных образцов приведены в табл. 2.

Таблица 2

Микротвердость тяжелых вольфрамовых псевдосплавов, спеченных из диспергированных электроэрозией частиц в воде дистиллированной

| Номер отпечатка | Значение микротвердости, $HV_{0,2}$ |
|-----------------|-------------------------------------|
| 1 | 325 |
| 2 | 398 |
| 3 | 251 |
| 4 | 430 |
| 5 | 322 |
| 6 | 395 |
| 7 | 382 |
| 8 | 337 |
| 9 | 325 |
| 10 | 402 |

Экспериментально установлено, что микротвердость спеченных образцов, полученных методом искрового плазменного спекания из диспергированных электроэрозией частиц сплава ВНЖ 95 в воде дистиллированной, составляет $349 HV_{0,2}$.

Выводы

1. На основании проведенных экспериментальных исследований пористости спеченных изделий из электроэрозионного порошкового материала ВНЖ, полученного в воде дистиллированной, показана высокая эффективность применения технологии искрового плазменного спекания, которая обеспечит при малой продолжительности рабочего цикла получение изделий с высокими физико-механическими свойствами.

2. Отмечено, что пористость спеченных образцов составляет порядка 0,43 % при средней микротвердости $349 HV_{0,2}$.

3. Проведенные исследования позволят разработать технологические рекомендации по

Таблица 1

Пористость тяжелых вольфрамовых псевдосплавов, спеченных из диспергированных электроэрозией частиц в воде дистиллированной

| Исследуемый параметр | Значение параметра |
|--|--------------------|
| Площадь анализа, мкм^2 | 5694026,8 |
| Пористость, % | 0,43 |
| Минимальный размер поры, мкм | 0,2 |
| Максимальный размер поры, мкм | 2,9 |
| Средний размер поры, мкм | 0,43 |

дальнейшему применению спеченных изделий из электроэрозионного порошкового материала ВНЖ, полученного в воде дистиллированной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Электрохимическое окисление тяжелого вольфрамо-содержащего сплава типа ВНЖ и его компонентов в аммиачно-щелочных электролитах / О. Г. Кузнецова, А. М. Левин, М. А. Севостьянов, О. И. Цыбин, А. О. Больших // *Металлы*. 2019. № 3. С. 26–30.
2. Динамическая прочность тяжелого сплава ВНЖ-90, полученного методом электроимпульсного плазменного спекания / А. М. Брагов, В. Н. Чувильдеев, Н. В. Мелехин, А. Р. Филиппов, А. Ю. Константинов, Н. В. Сахаров // *Физическая мезомеханика*. 2018. Т. 21. № 2. С. 96–102.
3. Особенности диффузионной сварки вольфрамового сплава ВНЖ 95 / А. В. Люшинский, В. И. Малинов, Н. И. Качалин, Г. В. Баранов // *Сварочное производство*. 2008. № 8. С. 26–28.
4. Откольное разрушение сплава ВНЖ-90 при его нагружении ударными волнами / И. Р. Трунин, И. А. Терешкина, А. М. Подурец, В. Г. Симаков, М. И. Ткаченко, В. А. Брагунец, А. Н. Баландина, Е. Е. Шестаков // *Прикладная механика и техническая физика*. 2019. Т. 60. № 5 (357). С. 194–201.
5. Исследование процессов спекания нано- и ультрадисперсных механоактивированных порошков системы W-Ni-Fe и получение сверхпрочных тяжелых вольфрамовых сплавов / В. Н. Чувильдеев, А. В. Нохрин, Г. В. Баранов, М. С. Болдин, А. В. Москвичева, Н. В. Сахаров, Д. Н. Котков, Ю. Г. Лопатин, В. Ю. Белов, Ю. В. Благовещенский, Н. А. Козлова, Д. А. Коньчев, Н. В. Исаева // *Металлы*. 2014. № 2. С. 51–66.
6. Морфология и элементный состав порошка псевдосплава ВНЖ-95, полученного электроэрозионным диспергированием в керосине / Е. В. Агеев, Н. М. Хорьякова, К. В. Садова // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (242) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2020. – С. 15–20.
7. 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. Т. 55. No. 6. С. 577–580.
8. 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. Т. 2017. № 12. С. 1083–1085.
9. 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. Т. 2018. № 6. С. 573–575.
10. Пат. 2449859, Российская Федерация, С2, В22F9/14. Установка для получения нанодисперсных порошков из токопроводящих материалов / Агеев Е. В.; заявитель и патентообладатель Юго-Западный государственный университет. – № 2010104316/02; заяв. 08.02.2010; опубл. 10.05.2012. – 4 с.: ил.

УДК 621.74. 01

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-35-40

Н. А. Феоктистов, В. П. Чернов, А. С. Савинов, Д. А. Горленко, И. В. Михалкина
ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА
И МИКРОСТРУКТУРУ ВАЛКОВОЙ СТАЛИ

Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова
e-mail: fna87@mail.ru

Статья посвящена изучению влияния углерода на эксплуатационные свойства валковой стали марки 150ХНМ.

Во введении представлен краткий литературный обзор о влиянии химического состава валковых сплавов на уровень эксплуатационных и механических свойств прокатных валков. Кроме того, сформулирована актуальность представленных исследований.

Рассмотрено влияние элементов – марганец, ниобий, ванадий, никель – на микроструктуру и механические свойства прокатных валков. Также представлена классификация легирующих элементов по оказываемому влиянию на температуры полиморфных превращений, и приведен ряд карбидообразующих элементов по увеличению этой способности.

Вместе с этим рассмотрено влияние карбидной фазы на заэвтектоидную сталь. Приведены карбидные соединения, которые могут образовываться в сталях, а также их классификация. Рассмотрен механизм влияния карбидной фазы на эксплуатационные свойства стального литья.

Во второй части статьи представлена методика проведения исследований; кратко рассмотрены материалы, которые были задействованы при проведении работ, а также лабораторное и аналитическое оборудование.

В третьей части отражены результаты проведенных исследований. Рассмотрено влияние углерода в широких пределах на эксплуатационную стойкость заэвтектоидной валковой стали в условиях изнашивания при комнатной и повышенной (400 °С) температурах.

Кроме всего этого, определено влияние углерода на микроструктуру валкового сплава, а также представлен анализ взаимосвязи микроструктуры с уровнем эксплуатационных свойств заэвтектоидной валковой стали.

В заключении статьи приведены краткие выводы по полученным результатам, а также приведен библиографический список литературных источников, по которым был проведен аналитический обзор.

Ключевые слова: заэвтектоидная сталь, износостойкость, карбидная фаза, углерод, микроструктура, прокатный валок.

N. A. Feoktistov, V. P. Chernov, A. S. Savinov, D. A. Gorlenko, I. V. Mikhalkina

ASSESSMENT OF THE EFFECT OF CARBON ON PERFORMANCE PROPERTIES AND THE MICROSTRUCTURE OF ROLL STEEL

Nosov Magnitogorsk State Technical University

This paper concentrates on studying the effect of carbon on performance properties of 150KhNM roll steel grade.

The introduction contains a brief literature review on the effect of the roll alloy chemistry on performance and mechanical properties of mill rolls. Besides, it demonstrates the relevance of the presented studies.

The paper describes the effect of chemical elements, such as manganese, niobium, vanadium, nickel on the microstructure and mechanical properties of mill rolls. It also classifies alloying elements by their effect on polymorphic transformation temperatures and shows carbide-forming elements increasing such property.

We also considered the effect of the carbide phase on hypereutectoid steel. The paper contains carbide compounds that may be formed in steels, and their classification. It describes the mechanism of the effect of the carbide phase on performance properties of steel castings.

The second part of the paper presents a research procedure and briefly describes materials used for the research and laboratory and analytical equipment.

The third part of the paper presents the research results. It describes the effect of carbon in a broad range on service durability of hypereutectoid roll steel in conditions of wear at room and elevated (400 °C) temperatures.

Besides, we determined the effect of carbon on the roll alloy microstructure and analyzed relations between the microstructure and performance properties of hypereutectoid roll steel.

The conclusion of the paper summarizes the results and contains the references used for an analytical review.

Keywords: hypereutectoid steel, wear resistance, carbide phase, carbon, microstructure, mill roll.

Введение

Прокатные валки являются главным инструментом станов, назначение которого – не только деформация металла, но и обеспечение качества готовой продукции [1].

В настоящее время в прокатных станах применяют валки из различных материалов – чугунов и сталей.

Доля чугунных валков, эксплуатирующихся в прокатных цехах, составляет около 54 %. Оставшуюся часть представляют стальные прокатные валки.

Технология их изготовления может отличаться в зависимости от условий эксплуатации. Методом литья изготавливают валки из полубыстрорежущих (Semi-HSS) сталей. Кованные валки изготавливают из быстрорежущих (HSS) и полубыстрорежущих сталей. Также в последнее время освоено производство валков HSS методом центробежного литья [2]. С недавнего времени в Европе, Японии и США для производства прокатных валков применяют инструментальные стали (HP), сталь AS180X и многие другие, являющиеся нетрадиционными материалами для валкового производства [3–5].

Из стальных валков на территории Российской Федерации широкое распространение нашли изделия из сталей марок 60XH, 9X2MФ, 90XФ, 75XMФА, 150XHM, 60X4ГMФ, 60X2C2MФ и др. [6–9].

По технологии производства стальные валки можно разделить на цельнолитые и бандажированные. Опыт производства стальных валков в компаниях АО «Машиностроительный концерн ОРМЕТО-ЮУМЗ» и ПАО «Уралмашзавод» свидетельствует о том, что наилучшим материалом для цельнолитых и бандажированных валков является сталь 150XHM [10]. В условиях прокатного стана «ЕВРАЗ НТМК» применение стальных валков из стали 150XHM позволило увеличить межперевалочную компанию в 2,0–2,5 раза по сравнению с аналогичными валками из стали 60XH и 9X2MФ [6].

Высокий уровень эксплуатационных свойств валков из упомянутой стали обеспечивается не только химическим составом, но и термической обработкой.

В работах [11–13] рассмотрено влияние углерода и молибдена на уровень эксплуатационных свойств валковых сплавов. Отмечено, что углерод способствует повышению количества карбидной фазы, тем самым повышая уровень эксплуатационных свойств. Влияние молибдена, по мнению авторов работ, сведено к увеличению прокаливаемости, а также увеличению прочности и твердости валковых сплавов. При этом в работе [14] для обеспечения высоких эксплуатационных свойств прокатных валков рекомендовано выдерживать содержание элементов, %: (0,86–1,72) хрома; (0,9–1,32) никеля; (0,16–0,3) молибдена; (1,8–1,9) углерода.

В литом состоянии сталь 150XHM имеет перлитную структуру [15–17]. В работах [17–19] представлен рациональный режим термиче-

ской обработки для заготовок стальных валков из этой стали, который включает в себя промежуточный и окончательный этапы. При этом в работе [20] предложено корректировать режим термической обработки в зависимости от концентрации углерода в валковой стали.

Несмотря на большой массив данных в литературных источниках по валковым сплавам, остается открытым вопрос о комплексном влиянии химического состава сплава и условий формирования литой заготовки на параметры микроструктуры и уровень эксплуатационных свойств. Следует отметить, что условия кристаллизации могут меняться в зависимости от габаритов литого изделия, материала формы и некоторых других факторов. В свою очередь, процесс кристаллизации оказывает влияние на литую структуру валкового сплава, которая определяет микроструктуру изделия после термической обработки, а также уровень эксплуатационных свойств.

На кафедре литейных процессов и материаловедения ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г. И. Носова» проведена серия исследовательских работ, объектом исследования в которых являлась заэвтектоидная валковая сталь.

Цель данной работы – изучение влияния углерода и скорости охлаждения расплава в литейной форме на параметры микроструктуры в литом и термообработанном состояниях, а также уровень эксплуатационных свойств валковой стали марки 150XHM.

Методика проведения исследований

Исследования проводились на литых образцах, размером 35×35×10 мм, залитые в формы с различными теплоаккумулирующими способностями.

Выплавку сплавов осуществляли в индукционной печи ИСТ-006 с основной футеровкой. Химический состав образцов определяли на спектрометре фирмы SPECTRO, модель МАХх.

Графики кривых охлаждения расплава в литейной форме получали при помощи вольфрам-рениевой термопары и аналого-цифрового преобразователя. По этим графикам определяли скорость охлаждения расплава в литейной форме.

Термическую обработку экспериментальных отливок проводили в нагревательной печи сопротивления НАКАЛ. Режим включал в себя высокотемпературный отжиг при температуре выше 1050 °С; закалку при температуре 920 °С и высокий отпуск при температуре 520 °С.

Испытание на износостойкость проводили на лабораторной установке в соответствии с ГОСТ 23.208-79 (абразивная износостойкость).

Определение размера зерен и количественный анализ микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Axio Observer с помощью программы Ticsomet Standart Pro по ГОСТ 5639-82. Также исследования микроструктуры проведены на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) JEOL JSM-6490 LV. Микрошлифы приготовлены путем запрессовки образцов в смолу «Transoptic» на автоматическом прессе Simplimet 1000 на линии пробоподготовки фирмы Buechler. Для выявления микроструктуры поверхность шлифов подвергали травлению в смеси концентрированных азотной и соляной кислот (HNO_3 – 65 %; HCl – 35 %) методом погружения полированной поверхности в ванну с реактивом (исследования выполнены в ЦКП НИИ наносталей ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова»).

Микротвердость определяли на твердомере Buchler Mikromet в соответствии с ГОСТ 9450-60 методом вдавливания алмазной пирамидки с углом между противоположными гранями 136° при нагрузке 200 г и длительности нагружения 10 с. Твердость определяли на твердомере EmcoTest M4C 075 G3 в соответствии с ГОСТ 9013-59.

Обсуждение результатов

В лабораторных условиях были получены экспериментальные образцы из стали марки 150XHM, кристаллизация которых проходила с различными скоростями охлаждения в интервале от 5,77 до 28,35 °С/с в температурном интервале кристаллизации. В интервале выделения вторичных карбидов скорость охлаждения изменяется от 0,89 до 4,23 °С/с.

Химический состав экспериментальных образцов отличался концентрацией углерода, которая находилась в пределах от 1,33 до 1,78 %. Концентрация остальных элементов, входящих в химический состав сплава, была следующей (%): Si 0,48–0,51; Mn 0,71–0,75; Cr 1,15–1,22; Ni 1,29–1,33; Mo 0,41–0,46; Al 0,04–0,05.

График зависимости коэффициента абразивной износостойкости при испытании в условиях комнатной и повышенной температур приведен на рис. 1.

Представленные зависимости показывают, что увеличение концентрации углерода с 1,3 до 1,8 % в заэвтектоидной стали приводит к уве-

личению коэффициента износостойкости на 27–30 % в случае испытания при комнатной тем-

пературе, и более чем в 2 раза при температуре испытания 400 °С.

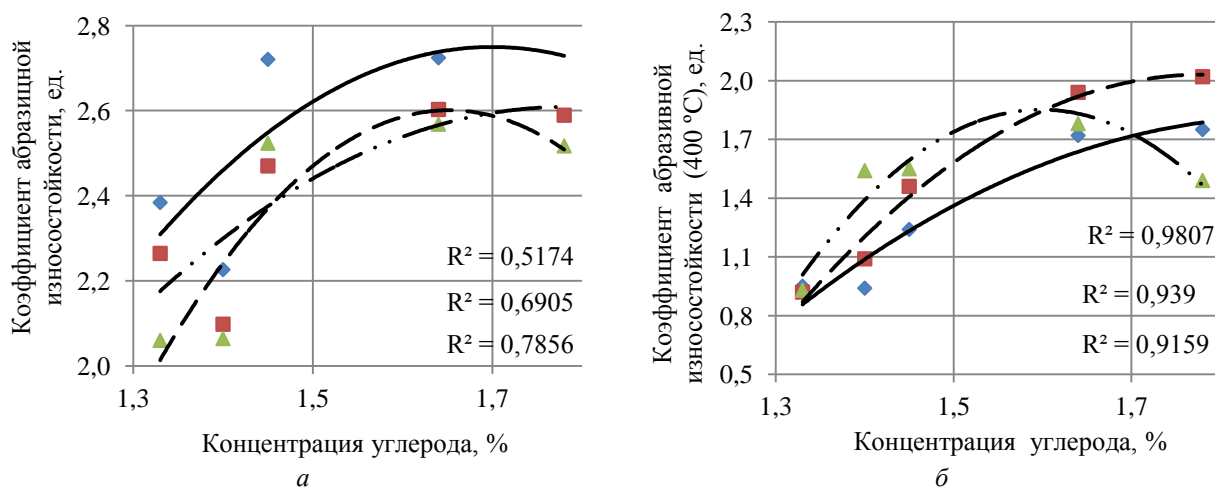


Рис. 1. Влияние углерода на абразивную износостойкость валковой стали при скорости охлаждения, в литевой форме: — — — 5,77 °C/c; — — — 11,94 °C/c; — · — · — 28,35 °C/c (температура испытания: а – 20 °C; б – 400 °C)

Сравнительный анализ результатов испытаний экспериментальных образцов показал, что износ одних и тех же образцов при 20 и 400 °С приводит к снижению коэффициента абразивной износостойкости в среднем на 10–35 % при испытаниях в условиях повышенных температур.

Для объяснения полученных зависимостей провели металлографические исследования экспериментальных образцов.

Изначально изучили комплексное влияние углерода и скорости охлаждения расплава в ли-

тейной форме на объемную долю карбидной фазы и средний размер зерна. Полученные зависимости в виде графической интерпретации представлены на рис. 2. Следует отметить, что скорость охлаждения влияет на микроструктуру валковой стали после термической обработки косвенно. В первую очередь, скорость охлаждения расплава в литевой форме оказывает влияние на параметры литой структуры, которые впоследствии определяют параметры микроструктуры стали после термической обработки.

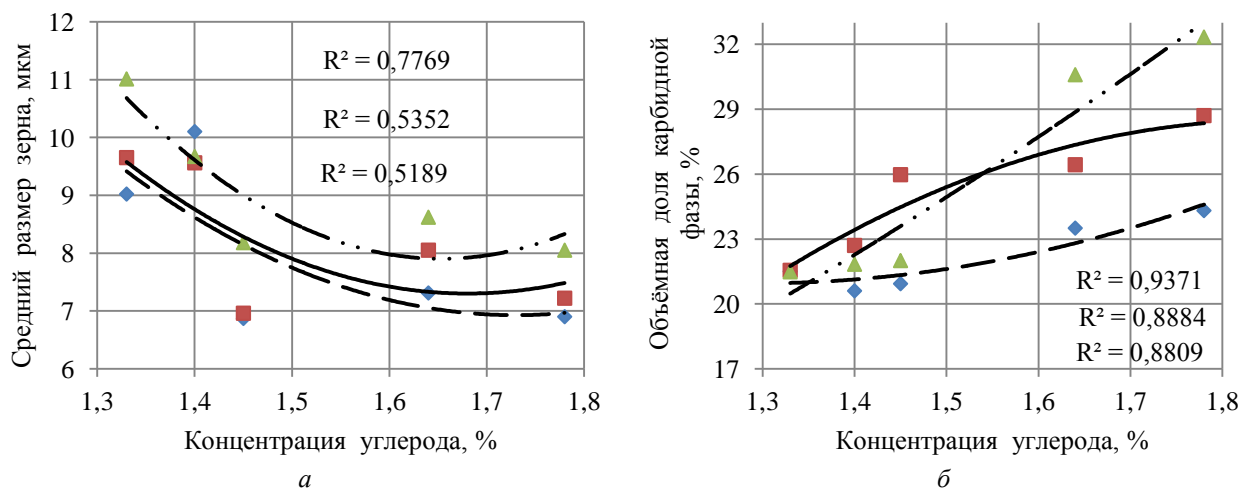


Рис. 2. Зависимость среднего размера зерна (а) и объемной доли карбидной фазы (б) от концентрации углерода в сплаве при скорости охлаждения расплава в форме: — · — · — 5,77 °C/c; — — — 11,94 °C/c; — — — 28,35 °C/c

Размер зерна после термической обработки определяли по нерастворившейся цементитной сетке.

С увеличением концентрации углерода в стали от 1,3 до 1,8 % размер зерна сокращается на 30 %. Это обусловлено увеличением количества

цементита с 21,5 до 32 %, который тормозит рост зерна.

При низкой концентрации углерода (1,33 %) не обнаружено влияние скорости охлаждения на объемную долю карбидной фазы. При более высоких концентрациях углерода свыше 1,5 % объемная доля карбидной фазы в экспериментальных образцах отличается на 5–18 % в зависимости от скорости охлаждения отливок. Ми-

нимальное значение объемной доли 23,5 %, максимальное – 32,3 %.

Также в ходе проведения исследований оценили карбидную сетку и неоднородность. Эта характеристика микроструктуры является крайне важной, так как она зачастую служит причиной поломки валков. Полученные результаты представлены в виде гистограмм на рис. 3.

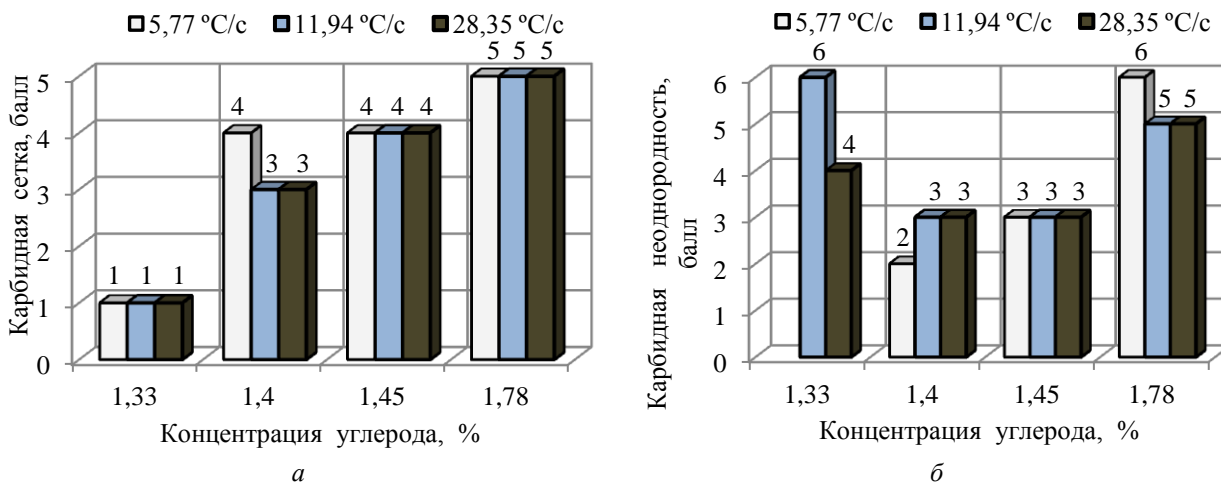


Рис. 3. Гистограммы влияния углерода на карбидную сетку (а) и неоднородность (б) при различных скоростях охлаждения литой структуры

Очевидно, что при увеличении концентрации углерода балл карбидной сетки увеличивается, о чем также свидетельствует увеличение объемной доли карбидной фазы. Увеличение концентрации углерода до 1,5 % приводит к снижению карбидной неоднородности. Это говорит о том, что карбидная фаза расположена относительно равномерно по структуре сплава на границах бывших зерен аустенита, а также имеет приблизительно одинаковый размер от 3 до 10 мкм.

При более высоком содержании углерода (свыше 1,5 %) карбидная фаза представлена в виде отдельных включений, также располагающихся по границе бывшего зерна аустенита. Однако сетка не является целостной, как это можно наблюдать в структуре сплава с более низким содержанием углерода, а размер карбидной фазы находится в пределах от 3 до 30 мкм.

Заключение

Проведя исследования, установили, что повышение концентрации углерода в валковой заэвтектоидной стали приводит к уменьшению размера зерна, увеличению объемной доли

карбидной фазы, и, как следствие всего этого, повышению коэффициента износостойкости на 30 %.

Проведя металлографические исследования, установили, что карбидная неоднородность имеет минимальный балл (2–3) при концентрации углерода в пределах 1,45–1,5 %. При большей или меньшей концентрации углерода в составе сплава карбидная сетка имеет максимальный балл.

Износ образцов из заэвтектоидной стали при повышенной температуре снижает коэффициент износостойкости на 10–35 % по сравнению с износом в нормальных условиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ашихмин, Г. В. Валки как важный технологический элемент прокатного производства / Г. В. Ашихмин, В. А. Николаев, В. П. Полухин // Медь. Латунь. Бронза. – М. : Институт Цветметобработка, 2006. – С. 268–281.
2. J. Mc Cann. Overview of Work Rolls for Cold Rolling // Iron making and steel making. – 2000. – № 1. – P. 15–18.
3. Мартини, Ф. Свойства рабочих валков из быстрорежущей стали для станов горячей прокатки / Ф. Мартини // Сталь. – 1999. – № 10. – С. 50–54.
4. Разработка новой быстрорежущей стали с оптимизированным новым карбидным составом для валков /

- Ж. Лекомт-Беккер, Ж. Чу-фанг Чуинджан, Э. Пирар [и др.] // *Сталь*. – 2003. – № 3. – С. 88–95.
5. Development of HSS roll in hot strip mill of Cockerill Sambre / D.Steimer, H.Uijtdebroeks, D.Liquet and other // *Int. Conf. New Dev. Met. Process Technol.*, Dusseldorf, June 13–15, 1999. Proc. – Dusseldorf, 1999. – С. 269–277.
6. Прокатные валки: моногр. / К. Н. Вдовин [и др.] // *Магнитогорск : Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова*, 2018. – 335 с.
7. Инновационные валки из высокохромистой стали / А. И. Волошин [и др.] // *Труды X Конгресса сталеплавильщиков*. – М. : Черметинформация, 2010. – С. 61–64.
8. Новые материалы и технологии для производства прокатных валков / Г. И. Скударь [и др.] // *Труды шестого конгресса прокатчиков*. – М. : Черметинформация, 2005. – С. 279–282.
9. *Чигарев, В. В.* Повышение трещиностойчивости бандажированных опорных валков / В. В. Чигарев, В. И. Щетинина, С. В. Щетинин // *Сталь*. – 2014. – № 2. – С. 45–47.
10. Технология многократного использования опорных валков листовых станов за счет бандажирования / А. Ю. Фиркович [и др.] // *Бюллетень «Черная металлургия»*. – 2003. – № 5. – С. 56–57.
11. The development of high steel rolls by extrusion casting / H. Fu, J. Xing, Q. Xiao // *Ironmaking and Steelmaking*. – 2005. – № 1. – С. 66–70.
12. Gatch John W. Molibdenum bearing nodular irons. *Foundry*. – 1964. – № 5. – P. 67–71.
13. Rolls Mill Roll, Climax Molibdenum Co. New York, 1987. – P. 120.
14. Rudyuk, S. I., Mikhailova, I. V., & Tomenko, Y. S. The effect of alloying and heat treatment on the properties of hypereutectoid steels for rolling-mill rolls. *Metal Science and Heat Treatment*. 32 (4). 261–264. doi:10.1007/bf00729866.
15. Taleff, E. M., Lewandowski, J. J., & Poursadian, B. (2002). Microstructure-property relationships in pearlitic eutectoid and hypereutectoid carbon steels. *JOM*. 54(7). 25–30. doi:10.1007/bf02700982.
16. Filippov, M. A., Gervas'ev, M. A., Plotnikov, G. N., Zhilin, A. S., & Nikiforova, S. M. (2016). Formation of Structure of Wear-Resistant Steels 150KhNML and Kh12MFL Upon Quenching. *Metal Science and Heat Treatment*. 57(11-12). 641–644. doi:10.1007/s11041-016-9935-5.
17. Kirpichnikov, M. S., Sinityn, E. O., & Borovinskikh, M. P. (2011). Heat treatment technology for roll billets of steel 150KhNM for improving their quality and operating life. *Metalurgist*. 54(11-12). 791–792. doi:10.1007/s11015-011-9375-9.
18. Vdovin K.N., Zavalishchin A.N., Gorlenko D.A., Feoktistov N.A. Structure and properties of cast iron designated for working layer of rolls. *Journal of Materials Science Research*. 2016. Vol. 5. № 2. Pp. 88–99.
19. *Вдовин, К. Н.* Влияние термической обработки на валковый чугун, модифицированный бором / К. Н. Вдовин // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова*. – 2011. – № 4 (36). – С. 13–15.
20. The development of high steel rolls by extrusion casting / H. Fu, J. Xing, Q. Xiao // *Ironmaking and Steelmaking*. 2005. № 1. С. 66–70.

ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

УДК 621.742.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-41-45

Н. А. Кидалов, Н. В. Григорьева, А. В. Орлова

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОЩЕЛАЧЕННЫХ ЛИГНОСУЛЬФОНАТОВ ТЕХНИЧЕСКИХ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖИДКОСТЕКОВЫХ СМЕСЕЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния оше­ла­чен­ных лигносульфонатов технических на физико-механические и техно­ло­гические свойства жидкостекловых смесей. В результате исследования выбран состав, при котором достигается наименьший показатель остаточной прочности. С помощью двух­лучевого электронного сканирующего микроскопа «Versa 3D» рассмотрена структура жидкостекловых пленок на огнеупорном кварцевом наполнителе с целью выявления дефектов, обеспечивающих снижение остаточной прочности.

Ключевые слова: кварцевый песок, поверхность зерна, водный раствор силиката натрия, жидкое стекло, остаточная прочность, лигносульфонаты технические.

N. A. Kidalov, N. V. Grigorieva, A. V. Orlova

RESEARCH OF THE INFLUENCE OF LEALED TECHNICAL LIGNOSULPHANATES ON THE PHYSICAL-MECHANICAL AND TECHNOLOGICAL PROPERTIES OF LIQUID-GLASS MIXTURES

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of a study of the effect of technical alkali­z­ed lignosulfonates on the physicom­echanical and technological properties of liquid glass mixtures. As a result of the study, a composition was selected that achieved the lowest residual strength. Using a two-beam scanning electron microscope "Versa 3D", the structure of liquid glass films on a refractory quartz filler is examined with the aim of defects that provide a decrease in residual strength.

Keywords: quartz sand, grain, aqueous sodium silicate solution, liquid glass, residual strength, technical lignosulfonates.

В настоящее время жидкое стекло является одним из распространенных связующих материалов при изготовлении формовочных и стержневых смесей для литейного производства, что связано с рядом его положительных качеств, таких как нетоксичность, относительно низкая стоимость, высокая связующая способность и т. д. [1,2].

Для получения смесей с заданными свойствами необходимо особое внимание уделять качеству используемых исходных материалов. Наличие различных примесей на поверхности зерен огнеупорного наполнителя, шерохова-

тость поверхности оказывают большое влияние на исходную прочность жидкостекловых смесей. В связи с этим следует уделять внимание активации поверхности, причем не только наполнителя, но и добавок, введение которых необходимо для обеспечения требуемого уровня технологических свойств смесей. При этом необходимо учитывать сложность выбивных операций после заливки металла в форму [3–4].

Из приведенных выше требований универсальным является введение в смесь недорогих органических добавок, обеспечивающих высокую исходную прочность жидкостекловых

смесей, а также снижающих остаточную прочность при высокотемпературном воздействии. Процесс разупрочнения при вводе данных добавок реализуется за счет выгорания органической части и (или) выделения газов CO и CO_2 . При этом внутри формы при выходе газов образуются поры, сопровождающие нарушение целостности пленки связующего, что положительно скажется на выбиваемости жидкостекольных смесей [5–7]. Для достижения поставленных целей в данной работе в качестве добавки использовались лигносульфонаты технические (ЛСТ) – продукты переработки древесины, содержащие смесь натриевых солей лигносульфоновых кислот. ЛСТ обладают универсальными свойствами поверхностно-активных веществ, характеризующихся пластифицирующим и диспергирующим действием [4]. При использовании связующих на основе лигносульфонатов происходит снижение себестоимости годного сырья, уменьшение осыпаемости стержней, снижение температуры и сокращение времени теплового отверждения. Согласно работам Н. Х. Иванова [8–10] для повышения исходной прочности жидкостекольных смесей с добавлением ЛСТ необходимо предварительное ощелачивание связующего.

Целью данной работы является исследование влияния ощелаченных лигносульфонатов технических (ОЛСТ) на физико-механические и технологические свойства жидкостекольных смесей.

Ощелачивание лигносульфонатов технических проводили 34%-м раствором едкого натра. В предварительно разбавленный водой ЛСТ до необходимой плотности вводили раствор щелочи в соотношении 100/30. Время выдержки составляло двое суток.

Для исследования влияния ощелаченных лигносульфонатов технических на физико-механические и технологические свойства жидкостекольных смесей были изготовлены жидкостекольные смеси с различным содержанием связующего, в качестве наполнителя для которых использовался кварцевый песок марки $1\text{K}_2\text{O}_3\text{O}_3$. Состав смесей представлен в табл. 1.

После приготовления смеси проходили исследование, включающее в себя определение технологических характеристик, таких как влажность, газопроницаемость, прочность (во влаж-

ном состоянии), предел прочности как на сжатие, так и на разрыв, а также гигроскопичность и осыпаемость. Исследование образцов проводилось согласно методикам, установленным в соответствующих ГОСТах [11–12].

Таблица 1

Состав смесей

| Шифр смеси | Состав смесей, мас. ч. | | |
|------------|---|---------------|--------------------------|
| | Кварцевый песок $1\text{K}_2\text{O}_3\text{O}_3$ | Жидкое стекло | ОЛСТ (сверх 100 мас. ч.) |
| 1 | 97 | 3 | – |
| 2 | 97 | 3 | 2 |
| 3 | 97 | 3 | 3 |
| 4 | 97 | 3 | 4 |
| 5 | 96 | 4 | - |
| 6 | 96 | 4 | 2 |
| 7 | 96 | 4 | 3 |
| 8 | 96 | 4 | 4 |
| 9 | 95 | 5 | - |
| 10 | 95 | 5 | 2 |
| 11 | 95 | 5 | 3 |

В табл. 2 представлены результаты физико-механических и технологических свойств жидкостекольных смесей с добавлением ОЛСТ.

Согласно полученным результатам можно сделать вывод о том, что добавление ощелаченных лигносульфонатов технических положительно влияет на прочностные характеристики жидкостекольных смесей. Физико-механические свойства смесей соответствуют технологическим параметрам, обеспечивающим процесс изготовления форм и стержней.

Для определения остаточной прочности из исследуемых смесей были изготовлены стандартные цилиндрические образцы диаметром и высотой 0,05 м по ГОСТ 23409.7-78. Далее образцы выдерживались в муфельной печи модели ЭКПС-10 в течение 40 минут при температурах 180, 400, 600, 800 °С, что сопоставимо критическим температурным интервалам, приводящим к дегидратации связующего, и были испытаны на остаточную прочность путем сжатия образцов с помощью прибора РМ-500. На рис. 1–3 представлены результаты остаточной прочности образцов с различным содержанием силикатного связующего.

Таблица 2

Физико-механические и технологические свойства жидкостекольных смесей с добавлением ОЛСТ

| Шифр смеси | Свойства смесей | | | | | | |
|------------|-----------------|------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|-----------|---------------------|----------------|
| | влажность, % | газопроницаемость, ед. | предел прочности, σ_w ·МПа | предел прочности, σ_r ·МПа | | гигроскопичность, % | осыпаемость, % |
| | | | | на сжатие | на разрыв | | |
| 1 | 2,0 | 232,5 | 0,3 | 1,94 | 0,57 | 0,5 | 0,5 |
| 2 | 2,5 | 236 | 0,56 | 2,50 | 0,59 | 1,0 | 0,45 |
| 3 | 3 | 227,5 | 0,67 | 2,36 | 0,64 | 1,0 | 0,4 |
| 4 | 3,5 | 212 | 0,73 | 1,92 | 0,63 | 1,5 | 0,3 |
| 5 | 2,0 | 227,5 | 0,53 | 2,30 | 0,92 | 0,5 | 0,5 |
| 6 | 3,0 | 250 | 0,64 | 2,45 | 0,54 | 0,5 | 0,45 |
| 7 | 3,5 | 235 | 0,76 | 2,50 | 0,57 | 0,75 | 0,45 |
| 8 | 4,0 | 240 | 0,72 | 2,44 | 0,40 | 1,0 | 0,4 |
| 9 | 2,5 | 245 | 0,57 | 1,97 | 0,52 | 0,5 | 0,45 |
| 10 | 3,5 | 243 | 0,66 | 2,50 | 0,62 | 0,1 | 0,3 |
| 11 | 4,0 | 245 | 0,68 | 2,50 | 0,93 | 1,5 | 0,3 |

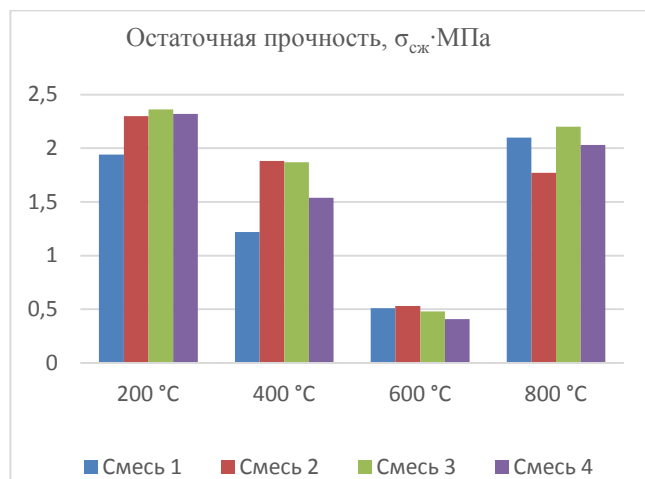


Рис. 1. Остаточная прочность жидкостекольных образцов при содержании 3 % жидкого стекла

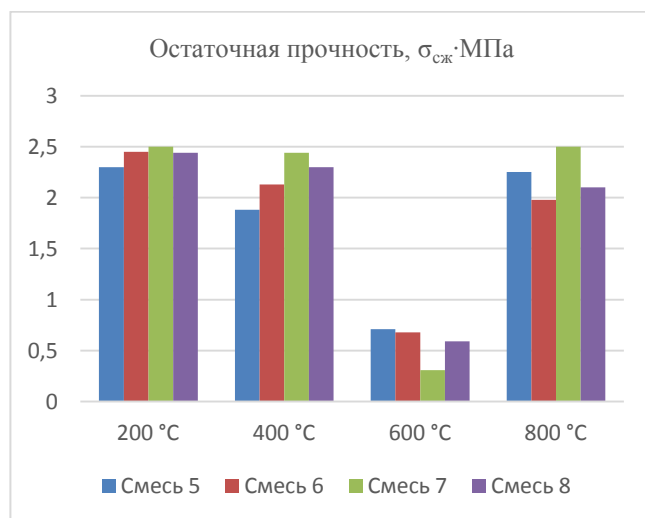


Рис. 2. Остаточная прочность жидкостекольных образцов при содержании 4 % жидкого стекла

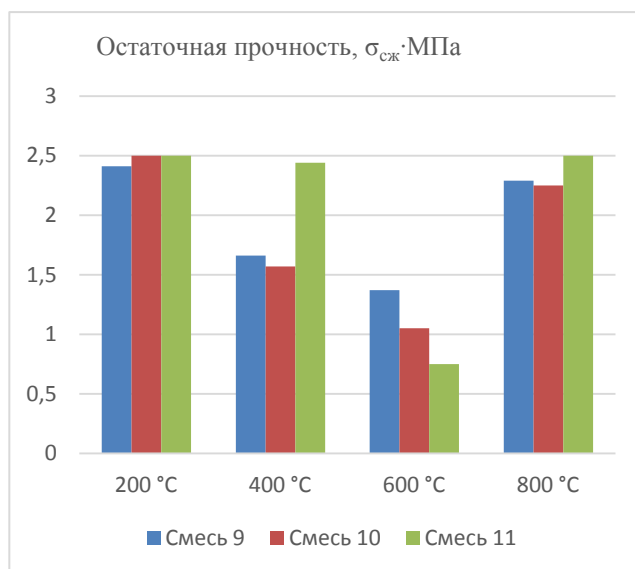


Рис. 3. Остаточная прочность жидкостекольных образцов при содержании 5 % жидкого стекла

Из данных, представленных на графиках, можно сделать вывод о том, что при температуре 180 °C остаточная прочность образцов находится в пределах 2,5 МПа, без явного преимущества какого-либо образца при температуре 400 °C остаточная прочность образцов падает и достигает своего минимума при температуре 600 °C. При повышении температуры нагрева до 800 °C был зафиксирован рост остаточной проч-

ности образцов, связанный со способностью связующего расплавляться при температуре свыше 793 °C, сопровождая сплавление дефектов [2].

По результатам испытаний выявлено, что образцы, изготовленные из смеси, содержащей в своем составе помимо наполнителя 3 % жидкого стекла и 2 % ошелаченных лигносульфонатов технических, имеют наименьшую остаточную прочность.

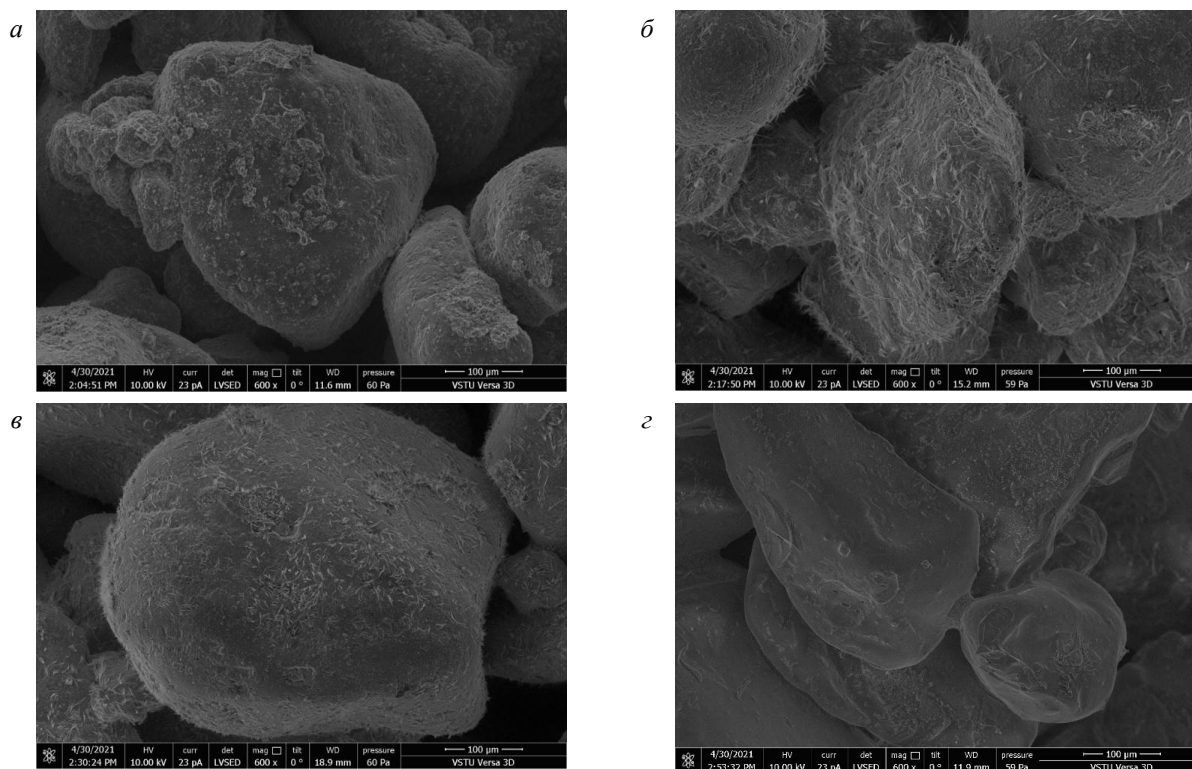
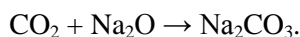


Рис. 4. Структура жидкостекольных пленок на зернах огнеупорного кварцевого наполнителя: а – 180 °C (увеличение $\times 600$); б – 400 °C (увеличение $\times 600$); в – 600 °C (увеличение $\times 600$); г – 800 °C (увеличение $\times 600$)

Далее проводилось исследование структуры пленок силикатного связующего на поверхности огнеупорного наполнителя с помощью двухлучевого электронного сканирующего микроскопа «Versa 3D». На рис. 4 представлены фотографии структуры жидкостекольной смеси, имеющей наименьший показатель остаточной прочности.

Как видно из рис. 4, структура силикатной пленки при нагреве образцов в интервале температур имеет дефекты в виде кристаллов карбонатов натрия, протекающей в результате химической реакции [13]:



Данная реакция протекает в результате процесса карбонизации при выделении CO_2 при деструкции органической составляющей, входящей в состав ОЛСТ. Наличие данных дефектов в интервале температур 400–600 °С положительно влияет на остаточную прочность, так как при сплавлении силикатной пленки при температуре свыше 793 °С приводит к нарушению равномерности распределения пленки водного силиката натрия на поверхности зерен огнеупорного наполнителя, способствующей снижению остаточной прочности.

Выводы

Исследования показали, что использование ошеложенных лигносульфонатов технических в составе жидкостекольных смесей положительно влияет на физико-механические свойства жидкостекольных смесей.

Экспериментально установлено соотношение вводимых в смесь жидкого стекла – 3 % и ОЛСТ – 2 %, что подтверждается наименьшим показателем остаточной прочности при высокотемпературном воздействии.

Установлено, что при добавлении ошеложенных лигносульфонатов технических снижение остаточной прочности образцов характеризуется образованием кристаллов карбонатов натрия, сплавление которых приводит к нарушению равномерности распределения пленки водного силиката натрия на поверхности зерен огнеупорного наполнителя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лясс, А. М. Быстротвердеющие формовочные смеси / А. М. Лясс. – М. : Машиностроение, 1965. – 332 с.
2. Жуковский, С. С. Технология литейного производства: формовочные и стержневые смеси / С. С. Жуковский, А. Н. Болдин. – Брянск : БГТУ, 2002. – 470 с.
3. Жуковский, С. С. Формы и стержни из холоднотвердеющих смесей / С. С. Жуковский, А. М. Лясс. – М. : Машиностроение, 1978. – 222 с.
4. Формовочные материалы и технология литейной формы : Справочник / С. С. Жуковский [и др.]. – М. : Машиностроение, 1993. – 432 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. Влияние способов отверждения жидкостекольной смеси на прочностные характеристики и структуру литейной формы / Н. А. Кидалов, Н. В. Григорьева, А. С. Адамова, Д. А. Затягин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 78–81.
7. Кидалов, Н. А. Effect of a Carbonaceous Additive on the Structure of an Aqueous Sodium Silicate Film on the Surface of a Refractory Chromite Filler / Н. А. Кидалов, Н. В. Григорьева, А. С. Адамова // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 969 : International Russian Conference on Materials Science and Metallurgical Technology (RusMetalCon 2020) (Chelyabinsk, Russian Federation, 22–24 September 2020). – [IOP Publishing], 2020. – 7 p.
8. Иванов, Н. Х. Применение смесей с уменьшенным количеством жидкого стекла / Н. Х. Иванов // Литейное производство. – 1961. – № 12. – С. 13–14.
9. Иванов, Н. Х. Активированные формовочные смеси / Н. Х. Иванов, В. Ф. Печеный // Литейное производство. – 1975. – № 1. – С. 4.
10. А. с. SU1766576A1 СССР, МПК В22С1/00 В22С1/20 В22С5/04. Способ реagentной активации формовочных и стержневых смесей / Н. Х. Иванов. – № 4863381/02 ; заявл. 10.07.90 ; опубл. 07.10.92.
11. ГОСТ 23409.7-78. Пески формовочные, смеси формовочные и стержневые. Методы определения прочности при сжатии, растяжении, изгибе и срезе (с изменениями № 1, 2). – Взамен ГОСТ 2189-62 в части разд. IV ; введ. 01.01.80. – М. : Изд-во стандартов, 1986. – 6 с.
12. ГОСТ 23409.9-78. Смеси формовочные и стержневые. Метод определения осыпаемости. – Взамен ГОСТ 2189-62 в части разд. V ; введ. 01.01.1980. – М. : Изд-во стандартов, 1986. – 2 с.
13. Некрасов, Б. В. Основы общей химии / Б. В. Некрасов. – М., 1973. – Т. 1. – С. 494.

УДК 669.046.558.3

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-46-49

*Д. В. Руцкий, А. Ю. Агарков, Н. А. Зюбан, М. С. Никитин, Р. М. Войтенко, М. М. Зимин***ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОВОЛОКИ СК30
ПРИ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru.

В работе приведены исследования, показывающие эффективность использования проволоки с SiCa наполнителем при внепечной обработке сталей. Эффективность модифицирования оценивали путем подсчета загрязненности неметаллическими включениями, а также определением фазового состава неметаллических включений на стадиях внепечной обработки и разлива (установка ковш-печь→вакууматор→непрерывная разливка). Исследованием установлено, что корректировка по содержанию алюминия перед разливкой приводит к образованию тугоплавких включений корунда – (Al_2O_3); шпинелей – ($Al_2O_3 \cdot MgO$), которые откладываются на стенках сталеразливочного тракта и ухудшают разливаемость стали. Применение СК30_{пров} с SiCa наполнителем на окончательных этапах внепечной обработки (после введения алюминия) приводит к модификации тугоплавких включений в легкоплавкие алюминаты кальция типа ($CaO \cdot Al_2O_3$). Наличие легкоплавких включений более предпочтительно, так как данный тип включений не откладывается на стенках разливочного стакана и не оказывает отрицательного воздействия на загрязненность включениями непрерывнолитой заготовки и изделий, получаемых из них.

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

*D. V. Rutskiy, A. Y. Agarkov, N. A. Zyuban, M. S. Nikitin, R. M. Vojtenko, M. M. Zimin***EVALUATION OF THE EFFICIENCY OF USING SK30 WIRE
IN STEEL PROCESSING AT THE LADLE FURNACE PLANT****Volgograd State Technical University**

The paper presents studies showing the effectiveness of the use of wire with SiCa filler in the out-of-furnace processing of steels. The efficiency of use was evaluated by calculating the contamination with non-metallic inclusions, as well as by determining the phase composition of non-metallic inclusions at the stages of out-of-furnace processing and casting. (installation bucket furnace→vacuum cleaner→continuous casting). The study found that the adjustment of the content of aluminum before casting leads to the formation of refractory inclusions of corundum – (Al_2O_3), spinels – ($Al_2O_3 \cdot MgO$), which are deposited on the walls of the steel filling path and worsen the spillability of steel. The use of SK30prov with SiCa filler at the final stages of extra-furnace processing (after the introduction of aluminum), leads to the modification of refractory inclusions in low-melting calcium aluminates of the type ($CaO \cdot Al_2O_3$). The presence of low-melting inclusions is more preferable, since this type of inclusions is not deposited on the walls of the filling cup and does not have a negative effect on the contamination of the continuously cast billet and products obtained from them with inclusions.

Keywords: non-metallic inclusions, silicates, calcium aluminates, modification, ladle furnace processing, continuous casting.

Металлургическая наследственность, проявляющаяся в развитии различных видов неоднородностей в литом и деформированном металле, является одним из основных факторов, влияющих на качество металлопродукции. Любая сталь после затвердевания содержит неметаллические включения (НМВ). При этом загрязненность неметаллическими включениями оказывает значительное отрицательное влияние на снижение показателей ударной вязкости KCV⁻⁵⁰ [1, 2], на физико-химические свойства (снижение коррозионной стойкости в сероводородных и углеводородных средах) [3, 4]. Не-

металлические включения оказывают отрицательное влияние также и на технологические свойства стали, такие как пластичность в горячем состоянии, что приводит к образованию дефектов на стадии обработки давлением. Чистота стали по неметаллическим включениям является очень важным фактором, определяющим качество стали.

В настоящее время современные способы выплавки и внепечной обработки позволяют получать стали и сплавы с минимальным количеством неметаллических включений. В работах [5, 6], указано, что сталь считается чистой,

если количество неметаллических включений в ней на 1 см² не превышает 500 шт, а количество включений размером более 10 мкм составляет не более 10 % от общей загрязненности.

Наиболее эффективным способом снижения загрязненности включениями является модификация тугоплавких включений в более легкоплавкие соединения, которые в последующем ассимилируются шлаковой фазой при внепечной обработке стали. Это обеспечивается за счет ввода лигатуры, содержащей щелочноземельные металлы (ЩЗМ).

Наиболее распространенным ЩЗМ, используемыми для модифицирования, является Са, который в основном используют в виде лигатуры совместно с кремнием (СК30 и т. д.) [7]. Несмотря на существующие работы по использованию в качестве модификатора лигатуры, содержащей элементы (Ba, Sr, Mg, Zr и др.), об-

ладающие более высокой активностью, их применение сдерживается в связи с отсутствием достоверных данных об их поведении в металлургическом расплаве при температурах сталеплавильных процессов.

Целью работы являлось определение влияния эффективности использования проволоки СК30 на фазовый состав и загрязненность стали неметаллическими включениями при внепечной обработке.

Выплавка стали 26ХМФБА осуществлялась 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 СК30_{пров} → непрерывная разливка (МНЛЗ). Химический состав выплавляемой стали приведен в табл. 1.

Таблица 1

Изменение химического состава при выплавке стали 26ХМФБА

| Содержание элементов, % вес | | | | | | | | | | | | | | |
|---|------|------|-------|-------|------|------|------|--------|-------|--------|-------|--------|--------|--------|
| C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | Cu | V | Ti | Sn | Ca | Al | Nb |
| В начале обработки на установке ковш-печь | | | | | | | | | | | | | | |
| 0,17 | 0,05 | 0,40 | 0,007 | 0,015 | 0,39 | 0,12 | 0,28 | 0,11 | 0,003 | 0,0008 | 0,002 | - | 0,019 | 0,0006 |
| В конце обработки на установке ковш-печь | | | | | | | | | | | | | | |
| 0,28 | 0,25 | 0,54 | 0,007 | 0,002 | 0,49 | 0,11 | 0,76 | 0,1089 | 0,12 | 0,005 | 0,002 | 0,0021 | 0,0188 | 0,0381 |

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 [8, 9], пересчетом данных EDS анализа и сравнения 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 П (пробы, отобранные во время и внепечной обработки), метод Ш (НЛЗ).

Идентификация включений показала, что в пробах на всех этапах выплавки встречается три основных типа неметаллических включений:

- оксидные включения, в основе содержащие корунд Al₂O₃ и/или шпинель MgO·Al₂O₃;
- алюминаты кальция mCaO·nAl₂O₃ различного стехиометрического состава;

– легкоплавкие силикатные включения, содержащие оксиды, относящиеся к системе MnO-SiO₂-Al₂O₃;

– сульфидные включения MnS.

Подсчет загрязненности неметаллическими включениями на различных этапах металлургического передела показал, что на начальных этапах обработки загрязненность включениями максимальная, большая часть оксидных включений представлена включениями корунда Al₂O₃, тугоплавкими алюминатами кальция, (см. рис. 1, а).

Последующая внепечная обработка приводит к общему снижению содержания неметаллических включений; при этом доля тугоплавких включений, содержащих Al₂O₃ и mCaO·nAl₂O₃, во время обработки непрерывно уменьшается, что вызвано их более полной ассимиляцией шлаковой фазой при высоких температурах и одновременном перемешивании металлургического расплава аргоном. После наведения высокоосновных, жидкоподвижных

шлаков загрязненность оксидными и сульфидными включениями снижается, включения ко-

рунда трансформируются в тугоплавкие алюминаты $m\text{CaO} \cdot n\text{Al}_2\text{O}_3$ (см. рис. 1, б).

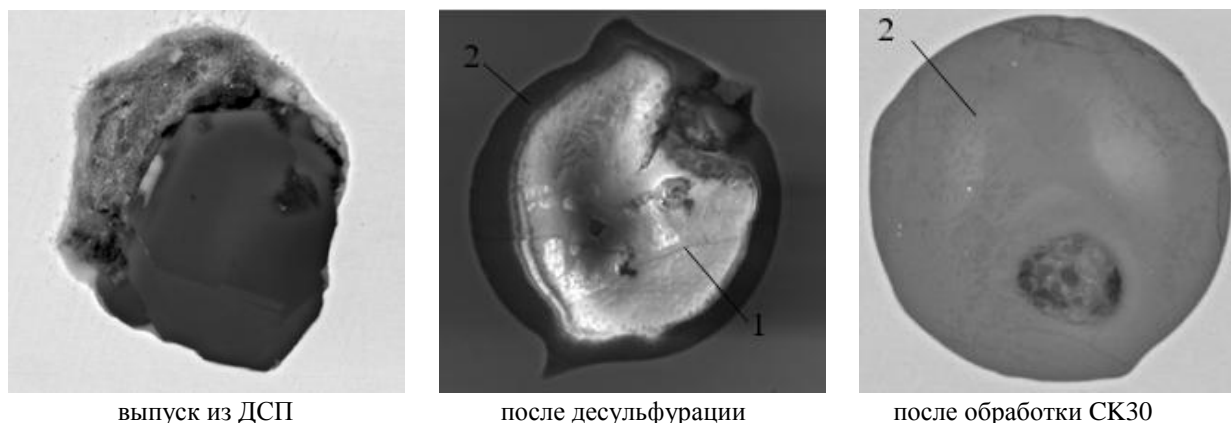


Рис. 1. Неметаллические включения на различных этапах внепечной обработки:
1 – корунд (Al_2O_3); 2 – алюминаты кальция $m\text{CaO} \cdot n\text{Al}_2\text{O}_3$

Силикатные включения представлены легкоплавкими включениями спессартита и анортита ($\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$). Образование легкоплавких силикатных включений более предпочтительно, так как низкие температура плавления и плотность силикатных включений, при температурах внепечной обработки (1560°C), приводят к их более полной ассимиляции шлаковой фазой во время внепечной обработки и непрерывной разливки шлакообразующей смесью промежуточного ковша и кристаллизатора. Фазовый состав силикатных включений практически не изменяется на всех этапах внепечной обработки.

Заключительная стадия внепечной обработки является наиболее важной, после нее возможность управления составом неметаллических включений становится минимальной.

В связи с этим для корректировки по содержанию алюминия и обеспечения стабильной разливки стали перед вакуумированием проводят отдачу Al, после усреднительной продувки Ar проводят присадку проволоки СК30.

Непосредственно после введения $\text{Al}_{\text{пров}}$ и СК30_{пров} в пробах преобладают тугоплавкие включения корунда или алюмомagneзиальной шпинели (см. рис. 1, б). При этом включения, богатые корундом, имеют неправильную форму. Доля тугоплавких включений составляет 62 % (см. рис. 2), их температура плавления превышает температуру металлического расплава.

После вакуумирования состав алюминатных включений изменяется. Включения представляют собой сложные комплексные соединения системы Al-Mg-Ca-O (см. рис. 1, в; табл. 2).

Таблица 2

Химический состав характерных неметаллических включений

| Вид включения | Точка анализа | O | Mg | Al | Si | Mn | Ca | Fe | Тип оксида |
|---------------|---------------|-----------------------------|------|------|------|------|------|-----|---|
| | | Содержание элементов, % вес | | | | | | | |
| Рис. 1, а | – | 41,4 | 16,8 | 39,3 | – | – | 0,7 | ост | Шпинель MgAl_2O_4 |
| Рис. 1, б | Точка 1 | 38,4 | 53,9 | 3,05 | – | – | 4,6 | ост | Шпинель MgAl_2O_4 |
| | Точка 2 | 35,5 | 1,6 | 19,5 | 2,4 | – | 40,3 | ост | CaAl_2O_4 |
| Рис. 1, в | – | 44,2 | 0,31 | 7,5 | 22,0 | 21,8 | 1,6 | ост | Спессартит $\text{Mn}_3\text{Al}_2(\text{SiO}_4)_3$ |

После вакуумирования и введения SiCa происходит модификация включений в легкоплавкие включения типа $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (см. рис. 2) и последующая их ассимиляция шлаковой фа-

зой. Применяемая схема обработки с использованием в качестве модификатора СК30 приводит к неполному модифицированию тугоплавких включений, но при этом общая загрязнен-

ность не превышает 0,010 % об, из которых 68 % – включения $3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ $T_{\text{пл}} = 1535$ °С. Низкая температура плавления включений способствует их удалению из металлического рас-

плава во время непрерывной разливки за счет их ассимиляции шлаковой фазой, а также препятствует образованию отложений на внутренних стенках разливочного стакана.

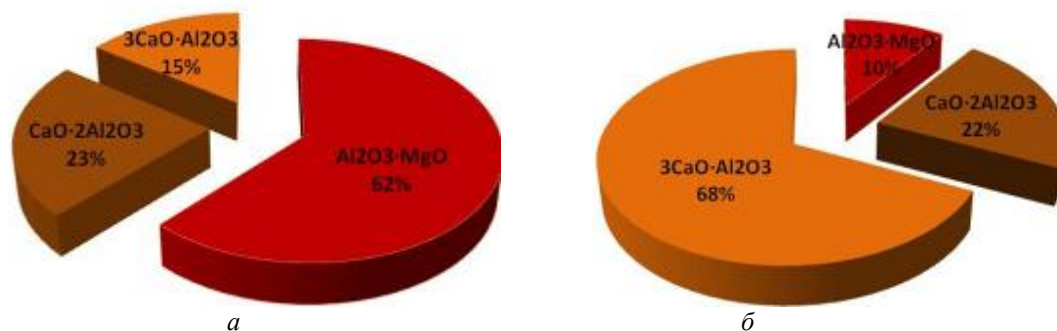


Рис. 2. Загрязненность неметаллическими включениями в пробах из промежуточного ковша: а – фазовый состав алюминатов до вакуумирования; б – фазовый состав алюминатов после обработки СК30 и вакуумирования

Выводы

После введения проволоки А1 и СК30 оксидные неметаллические включения представлены тугоплавкими включениями корунда и алюмомагнезиальной шпинели. После вакуумирования тугоплавкие включения корунда модифицируются в легкоплавкие включения алюминатов кальция типа $3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$. При этом доля легкоплавких включений увеличивается до 68 %.

Снижение загрязненности неметаллическими включениями после модифицирования расплава СК30 и вакуумирования обусловлено более эффективной ассимиляцией легкоплавких включений шлаковой фазой промежуточного ковша и кристаллизатора во время непрерывной разливки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Неметаллические включения в низколегированной трубной стали / А. В. Дуб [и др.] // *Металлург.* – 2005. – № 4. – С. 67–73.
2. Влияние неметаллических включений на свойства труб из сталей категории прочности К48-К52 / Д. В. Руц-

кий [и др.] // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (230) / ВолгГТУ.* – Волгоград, 2019. – С. 13–19.

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

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

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

6. Бигеев, А. М. *Металлургия стали. Теория и технология плавки стали : Учебник для вузов / А. М. Бигеев, В. А. Бигеев.* – 3-е изд. перераб. и доп. – Магнитогорск : МГТУ, 2000. – 544 с.

7. Вдовин, К. Н. Влияние обработки стали 25Л силикокальцием на содержание неметаллических включений и механические свойства литой заготовки / К. Н. Вдовин, Н. А. Феоктистов // *Технология металлов.* – 2012. – № 12. – С. 21–26.

8. Раскисление стали двойными и многокомпонентными сплавами щелочноземельных металлов / Б. Ф. Белов, И. В. Рябчиков, И. В. Бакин, В. Г. Мизин, А. Я. Бабанин // *Сталь.* – 2020. – № 7. – С. 14–18.

9. Metallurgical expertise as the base for determination of nature of defects in metal products. / A. Kazakov, P. Kovalev, S. Ryaboshuk // *CIS Iron and Steel Review.* – 2007. – № 1–2. – P. 7–13.

УДК 621.74

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-50-52

*И. О. Леушин, А. Н. Грачев, Л. И. Леушина, П. М. Явтушенко***ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЖИДКОПОДВИЖНЫХ
САМОТВЕРДЕЮЩИХ СМЕСЕЙ В ПРОИЗВОДСТВЕ
ТОНКОСТЕННЫХ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК****Нижегородский государственный технический университет
им. Р. Е. Алексеева (федеральный опорный университет),
г. Нижний Новгород**

e-mail: igoleu@yandex.ru.

Способ изготовления литейных форм и стержней для стального и чугунного литья из жидкоподвижных самотвердеющих смесей известен с 60-х годов прошлого века. Идея способа очень проста – после приготовления ЖСС заливается в рабочую полость стержневого ящика или на модель, установленную в опоку, а затем некоторое время выдерживается до опадения пены, затвердевания стержня или формы и восстановления газопроницаемости до рабочих значений. Тем не менее способ не получил широкого распространения в действующем производстве из-за ряда недостатков. В работе поставлена цель «реанимировать» его с учетом современных рисков и вызовов. По результатам проведенного информационно-аналитического обзора выполнена критическая оценка. Определены направления совершенствования и перспективы его использования в инновационной технологии производства тонкостенного стального литья ответственного назначения.

Ключевые слова: литейная форма, стержень, жидкоподвижная самотвердеющая смесь, стальная тонкостенная отливка.

*I. O. Leushin, A. N. Grachev, L. I. Leushina, P. M. Yavtushenko***PROSPECTS OF APPLICATION OF LIQUID-MOVING SELF-CURING MIXTURES
IN THE PRODUCTION OF THIN-WALLED STEEL CASTINGS****Nizhniy Novgorod State Technical University named after R. E. Alekseev
(Nizhniy Novgorod, Russia)**

The method of manufacturing casting molds and cores for steel and iron casting from liquid self-hardening mixtures has been known since the 60s of the last century. The idea of the method is very simple – after preparation, the LSS is poured into the working cavity of the core box or onto the model installed in the flask, and then it is kept for some time until the foam falls, the core or shape hardens and the gas permeability is restored to operating values. Nevertheless, the method is not widely used in existing production due to a number of disadvantages. The aim of the work is to «revive» it, taking into account modern risks and challenges. Based on the results of the information and analytical review, a critical assessment was made. The directions of improvement and prospects of its use in innovative technology for the production of thin-walled steel casting for critical purposes are determined.

Keywords: casting mold, core, liquid self-hardening mixture, steel thin-walled casting.

Технология изготовления литейных форм и стержней из жидкоподвижных самотвердеющих смесей (ЖСС) была разработана в СССР сотрудниками ЦНИИТМАШ в 60-е годы прошлого века [1]. Особенность ЖСС – сочетание свойств неньютоновской жидкости, с позиций реологии представляющей собой вязко-пластичную систему, со способностью затвердевать на воздухе без дополнительного температурного воздействия в течение некоторого времени. Переход исходной смеси в жидкоподвижное состояние при достаточно низкой влажности (не более 5,0–5,5 % масс.) достигается введением в нее в дополнение к основному связующему (жидкое стекло) и наполнителю (кварцевый

песок) поверхностно-активных пенообразователей, которые при перемешивании образуют мельчайшие пузырьки пены, разобшающие зерна песка и облегчающие их скольжение друг относительно друга. В свою очередь, самозатвердевание смеси на воздухе обеспечивается отверждающими реагентами – отвердителями в ее составе [2, 3]. Суть технологии очень проста – после приготовления ЖСС заливается в рабочую полость стержневого ящика или на модель, установленную в опоку, а затем некоторое время выдерживается до опадения пены, затвердевания стержня или формы и восстановления газопроницаемости до рабочих значений.

Основными достоинствами технологии являются высокая газопроницаемость литейных форм и стержней, достигающая уровня 400–500 единиц, существенное (до 3–5 раз) снижение трудоемкости их изготовления по причине исключения операции уплотнения смеси из производственной цепочки, сокращение времени на формовку, а также повышение экологической безопасности и улучшение санитарно-гигиенических условий труда работающих [4].

Тем не менее производство форм и стержней из ЖСС не получило широкого распространения в практике работы литейных цехов у нас в стране и за рубежом из-за «весьма посредственного качества» получаемых отливок [2, 5, 6]. Это было обусловлено такими факторами, как:

- относительно высокая стоимость компонентов ЖСС;

- низкая производительность процесса, связанная с необходимостью выдержки стержня или формы до полного затвердевания;

- нестабильность технологии смесеприготовления и слабая управляемость процессом из-за сложности достижения в условиях действующего производства оптимума текучести и устойчивости пены, с одной стороны, и скорости отверждения, а также кинетики восстановления газопроницаемости смеси после ее заливки в стержневой ящик или на модель в опоке – с другой;

- затрудненная выбиваемость и, как следствие, высокие энергозатратность и трудоемкость выполнения финишных операций производства форм и стержней (выбивка и очистка отливок) особенно на стальном литье;

- недостаточно высокие прочностные свойства форм и стержней из-за повышенной пористости, увеличивающие риск их разрушения при транспортировке и эксплуатации;

- высокая вероятность получения на отливках грубой, шероховатой поверхности и пригара.

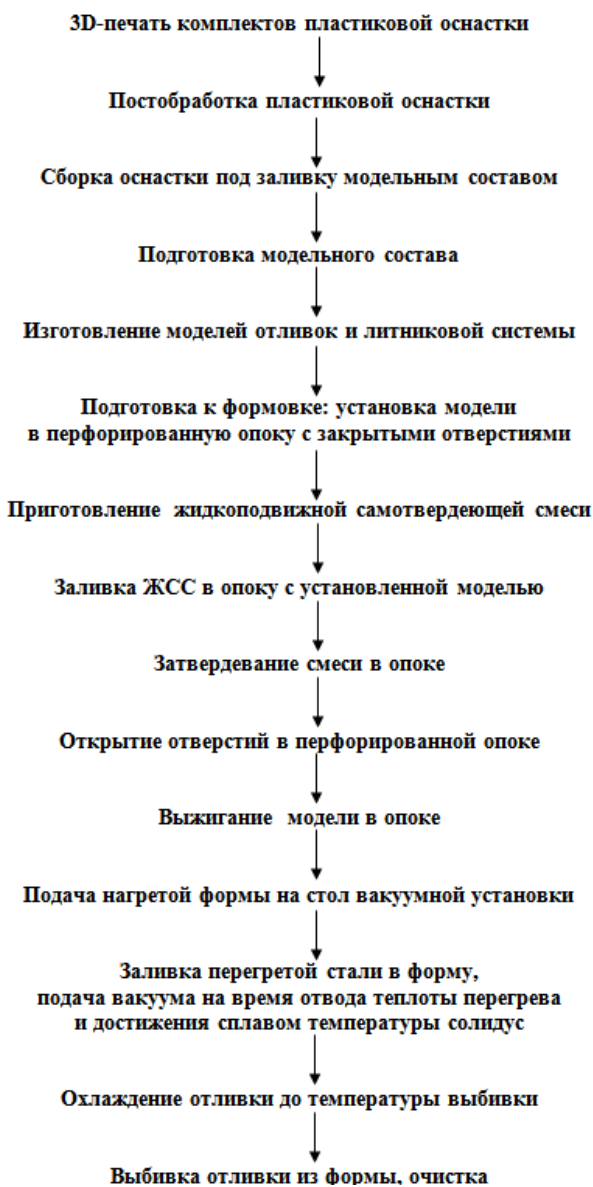
В настоящее время группой исследователей кафедры «Металлургические технологии и оборудование» Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексева активно проводятся работы по реновации незаслуженно забытого, по мнению авторов данной статьи, способа изготовления форм и стержней из ЖСС, имеющие целью обеспечить конкурентоспособность данной технологии в сравнении с производством форм и стержней из холоднотвердеющих смесей (ХТС) применительно

но к тонкостенному стальному литью ответственного назначения мелких серий.

В качестве производственной база для поисковых работ выбрано производство одного из предприятий Нижегородской области, занимающегося выпуском стальных литых тонкостенных заготовок для нужд ПАО «РУСПОЛИМЕТ» (г. Кулебаки). Предприятие проходит сложный этап технического перевооружения литейного цеха.

На приведенном ниже рисунке показана укрупненная последовательность технологических операций изготовления отливок, которую отличают то, что:

1) модели изготавливаются в пресс-формах, выполненных методом 3D-печати (аддитивная



Укрупненная последовательность технологических операций изготовления отливок

технология) из термостойкого и экологически безопасного материала (пластик);

2) в качестве материала моделей выбирается модельная композиция, удаляемая в течение короткого времени в низкотемпературном интервале с верхним порогом, не превышающим температурную зону полиморфных превращений материала формы;

3) используется разовая объемная керамическая форма, которая изготавливается из ЖСС заливкой в опоку специальной конструкции с установленным в нее модельным блоком, а также последующими выдержкой и нагревом для удаления модельного блока выжиганием; при этом газопроницаемость формы перед ее заливкой металлическим расплавом может достигать уровня высоких значений;

4) заливка формы перегретым металлическим расплавом происходит сразу после удаления из нее моделей (в нагретом состоянии) под воздействием вакуума, налагаемого на металл через перфорационные отверстия опоки специальной конструкции и газопроницаемую объемную керамическую форму вплоть до достижения расплавом температуры солидуса.

В рамках представленной технической схемы намечено решение целого ряда задач, ориентированных на снижение или исключение указанных выше недостатков, и, как следствие, улучшение технологичности ЖСС.

Перспективы применения ЖСС в производстве тонкостенных стальных отливок авторы данной статьи связывают с такими мероприятиями:

– как снижение доли жидкого стекла в составе ЖСС для повышения выбиваемости и снижения трудоемкости финишных операций;

– использование в составе ЖСС современных, более дешевых, доступных и эффективных отвердителей, а также ПАВ-пенообразователей в сочетании с пеногасителями, позво-

ляющее регулировать основные технологические параметры процесса смесеприготовления: продолжительность и интенсивность перемешивания; плотность жидкой композиции, устойчивость пены, живучесть, текучесть, газопроницаемость и газотворность ЖСС;

– применение объемных литейных форм и стержней из ЖСС для производства стальных отливок с толщиной стенок до 5–7 мм по термоудаляемым моделям в комбинации с вакуумированием, обеспечивающее рост прочностных свойств форм и стержней на фоне их повышенной пористости, а также снижение риска получения поверхностных дефектов и обезуглероживания стальных отливок в тонких сечениях.

По мнению авторов статьи, это позволит обеспечивать выпуск продукции стабильно высокого качества без высоких рисков брака из-за влияния внешних и внутренних факторов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Борсук, П. А. Жидкие самотвердеющие смеси / П. А. Борсук, А. М. Лясс. – М. : Машиностроение, 1979. – 255 с.
2. Литейные формовочные материалы / А. Н. Болдин [и др.]. – М. : Машиностроение, 2006. – 507 с.
3. Васильев, В. А. Физико-химические основы литейного производства / В. А. Васильев. – М. : Изд-во МГТУ, 1994. – 320 с.
4. Возрождение технологии формообразования в станкостроении на основе неорганических компонентов / С. С. Ткаченко, В. С. Кривицкий, Ю. Н. Муравьев, Г. А. Колодий // Станкоинструмент. – 2018. – № 1(010). – С. 62–67.
5. Зинченко, Ю. А. Исследование жидкоподвижной самотвердеющей смеси для форм стального литья с целью оптимизации ее состава / Ю. А. Зинченко // Вестник ДГТУ. – 2010. – Т. 10, № 2(45). – С. 258–265.
6. Курын, М. Г. Синтез самотвердеющих смесей с заданным комплексом свойств и оптимизация технологических режимов их изготовления / М. Г. Курын // Технологический аудит и резервы производства. – 2012. – № 1(3). – С. 25–29.

УДК 621.74

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-53-56

*Н. И. Габельченко, Д. Ю. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Ю. В. Гребнев***СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА
ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ОТЛИВОК
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГАЗОПЛАМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ****Волгоградский государственный технический университет**
e-mail: lp@vstu.ru

Проведены сравнительные исследования технологии поверхностного легирования с помощью газопламенного напыления и окрашивания легирующей литейной краской. Приведены результаты исследований. Разработан режим поверхностного легирования с использованием газопламенного напыления.

Ключевые слова: поверхностное легирование, газопламенное напыление, легирующая композиция, упрочнение поверхности отливок, легирование отливок.

*N. I. Gabelchenko, D. Y. Grebnev, V. F. Zharkova, Y. V. Grebnev***IMPROVEMENT OF THE SURFACE ALLOYING PROCESS
OF CASTINGS USING GAS-FLAME SPRAYING****Volgograd State Technical University**

Comparative studies of the technology of surface alloying using gas-flame spraying and painting with alloying casting paint have been carried out. The research results are presented. A mode of surface alloying using gas-flame spraying has been developed.

Keywords: surface alloying, flame spraying, alloying composition, surface hardening of castings, alloying of castings.

Введение

Процесс поверхностного легирования отливок в литейной форме весьма эффективный метод для повышения служебных свойств изделий. Методом поверхностного легирования можно повысить эксплуатационную надежность изделий из литых заготовок в несколько раз [1, 2]. Однако широкого применения этот процесс в производстве не получил. Причина тому отсутствие теоретических и практических разработок по этому процессу. В частности, наиболее распространенную в литейном производстве сырую песчано-глинистую форму из-за низкой поверхностной прочности практически невозможно окрасить металлосодержащей легирующей краской. В литературе описаны только отдельные примеры положительного эффекта легирования в сырой песчано-глинистой форме. При этом легирующий порошок, без связующего свободно размещался на поверхности нижней полуформы [3]. Окраска легирующими металлосодержащими порошками красками сухих стержней или стержневых форм также представляет определенные технологические затруднения. Металлосодержащие краски имеют высокую плотность, склонны к расслоению по удельному весу. Краски необходимо постоянно примешивать. Окраска стержней и форм проводится вручную. После окраски

стержни и формы необходимо просушивать для удаления влаги и полимеризации связующего.

Все вышеперечисленные процессы снижают производительность, усложняют технологический процесс, требуют увеличения затрат. Поэтому в крупносерийном и массовом производстве процесс производства отливок с градиентными свойствами практически не применяется.

Для расширения возможностей процесса поверхностного легирования было предложено напылять поверхность стержней, стержневых форм методом газопламенного напыления.

Метод газопламенного напыления широко используется в машиностроении для придания поверхности изделий особых свойств: износостойкости, коррозионной стойкости, антифрикционных свойств.

Метод газопламенного напыления легирующих порошков имеет следующие преимущества:

1. Возможно нанесение легирующих порошков на формы и стержни практически из любых материалов.

На формы и стержни, изготовленные с применением неорганических связующих (жидкое стекло, цемент, фосфаты и другие), возможно наносить покрытия из любых легирующих порошков, любой толщины. На сырые песчано-глинистые формы возможно нанесение тонких покрытий толщиной до 0,1 мм.

2. Напыление разных легирующих материалов с помощью одного и того же оборудования.

3. Быстрый переход с одной легирующей композиции на другую.

4. Отсутствие ограничений по размеру обрабатываемых изделий. Покрытия можно напылять как на большую площадь, так и на ограниченные участки больших и малых форм и стержней.

5. Частичная возможность напыления легирующих порошков в различных отверстиях и поднутрениях форм и стержней.

6. Широкий выбор материалов для напыления. В процессе возможно использовать алюминий, медь, титан и их сплавы, чугуны и стали различного химического состава, высоколегированные сплавы, карбиды и нитриды.

7. Нанесение многослойных покрытий разнородными легирующими материалами, что обеспечивает получение покрытий со специальными свойствами.

8. Относительная простота конструкции оборудования для напыления, его малая масса, простота эксплуатации, возможность быстро и легко перемещать оборудование. Установку газопламенного напыления легко транспортировать с одного участка литейного цеха на другой.

9. Простота технологических операций, относительно небольшая трудоемкость, высокая производительность нанесения покрытия.

10. Отсутствие процессов сушки легирующих покрытий после нанесения.

11. Возможность в условиях многосерийного и массового производства механизации и автоматизации процесса нанесения легирующих покрытий.

Вышеперечисленные преимущества газопламенного напыления легирующих порошков и композиций указывают на высокую эффективность применения технологии в процессах поверхностного легирования отливок.

К недостаткам технологии газопламенного напыления можно отнести трудность нанесения легирующих покрытий на поверхность форм, изготавливаемых методами литья по выплавляемым моделям.

Методика работы

Исследование процесса поверхностного легирования после газопламенного напыления легирующего порошка проводилось в сравнении с поверхностным легированием отливок металлосодержащими красками.

Легирующие покрытия наносились на стержни $\varnothing 50 \times 50$ мм, изготовленные из песка марки $2K_1O_3O_2$ с использованием лигносульфоната «Фаскон-350», жидкое стекло после тепловой сушки.

В экспериментах одна половина стержня окрашивалась водной металлосодержащей краской, и в качестве связующего для легирующей краски использовалось жидкое стекло. После окрашивания стержень подсушивался в течение 30 минут. Затем на другую половину стержня напылялся металлический порошок такого же состава, что и в литейной краске при температуре 150–180 °С. Экспериментальный стержень с нанесенными легирующими композициями представлен на рис. 1. Нанесение порошка проводилось с помощью модернизированной сварочной горелки марки ГАЛ-2 с бункером для легирующего порошка (рис. 2).

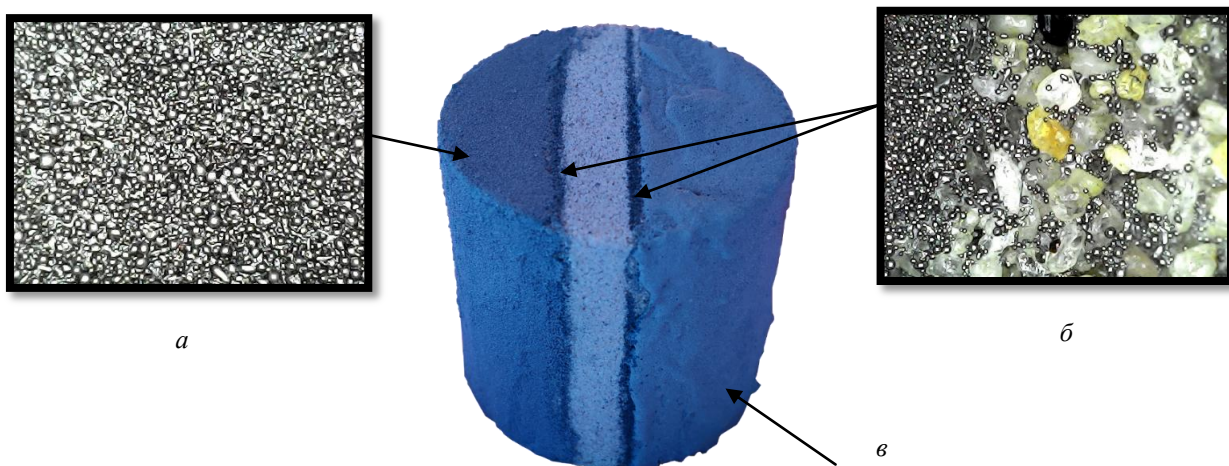


Рис. 1. Экспериментальный литейный стержень:

a – нанесение на поверхность стержня легирующей композиции по технологии газопламенного напыления; *б* – переходная зона: легирующий порошок/стержень; *в* – нанесенная на поверхность стержня легирующая композиция с помощью технологии окрашивания легирующей краской

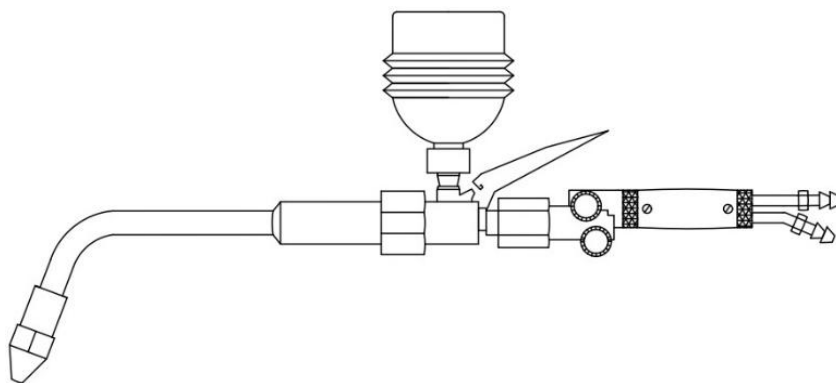


Рис. 2. Газовая горелка для газопламенного напыления легирующей композиции

Напыление порошка на экспериментальный стержень проводилось со следующими параметрами технологического процесса:

1. Давление, кгс/см₂:
 - кислорода – 2–3;
 - пропана – 0,1–0,2;
2. Расход газов, л/час:
 - кислорода – 230–240;
 - пропана – 230–400.

Расход металлического порошка г/мин 100–150.

Все вышеперечисленные параметры соответствуют параметрам рядового процесса газопламенного напыления. Только расход легирующего порошка увеличен в три раза, так как слой, нанесенный на стержень, не обязательно должен быть плотный. При контакте с жидким металлом порошок легирующего материала должен расплавиться и привариться к основному металлу отливки.

В качестве легирующей композиции использовался широко распространенный для упрочнения деталей машиностроения порошок марки ПГ-С27.

Толщина слоя легирующей краски и напыленного порошка на литейном стержне составляла 1,8–2,1 мм. После заливки литейных форм углеродистой сталью марки 45Л отливки охлаждались и подвергались комплексным металлографическим исследованиям.

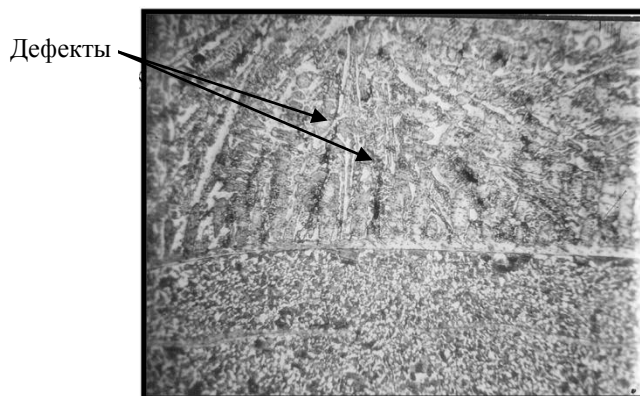
Результаты исследования

Исследования показали, что при окраске и напылении литейного порошка толщина легированного слоя на отливке составляет 1,4–1,7 мм. Усадка легирующего материала составляла > 20 %.

Было отмечено, что поверхностно легированный слой, полученный из напыленного порошка, в среднем имеет более высокую твердость HRC 49–51, против HRC 45–47 при использовании легирующей краски. Это обеспечивается тем, что легированный слой, полученный с использованием процесса газопламенного напыления, более плотный. В нем отсутствуют металлические включения, образующиеся из пленок связующего (рис. 3).



а



б

Рис. 3. Микроструктуры легированного слоя на поверхности экспериментальной отливки:
 а – слой, полученный с помощью технологии газопламенного напыления;
 б – слой, полученный с помощью окрашивания стержня легирующей краской

Выводы

1. Выбран метод нанесения легирующего порошка на поверхность литейной формы.

2. Разработаны основы технологии газопламенного напыления металлических порошков на литейную форму.

3. Сравнительные исследования методов нанесения легирующей композиции показали, что метод газопламенного напыления отличается равномерностью толщины легирующего слоя и отсутствием дефектов легирующей композиции по сравнению с методом окрашивания легирующей краской.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Наплавка износостойкого слоя на детали почвообрабатывающего инструмента в литейной форме / Ю. В. Гребнев, В. В. Шлепин, Т. Г. Захаров, И. Е. Афонин, В. П. Каляева, О. А. Богатырева // Литейное производство. – 2000. – № 4. – С. 11.

2. Поверхностное легирование деталей порошковыми материалами в литейной форме / Е. И. Тескер, В. А. Гурьев, Ю. В. Гребнев, Е. И. Афонина, С. Е. Тескер // Физическая химия и обработка материалов. – 2004. – № 4. – С. 48–51. – Рус.; рез. англ.

3. Поверхностное легирование стальных отливок в песчано-глинистых формах с помощью гибких вставок (Surface alloying of steel castings in sand and clay forms using flexible inserts) / Ю. В. Гребнев, Е. Ю. Карпова, Д. Ю. Гребнев, И. О. Гузденак, А. О. Куляба // Journal of Advanced Research in Technical Science (USA). – 2020. – Issue 22. – P. 113–117.

УДК 621.746.01

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-56-62

А. Я. Пузиков, С. Б. Гаманюк, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, К. А. Ивченко

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ОСОБЕННОСТИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ХАРАКТЕР КОНВЕКТИВНЫХ ПОТОКОВ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ СЛИТКОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru.

В работе описано влияние внешних воздействий на особенности и характер конвективных потоков при затвердевании слитков. Показано, что доливка прибыльной части слитка горячими порциями расплава изменяет характер конвективного движения расплава в теле модельного слитка. До доливки наблюдается ламинарное движение, после – турбулентное. Изменение характера движения жидкости в теле слитка способствует увеличению скорости продвижения фронта твердой фазы, о чем свидетельствуют результаты расчета скорости кристаллизации на всем протяжении процесса затвердевания модельного слитка. Анализ структурных зон показал увеличение зоны столбчатых кристаллов с 58,6 до 72,3 % и зоны конуса осаждения, с 6,5 до 9,1 % в слитках с доливкой по сравнению с классическим слитком. Также отмечается уменьшение зоны различноориентированных кристаллов с 26,8 до 13,7 % и корковой зоны с 5,9 до 2,8 %. Протяженность осевой зоны увеличилась с 36 до 54 %, с уменьшением ее диаметра с 6,5 до 5,1 %.

Ключевые слова: затвердевание, физическое моделирование, конвективные потоки, скорость кристаллизации, ламинарное движение расплава, турбулентное движение расплава, осевая зона крупного слитка.

А. Ya. Puzikov, S. B. Gamanuk, N. A. Zyuban, D. V. Rutskiy, K. A. Ivchenko

THE INFLUENCE OF EXTERNAL FORCES ON THE CHARACTERISTICS OF HARDENING AND THE CHARACTER OF CONVECTIVE FLOWS DURING THE CURING OF INGOTS

Volgograd State Technical University

The paper describes the influence of external influences on the features and nature of convective flows during the solidification of ingots. It is shown that topping up the profitable part of the ingot with hot portions of the melt changes the nature of the convective motion of the melt in the body of the model ingot. Laminar movement is observed before refilling, after turbulent. The change in the nature of the movement of the liquid in the body of the ingot contributes to an increase in the speed of the front of the solid phase, as evidenced by the results of calculating the rate of solidification throughout the solidification process of the model ingot. The analysis of the structural zones showed an increase in the zone of columnar crystals from 58.6% to 72.3% and the zone of the deposition cone, from 6.5% to 9.1% in refilled ingots compared to the classic ingot. There is also a decrease in the zone of differently oriented crystals from 26.8 to 13.7% and the crustal zone from 5.9% to 2.8%. The length of the axial zone increased from 36 to 54%, with a decrease in its diameter from 6.5 to 5.1%.

Keywords: solidification, physical modeling, convective flows, crystallization rate, laminar movement of the melt, turbulent movement of the melt, axial zone of a large ingot.

Примерное время затвердевания крупных, около девяти сот тонн, слитков составляет семь суток, в течение которых значительное развитие получают ликвационные и усадочные явления. Они приводят к появлению в литом металле химической и физической неоднородностей, которые при их значительном развитии не всегда удаляются при ковке. Наследование их готовым изделием приводит к отбраковке заготовок на стадии их изготовления или во время статочных испытаний изделий и, соответственно, к убыткам предприятия.

В настоящее время разработано достаточно много способов, позволяющих повысить качество металла. Но все эти способы основаны на применении различных технологических приемов на стадии выплавки и разлива. Положительный эффект, полученный на стадии выплавки, может быть полностью утрачен во время разлива и затвердевания крупных слитков, единичная масса которых составляет не менее 14 тонн.

В работах А. Н. Смирнова, С. И. Жульева и других показано, что трудности получения качественной структуры и равномерности механических свойств по высоте и радиусу поковок обусловлены различием условий затвердевания различных частей слитка, а также протеканием процессов усадки, значительной ликвацией примесей, входящих в состав стали, а также формой и размерами слитка. Однако следует отметить и особую роль конвективного движения расплава в затвердевающем объеме тела слитка. В зависимости от характера и скорости конвективного движения изменяется интенсивность теплопередачи к границе затвердевания и скорость продвижения фронта твердой фазы. Также значительное развитие конвективного движения в теле затвердевающего слитка влияет на распределение неметаллических включений. Все виды неоднородности увеличиваются с увеличением массы слитка [1, 2].

Одним из основополагающих параметров, оказывающих влияние на формирование структурных зон и физической неоднородности в слитке, является отношение величины интервала кристаллизации к величине температурного градиента – $\Delta T_{кр}/\delta T$.

Значение $\Delta T_{кр}/\delta T$ может быть меньше, больше или равно 1. В случае, когда значение этого отношения меньше 1, затвердевание происходит по последовательному механизму с образованием плотной бездефектной структу-

ры. Скорость продвижения твердой фазы высокая, а усадочная раковина сосредоточена в головной части слитка. При $\Delta T_{кр}/\delta T$, равном 1, механизм кристаллизации меняется на последовательно-объемный. В таком случае помимо усадочной раковины образуется усадочная пористость, расположенная в осевой части слитка. Объемная кристаллизация наблюдается, если $\Delta T_{кр}/\delta T$ больше 1. При таком механизме зарождение кристаллов происходит по всему затвердевающему объему, а усадка проявляется в виде усадочных пустот в форме пористости [1,2].

Для повышения качества крупных слитков необходимо искать эффективные способы, оказывающие воздействие на процесс затвердевания. Для того чтобы найти эффективный способ, необходимо знать механизм и условия, при которых происходит образование локальных дефектных областей, приводящее к развитию макродефектов, неустраняемых во время деформации.

Выявление особенностей затвердевания крупных слитков является сложным процессом, для анализа которого необходимо учитывать множество факторов, влияющих на протекание кристаллизационных явлений. Для оценки процессов затвердевания отливок и слитков в настоящее время разработано достаточно много математических моделей, основанных на решении дифференциальных уравнений теплопроводности, тепломассопереноса (и так далее) при различных граничных условиях; все модели реализованы в современном программном обеспечении [3, 4, 5]. Преимуществом перечисленного ПО является простота использования, т. е. исследователю необходим минимум затрат для оценки процессов затвердевания; однако не всегда эти модели дают адекватный результат; кроме того, они требуют постоянной проверки адекватности полученных данных.

Вторым способом исследования процессов затвердевания крупных слитков является физическое моделирование, которое проводится на моделях изложниц [6–10]. Данный способ не является совершенным, но позволяет оценить влияние различных факторов (геометрия, технологические параметры разлива и т. д.) на кинетику процесса затвердевания крупных слитков.

Движение конвективных потоков оказывает значительное влияние на процесс затвердевания. Для оценки их влияния проводили порционное добавление в прибыльную часть модель-

ного слитка порций жидкого расплава. Исходя из условий, которые были определены в работах [1, 2, 11], показано, что доливку прибыли целесообразно проводить, когда $\Delta T_{кр}/\delta T \geq 1$. Авторами [12] показано, что процесс доливки прибыли горячим расплавом может существенно влиять на условия формирования структурных зон слитка, увеличивая параметр δT до значений, при которых механизм затвердевания возвращается к последовательному, с образованием более плотной дендритной структуры.

Целью данной работы является изучение влияния процесса доливки прибыльной части слитка горячим расплавом на количественные и качественные характеристики конвективного движения и структурообразование при затвердевании модельного слитка.

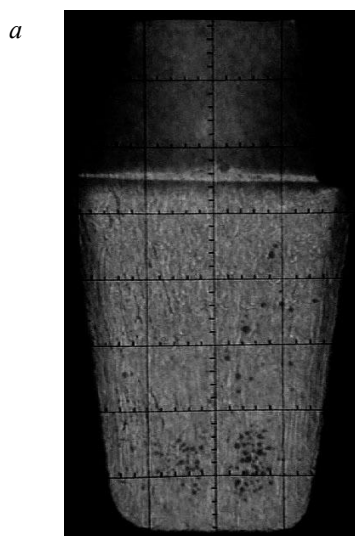
Для достижения поставленной цели, с помощью физического моделирования процесса затвердевания расплава, были отлиты три модельных слитка. Один – по классической технологии; два – с доливкой прибыли горячим расплавом, с различной величиной перегрева над температурой ликвидус. Заливка модельного расплава в изложницу – кристаллизатор производилась сверху через промежуточный ковш. Технологические параметры разливки представлены в табл. 1. Методика визуализации конвективных потоков и оценка кинетики продвижения твердой и твердожидкой фаз приведены в работе [13].

На рис. 1 и 2 представлены фото и схемы конвективного движения моделируемой жидкости до и после доливки прибыльной части.

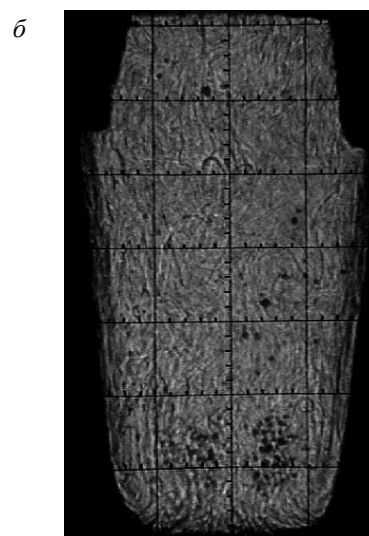
Таблица 1

Технологические параметры отливки модельных слитков

| Технология разливки модельных слитков | Без доливки прибыли | | | С доливкой прибыли | | |
|---|---------------------|--|---------|--------------------|---------|--|
| | | | | | | |
| Температура заливки тела слитка, °С | | | 75 | 75 | 75 | |
| Время заливки тела слитка, τ (сек) | | | 25 | 30 | 30 | |
| Температура заливки прибыли, Т (°С) | | | 75 | 80 | 90 | |
| Время заливки прибыли, τ (сек) | | | 25 | 24 | 27 | |
| Время выдержки, τ (сек) | | | – | 319 | 480 | |
| Температура хладагента, °С | | | 5 | 5 | 9 | |
| Масса тела слитка/прибыльной части, г | | | 550/150 | 550/150 | 550/150 | |
| Массовая скорость разливки тела слитка, г/сек | | | 22 | 18,3 | 18,3 | |
| Массовая скорость разливки прибыльной части слитка, г/сек | | | 6 | 6,3 | 5,6 | |



Вид конвективного движения расплава перед доливкой



Вид конвективного движения после доливки

Рис. 1. Вид конвективного движения жидкости в теле слитка до и после доливки прибыли горячим расплавом

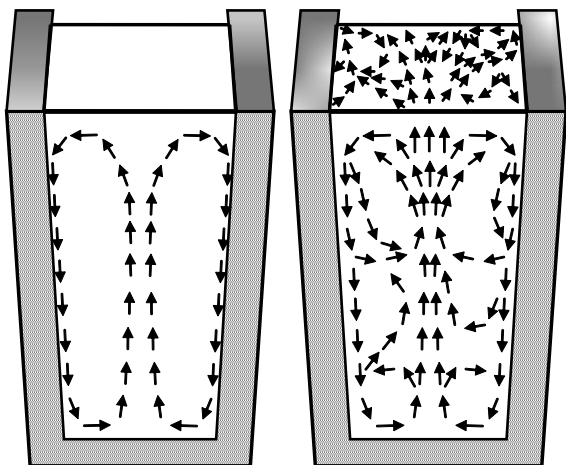


Рис. 2. Схема движения жидкости до и после доливки прибыли горячим расплавом

В момент доливки прибыльной части видно, что характер движения расплава меняется с ламинарного на турбулентный. Так как теп-

лота в ламинарном потоке передается теплопроводностью, а в турбулентном – теплопроводностью и конвекцией, можно ожидать увеличения количества тепла, передаваемого от жидкой сердцевины слитка к нарастающему фронту твердой фазы. Помимо этого, процесс доливки позволяет увеличить градиент температур между жидкостью и твердой фазой, что, в свою очередь, влияет на скорость конвективного движения расплава в теле слитка. Такое движение наблюдается в течение 2–3 минут после доливки.

Результаты измерения скоростей конвективных потоков подтвердили эти предположения. На рис. 3 видно, что в модельных слитках, отлитых с доливкой прибыли, скорость потоков жидкости выше на всем протяжении процесса их затвердевания, причем скорость потоков растет с увеличением перегрева доливаемого расплава над температурой заливки тела слитка.

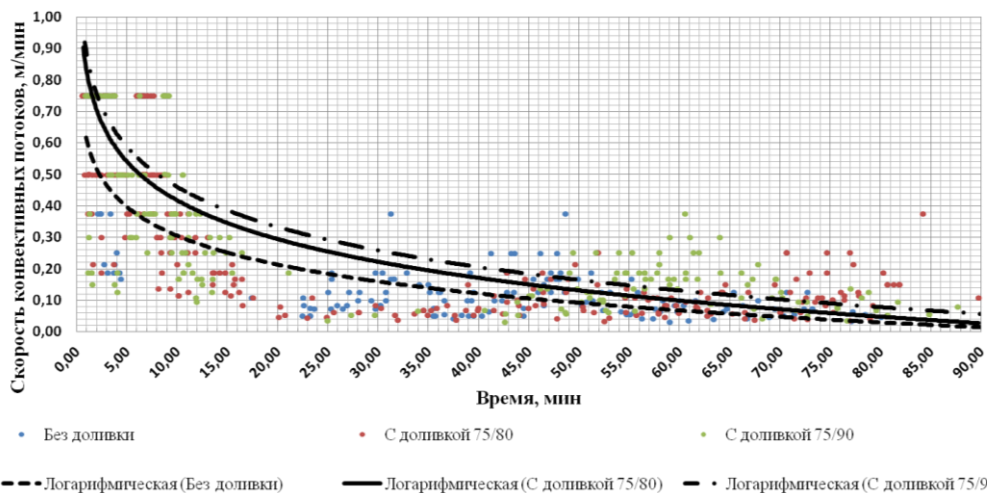


Рис. 3. Динамика изменения скоростей конвективных потоков в процессе затвердевания модельных слитков

Влияние процесса доливки прибыли горячими порциями расплава на кинетику продвижения твердой фазы в горизонтальном и вертикальном направлениях представлено на рис. 4, 5.

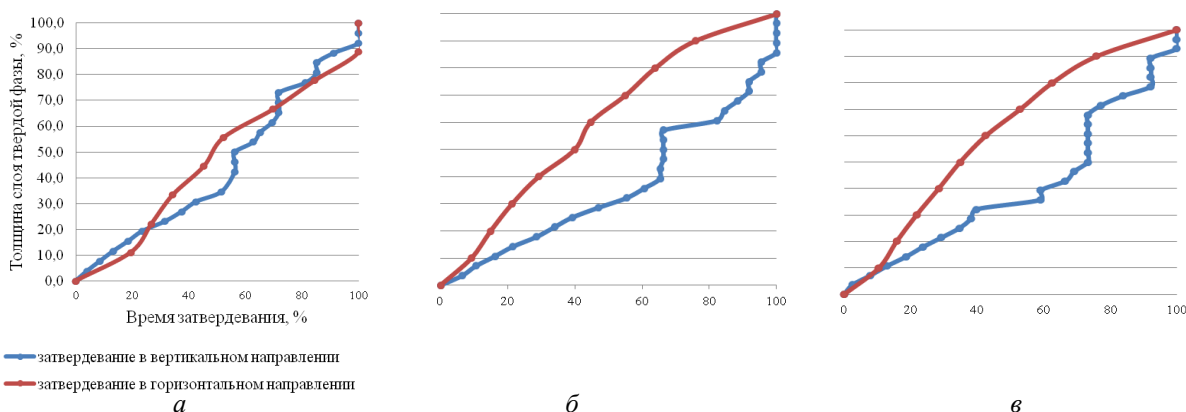


Рис. 4. Сравнение динамики нарастания твердой фазы в вертикальном и горизонтальном направлениях модельных слитков: а – слиток, отлитый по классической технологии (без доливки прибыли); б – слиток, отлитый с доливкой прибыли порцией горячего расплава ($T_{\text{тела}} = 75 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{приб}} = 80 \text{ }^{\circ}\text{C}$); в – слиток, отлитый с доливкой прибыли порцией горячего расплава ($T_{\text{тела}} = 75 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{приб}} = 90 \text{ }^{\circ}\text{C}$)

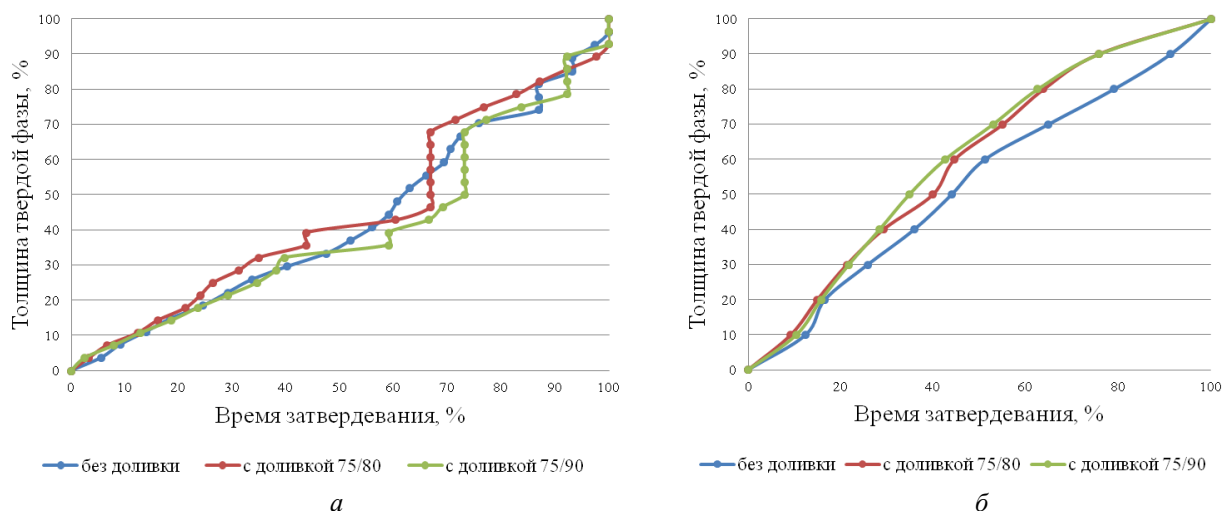


Рис. 5. Динамика нарастания твердой фазы в вертикальном и горизонтальном направлениях: *а* – сравнение толщины твердой фазы по оси модельных слитков; *б* – сравнение толщины твердой фазы по радиусу модельных слитков

С помощью проведения операции доливки удалось добиться явного ускорения затвердевания твердой фазы от стенок изложницы в горизонтальном направлении. Причем изменился характер нарастания твердой фазы и вдоль оси модельных слитков (рис. 5, *а*). Если в слитке, отлитом без доливки, нарастание твердой фазы идет равномерно, без видимых пиков, то в слитках с доливкой такие скачки резкого увеличения твердой фазы присутствуют. Данный факт говорит о том, что нарастание вдоль оси идет за счет смыкания твердой фазы,

нарастающей от стенок изложницы.

Расчет скоростей кристаллизации модельных слитков (рис. 6) показал, что максимальные значения этого параметра в слитках, отлитых с доливкой прибыли, находятся на уровне 0,52 мм/мин и 0,42 мм/мин в классическом слитке. Помимо этого, смещение пиковых значений на более ранние стадии процесса затвердевания позволило интенсифицировать нарастание зоны столбчатых кристаллов (рис. 7, табл. 2), которая обладает большей плотностью и менее подвержена образованию дефектов.

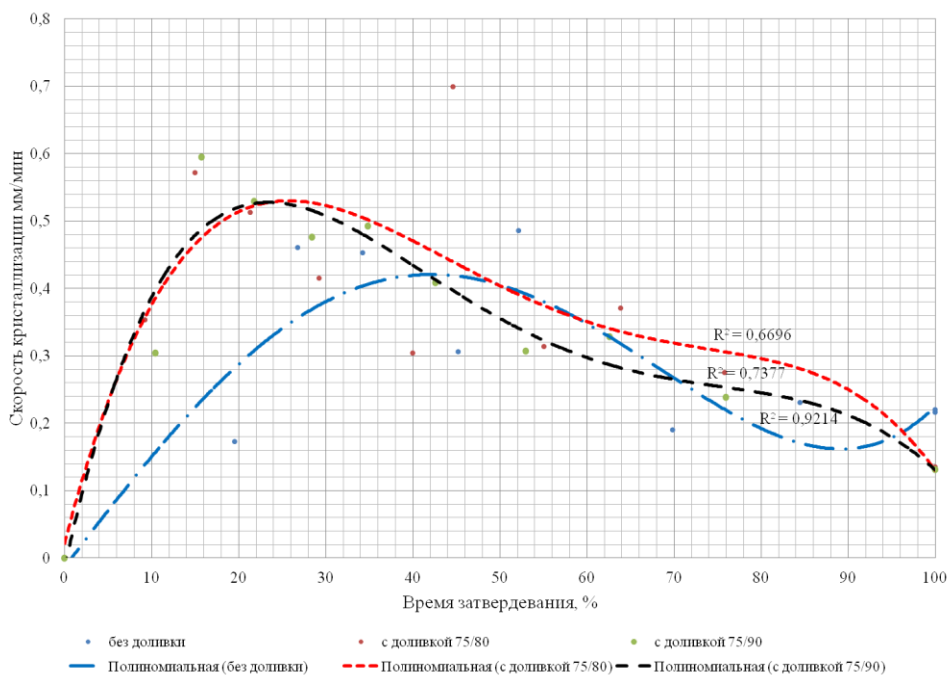
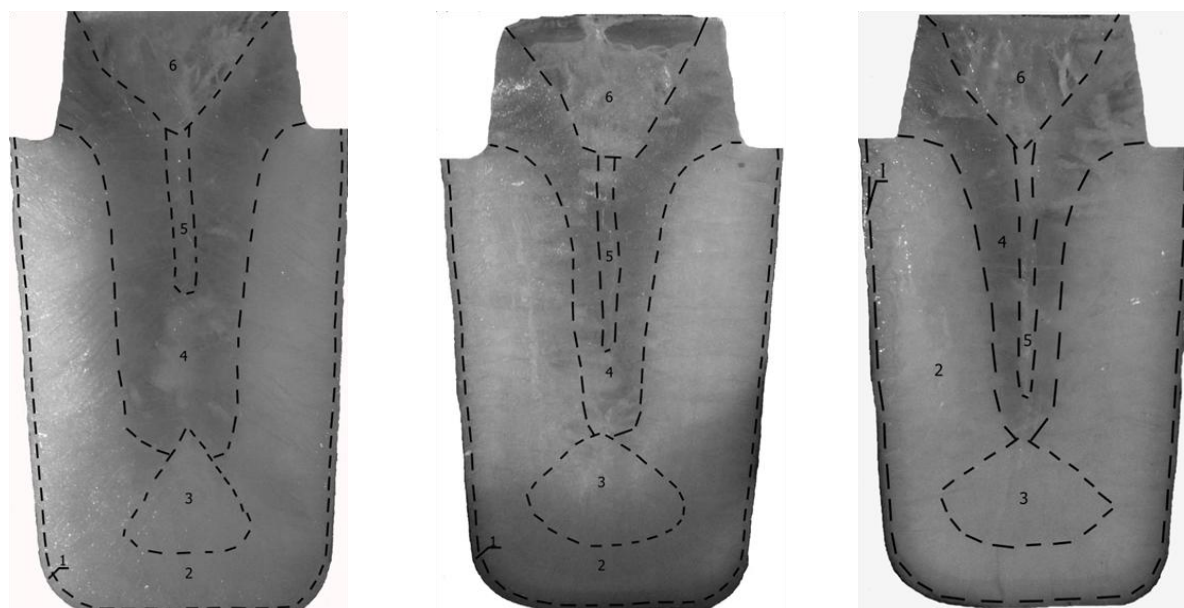


Рис. 6. Скорости кристаллизации модельных слитков в горизонтальном направлении



Слиток, отлитый по классической технологии (без доливки прибыли)

Слиток, отлитый с доливкой прибыли Ттела = 75 °С; Тприб = 80 °С

Слиток, отлитый с доливкой прибыли Ттела = 75 °С; Тприб = 90 °С

Рис. 7. Структуры и объемные доли структурных зон модельных слитков: 1 – корковая зона; 2 – зона столбчатых кристаллов; 3 – зона конуса осаждения; 4 – зона разноориентированных кристаллов; 5 – осевая зона; 6 – усадочная раковина

Таблица 2

Объемные доли структурных зон модельных слитков

| | Слиток | Без доливки | С доливкой 75/80 | С доливкой 75/90 |
|---|---------------------------------|---------------------|------------------|------------------|
| | | Корковая зона, % | 5,9 | 3 |
| Зона столбчатых кристаллов, % | 58,6 | 70,9 | 72,3 | |
| Зона конуса осаждения, % | 6,5 | 8,7 | 9,1 | |
| Зона разноориентированных кристаллов, % | 26,8 | 15,4 | 13,7 | |
| Осевая зона, % | 2,2 | 2 | 2,1 | |
| Протяженность осевой зоны | относительно высоты | 36 | 44,5 | 54 |
| | и среднего диаметра тела слитка | Диаметр осевой зоны | 6,5 | 5,2 |

Анализ развития структурных зон модельных слитков представлен в табл. 2. В опытных слитках можно отметить увеличение зоны столбчатых кристаллов с 58,6 до 72,3 % по сравнению с классическим слитком; помимо этого тенденцию на увеличение имеет зона конуса осаждения, с 6,5 до 9,1 %. Объемная доля корковой зоны и зоны разноориентированных кристаллов, напротив, уменьшилась с 5,9 до 2,8 % и с 26,8 до 13,7 % соответственно. Надо отметить увеличение протяженности осевой зоны относительно высоты тела слитка с 36 до 54 %, однако ее диаметр, относительно среднего диаметра слитка, уменьшился с 6,5 до 5,1 %.

Слитки, отлитые с доливкой прибыли, учитывая их структурные особенности, могут подходить для производства в качестве трубных заготовок, в которых удаляется осевая часть ввиду ее большой протяженности и малого диаметра.

Выводы

Доливка прибыли горячим расплавом приводит к изменению характера конвективного движения и увеличению температурного градиента, что увеличивает теплоотдачу от жидкой сердцевины к затвердевшим слоям металла. Следствием этого является преобладание затвердевания по радиусу слитка, увеличение максимальных значений скоростей кристалли-

зации с 0,42 до 0,52 мм/мин и смещение этих пиковых значений в начало затвердевания, когда образуется зона столбчатых кристаллов. Анализ структурных зон показал увеличение зоны столбчатых кристаллов с 58,6 до 72,3 % и зоны конуса осаждения – с 6,5 до 9,1 % в слитках с доливкой по сравнению с классическим слитком. Также отмечается уменьшение зоны различноориентированных кристаллов с 26,8 до 13,7 % и корковой зоны – с 5,9 до 2,8 %. Протяженность осевой зоны увеличилась с 36 до 54 %, с уменьшением ее диаметра с 6,5 до 5,1 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Крупный слиток : моногр. / А. Н. Смирнов [и др.] ; Донецкий национальный технический ун-т. – Донецк : Вебер, 2009. – 279 с.
2. 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.
3. Система компьютерного моделирования литейных процессов LVMFlow/NovaFlow&SolidCV. URL : <http://lvmflow.ru/>
4. Система компьютерного моделирования литейных процессов PolygonSoft. URL : <https://polygonsoft.ru/>
5. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ №2013613206 от 28.03.2013 г. РФ, МПК (нет). Система компьютерного моделирования «Crystal» / В. П. Багмутов, И. Н. Захаров, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк ; ВолгГТУ. – 2013.
6. Massive Formation of Equiaxed Crystals by Avalanches of Mushy Zone Segments / A. Ludwig, M. Stefan-Kharicha, A. Kharicha and M. Wu // Metallurgical and materials transaction A. 2017. Volume 48A. P. 2927–2930.
7. Review of Ammonium Chloride-Water Solution Properties / M. Stefan-Kharicha, A. Kharicha, J. Mogeritsch, M. Wu and A. Ludwig // Journal of chemical and engineering. 2018. Volume 63. P. 3170–3183.
8. П. м. 110667 РФ, МПК В 22 D 7/08. Устройство для исследования процесса кристаллизации слитков в модели изложницы / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, С. Н. Никуйко, А. Н. Галкин ; ВолгГТУ. – 2011.
9. П. м. 135551 РФ, МПК В22D7/08. Модель изложницы для исследования процесса кристаллизации слитков / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, А. Н. Галкин, С. Б. Гаманюк, Е. А. Косова, А. Я. Пузиков ; ВолгГТУ. – 2013.
10. П. м. 141550 РФ, МПК В22D7/08. Модель изложницы для исследования процесса кристаллизации слитков / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, А. Н. Галкин, С. Б. Гаманюк, Е. А. Косова, А. Я. Пузиков ; ВолгГТУ. – 2014.
11. Ефимов, В. А. Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов. – М. : Машиностроение, 1998. – С. 359.
12. Горунов, А. И. Влияние доливки прибыльной части на процесс затвердевания и структурообразования слитка стали 38ХНЗМФА / А. И. Горунов, В. В. Науменко, Д. В. Руцкий // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 157–159.
13. Определение характера и скорости конвективных потоков при физическом моделировании процесса затвердевания слитков / А. Я. Пузиков, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, С. Б. Гаманюк, М. С. Никитин, Р. М. Войтенко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (242) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Металлургия»). – С. 68–74.

УДК 669.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-62-65

Ю. В. Гребнев, Н. И. Габельченко, В. Ф. Жаркова, Д. Ю. Гребнев

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ВЫПЛАВКИ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПЕЧАХ С КИСЛОЙ ФУТЕРОВКОЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

При производстве отливок из среднеуглеродистых марок сталей науглероживание металла присадками переленных чугунов, а также процессы окисления углерода требуют дополнительных затрат вспомогательных материалов и электроэнергии и занимают от 20 до 30 % общего технологического времени на процесс выплавки стали в электродуговой печи с кислой футеровкой. В работе были проведены исследования по совмещению процессов окисления углерода низкоуглеродистых сталей и науглероживания для среднеуглеродистых сталей с процессом расплавления шихты с целью сокращения времени процесса плавки и уменьшения количества трудоемких операций.

Ключевые слова: 45Л, 50Л, среднеуглеродистые стали, низколегированные стали, кислая футеровка, основная сталь, плавка в электродуговой печи, ДСП5М, науглероживание, окисление.

Yu. V. Grebnev, N. I. Gabelchenko, V. F. Zharkova, D. Yu. Grebnev

IMPROVEMENT OF THE TECHNOLOGICAL PROCESS OF MELTING CARBON AND LOW-ALLOY STEELS IN ELECTRIC ARC FURNACES WITH ACID LINING

Volgograd State Technical University

In the production of castings from medium-carbon steel grades, metal carburization with pig iron additives, as well as carbon oxidation processes require additional consumption of auxiliary materials and electricity and take from 20 to 30% of the total technological time for the steel smelting process. An electric arc furnace with an acidic lining. In the work, studies were carried out on the combination of the processes of carbon oxidation of low-carbon steels and carburization for medium-carbon steels with the process of melting the charge in order to reduce the time of the melting process and reduce the number of labor-intensive operations.

Keywords: 45L, 50L, medium-carbon steels, low-alloy steels, acidic lining, base steel, melting in an electric arc furnace, DSP5M, carburization, oxidation.

Введение

Процесс выплавки углеродистых и низколегированных сталей для отливок первой группы [1] в электродуговых печах с кислой футеровкой получил широкое распространение в промышленности. Выплавка стали в электродуговых печах с кислой футеровкой отличается от процесса производства стали в основных печах технологической простотой и более низкими удельными затратами на ферросплавы, флюсы, огнеупоры и электроэнергию. При этом сталь, выплавленная в «кислой» электропечи, отличается более низкими пределами содержания водорода, азота и может иметь практически тот же уровень технологических и механических свойств, как и «основная» сталь [2]. Процесс выплавки в электродуговой печи с кислой футеровкой заключается в расплавлении углеродистой шихты [3], доведении расплава до заданной температуры, легировании, раскислении – модифицировании и разливки металла по литейным формам. Некоторые, незначительные затруднения заключаются в процессе управления углеродом. После расплавления шихты по данным химических анализов первой пробы 1500 плавков в металле в среднем содержится 0,327 % С.

При выплавке низкоуглеродистых марок сталей (15Л, 20Л, 25Л) излишний углерод необходимо выжигать присадками железной руды, железорудных окатышей или путем продувки металлической ванны кислородом.

При производстве отливок из среднеуглеродистых марок сталей (45Л, 50Л) металл необходимо науглероживать присадками переленных чугунов. Процессы окисления углерода и науглероживания требуют дополнительных затрат вспомогательных материалов и электроэнергии и занимают от 20 до 30 % общего технологического времени на процесс

выплавки стали рядового качества в электродуговой печи с кислой футеровкой.

Методика работы

В работе было предложено совместить процессы окисления углерода низкоуглеродистых сталей и науглероживания для среднеуглеродистых сталей с процессом расплавления шихты. В работе в качестве науглероживателей и окислителей использовались отходы собственного производства.

В сталелитейном цехе Волгоградского тракторного завода в кислых электродуговых печах ДСП5М выплавляются две группы сталей:

низкоуглеродистые, свариваемые – 20Л и 20ГФЛ;

конструкционные, для деталей, подвергающихся в эксплуатации циклическим нагрузкам и абразивному износу – 45Л, 45ФЛ.

В соответствии с технологическим процессом окисление углерода при производстве сталей 20Л и 20ГФЛ осуществляется присадками в жидкий металл железорудных окатышей в среднем 10–12 кг к весу металлозавалки. Вместо присадок в течение плавки покупных железорудных окатышей было предложено загружать окислитель вместе с металлической шихтой. В качестве окислителя использовались брикеты из кузнечной окалины ($\sum \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{FeO} + \text{MnO} = 97\%$). Для повышения прочности брикетов в их состав вводилась мелкодисперсная пыль от системы очистки газов от электродуговых печей, выплавляющих высокомарганцовистую сталь 110Г13Л основным процессом. Пыль от газоочистки вводилась в состав шихты для брикетов в количестве 15–20 %. Мелкодисперсная пыль заполняла пространство между «чешуйками» кузнечной окалины и значительно повышала прочность брикета.

Химический состав пыли газоочистки, %

| $\Sigma \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{FeO}$ | MnO | CaO | SiO ₂ | Mg |
|---|-------|-------|------------------|-----|
| 35–40 | 20–30 | 20–30 | 10–15 | 5–7 |

В качестве связующего для брикетов использовалось жидкое стекло в количестве 2–3 %. После брикетирования брикеты высушивались при температуре 160–180 °С.

Брикеты вместе с металлической шихтой магнитными шайбами или грейфером загружались в завалочную бадью и затем в печь. На подину печи предварительно подавался известняк флюсовый, обеспечивающий формирование шлака на первых этапах расплавления шихты.

Расход брикетов – 9–10 кг на тонну металлозавалки. По расчетам такого количества окислителя достаточно для получения в расплаве 0,21–0,23 % углерода.

А после расплавления шихты металл непродолжительное время выдерживался под окислительным шлаком, и шлак удалялся в шлаковню. Средняя выдержка под окислительным шлаком составляла 12–13 минут. В дальнейшем плавка велась в соответствии с действующей на заводе технологической инструкцией. Всего была проведена 21 балансовая плавка сталей 20Л и 20 ГФЛ по экспериментальной технологии.

При выплавке сталей марок 45Л и 45ФЛ жидкий расплав науглероживался присадкой в электродугую печь совместно с шихтой брикетами из стружки чугунов марки СЧ15 и СЧ20. В качестве связующего в брикетах использовалось жидкое стекло. Время сушки брикетов – 60–90 минут при температуре 160–180 °С.

Следует отметить, что практически полное отсутствие операций по перевалке и транспортировке позволило снизить прочность брикетов и расход жидкого стекла в брикетах первой и второй группы с 6 до 2–3 %.

Расчет количества брикетов проводился на получение после расплавления шихты содержания углерода 0,39–0,41 % при среднем химическом составе чугуновой стружки: С = 3,3 %; Si = 2,91 %; Mn = 0,72 %.

Необходимое количество брикетов на тонну углеродистой металлозавалки составило 150–180 кг.

После присадки в печь металлозавалки совместно с чугуновыми брикетами плавка велась в соответствии с действующей в сталелитейном

цехе технологической инструкцией. Всего было проведено 19 балансовых плавки стали 45Л и 45ФЛ по экспериментальной технологии.

Результаты исследования

В ходе проведения балансовых плавки были получены многочисленные положительные результаты.

Процесс выплавки углеродистых и низколегированных сталей значительно ускорился, сократились трудоемкие операции. Общее время плавки в среднем сократилось по сравнению с действующей технологией:

- для низколегированных сталей на 31–32 минуты;

- для среднеуглеродистых сталей на 16–17 минут.

Экономия электроэнергии на тонну металлозавалки составила:

- для низкоуглеродистых сталей до 45–47 квт/час;

- для среднеуглеродистых сталей на 21–22 квт/час.

При выплавке сталей достигнута экономия материалов:

- для низколегированных сталей железорудных окатышей в количестве 9–10 кг на тонну металлозавалки;

- для среднеуглеродистых сталей доменного передельного чугуна в количестве 60–80 кг на тонну металлозавалки.

Отмечено повышение среднего содержания марганца в низкоуглеродистой стали после окончания окислительного периода на 0,04 %, с 0,09 до 0,13 %.

Отмечено повышение среднего содержания марганца и кремния после расплавления шихты при выплавке среднеуглеродистой стали:

- для кремния 0,29 %, с 0,11 до 0,4 %;

- для марганца на 0,19 %, с 0,10 до 0,29 %.

Повышения содержания серы и фосфора в экспериментальных плавках не было обнаружено.

Выводы

1. Проведение плавки различных сталей по экспериментальным технологиям с учетом технологических особенностей их выплавки позволяет значительно улучшить технико-экономические характеристики:

- существенно снизить расход первичных материалов и утилизировать вторичные материалы и отходы производства;

- заметно снизить расход электроэнергии;

– снизить трудоемкость процесса выплавки стали;
– достигнуть снижения затрат на производство:

для низкоуглеродистых сталей – 410–430 рублей на тонну металлозавалки;

для среднеуглеродистых сталей 290–310 рублей на тонну.

2. Новые технологии выплавки низкоуглеродистых и среднеуглеродистых сталей вне-

дрены в сталелитейном цехе Волгоградского тракторного завода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 977-88. Отливки стальные. Технологические условия. – М. : Изд-во стандартов, 1988. – 32 с.

2. Кудрин, В. А. Перспективы использования кислых сталеплавильных процессов / В. А. Кудрин // Сталь. – № 11. – 2001. – С. 15–18.

3. ГОСТ 2787-80. Металлы черные вторичные. – М. : Изд-во стандартов, 1980. – 62 с.

УДК 621.7

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-65-69

Т. Р. Гильманшина¹, И. Е. Илларионов², Е. Н. Жирков², Т. Н. Степанова¹

ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБА ВВЕДЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ В СОСТАВ ВОДНЫХ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ПОКРЫТИЙ

¹ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет»

²ФГБОУ ВО «Чувашский государственный университет им. И. Н. Ульянова»

e-mail: gtr1977@mail.ru

Показано, что совместная активация графита и карбоксиметилцеллюлозы обеспечивает противопригарным покрытиям более высокий уровень свойств, чем при введении данной добавки в состав покрытия. Содержание карбоксиметилцеллюлозы не должно превышать 1 мас. % от веса графита.

Ключевые слова: графит, поверхностно-активное вещество, карбоксиметилцеллюлоза, противопригарные покрытия, механоактивация.

T. R. Gilmanshina¹, I. E. Illarionov², E. N. Zhirkov², T. N. Stepanova¹

INVESTIGATION OF THE METHOD OF INTRODUCING SURFACTANTS INTO THE COMPOSITION OF WATER NON-STICK COATINGS

¹Siberian Federal University

²Chuvash State University named after I. N. Ulyanova

It is shown that the joint activation of graphite and carboxymethyl cellulose provides non-stick coatings with a higher level of properties than when this additive is introduced into the coating composition. The content of carboxymethyl cellulose should not exceed 1 wt. % by weight of graphite.

Keywords: graphite, surfactant, carboxymethylcellulose, nonstick coatings, mechanical activation.

Вводная часть

Получение отливок, не имеющих пригара на поверхности, до сих пор остается одной из наиболее актуальных задач литейного производства, поскольку затраты на исправление данного дефекта могут достигать до 60 % от общего объема трудоемкости изготовления отливки [1–4].

Основополагающая информация о процессах формирования пригара была изложена в трудах П. П. Берга [5], И. В. Валисовского [6], Ю. П. Васина [7], С. С. Жуковского [8], И. Е. Илларионова [9, 10], Л. И. Маминой [11], В. Г. Бабкина [12], К. И. Ващенко [13], А. А. Волкомича [14], С. П. Дорошенко [15], Н. А. Кидалова [16], Д. Н. Кукуй [17], Б. А. Кулакова [18],

И. О. Леушина [19] и других отечественных ученых.

Действенным способом решения этой проблемы является применение противопригарных покрытий. Как показал анализ литературы [1–28], актуальными направлениями повышения эффективности противопригарных покрытий являются:

– поиск новых дешевых исходных компонентов покрытий: наполнителей, связующих и добавок;

– разработка технологий улучшения физико-механических свойств исходных компонентов покрытий отдельными или комплексными методами активации;

– совершенствование методов исследования структуры и свойств покрытия на всех этапах формирования его свойств.

К числу технологий, улучшающих физико-механические свойства исходных компонентов покрытий, относится механоактивация, в процессе которой изменяются не только геометрические параметры частиц (размер, форма, топография, удельная поверхность и т. д.), но и энергетическое состояние каждой частицы, определяемое степенью насыщения кристаллической структуры дефектами, изменением межплоскостного расстояния и сингонии кристаллической решетки [29].

На эффективность механоактивации можно влиять, изменяя режимы, а именно – обороты рабочей камеры, соотношения шаров и обрабатываемого материала, среда (влажная, сухая, инертная, вакуумная, активная), добавление поверхностно-активных веществ и другие условия обработки.

В Институте цветных металлов и материаловедения ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» под руководством д-ра техн. наук Л. И. Маминой был разработан ряд технологий, улучшающих качество наполнителей противопопригарных покрытий, в том числе и для скрытокристаллических графитов, являющихся одним из наиболее распространенных наполнителей для чугунного литья. Месторождения данного материала сосредоточены в Красноярском крае. Однако их использование, несмотря на уникальное сочетание физико-химических свойств, существенно ограничивается низкой активностью частиц графита.

В работах [29–33] приведены результаты исследований, в которых установлено, что наи-

большей активностью обладают частицы графита, активированного с карбоксиметилцеллюлозой и лигносульфонатом техническим. Однако в данных работах не обоснован способ введения этих добавок в состав противопопригарных покрытий.

Поэтому целью данной работы является обоснование способа введения поверхностно-активных веществ в состав противопопригарного покрытия.

Основная часть

Для исследований выбран скрытокристаллический графит ГЛС-3, основная масса которого представлена частицами размером более 10–50 мкм, максимальный размер частиц может достигать 70 мкм.

Активацию графита осуществляли в мельнице АГО-2.

В качестве поверхностно-активной добавки использовали карбоксиметилцеллюлозу (КМЦ), которую вводили в состав покрытия следующими способами:

– совместная активация графита и КМЦ в мельнице АГО-2 (далее по тексту – КМЦ в графит);

– графит активировался отдельно, а КМЦ вводили непосредственно в состав покрытия процессе его изготовления, как отдельный компонент (далее по тексту – КМЦ в покрытие).

Содержание КМЦ в обоих случаях изменялось от 1 до 4 мас. % от веса графита.

Для исследований было выбрано водное графито-бентонитовое покрытие, состав которого описан в работе [32]. Свойства покрытий оценивали по ГОСТ 10772-78.

Результаты исследований представлены на рис. 1–4.

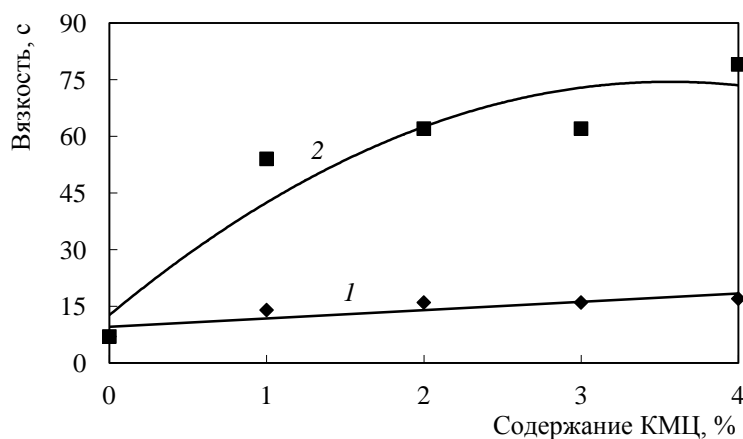


Рис. 1. Вязкость покрытий:
1 (◆) – КМЦ в графит; 2 (■) – КМЦ в покрытие

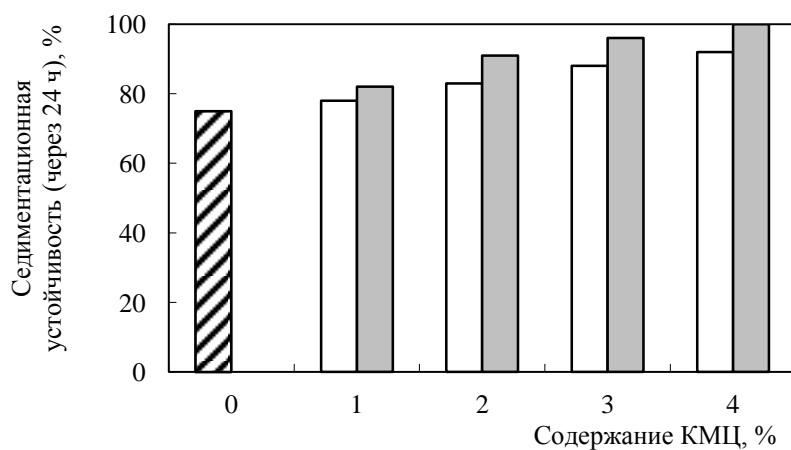


Рис. 2. Седиментационная устойчивость покрытий через 24 ч. Покрытие на основе:
 ■ – природного графита; □ – графита совместно механоактивированного с КМЦ;
 ■ – активированного графита, КМЦ вводили в покрытие в качестве добавки

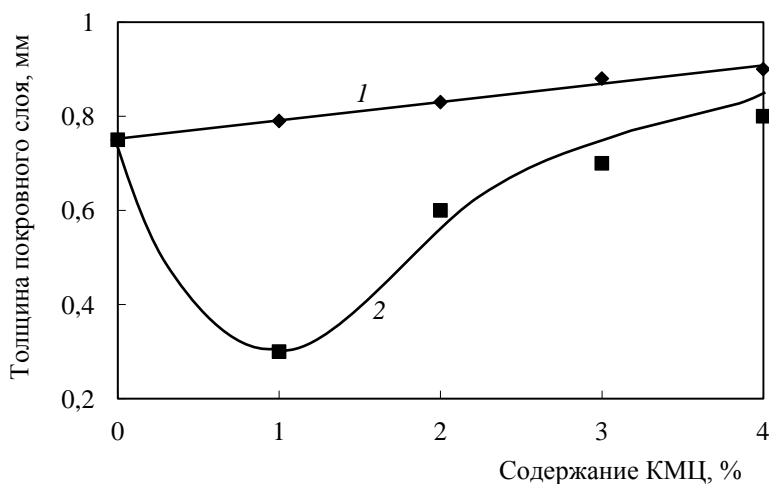


Рис. 3. Толщина покровного слоя покрытия:
 1 (◆) – КМЦ в графит; 2 (■) – КМЦ в покрытие

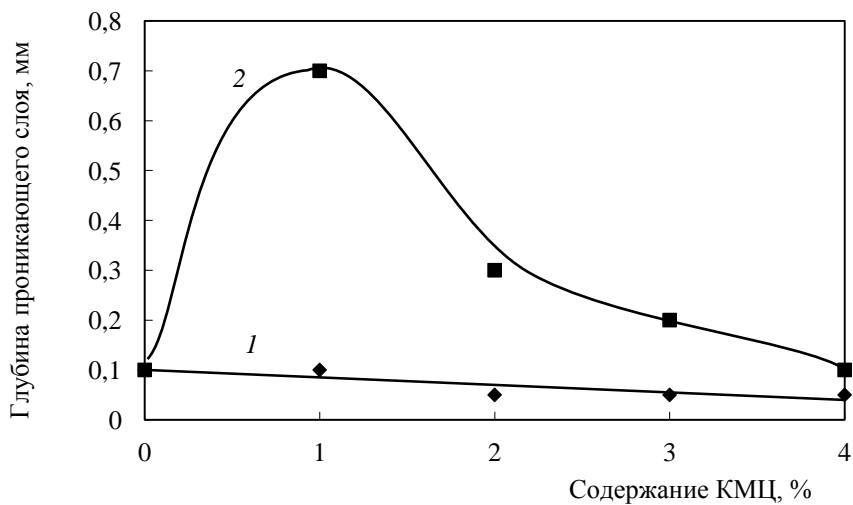


Рис. 4. Глубина проникающего слоя покрытия:
 1 (◆) – КМЦ в графит; 2 (■) – КМЦ в покрытие

Плотность всех покрытий составляла 1420 кг/м³.

Из полученных данных видно, что с увеличением содержания КМЦ, при введении его графит в количестве 1 мас. %, свойства покрытия увеличиваются. Дальнейшее повышение содержания добавки (до 4 мас. %) приводит к увеличению вязкости и седиментационной устойчивости, в то же время толщина покровного и глубина проникающего слоев уменьшаются. Это связано с тем, что избыток поверхностно-активного вещества (более 1 мас. %) приводит к снижению удельной поверхности за счет образования конгломератов частиц графита и КМЦ в процессе активации. Средний размер частиц увеличивается, что способствует формированию на поверхности формы покровного слоя большей толщины и проникающего слоя меньшей глубины.

Введение КМЦ в состав покрытия на исследуемые свойства значительного влияния не оказало.

Заключительная часть

Таким образом, в данной работе показано, что совместная активация графита и КМЦ обеспечивает противопригарным покрытиям более высокий уровень свойств; при этом содержание КМЦ не должно превышать 1 мас. % от веса графита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Зенкин, Р. Н.* Об использовании противопригарных покрытий для форм из ХТС при получении чугуновых отливок / Р. Н. Зенкин // *Литейное производство*. – 2017. – № 1. – С. 11–13.
2. *Овчаренко, П. Г.* Взаимодействие противопригарного корундового покрытия с железоуглеродистыми расплавами в условиях литья по газифицируемым моделям / П. Г. Овчаренко, Е. В. Кузьминых, В. И. Ладьянов // *Расплавы*. – 2019. – № 5. – С. 469–479.
3. Оптимизация состава противопригарного теплоизолирующего покрытия на внутренней поверхности изложницы при центробежном литье крупнотоннажных отливок / Г. С. Мирзоян [и др.] // *Тяжелое машиностроение*. – 2018. – № 6. – С. 33–35.
4. *Чеберяк, О. И.* Технологические решения по устранению пригара на крупных стальных отливках / О. И. Чеберяк, Н. Ф. Чувагин // *Литейное производство*. – 2017. – № 1. – С. 8–10.
5. *Берг, П. П.* Качество литейной формы / П. П. Берг. – М. : Машиностроение, 1971. – 291 с.
6. *Валисовский, И. В.* Пригар на отливках / И. В. Валисовский. – М. : Машиностроение, 1983. – 192 с.
7. *Васин, Ю. П.* Окислители – новые противопригарные материалы / Ю. П. Васин, А. Я. Расулов. – Челябинск : Юж.-Урал. кн. изд-во, 1969. – 91 с.
8. Формовочные материалы и технология литейной формы // С. С. Жуковский [и др.] ; под ред. С. С. Жуковского. – М. : Машиностроение, 1993. – 432 с.
9. *Илларионов, И. Е.* Формовочные материалы и смеси / И. Е. Илларионов, Ю. П. Васин. – Чебоксары : Изд-во Чувашского государственного университета, 1992. – Ч. 1. – 223 с.
10. Илларионов, И. Е. Формовочные материалы и смеси / И. Е. Илларионов, Ю. П. Васин. – Чебоксары : Изд-во Чувашского государственного университета, 1995. – Ч. 2. – 288 с.
11. *Мамина, Л. И.* Теоретические основы механоактивации формовочных материалов и разработка ресурсосберегающих технологических материалов процессов в литейном производстве : дис. ... д-ра техн. наук / Мамина Людмила Ивановна. – Красноярск, 1989. – 426 с.
12. Kinetic features of fayalite wetting and impregnation of magnesia in isothermal conditions / I. D. Kashcheev, V. G. Babkin, P. S. Mamykin, B. V. Tsarevskii // *Refractories and Industrial Ceramics*. – 1973. – Vol. 13, № 3–4. – С. 256–259.
13. *Ващенко, К. И.* Улучшение технологических свойств противопригарных красок для стального литья / К. И. Ващенко, С. П. Дорошенко, Т. А. Здоровецкая // *Формирование качества поверхности отливок*. – М. : Металлургия, 1969. – С. 67–73.
14. Формирование точности отливок / А. А. Волкомич [и др.]. – М. : МГААТМ ; Литаформ1996. – 82 с.
15. *Дорошенко, С. П.* Предотвращение пригара на отливках. Теория и практика / С. П. Дорошенко, В. Н. Дробязко, А. И. Шейко // *Литейное производство*. – 1996. – № 4. – С. 20–21.
16. Высококонцентрированные водно-глинистые суспензии / В. П. Бычков, Н. А. Осипова, Н. А. Кидалов, Н. Б. Зубкова // *Литейное производство*. – 2000. – № 4. – С. 20–21.
17. *Кукуй, Д. М.* Теория и технология литейного производства : в 2 ч. / Д. М. Кукуй, В. А. Скворцов, Н. В. Андрианов. – Ч. 1. Формовочные материалы и смеси. – Минск : Нов. знание ; М. : Инфра-М, 2011. – 384 с.
18. *Знаменский, Л. Г.* Электроимпульсные нанотехнологии в литейных процессах / Л. Г. Знаменский, О. В. Ивочкина, Б. А. Кулаков // *Литейщик России*. – 2006. – № 9. – С. 8–14.
19. *Леушин, И. О.* Разработка эффективных противопригарных покрытий литейных форм на основе алломошляковых наполнителей / И. О. Леушин, А. Н. Грачев // *Литейное производство*. – 2002. – № 4. – С. 13–14.
20. *Rudolph, S.* Boron nitride release coatings / S. Rudolph // *Aluminum cast house technology*. – 2001. – Sep. 23–26. – С. 163–170.
21. *Крушенко, Г. Г.* Литейные нанопокрyтия / Г. Г. Крушенко // *Нанотехника*. – 2012. – № 2 (30). – С. 93–97.
22. *Николайчик, Ю. А.* Исследование закономерностей формирования высокотемпературной прочности противопригарных покрытий, модифицированных наноструктурированными материалами / Ю. А. Николайчик // *Литье и металлургия*. – 2012. – № 3 (66). – С. 228–231.
23. *Di Muoio, G. L.* Achieving Control of Coating Process in your Foundry / G. L. Di Muoio, N. S. Tiedje // *Archives of foundry engineering*. – 2015. – T. 15, Вып. 4. – С. 110–114 (DOI: 10.1515/afe-2015-0089)
24. Ceramic Coating for Cast House Application [Электронный ресурс] / Zagorka Acimović-Pavlović, Aurel Prstić, Ljubiša Andrić [et al.]. – Режим доступа : http://www.issp.ac.ru/ebooks/books/open/Ceramic_Coatings_-_Applications_in_Engineering.pdf.

25. The drying kinetics of protective coatings used on sand molds / L. Jamrozowicz, J. Zych, J. Kolczyk [et al.] / *Metalurgija*. – 2015. – Т. 54, Вып. 1. – С. 23–26.

26. The Influence of Selected Water and Alcohol Based Coatings on Bending Strength of Foundry Moulds and Cores Manufactured in Furan Technology / R. Romelczyk, N. Przyszlak, B. Siodmok [et al.] // *Archives of foundry engineering*. – 2018. – Т. 18, Вып. 2. – С. 169–172 (DOI: 10.24425/122522)

27. *Jamrozowicz, L.* Investigations of the Thickness of Protective Coatings Deposited on Moulds and Cores / L. Jamrozowicz, J. Kolczyk-Tylka, A. Siatko // *Archives of foundry engineering*. – 2018. – Т. 18, Вып. 4. – С. 131–136 (DOI: 10.24425/afe.2018.125182)

28. *Jamrozowicz, L.* The Assessment of the Permeability of Selected Protective Coatings Used for Sand Moulds and Cores / *Jamrozowicz, L., A. Siatko* // *Archives of foundry engineering*. – 2020. – Т. 20, Вып. 1. – С. 17–22 (DOI: 10.24425/afe.2020.131276).

29. Разработка составов противопригарных покрытий на основе графитов, активированных с поверхностно-активными веществами / Т. Р. Гильманшина, В. Н. Баранов, С. И. Лыткина, С. А. Худоногов // *Труды Нижегородского государственного технического университета им. П.Е. Алексеева*. – 2016. – № 1. – С. 222–227.

30. Влияние типа поверхностно-активного вещества на параметры скрытокристаллического графита / Т. Р. Гиль-

маншина [и др.] // *Современные технологии в машиностроении и литейном производстве* : Мат-лы I Междунар. науч.-практ. конф. / под ред. И. Е. Илларионова. – Чебоксары : Чуваш. гос. ун-т, 2015. – С. 73–79.

31. Водные противопригарные покрытия на основе скрытокристаллического графита, активированного с поверхностно-активными веществами / Т. Р. Гильманшина, В. Н. Баранов, С. И. Лыткина, С. А. Худоногов // *Современные технологии в машиностроении и литейном производстве* : Мат-лы II Междунар. науч.-практ. конф. / под ред. И. Е. Илларионова (11–14 октября 2016 г.). – Чебоксары : Чуваш. гос. ун-т, 2016. – С. 114–119.

32. Исследование влияние типа и содержания поверхностно-активных веществ на термическую стойкость скрытокристаллического графита / В. Н. Амельченко [и др.] // *Нанотехнологии: наука и производство*. – 2017. – № 2. – С. 41–50.

33. Использование активированных с поверхностно-активными веществами графитов в качестве наполнителя противопригарных покрытий / Т. Р. Гильманшина, В. Н. Амельченко, В. А. Борисюк, Е. Ю. Подшибякина // *Современные технологии в машиностроении и литейном производстве* : Мат-лы III Междунар. науч.-практ. конф. / под ред. И. Е. Илларионова. – Чебоксары : Чуваш. гос. ун-т, 2017. – С. 33–36.

34. *Сварика, А. А.* Покрытия литейных форм / А. А. Сварика. – М. : Машиностроение, 1977. – 216 с.

УДК 621.791.062

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-69-73

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

**ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СПОСОБА ВЫПЛАВКИ
НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМОМАНГАНЦЕВОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru.

Приведены результаты исследований по влиянию химического состава на механические свойства основного металла и металла околосшовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей. Показано положительное влияние микролегирования сталей кальцием, церием на стойкость к охрупчиванию металла после воздействия термического цикла сварки. Установлено, что легирование феррито-аустенитных сталей молибденом и ванадием уменьшает склонность к росту зерна при сварочном нагреве, а легирование азотом приводит к стабилизации фазового состава сталей при воздействии повышенных температур сварки и эксплуатации.

Ключевые слова: феррито-аустенитные стали, термический цикл сварки, механические свойства, ударная вязкость.

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

**INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION AND METHOD OF SMELTING
ON THE PROPERTIES OF THE METAL OF WELDED JOINTS
OF ECONOMICALLY ALLOYED CHROMIUM-MANGANESE-NICKEL STEELS**

Volgograd State Technical University

The results of studies on the influence of the chemical composition on mechanical properties of the base metal and the metal of the near-seam zone of welded joints of ferrite-austenitic steels are presented. The positive effect of microalloying of steels with calcium and cerium on the resistance to embrittlement of the metal after exposure to the thermal welding cycle is shown. It is established that alloying ferrite-austenitic steels with molybdenum and vanadium reduces the tendency to grain growth during welding heating, and doping with nitrogen leads to the stabilization of the phase composition of steels under the influence of elevated welding and operating temperatures.

Keywords: ferrite-austenitic steels, thermal cycle of welding, mechanical properties, impact strength.

Для сварных конструкций, эксплуатируемых в окислительных и окислительно-восстановительных средах, эффективным представляется применение взамен однофазных аустенитных хромоникелевых сталей двухфазных феррито-аустенитных хромомарганцевоникелевых, которые обладают высокой прочностью, стойкостью к межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию [1, 2]. Кроме этого, феррито-аустенитные стали дают существенную экономию дорогостоящих легирующих металлов, что реализуется в снижении себестоимости выпускаемых изделий. Так, например, использование стали 08X18Г8Н2Т вместо широко распространенной стали 08X18Н10Т приводит к экономии никеля до 75–80 кг на тонну металла и благодаря ее высоким прочностным свойствам – к уменьшению веса изделия. Однако область применения феррито-аустенитных сталей ограничена из-за снижения вязкости и охрупчивании металла при сварке и температурах эксплуатации.

В околошовной зоне (ОШЗ) сварных соединений феррито-аустенитных сталей наблюдается выделение грубых карбидов и карбонитридов по межфазным границам феррит-аустенит; изменяется соотношение фаз; происходит интенсивный рост ферритного зерна [3–5]. Все это приводит к снижению стойкости к хрупкому разрушению сварных конструкций.

Целью данной работы является исследование возможности стабилизации фазового состава феррито-аустенитных сталей при температурах эксплуатации и ограничения роста зерна при сварочном нагреве путем легирования

опытных плавок кальцием, церием, молибденом, ванадием и азотом.

Для решения поставленной задачи были проведены исследования механических характеристик образцов, полученных из металла промышленной плавки, стали 08X18Г8Н2Т, сталей опытных плавок 05X17Г7Н2Т, 05X17Г7Н2ТЧ, 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ и 05X18Г10Н5М3Ф, 05X18Г10Н5М3АФ. Химический состав исследованных плавок сталей приведен в табл. 1.

Выплавка стали 08X18Г8Н2Т осуществлялась традиционным способом в дуговой электропечи, с последующей разливкой стали в изложницы для получения слитков массой 4,18 т.

Стали опытных плавок 05X17Г7Н2Т, 05X17Г7Н2ТЧ, 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ, 05X18Г10Н5М3Ф и 05X18Г10Н5М3АФ выплавляли в индукционной печи и разливали в слитки массой 25 кг. Сталь 05X17Г7Н2Т и сталь 05X17Г7Н2ТЧ имеют содержание основных легирующих элементов (хром, никель, марганец) на нижнем уровне легирования, а сталь 05X19Г8Н3Т и сталь 05X19Г8Н3ТЧ – на верхнем уровне легирования, согласно ГОСТ 5632-72. Сталь 05X17Г7Н2ТЧ и сталь 05X19Г8Н3ТЧ дополнительно микролегированы церием и кальцием. При выплавке стали 05X18Г10Н5М3АФ азот вводили в виде азотированного феррохрома, содержащего 8 % N. Таким образом, было осуществлено регулирование структуры сталей за счет изменения концентрации углерода, хрома, никеля, марганца, а также введения церия, кальция, азота, молибдена, ванадия.

Таблица 1

Химический состав стали 08X18Г8Н2Т и ее опытных плавок

| Марка стали | Содержание элементов, % | | | | | | | | | | | |
|---------------------|-------------------------|------|------|-------|-------|-------|------|------|-------|------|------|------|
| | C | Si | Mn | S | P | Cr | Ni | Ti | Ce | N | Mo | V |
| 08X18Г8Н2Т | 0,060 | 0,43 | 7,04 | 0,015 | 0,015 | 18,2 | 3,23 | 0,32 | – | – | – | – |
| 05X17Г7Н2ТплавкаА | 0,048 | 0,51 | 6,81 | 0,011 | 0,016 | 17,28 | 2,16 | 0,25 | – | – | – | – |
| 05X17Г7Н2ТЧ плавкаБ | 0,047 | 0,52 | 6,74 | 0,012 | 0,015 | 17,28 | 2,19 | 0,24 | 0,035 | – | – | – |
| 05X19Г8Н3ТплавкаВ | 0,048 | 0,51 | 8,43 | 0,010 | 0,015 | 19,50 | 3,06 | 0,24 | – | – | – | – |
| 05X19Г8Н3ТЧплавкаГ | 0,053 | 0,53 | 8,30 | 0,013 | 0,017 | 19,50 | 3,06 | 0,32 | 0,043 | – | – | – |
| 05X18Г10Н5М3Ф | 0,040 | 0,55 | 8,54 | 0,018 | 0,025 | 18,84 | 5,10 | – | – | – | 2,92 | 0,57 |
| 05X18Г10Н5М3АФ | 0,050 | 0,53 | 8,47 | 0,014 | 0,016 | 17,42 | 5,50 | – | – | 0,26 | 3,13 | 0,55 |

Слитки подвергались горячей деформации при температуре 1150–1200 °С. Полученные заготовки толщиной 14 мм закаливались в воде с

температуры 1000 °С, а далее проводился высокий отпуск. Из данных заготовок изготавливались образцы для механических испытаний.

Исследовалась твердость по методу Виккерса (ГОСТ 2999-75), механические испытания на растяжение осуществляли по ГОСТ 1497-84. Далее исследуемый металл подвергался термическому воздействию на установке скоростного электронагрева, имитируя нагрев металла в околосварочной зоне подобно тому, как это происходит при воздействии термического цикла сварки (ТЦС). Максимальная температура нагрева составляла 1300 °С. Из образцов основного металла и с имитированной околосварочной зоной изготавливали ударные образцы типа 11 (ГОСТ 9454-78), которые испытывались в интервале температур от минус 40 до 20 °С.

По результатам анализа проведенных исследований установлено, что применение в ка-

честве микролегирующих добавок церия и кальция создает возможности для повышения механических и эксплуатационных свойств сталей путем воздействия как на морфологию избыточных фаз, так и на характеристики структуры [6]. Положительное влияние микролегирующих добавок на механические свойства обусловлено измельчением ими зерна и, как следствие, уменьшением чувствительности к перегреву. Очищая сталь, и особенно приграничные объемы зерна, микролегирующие добавки содействуют их упрочнению, затрудняя межкристаллитное хрупкое разрушение [7]. Механические свойства основного металла исследуемых сталей приведены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства металла опытных плавок стали 08X18Г8Н2Т

| Сталь, плавка | σ_b , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ_5 , % | Ψ , % | HV |
|----------------------|------------------|----------------------|----------------|------------|-----|
| 05X17Г7Н2Т плавка А | 941 | 590 | 27,0 | 37,5 | 256 |
| 05X17Г7Н2ТЧ плавка Б | 902 | 500 | 24,5 | 37,5 | 229 |
| 05X19Г8Н3Т плавка В | 733 | 485 | 37,1 | 61,5 | 249 |
| 05X19Г8Н3ТЧ плавка Г | 691 | 466 | 37,0 | 57,5 | 243 |
| 05X18Г10Н5М3Ф | 720 | 514 | 47,0 | 69,0 | 225 |
| 05X18Г10Н5М3АФ | 797 | 532 | 47,0 | 68,0 | 278 |

Содержание углерода, кремния и титана в сталях 05X17Г7Н2Т, 05X17Г7Н2ТЧ и 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ практически постоянно. Выявлено, что микролегирование кальцием и церием понижает предел прочности на растяжение с 941 до 902 МПа у сталей с низким содержанием легирующих элементов (на нижнем пределе легирования в соответствии с ГОСТ 5632-72) и с 733 до 691 МПа – на верхнем пределе легирования. Аналогично изменяются значения предела текучести основного металла сталей 05X17Г7Н2Т, 05X18Г7Н2ТЧ и 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ. Значения твердости по Виккерсу изменяются незначительно. Для металла плавки А и Б показатели относительного удлинения ниже, чем у металла плавок В и Г, а значения относительного сужения соответствуют значениям металла 08X18Г8Н2Т. Для металла сталей 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ величина относительного удлинения такая же, как и у стали 08X18Г8Н2Т, тогда как значения относительного сужения увеличиваются с 32,0 до 61,5 % (см. табл. 2). Анализ результатов механических испытаний показывает, что все ис-

следуемые марки сталей имеют достаточно высокие характеристики прочности и пластичности.

Изменение структуры сталей 05X18Г10Н5М3Ф и 05X18Г10Н5М3АФ произведено за счет изменения концентрации марганца, никеля и введением молибдена, ванадия, азота. Легирование сталей молибденом и ванадием уменьшает склонность к росту зерна, а легирование азотом стабилизирует фазовый состав сталей при сварочном нагреве.

Металл сталей 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ имеет более высокие значения предела прочности на растяжение: 720 и 797 МПа соответственно. Тогда как для стали 08X18Г8Н2Т предел прочности на растяжение равен 650 МПа (см. табл. 2). Для металла образцов стали 05X18Г10Н5М3Ф и 05X18Г10Н5М3АФ также характерны более высокие значения характеристик пластичности по сравнению с металлом стали 08X18Г8Н2Т: относительное удлинение $\delta_5 = 47,0$ %, относительное сужение $\psi = 68,0$ % для стали 05X18Г10Н5М3Ф и $\delta_5 = 47,0$ %, $\psi = 69,0$ % для стали 05X18Г10Н5М3Ф по

сравнению с $\delta_5 = 35,0 \%$, $\psi = 32,0 \%$ для стали 08X18Г8Н2Т.

Ударная вязкость металла исследуемых плавок после воздействия термического цикла сварки (ТЦС) приведена в табл. 3.

Анализ результатов испытаний, приведенный в табл. 3, показывает, что значения ударной вязкости образцов, вырезанных из основного металла, существенно зависят от уровня легирования, с повышением которого она заметно возрастает.

Таблица 3

Ударная вязкость металла исследуемых плавок сталей после ТЦС

| Сталь, плавка | Состояние металла | Ударная вязкость KCV, МДж/м ² | | |
|-----------------------------------|---|--|------|------|
| | | Температура испытания, °С | | |
| | | - 40 | -20 | 20 |
| 08X18Г8Н2Т промышленной плавки | Исходное состояние (закалка от 1000 °С) | 0,60 | 0,80 | 1,82 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с | 0,24 | 0,65 | 1,30 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с | 0,32 | 0,87 | 1,55 |
| 05X17Г7Н2Т плавка А | Исходное состояние (закалка от 1000 °С) | 0,67 | 1,07 | 1,70 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с | - | 0,18 | 0,64 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с | - | 0,22 | 0,85 |
| 05X17 Г7Н2ТЧ плавка Б | Исходное состояние (закалка от 1000 °С) | 0,98 | 1,12 | 1,70 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с | 0,15 | 0,31 | 0,70 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с | 0,30 | 0,46 | 1,05 |
| 05X19Г8Н3Т плавка В | Исходное состояние (закалка от 1000 °С) | 0,90 | 1,35 | 2,20 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с | - | 0,24 | 0,77 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с | 0,15 | 0,29 | 1,64 |
| 05X19Г8Н3ТЧ плавка Г | Исходное состояние (закалка от 1000 °С) | 1,04 | 1,38 | 2,90 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с | 0,24 | 0,32 | 0,88 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с | 0,31 | 0,42 | 1,90 |
| 05X18Г10Н5М3Ф | Исходное состояние (закалка от 1000 °С) | 1,92 | 1,78 | 1,92 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с | 0,25 | 0,33 | 0,90 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с | 0,31 | 0,42 | 1,90 |
| 05X18Г10Н5М3АФ | Исходное состояние (закалка от 1000 °С) | 1,55 | 1,67 | 1,71 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с | 0,34 | 0,44 | 1,32 |
| | После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с | 1,05 | 1,24 | 1,41 |

Микролегирование сталей кальцием и церием также повышает ударную вязкость, это наиболее эффективно проявляется при минусовых температурах испытания. Особенно это характерно для основного металла стали 05X19Г8Н3ТЧ плавка Г, где значение ударной вязкости при температуре испытаний плюс 20 °С составляет 2,90 МДж/м², а для стали 08X18Г8Н2Т – 1,82 МДж/м². Для той же стали при температуре испытаний минус 20 °С и минус 40 °С KCV равно 1,38 и 1,04 МДж/м², тогда как для основного металла стали 08X18Г8Н2Т – 0,80 и 0,60 МДж/м² соответственно.

Высокие значения ударной вязкости характерны также для основного металла стали 05X18Г10Н5М3Ф и 05X18Г10Н5М3АФ, имеющих дополнительно в качестве легирующих элементов молибден, ванадий и азот (табл. 3). Эти элементы вводят в состав наследственно

мелкозернистых сталей, что и реализуется в повышении указанных характеристик. Кроме этого, легирование сталей азотом до 0,26 % повышает предел прочности, предел текучести, сохраняет высокие значения характеристик пластичности и высокие значения ударной вязкости при всех температурах испытания.

Наряду с максимальной температурой нагрева и длительностью пребывания в области высоких температур, скорость охлаждения при сварке оказывает существенное влияние на структуру и свойства сварных соединений сталей. Анализ результатов испытаний на ударную вязкость образцов с имитированной ОШЗ свидетельствует о снижении значений ударной вязкости для стали 08X18Г8Н2Т и ее опытных плавок, по сравнению с основным металлом, при всех скоростях охлаждения.

Ударная вязкость возрастает с увеличением скорости охлаждения при сварке. Это, по-видимому, является следствием того, что высокие скорости охлаждения тормозят выделение фаз, уменьшают рост ферритного зерна в двухфазных сталях. Наиболее высокие значения ударной вязкости при всех температурах испытания имеют образцы с имитированной ОШЗ сталей 05X19Г8НЗТЧ (плавка Г), 05X18Г10Н5МЗФ и 05X18Г10Н5МЗАФ по сравнению со сталью 08X18Г8Н2Т.

Полученные результаты исследования были использованы при изготовлении элементов конденсаторов теплообменников для микробиологической промышленности.

Выводы:

1. Микролегирование феррито-аустенитных сталей кальцием и церием повышает их пластичность, ударную вязкость, а также устойчивость против охрупчивания после воздействия термического цикла сварки.

2. Легирование двухфазных сталей молибденом и ванадием уменьшает склонность к росту зерна, а легирование азотом стабилизирует фазовый состав сталей при сварочном нагреве, что проявляется в высоких значениях характеристик прочности, пластичности и значениях ударной вязкости при всех температурах испытания.

3. Высокие скорости охлаждения после сварочного нагрева образцов из сталей опытных пла-

вок 05X17Г7Н2Т, 05X17Г7Н2ТЧ, 05X19Г8НЗТ, 05X19Г8НЗТЧ, 05X18Г10Н5МЗФ и 05X18Г10Н5МЗАФ обеспечивают повышенные характеристики прочности, пластичности и ударной вязкости металла.

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. Effect of thermal cycling treatment on structure and properties of ferritic-austenitic steel welded joint heat-affected zone metal / О. Р. Bondareva, E. V. Sedov, I. L. Gonik // Chemical and Petroleum Engineering. – 2016. – Vol. 52, № 7-8. – P. 506–511.
3. Полетаев, Ю. В. Склонность к локальному разрушению сварных соединений хромомарганцевых и хромоникелевых аустенитных сталей / Ю. В. Полетаев, А. С. Зубченко // Сварочное производство. – 1989. – № 10. – С. 11–13.
4. Кинетика фазовых превращений в стали 08X18Г8Н2Т при нагреве по сварочному циклу / М. А. Хубрих, Г. А. Сальников, Ж. А. Лепилина, И. И. Жукова // Автоматическая сварка. – 1986. – № 4. – С. 21–23.
5. Бондарева, О. П. Повышение вязкости сварных соединений феррито-аустенитных сталей методом термодиффузии : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Бондарева О. П. ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2000. – 24 с.
6. Казенков, Ю. И. О влиянии комплексного микролегирования кальцием и церием на свариваемость аустенитных сталей / Ю. И. Казенков, А. Г. Резников, П. А. Фоминкин // Сварочное производство. – 1975. – № 2. – С. 24–25.
7. Кузнецова, Т. С. Улучшение свариваемости экономнолегированных хромомарганцевоникелевых сталей : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Кузнецова Т. С. ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1990. – 24 с.

УДК 669.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-73-80

А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАПОЛНЕНИЯ РАСПЛАВОМ ПЕСЧАНОЙ ФОРМЫ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАГОТОВОК СТАНДАРТНЫХ РАЗРЫВНЫХ ОБРАЗЦОВ ЧУГУНА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: a_baron@mail.ru, lv.palatkina@yandex.ru

Визуализация процесса заполнения формы в среде программного комплекса LVMFlow позволила выявить характерные особенности заполнения расплавом серого чугуна песчаной формы для получения заготовок стандартных разрывных образцов.

Ключевые слова: серый чугун, компьютерное моделирование, заполнение песчаной формы расплавом, гидравлические потоки и конвективные скорости.

А. А. Baron, L. V. Palatkina, S. V. Palatkin

COMPUTER SIMULATION OF FILLING SAND MOLD PROCESS WITH MELT FOR BLANKS OF STANDARD TENSILE SAMPLES OF CAST IRON PRODUCTION

Volgograd State Technical University

Visualization of the mold filling process in the environment of the LVMFlow software complex made it possible to identify the characteristic features of filling sand-shaped grey cast iron with melt to obtain samples for testing mechanical properties.

Keywords: grey cast iron, computer simulation, filling the sand mold with melt, hydraulic flows and convective velocities.

Введение

Для серого чугуна в соответствии с ГОСТ 24648-90 [1] литая проба определяет марку и качество заливаемых одновременно с ней отливок ответственного назначения. При прочих равных условиях, проба должна обеспечить для каждого образца: структуру, идентичную структуре конечного литого изделия; стабильность свойств в объеме; отсутствие дефектов усадочного происхождения в зоне предполагаемого разрушения (шейка образца). С целью получения литой пробы заготовок образцов для испытания на растяжение серого чугуна с пластинчатым графитом, согласно ГОСТ 16818-85 [2], используется форма песчаная, заполняемая сифонным способом.

Следует отметить, что на сегодняшний момент в литературе не содержится информации о процессах, протекающих при заполнении песчаной формы и особенностях кристаллизации расплава в процессе получения литых заготовок образцов для испытаний серого чугуна на растяжение. Это обусловлено не только отсутствием возможности визуального наблюдения за заполнением чугуном расплавом песчаной формы при сифонном способе заливки в реальных условиях, но и отсутствием (для реализации физического моделирования) модельного расплава вещества, кристаллизующегося с аналогичной чугуну сменой механизмов роста

твердой фазы (дендритная и последующая эвтектическая кристаллизация). На практике в условиях производства это может приводить к ряду отклонений при определении марки и качества заливаемых одновременно с пробой чугунных отливок.

Ранее опубликованные в работе [3] результаты нашего исследования впервые показали возможность использования программного комплекса LVMFlow для компьютерного моделирования процессов заливки и затвердевания стандартной литой пробы серого чугуна. Данные о расположении дефектов усадочного происхождения, полученные путем компьютерного моделирования, были подтверждены результатами фрактографических и металлографических исследований чугунов, выплавленных по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха.

Цель данной работы заключалась в исследовании с помощью компьютерного моделирования процессов, протекающих при сифонном способе заливки формы для получения заготовок стандартных разрывных образцов чугуна.

Материалы и методы исследования

В среде программного комплекса Solid Works по размерам чертежа песчаной формы для получения заготовок стандартных разрывных образцов ГОСТ 16818-85 [2] была создана 3D-модель литой пробы (рис. 1, а) [3].

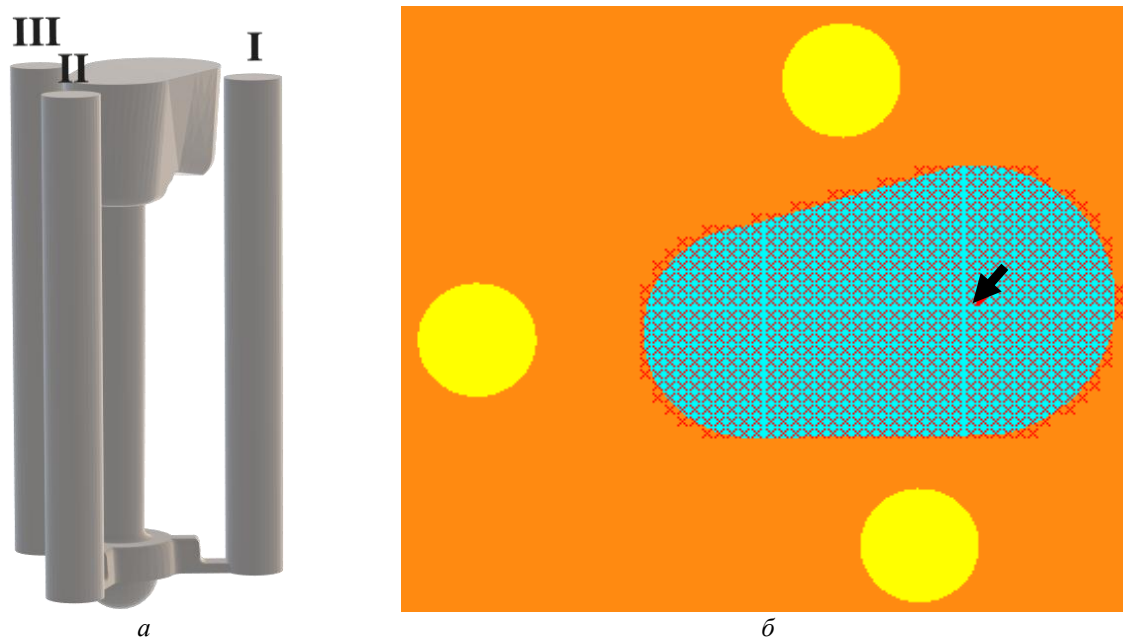


Рис. 1. Исходные данные для построения модели:
 а – 3D-модель литой пробы: I – заготовка для первого образца; II – заготовка для второго образца; III – заготовка для третьего образца;
 б – задание литниковой точки (место ввода расплава в объем литниковой чаши указано стрелочкой)

Далее для спроектированной 3D-модели литой пробы в среде программного комплекса системы моделирования LVMFlow (программа предоставлена ЗАО НПО «МКМ», № версии 4.4г6 Time, № лицензии T0027) создавалась задача на основе следующих исходных данных:

1. На основе используемого в LVMFlow метода контрольных объемов [4] определялись параметры сеточной модели и соответственно точность моделирования, за счет выбора размера ячейки (3 мм) и размера расчетной области с заданием положения отливки.

2. Производилось задание литниковой точки – точки ввода расплава в объем литниковой чаши (рис. 1, б). Ее координаты выбирались

в соответствии с формой дна литниковой чаши и на основе анализа выбора оптимального положения, произведенного на базе нескольких вариантов моделирования в соответствии с основными положениями, учитывающими поступление расплава в стояк и циркуляцию металла в чаше [6, 7]. При этом система автоматически подбирает: угол вхождения струи в форму равным 15° и высоту ковша над чашей как расстояние от верхней кромки верхней опоки до уровня зеркала металла в ковше.

3. Выбирался тип материала формы (песчаная смесь) и модельного расплава (серый чугун с пластинчатым графитом марки СЧ 20 (см. таблицу).

Основные данные о композициях чугуна, использованных для моделирования

| Марка | Предел прочности σ_b , МПа | Твердость по Бринеллю НВ | Содержание основных элементов, % масс | | | | |
|--------|-----------------------------------|--------------------------|---------------------------------------|------|------|------|------|
| | | | C | Si | Mn | P | S |
| СЧ20* | 200 | 202 | 3,18 | 1,51 | 0,78 | 0,05 | 0,05 |
| СЧ20* | 200 | 217 | 3,52 | 2,24 | 0,79 | 0,05 | 0,14 |
| СЧ20** | 200 | 230 | 3,30 | 1,40 | 0,70 | 0,20 | 0,15 |
| СЧ20** | 200 | 230 | 3,50 | 2,40 | 1,00 | 0,20 | 0,15 |

* Выплавлены по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха в соответствии с [1, 2, 5].

** Нижний и верхний пределы содержания основных элементов по ГОСТ 1412-85 [5].

4. В соответствии с ГОСТ 16818-85 [2] форма перед заливкой должна иметь температуру от 15°C до 35°C , поэтому для моделирования была задана начальная температура формы 20°C . Кроме этого, сухая форма должна быть окрашена противопожарным покрытием для чугунных отливок; этот параметр также был задан при определении задачи моделирования.

5. Заливка формы осуществлялась из литейного ковша диаметром струи 18 мм со скоростью, обусловленной массой и используемым для заливки отливки сифонным способом. Начальная температура расплава (1400°C) выбиралась исходя из стандартных условий, используемых при разливе тонкостенных чугунных отливок [6].

6. При моделировании в программе LVMFlow в режиме отображения 3D в различных сечениях формы и заготовок образцов оценивали: в зависимости от объема жидкой фазы, характер заполнения песчаной формы (отдельно для объема литниковой чаши, стояка и заготовок образцов); изменение направлений индикаторов скорости течения расплава (на характерных этапах последовательного заполнения и после-

дующего образования конвективных потоков); изменение температуры расплава в период заполнения формы.

Результаты и их обсуждение

Характерные этапы последовательного заполнения расплавом песчаной формы, выделенные по результатам анализа моделирования, проведенного в режиме отображения «прозрачная модель», показаны на рис. 2.

Первые порции расплава поступают в литниковую чашу в виде компактной струи с близким к кругу сечением, по траектории, рассчитываемой программой самостоятельно на основе заданных параметров заливки. При 8–10 % жидкой фазы, заполнившей общий объем формы, металл начинает поступать из объема литниковой чаши в вертикальный стояк, постепенно стекая в нижнюю часть формы (центральная область литникового хода) преимущественно по одной из его стенок. Далее, при содержании в объеме формы 25–30 % расплава, наблюдается этап равномерного заполнения и последующего подъема жидкой фазы во всех заготовках образцов; при этом в начальный момент посту-

пленя первых порций расплава (в эти части формы) могут наблюдаться заплески расплава. Последние с потерей напора струи и по мере подъема уровня жидкости исчезают. Также

следует отметить, что только при 40–45 % объема жидкой фазы струя расплава в стояке полностью заполняет его поперечное сечение по всей длине.

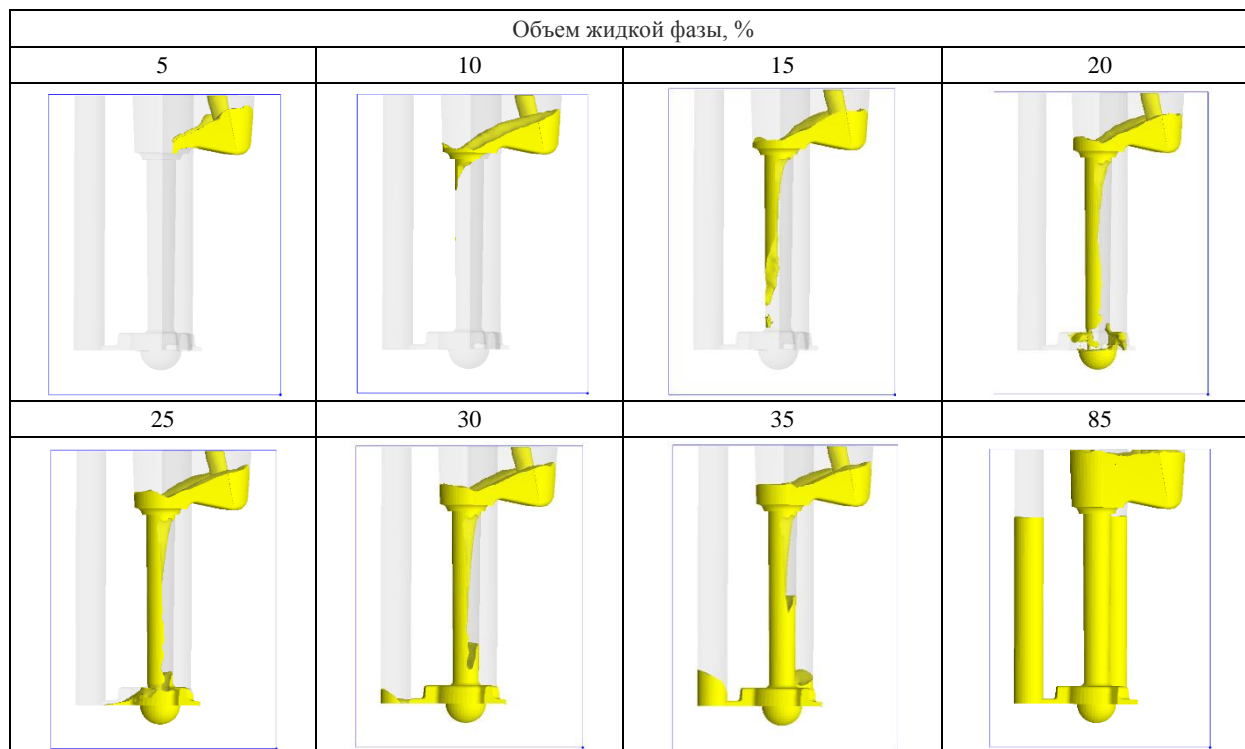


Рис 2. Характерные этапы последовательного заполнения расплавом песчаной формы в зависимости от объема жидкой фазы, указанной в процентах (моделирование в режиме отображения «прозрачная модель» в сечении литниковой чаши и заготовок для образца II и III)

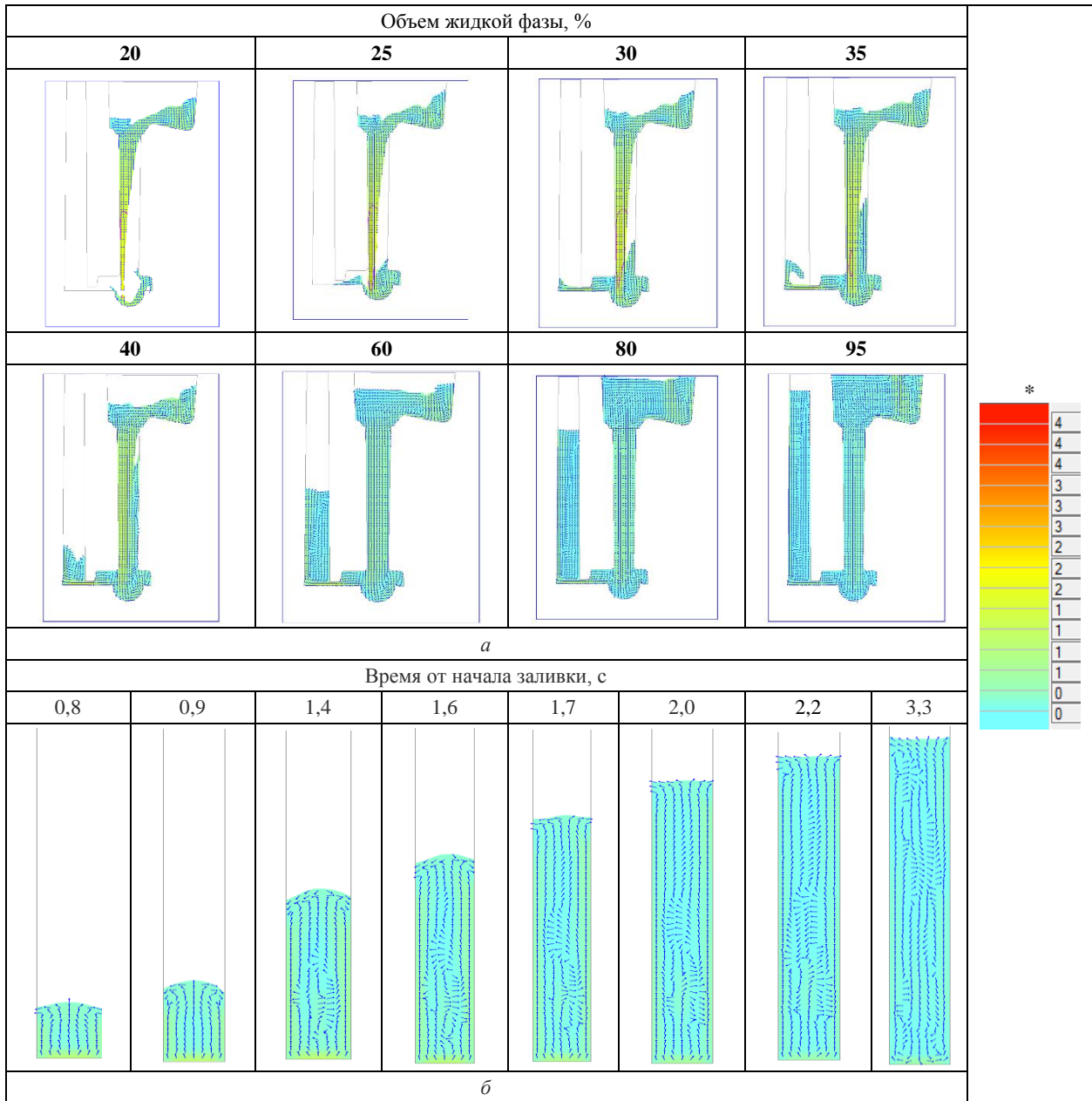
В первый момент подачи расплавленного металла в литниковую чашу из разливочного ковша кинетическая энергия струи жидкой фазы значительно снижается за счет ее гашения о дно. По мере увеличения объема жидкой фазы в литниковой чаше происходит перетекание расплава через ее порог, при этом в движущемся расплаве наблюдается образование двух динамических областей с разной средней скоростью потока 0,8 и 1,3 см/с (рис. 3). Образование таких незначительных завихрений расплава создает благоприятные условия для всплытия шлака и более равномерного заполнения расплавом, свободным от посторонних примесей, стояка и формы.

Начиная с момента, при котором в объеме формы фиксируется 15–18 % жидкой фазы, а струя расплава достигает дна литникового хода (с увеличением скорости течения до 2,6–2,9 см/с), в ней наблюдается образование областей, ограниченных изолинией, в каждой точке которой величина скорости сохраняет

одинаковое значение. Область с равной скоростью течения расплава (2,0 см/с), ограниченная изолинией, сохраняется вплоть до 35–40 % заполнения объема жидкой фазой (рис. 3, а) и фиксируется только в стояке формы.

Визуализация процесса заполнения объемов заготовок образцов (рис. 3, б) показала, что жидкая фаза течет в их объеме по режиму, приближенному к ламинарному (без значительного перемешивания и образования турбулентных потоков с завихрениями). При этом цветовая идентификация гидравлических потоков в продольном сечении показала схожие распределения скоростей для всех заготовок образцов: у зеркала металла скорость не превышала 0,2 см/с, а в нижней части максимальные значения фиксировали на уровне 1,8 см/с.

После полного заполнения формы программа LVMFlow автоматически переходит к модулю «Конвективные скорости, см/с» для моделирования конвективных потоков, формируемых на основе гидравлических потоков.



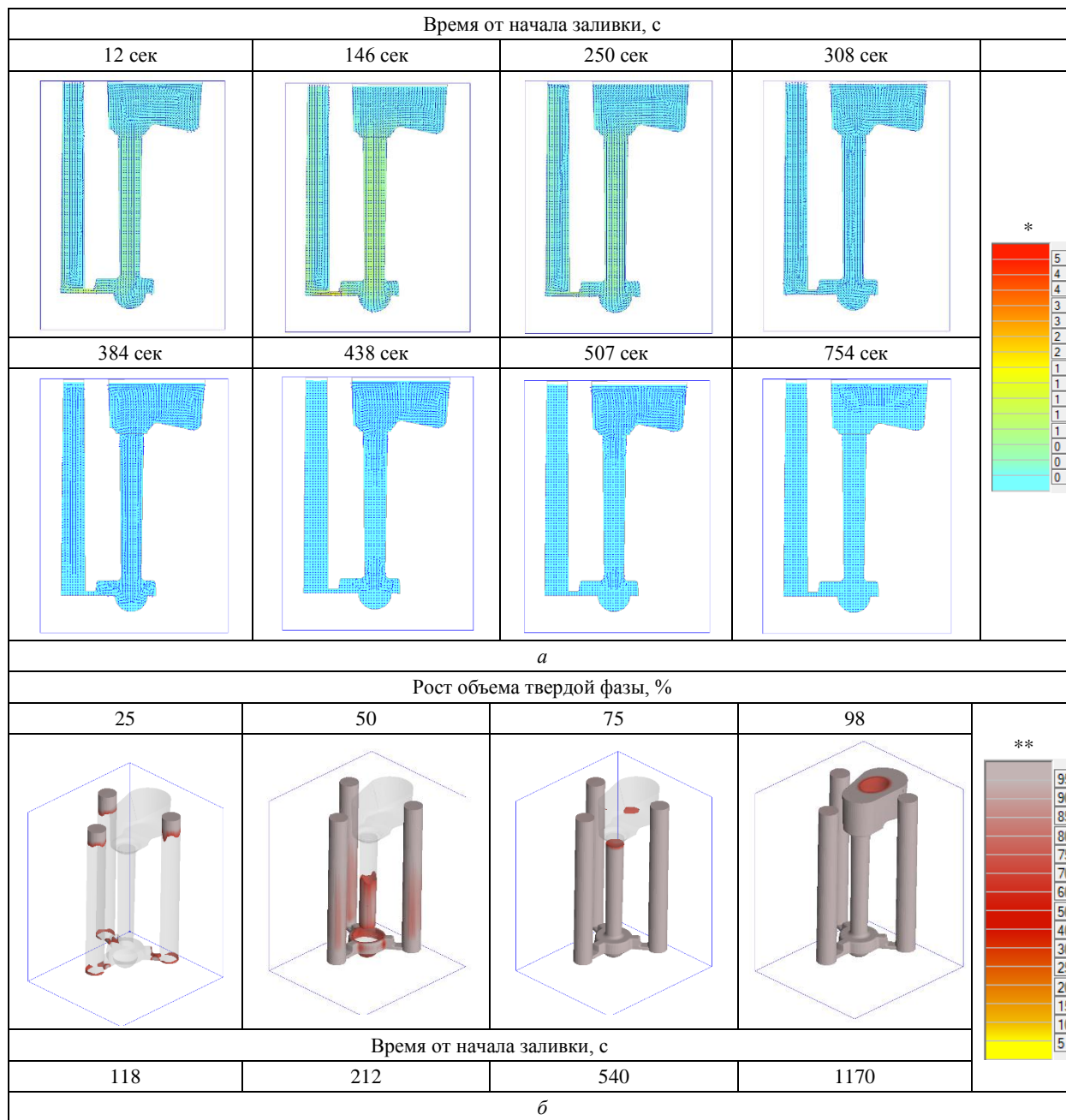
* – Цветовая идентификация скорости для потоков расплава, см/с.

Рис. 3. Изменения направлений индикаторов скорости течения расплава на характерных этапах последовательного заполнения расплавом песчаной формы:
a – распределение потоков скоростей расплава при заполнении в продольном сечении для заготовки образца II и стояка с литниковой чашей; *б* – для заготовки образца II с фиксацией времени от начала заливки

В первые моменты после окончания заливки формы (т. е. прекращения динамического воздействия) конвективные потоки сохраняют направленность и скорость гидравлических потоков. Однако на 12 секунде (рис. 4, *a*) после начала заливки формируются отдельные и практически замкнутые циркулирующие контуры [8] расплава в объемах: литниковой чаши, вертикального стояка, центральной области

литникового хода и отдельно в каждой заготовке образцов.

Снижение скорости конвективных потоков и их последующее затухание связывали с протеканием процесса кристаллизации отливки [9, 10, 11] и увеличения содержания в объеме твердой фазы при сравнительном анализе соответствующих областей отливки (рис. 4, *б*) и времени от начала заливки формы расплавом.



* – Цветовая идентификация скоростей для конвективных потоков расплава, см/с.

** – Цветовая идентификация объема твердой фазы при затвердевании, %.

Рис. 4. Анализ периода кристаллизации формы с позиций:

a – формирования конвективных потоков (распределение областей циркулирующего в различных объемах формы расплава с указанием направления индикаторами для продольного сечения заготовки образца II и стояка с литниковой чашей); *б* – роста твердой фазы (режим отображения «прозрачная модель»)

На рис. 5 по данным компьютерного моделирования представлены этапы заполнения формы с цветовой идентификацией изменения значений температуры на поверхности соприкосновения расплава и стенки формы (без учета образца I), а также в продольном сечении заполненной формы для заготовки образца II и стояка с литниковой чашей (рис. 5, *a*).

В первые моменты подачи расплава в объем формы среднее снижение температуры превышает 50 ... 70 °С, и эта разность сохраняется практически постоянной (1250 °С на поверхности образца и 1320 °С в центральных зонах) до момента полного заполнения формы. Кроме этого, для нижней части литникового хода (рис. 5, *б*) показано, что при образовании заплес-

ска металла на стенке формы температура расплава может снижаться до значений 1180–1150 °С, что для использованных при моделировании в работе композиций чугуна является гра-

ницами температур ликвидуса. Однако последующая подача расплава обеспечивает повышение температур до средней температуры расплава в нижней части области литникового хода.

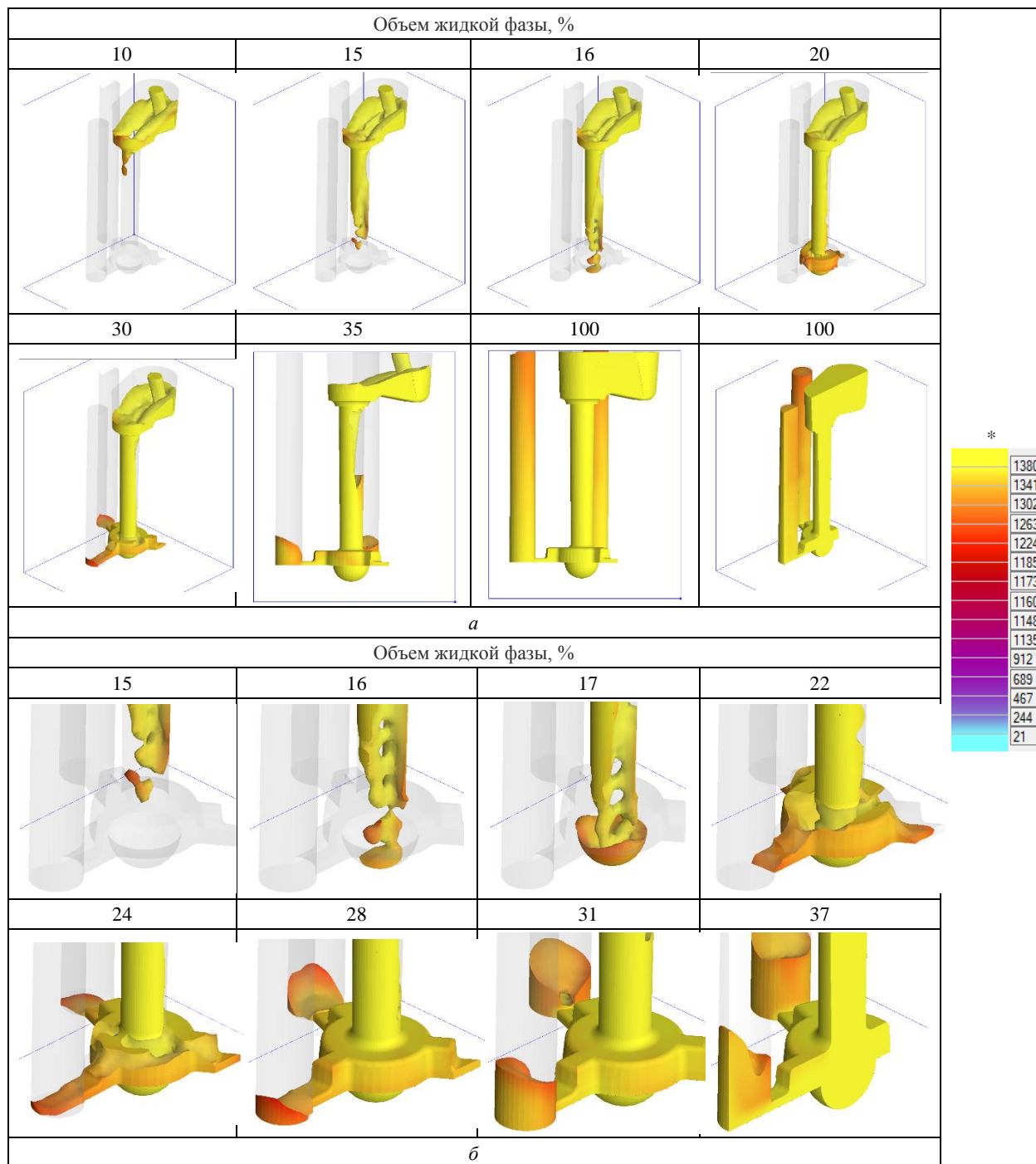


Рис. 5. Этапы заполнения формы с цветовой идентификацией изменения значений температуры* на поверхности соприкосновения расплава и стенки формы в режиме отображения «прозрачная модель»: *a* – без учета образца I и для продольного сечении заполненной формы для заготовки образца II и стояка с литниковой чашей; *b* – нижняя часть литникового хода

Охлаждение до 1100 °С центра всех трех образцов модели происходит за 610 секунд, а полное время кристаллизации всей отливки,

включая литниковую чашу, происходит после 1124-й секунды моделирования.

Заключение

Проведенное в работе компьютерное моделирование процесса заполнения расплавом песчаной формы для получения заготовок стандартных разрывных образцов для различных композиций серого чугуна марки СЧ20 позволило визуализировать основные этапы последовательного заполнения расплавом песчаной формы, образование гидравлических потоков расплава при заливке формы и конвекционных потоков при кристаллизации отливки. При этом показано, что переохлаждение расплава в момент образования заплеска не является критическим и не ведет к образованию литейных дефектов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 24648-90 Чугун для отливок. Отбор проб и изготовление образцов для механических испытаний. – М. : Издательство стандартов, 2004. – 9 с.
2. ГОСТ 16818-85 Форма песчаная для получения заготовок образцов для испытания механических свойств серого чугуна с пластинчатым графитом. Размеры и технические требования – М. : Издательство стандартов, 2007. – 10 с.
3. Барон, А. А. Компьютерное моделирование процессов заливки и затвердевания стандартных литых проб серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (249) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 64–71.
4. Марширов, В. В. Цифровые технологии при исследовании и управлении процессами изготовления отливок / В. В. Марширов, Л. Е. Марширова, И. В. Марширов // Литейное производство. – 2019. – № 9. – С. 34–38.
5. ГОСТ 1412-85 Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. – М. : Издательство стандартов, 2004. – 3 с.
6. Справочник по чугунному литью / под ред. Н. Г. Гиршовича – Л. : Машиностроение, 1978. – 758 с.
7. Рабинович, Б. В. Литниковые системы / Б. В. Рабинович // Вопросы теории литейных процессов. – М. : Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1960. – С. 110–162.
8. Еронько, С. П. Разливка стали : Оборудование. Технология / С. П. Еронько, С. В. Быковских. – К. : Техника, 2003. – 216 с.
9. Раддл, Р. У. Затвердевание отливок / Р. У. Раддл. – М. : Машгиз, 1960. – 390 с.
10. Баландин, Г. Ф. Основы теории формирования отливки : В 2 ч. / Г. Ф. Баландин. – Ч. 1. – М. : Машиностроение, 1979. – 335 с.
11. Вейник, А. И. Основы тепловой теории литья / А. И. Вейник // Вопросы теории литейных процессов. – М. : Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1960. – С. 385–482.

ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

УДК 621.744.362

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-81-83

Е. Ю. Карпова, Н. И. Габельченко, Н. Н. Бобович, Д. Р. Катинев

КИНЕТИКА ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В настоящей работе представлен материал, позволяющий количественно оценить зависимость основных характеристик динамического нагружения формовочной смеси, а значит, и степень ее уплотнения, от параметров встряхивающего механизма формовочной машины (массы соударения частей и их жесткости).

Ключевые слова: уплотнение формовочной смеси, ударное нагружение, динамическое воздействие на смесь.

E. Y. Karnova, N. I. Gabelchenko, N. N. Bobovich, D. R. Katinev

KINETICS OF DYNAMIC CHARACTERISTICS OF IMPACT LOADING OF THE MOLDING MIXTURE

Volgograd State Technical University

This paper presents a material that allows us to quantify the dependence of the main characteristics of the dynamic loading of the molding mixture, and hence the degree of its compaction, on the parameters of the shaking mechanism of the molding machine (the mass of the collision of parts and their rigidity).

Keywords: compaction of the molding mixture, impact loading, dynamic impact on the mixture.

Формовочная смесь, как связко-сыпучее физическое тело, обладает всеми основными реологическими свойствами (вязкостью, пластичностью и упругостью), степень проявления каждого из которых зависит от характера его нагружения.

Принято считать [1], что при статическом нагружении формовочная смесь, деформируясь, ведет себя как пластическое тело, и только в конце деформации проявляется упругость. Это объясняется тем, что в процессе нагружения в любой момент степень ее деформации строго соответствует величине внешней нагрузки.

При ударных нагрузках формовочной смеси определяющим, с точки зрения деформации, становятся ее вязкие свойства [2]. Поэтому результат внешнего динамического воздействия на смесь, то есть величина развивающихся в смеси напряжений, время их действия, опре-

деляется характером удара соударяющихся частей формовочной машины.

Следовательно, для анализа процесса уплотнения формовочной смеси в замкнутом объеме динамическими циклическими нагрузками представляет интерес рассмотрение кинетики динамических характеристик удара во встряхивающем механизме формовочной машины.

Схематизируя и упрощая задачу до замены соударяющихся тел формовочной машины (рисунков ниже, поз. *а*) идеальными телами с точечной массой m_1 и m_2 и упругим элементом c_2 (поз. *б*), рассмотрим удар тела m_1 , падающего с высоты h , с телом m_2 .

Жесткость тела m_2 принимаем c_2 , а тело m_1 для упрощения примем абсолютно жестким ($c_1 = \infty$). Тогда после соприкосновения тел m_2 с m_1 в момент удара оба они будут перемещаться совместно, их общая масса будет $(m_1 + m_2)$, а общая жесткость — c_2 .

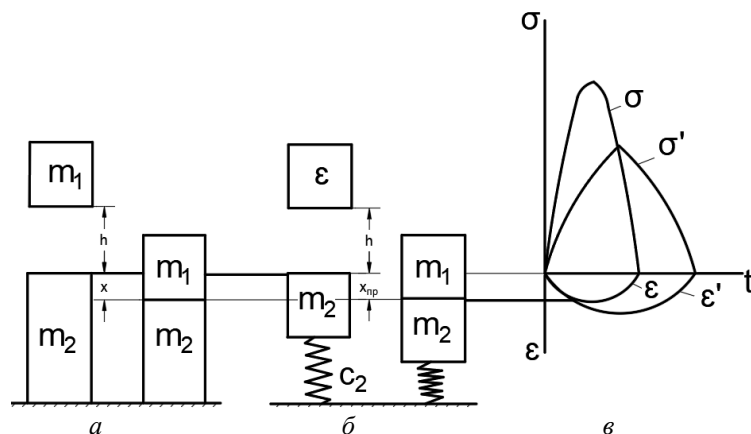


Схема деформирования двух тел при соударении (а, б) и диаграммы деформаций соударяющихся тел (в)

Уравнение совместного движения системы $(m_1 + m_2)$ можно записать в следующем виде:

$$-c_2 x - (m_1 + m_2) \frac{d^2 x}{dt^2} = 0, \quad (1)$$

где $(-c_2 x)$ – реакция опоры; $(m_1 + m_2) \frac{d^2 x}{dt^2}$ – инерционная сила тела $(m_1 + m_2)$; t – время; x – перемещение тела $(m_1 + m_2)$.

Это уравнение может быть представлено в виде

$$\frac{d^2 x}{dt^2} + \omega x = 0, \quad (2)$$

где $\omega = \sqrt{\frac{c_2}{m_1 + m_2}}$ – круговая частота собственных колебаний тела $(m_1 + m_2)$.

Последнее уравнение есть линейное дифференциальное уравнение второго порядка с постоянными коэффициентами без правой части и минимальными комплексными корнями. Общее решение данного уравнения имеет вид [3]

$$x = A \cos(\omega t) + B \sin(\omega t). \quad (3)$$

Продифференцировав это решение получим уравнение скорости:

$$v = -A \omega \sin(\omega t) + B \omega \cos(\omega t) \quad (4)$$

Для нахождения постоянных A и B подставим в уравнение (3) первое условие: $t = 0$; $x = 0$, а в уравнение (4) – второе начальное условие:

$$v = v_{нач} = v_0 \frac{m_1}{m_1 + m_2}, \quad (5)$$

где v_0 – скорость тела m_1 в момент соприкосновения с телом m_2 ; $v_{нач}$ – начальная скорость совместного движения тел в данный момент времени.

Получим: $A = 0$,

$$B = \frac{v_0}{\omega} \cdot \frac{m_1}{m_1 + m_2} = \frac{v_{нач}}{\omega}.$$

Таким образом, для текущих значений пути и скорости получаем уравнение свободных колебаний системы $(m_1 + m_2)$:

$$x = \frac{v_{нач}}{\omega} \sin(\omega t) = \frac{v_0}{\omega_0} \cdot \frac{m_1}{m_1 + m_2} \sin(\omega t), \quad (6)$$

$$v = v_{нач} \cos(\omega t) = \frac{v_0}{\omega} \cdot \frac{m_1}{m_1 + m_2} \cos(\omega t). \quad (7)$$

Предельное время всей деформации до остановки системы (t_{np}), то есть продолжительность нагружения, найдем, допустив $v = 0$ в уравнении (7):

$$\omega t = \arccos \frac{0}{v_{нач}} = \frac{\pi}{2},$$

что даст $t_{np} = \pi/2\omega$. (8)

Предельная деформация (x_{np}) тела m_2 будет:

$$x_{np} = \frac{v_{нач}}{\omega} \sin(\omega t_{np}) = \frac{v_{нач}}{\omega}. \quad (9)$$

Подставив в уравнение (8) и (9) значения ω и $\omega_{нач}$, получим:

$$t_{np} = \frac{\pi}{2} \sqrt{\frac{m_1 + m_2}{c_2}}, \quad (10)$$

$$x_{np} = v_0 m_1 \sqrt{\frac{1}{c_2 (m_1 + m_2)}}. \quad (11)$$

Текущее значение ускорения (j) движения системы составит

$$j = \frac{d^2 x}{dt^2} = \frac{dv}{dt} = -\omega v_{нач} \sin(\omega t). \quad (12)$$

Текущее значение силы давления системы на опору:

$$F = (m_1 + m_2)(-j) = \omega m_1 v_0 \sin(\omega t). \quad (13)$$

В момент окончания деформации предельное отрицательное ускорение составит

$$j_{np} = j_{max} = -\omega v_{нач} \sin \frac{\pi}{2} = -\sqrt{\frac{c_2}{m_1 + m_2}} \cdot v \frac{m_1}{m_1 + m_2}. \quad (14)$$

Наибольшее значение силы при этом будет:

$$F_{max} = (m_1 + m_2)(-j) = v_0 m_1 \sqrt{\frac{c_2}{m_1 + m_2}}. \quad (15)$$

Таким образом, представленный материал позволяет количественно оценить зависимость основных характеристик динамического нагружения формовочной смеси, а значит, и степень ее уплотнения, от параметров встряхивающего механизма формовочной машины (массы соударения частей и их жесткости). Изменяя эти параметры, можно в значительной мере менять характер и степень силового динамического воздействия на формовочную смесь. Так, например, если уменьшить жесткость воспринимающего удар тела в два раза, то круговая частота собственных колебаний системы будет составлять

$$\omega' = \frac{\omega}{\sqrt{2}}$$

и в связи с этим предельное время соударения $t'_{np} = \sqrt{2} t_{np} = 1,41 t_{np}$;

максимальное ускорение

$$x'_{np} = \sqrt{2} x_{np} = 1,41 x_{np};$$

максимальное ускорение

$$j'_{max} = \frac{j}{\sqrt{2}} = 0,71 j_{max};$$

предельное значение силы

$$F'_{np} = \frac{F_{np}}{\sqrt{2}} = 0,71 F_{max}$$

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Орлов, Г. М. Напряженное состояние литейной формы при прессовании / Г. М. Орлов // Литейное производство. – 1971. – № 4. – С. 31–35.
2. Карпов, Ю. И. Напряженно-деформированное состояние формовочных смесей при динамическом нагружении / Ю. И. Карпов // Литейное производство. – 2001. – № 10. – С. 11.
3. Тимошенко, С. П. Колебания в инженерном деле / С. П. Тимошенко. – М.: Наука, 1967. – 230 с.

УДК 669.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-83-87

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МАРОК СТАЛЕЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Работа посвящена исследованию режимов сварки и термообработки разнородных сталей: низколегированных марганцевокремнистых и теплоустойчивых хромомолибденовых с целью обеспечения прочности сварного соединения в соответствии с требованиями действующих НТД. Для достижения поставленной цели были разработаны специальные процессы сварки, заключающиеся в изменении геометрии подготовки кромок сварных соединений и ужесточении допуска на температурные пределы термообработки. Представленные мероприятия позволяют обеспечить механические и эксплуатационные свойства сварных соединений на требуемом уровне.

Ключевые слова: сварка, термообработка, сталь, режим, механические свойства.

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

INVESTIGATION OF THE MUTUAL INFLUENCE OF WELDING TECHNOLOGY AND HEAT TREATMENT OF WELDED JOINTS MADE OF DISSIMILAR GRADES OF STEEL

Volgograd State Technical University

The work is devoted to the study of welding and heat treatment modes of dissimilar steels: low-alloyed manganese-silicon and heat-resistant chromium-molybdenum to ensure the strength of the welded joint in accordance with the requirements of the current NTD. To achieve this goal, special welding processes were developed, which consist in changing the geometry of the preparation of the edges of the welded joints and tightening the tolerance for the temperature limits of heat treatment. The presented measures make it possible to ensure the mechanical and operational properties of welded joints at the required level.

Keywords: welding, heat treatment, steel, mode, mechanical properties.

В отрасли нефте-, газохимического машиностроения сварка разнородных сталей является одной из наиболее часто возникающих задач. Как правило, к корпусам аппаратов, изготовленных из дорогостоящих теплоустойчивых сталей, имеется необходимость приварки вспомогательных конструкций: опор, кронштейнов для крепления площадок обслуживания и трубопроводов и т. д. Изготовление перечисленных вспомогательных узлов и конструкций из теплоустойчивых сталей является нерациональным по ряду причин: во-первых, применение дорогостоящих материалов для вспомогательных конструкций экономически нецелесообразно, значительно повышается стоимость изготовления оборудования; во-вторых, особенность сварки теплоустойчивых сталей, обусловленная необходимостью снятия остаточных напряжений путем обязательной термической обработки для предотвращения образования трещин, приводит к необходимости ее выполнения на монтажной площадке после приварки к данным конструкциям изделий, для которых они предназначены (например, площадок обслуживания к кронштейнам). Таким образом, изготовление вспомогательных узлов и деталей в нефте-, газохимическом машиностроении происходит, как правило, из низколегированных или углеродистых конструкционных сталей.

Однако на основании п. 5.11.3 ГОСТ 34347-2017 сосуды и аппараты из теплоустойчивых сталей необходимо подвергать термической обработке после выполнения всех сварочных операций [1]. При этом термообработка должна проходить по режиму для теплоустойчивой части готового аппарата. В таких случаях сварное соединение и ОШЗ из разнородных сталей испытывают в процессе термообработки чрезмерную тепловую нагрузку, так как температура отпуска хромомолибденовой стали на 30–40 °С выше, чем для низколегированной марганцево-кремнистой стали. Данное обстоятельство может привести к снижению механических свойств сварного соединения и околошовной зоны ниже нормативных значений.

Учитывая описанные выше особенности сварки разнородных сталей в нефте-, газохимическом машиностроении подобные соединения преимущественно не используются, либо используются для ненагруженных конструкций, либо для узлов с незначительными значениями напряжений. В случае, когда конструктивные

или эксплуатационные особенности не позволяют избежать сварного соединения разнородных сталей (одной из которых является теплоустойчивая сталь), используют сварочные материалы, обеспечивающие получение аустенитных швов. Пластичный аустенитный шов позволяет снизить внутренние напряжения в зоне сварки и тем самым предотвратить образование холодных трещин.

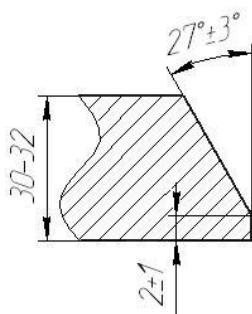
Однако современные тенденции ресурсосбережения диктуют жесткие условия для разработки конструкции оптимальной как с точки зрения надежности, так и с точки зрения экономической эффективности. Данное обстоятельство, в свою очередь, приводит к необходимости все более частого и широкого применения разнородных сварных соединений.

Таким образом, целью исследовательской работы являлся анализ взаимного влияния сварочной технологии и режимов термической обработки и подтверждение возможности использования подобранных режимов для комбинированных сварных соединений с гарантией сохранения механических свойств.

Исследования проводились на сварных соединениях из наиболее распространенных сочетаний разнородных марок сталей (09Г2С+12ХМ, 09Г2С+15Х5М, 12ХМ+15Х5М), заваренных ручной дуговой и автоматической сваркой под флюсом с последующей термообработкой по режиму высокого отпуска для теплоустойчивой стали.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи: подобраны специальные технологии сварки и термической обработки для изготовления образцов, на основе анализов результатов исследования дана оценка работоспособности по каждому из сварных образцов и дано обоснованное заключение о возможности применения технологий сварки и термообработки исследуемых сварных соединений.

Было изготовлено по четыре пластины из сталей 09Г2С-8 ГОСТ 5520-2017 производства ПАО «Северсталь», 12ХМ-3 ГОСТ 5520-2017 производства ПАО «Северсталь», 15Х5М ГОСТ 7350-77 производства ООО «Корпорация "Красный Октябрь"» размерами 350x150, толщиной 30 и 32 мм. Механическим способом была произведена разделка кромок на всех пластинах по длине 350 мм. Вид разделки кромок показан на рисунке ниже. Механические свойства исходных пластин представлены в табл. 1.



Вид разделки кромок

Произведена сборка образцов под ручную дугую сварку и автоматическую сварку для каждого сочетания материалов: 09Г2С+12ХМ, 09Г2С+15Х5М, 12ХМ+15Х5М.

Сварка образцов велась с предварительным подогревом и выдержкой межваликовой температуры в диапазоне 200–250 °С.

Выбор сварочных материалов произведен согласно требованию таблиц 8.1 и 8.2 СТО 00220368-011-2007 (см. табл. 2) [2].

Таблица 1

Механические свойства пластин

| Материал | Предел прочности σ_b , МПа | Ударная вязкость, кгс·м/см ² при +20°С | Твердость, НВ |
|----------------------|-----------------------------------|---|---------------|
| 09Г2С ГОСТ 5520-2017 | 510÷520 | 27,2; 28,9; 27,7 | 147÷158 |
| 12ХМ ГОСТ 5520-2017 | 490÷500 | 25,4; 27,7; 26,5 | 144÷160 |
| 15Х5М ГОСТ 7350-77 | 530÷545 | Исследования не проводились | 165÷179 |

Таблица 2

Сварочные материалы для сварки разнородных сталей

| Сочетание разнородных сталей | Сварочные материалы | |
|------------------------------|---------------------|----------------------------|
| | для РДС | для АФ сварки |
| 09Г2С+12ХМ | УОНИ 13/55 Ø 4 мм | Св-08ГА Ø 4 мм + АН-348А |
| 09Г2С+15Х5М | | |
| 12ХМ+15Х5М | ТМЛ-1у Ø 4 мм | Св-04Х2МА Ø 4 мм + АН-348А |

Режим ручной дуговой сварки для всех образцов составлял: $I_{св} = 150–170$ А; режим автоматической сварки под флюсом: $I_{св} = 450$ А; $U_d = 28–30$ В; $V_{св} = 20–24$ м/ч.

Все заваренные образцы были подвергнуты термоотдыху при температуре 300–350 °С с выдержкой 2,5–3 часа с замедленным охлаждением.

Ультразвуковая дефектоскопия сварных образцов [3], согласно требованиям СТО 00220256-005-2005, не выявила недопустимых дефектов.

После чего была проведена термообработка сварных образцов по режиму высокого отпуска более легированной стали (см. табл. 3). Основные параметры и режимы проведения послесварочной термообработки приняты в соответствии с требованиями СТО 00220368-017-2010 раздел 13 с дополнительными наложенными ограничениями в части температурного диапазона, находящимися в пределах температурных допусков согласно НТД [4].

Таблица 3

Режим термообработки образцов из разнородных сталей

| Сочетание разнородных сталей | Режим термообработки | | |
|------------------------------|--------------------------|----------------------------------|--|
| | температура выдержки, °С | время выдержки | охлаждение |
| 09Г2С+12ХМ | 680÷700 | Выдержка 2,5 мин на 1 мм толщины | В печи до температуры 300 ±С, далее на воздухе |
| 09Г2С+15Х5М | 740÷760 | | |
| 12ХМ+15Х5М | 740÷760 | | |

После термообработки образцы были подвергнуты УЗК, согласно п. 12 СТО 00220368-011-2007. Ультразвуковая дефектоскопия свар-

ного образца, согласно требованиям СТО 00220256-005-2005, не выявила недопустимых дефектов.

Механические испытания сварных образцов проводились по ГОСТ 6996-66. Результаты после выполнения послесварочной обработки механических испытаний сведены в табл. 4.

Таблица 4

Результаты механических испытаний образцов из разнородных сталей

| Марки стали | Вид сварки | Сварного соединения | | | Примечание |
|-------------|------------|--|---|------------------------------------|---------------------------|
| | | ударная вязкость, кгс·м/см ² при +20 °С, тип VI | угол загиба при α оправки 60 мм, ° | предел прочности, σ_b , МПа | |
| 09Г2С+12ХМ | Р | 30,0; 28,0; 30,0 | 120°, 120° | 466; 461 | Соотв. ГОСТ 34347-2017 |
| 09Г2С+12ХМ | Аф | 16,9; 16,0; 15,6 | 120°, 120° | 480; 475 | |
| 09Г2С+15Х5М | Р | 17,0; 17,9; 16,6 | 120°, 120° | 460; 460 | |
| 09Г2С+15Х5М | Аф | 26,9; 27,5; 27,4 | 120°, 120° | 470; 475 | |
| 12ХМ+15Х5М | Р | 27,5; 28,8; 30,0 | 120°, 120° | 451; 446 | |
| 12ХМ+15Х5М | Аф | 7,8; 7,6; 7,6 | 120°, 120° | 470; 475 | |

Результаты металлографических испытаний после выполнения послесварочной обработки сведены в табл. 5.

Таблица 5

Результаты металлографических испытаний сварных соединений из разнородных сталей

| Марки стали | Вид сварки | Вид исследования | | | | | | Примечание |
|-------------|------------|---------------------|---------|---------|---------|---------|-------------|---------------------------|
| | | замер твердости, НВ | | | | | микроанализ | |
| | | ОМ | ЗТВ | Св. шов | ЗТВ | ОМ | | |
| 09Г2С+12ХМ | Р | 128÷132 | 140÷147 | 134÷174 | 149÷159 | 133÷140 | Деф. нет | Соотв. ГОСТ 34347-2017 |
| 09Г2С+12ХМ | Аф | 126÷131 | 137÷156 | 131÷163 | 147÷187 | 134÷140 | Деф. нет | |
| 09Г2С+15Х5М | Р | 118÷119 | 114÷152 | 116÷149 | 143÷163 | 134÷143 | Деф. нет | |
| 09Г2С+15Х5М | Аф | 119÷120 | 118÷122 | 128÷156 | 140÷170 | 146÷152 | Деф. нет | |
| 12ХМ+15Х5М | Р | 126÷128 | 143÷159 | 152÷179 | 140-185 | 128÷133 | Деф. нет | |
| 12ХМ+15Х5М | Аф | 121÷128 | 163÷174 | 163÷179 | 163÷197 | 143÷147 | Деф. нет | |

Критерии оценки механических и металлографических свойств на основании требований ГОСТ 34347-2017 приведены в табл. 6. За отбраковочные признаки, исходя из эксплуатационных особенностей и требований безопасности, на основании требований таблицы 14 ГОСТ 34347-2017, были приняты [1]:

1. Предел прочности по менее легированному элементу, так как при расчете на прочность учитывается механика наиболее «слабого» элемента.

2. Твердость по более легированному элементу, так как теплоустойчивые стали склонны к образованию горячих трещин.

3. Ударная вязкость согласно требований таблицы 14 ГОСТ 34347-2017 имеет равные значения для данных классов сталей.

4. Минимальный угол изгиба по менее легированному элементу с целью подтверждения отсутствия холодных трещин.

Результаты проведенных исследований сварных образцов из разнородных сталей марок в сочетании 09Г2С+12ХМ, 09Г2С+15Х5М, 12ХМ+15Х5М, заваренных ручной дуговой сваркой и автоматической сваркой под флюсом свидетельствуют о соответствии механических свойств сварного соединения требованиям ГОСТ 34347-2017.

Подобранная специальная технология сварки с измененным углом раскрытия кромок: увеличенным до $27\pm 3^\circ$, вместо стандартных $25\pm 2^\circ$ согласно ГОСТ 5264-80 для ручной дуговой сварки по типу С17 и уменьшенным до $27\pm 3^\circ$, вместо стандартных $30\pm 3^\circ$ согласно ГОСТ 8713-79 для автоматической сварки по типу С18, С21. При автоматической сварке, при которой имеют место максимальные тепловложения в металл шва и околошовную зону, уменьшенный угол раскрытия позволил снизить тепловложения, что положительно сказа-

лось на получении оптимальных значений твердости. При ручной дуговой сварке, при которой удельное значение тепловложений в металл шва и околошовную зону значительно ниже, чем при автоматической, увеличение угла раскрытия кромок позволило увеличить поверхность, доступную для оптимального проплавления, что

также снизило удельные тепловложения при обеспечении надлежащего качества сварного соединения. Одновременно, данная технология позволила избежать образования трещин и дефектов в сварном шве, что подтвердилось результатами проведенной УЗД сварных швов до и после термической обработки образцов.

Таблица 6

Отбраковочные признаки сварных соединений

| Марки стали | Твердость, НВ, не более | Ударная вязкость, кгс·м/см ² при +20 °С, тип VI, не менее | Угол загиба при α оправки 60 мм, °, не менее | Предел прочности σ_b , МПа |
|-------------|-------------------------|--|---|-----------------------------------|
| 09Г2С+12ХМ | 240 | 5,0 | 60° | 460–630 |
| 09Г2С+15Х5М | 240 | 5,0 | 60° | 460–630 |
| 12ХМ+15Х5М | 240 | 5,0 | 40° | 430–550 |

Также специально подобранные режимы термической обработки, заключающиеся в ужесточении допуска на температурные пределы термообработки со стандартных ± 20 °С (согласно СТО 00220368-017-2010 табл. 13.1 температура отпуска для стали 12ХМ составляет 670–710 °С); до ± 10 °С позволили провести термообработку, обеспечивающую одновременно снятие остаточных послесварочных напряжений, что подтверждается полученными значениями твердости и удовлетворительными результатами УЗД, и сохранение требуемых механических свойств как на низколегированной, так и на теплоустойчивой стали. Для образцов, прошедших термическую обработку по режимам стали 15Х5М, температурные пределы термообработки были приняты по табл. 13.3 СТО 00220368-017-2010 и составляли также ± 10 °С.

Таким образом, экспериментальным путем была подтверждена возможность использования специальных режимов термической обработки, принятой по теплоустойчивой стали и сварочной технологии для комбинированных

сварных соединений без снижения механических свойств сварного соединения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- ГОСТ 34347-2017. Сосуды и аппараты стальные сварные. Общие технические условия : межгосударственный стандарт : дата введения 2018–08–01. – Текст : электронный // NormaCS : справочная нормативная система. – Текст : электронный.
- СТО 00220368-011-2007. Сварка разнородных соединений сосудов, аппаратов и трубопроводов из углеродистых, низколегированных, теплоустойчивых, высоколегированных сталей и сплавов на железоникелевой и никелевой основах : стандарт организации : дата введения 2008–01–29. – Текст : электронный // NormaCS : справочная нормативная система. – Текст : электронный.
- СТО 00220256-005-2005. Швы стыковых, угловых и тавровых сварных соединений сосудов и аппаратов, работающих под давлением. Методика ультразвукового контроля : стандарт организации : дата введения 2006–04–11. – Текст : электронный // NormaCS : справочная нормативная система. – Текст : электронный.
- СТО 00220368-017-2010. Сварка сосудов, аппаратов и трубопроводов из теплоустойчивых сталей : стандарт организации : дата введения 2011–02–07. – Текст : электронный // NormaCS : справочная нормативная система. – Текст : электронный.

УДК 621.74.002.6:669.715

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-87-91

В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, Н. Ю. Мирошкин, Д. А. Филатов

ПРИМЕНЕНИЕ ОМЕДНЕННЫХ СФЕР ПЕНОПОЛИСТЕРОЛА В ЛИТЕЙНЫХ ИЗДЕЛИЯХ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Приведена технологическая схема получения экспериментального пеноалюминиевого материала с зафиксированным расположением закрытых пор внутри отливки. В качестве порообразователя применяли гранулы пенополистирола, на поверхность которых несколькими способами нанесено медное гальваническое покрытие.

Ключевые слова: пористая отливка, меднение, термодеструкция, литье.

V. A. Gulevsky, S. N. Tsurikhin, N. Yu. Miroshkin, D. A. Filatov

APPLICATION OF COPPERED POLYSTYRENE SPHERES IN CASTING PRODUCTS

Volgograd State Technical University

A technological scheme for obtaining an experimental foam aluminum material with a fixed arrangement of closed pores inside the casting is presented. As a blowing agent, polystyrene foam granules were used on the surface of which a copper galvanic coating was applied in several ways.

Keywords: porous casting, copper plating, thermal destruction, casting.

Расположения сферических пор в пенометалле алюминиевой матрицы – это достижение изотропии механических свойств (прочности получаемого композита). Так, при хаотичном расположении (произвольном) сферических пор наблюдается минимальная плотность образца, и это влияет на неравномерное распределение в нем прочности. Максимальная прочность в пенометалле достигается при расположении сферических пор в пространстве в форме гексагональных плотноупакованных рядов [1]. Из литературных данных известно, что такое строение веществ обладает наибольшей плотностью [2, 3].

Трехмерная изотропная структура, образуемая гексагональной конфигурацией расположения сферических пор в матрице пенокомпозита, дает условный контакт с двенадцатью окружающими ее сферами (медные), в отличие от шести контактов при кубическом расположении; при этом незаполненное пространство образует проходное сечение – перемычки, для заливки алюминия и получения вторичного алюминиево-проволочно-медного каркаса в пе-

ноподобном композите, что, соответственно, увеличивает уровень сопротивляемости смятию и разрушению конструкции.

Получение расположения сфер при хаотичной, кубической или гексагональной укладке достигается в большинстве случаев за счет вибрации сфер в приготовленной модели будущего изделия и подразумевает их расположение на расстоянии друг от друга при $t = 2R$ мм [4–5]. Увеличение этого расстояния приводит к проблеме закрепления сфер в неизменном положении при пропитке (заливке) их расплавленным металлом.

Одним из путей решения является фиксирование сфер в стационарном положении за счет их крепления металлической или другой по составу проволокой.

Целью данной работы является получение расчетного и заданного расположения омедненных сфер в литейных изделиях.

Шихтовым материалом для изготовления экспериментальной пористой отливки служил сплав АК7 ГОСТ 1583-93 (его состав приведен в таблице ниже).

Химический состав используемого матричного сплава

| Содержание элементов, ат. % | | | | | | | | |
|-----------------------------|--------|-----|---------|--------|--------|---------|--------|-----------|
| | Fe | Si | Mn | Ni | Cu | Mg | Zn | Al |
| АК7 | до 1,3 | 6-8 | 0,2-0,6 | до 0,3 | до 1,5 | 0,2-0,5 | до 0,5 | остальное |

В качестве порообразователя использовали сферы пенополистирола (ППС) диаметром 4 мм, на поверхность которых гальваническим способом было нанесено медное покрытие. Для этого на поверхность гранул ППС необходимо было нанести токопроводящее покрытие, в качестве которого использовали графитовый порошок. Использовали несколько способов исполнения данного покрытия. Для исключения всплытия гранул ППС в электролите и передачи через них электрического тока, поскольку пенополистирол является диэлектриком, необходимым элементом гальванической ванны служила подвеска. В качестве подвески исполь-

зовали медную проволоку сечением 0,3 мм. Данную проволоку пропускали через гранулы ППС и фиксировали ее на анодную штангу.

В первом случае применяли клеевую основу и порошок графита. Поверхность гранул обрабатывали клеем, обсыпали графитовым порошком и сушили не менее 12 часов на открытом воздухе при температуре 20–25 °С. Затем гранулы с таким токопроводящим слоем отправлялись в гальваническую ванну для технологической операции омеднения. Для нанесения гальванического покрытия использовали медный сернокислый электролит, состоящий из сульфата меди, серной кислоты и спирта. Ре-

жим работы ванны омеднения: температура электролита 20–25 °С; сила тока 1 А; время выдержки 40–60 минут; в качестве анода выступала медная пластина. После нанесения гальванического слоя гранулы промывали в холодной воде и сушили.

Второй способ нанесения токопроводящего слоя исключает использование клея. Гранулы и порошок графита засыпали в «шейкер» (или миксер) и перемешивали в течение одной минуты. Затем подготовленные гранулы отправляли на омеднение. Состав электролита не меняли. Изменился режим работы ванны, время выдержки составило 90 минут, температура электролита – 20–25 °С; силу тока вначале устанавливали на 0,5 А, а затем повышали до 1 А через 40 минут от начала процесса гальванизации. По истечении 90 минут гранулы извлекали из гальванической ванны и промывали в холодной воде.

Второй способ – менее трудоемкий, чем первый; он не требует соблюдения жестких временных рамок (полимеризация клея); сохраняет точную геометрическую форму гранул, но более требователен к режиму нанесения покрытия. Было установлено, что покрытия, полученные с применением клея, обладают хрупкостью; при этом гранулы, полученные вторым способом, более пластичны. Пропускание медной проволоки через гранулы ППС (рис. 1) позволяет, не нарушая формы, отделить их от подвески.

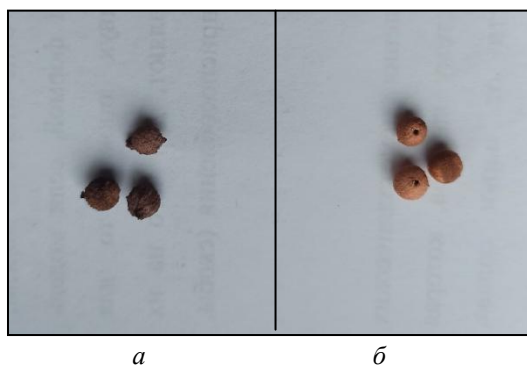


Рис. 1. Гранулы ППС после удаления их с подвески: *а* – гранулы, полученные с применением клея; *б* – гранулы полученные без клея

За счет специфики литейного процесса получения пенометалла [6], а именно, течения металла по каналам литниковой системы, при заполнении жидким металлом сферических пор, имеющих недостаточную массу, существует вероятность их сноса от занимаемого положе-

ния. Это исключает и усложняет возможность конструирования различных форм моделей будущих изделий. Решением данной проблемы является фиксирование порообразующих сфер внутри литейной формы, в качестве чего могут выступать сетка или проволока, пропущенная через гранулы (рис. 2.)

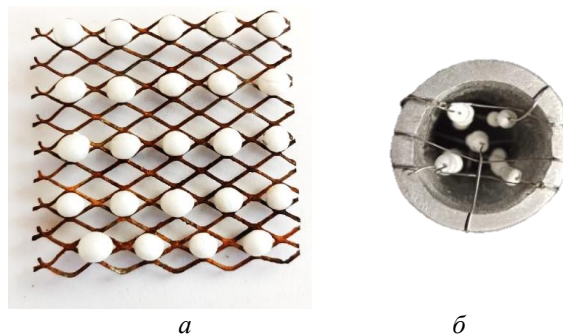


Рис. 2. Фиксирование гранул ППС на сетке (*а*) и на проволоке (*б*)

Гранулы ППС без покрытия являются упругим материалом, но после гальванического омеднения теряют это свойство, что делает фиксирование на сетке невозможным без нарушения их геометрии. Использование проволоки позволяет получить нити (цепочки, бусы) из металлизированных гранул, при этом возможно располагать сферы на заданном расстоянии (рис. 3) и конструировать различные варианты расположения внутри будущей отливки.

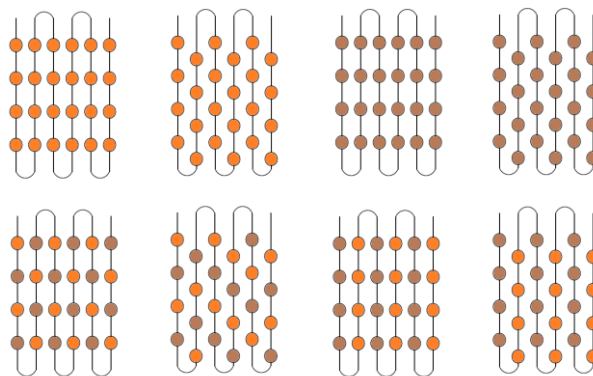


Рис. 3. Варианты нити гранул с заданным шагом и различными способами чередования, где светлые сферы – пластичные, а темные – хрупкие

Расположение нити с порообразователем при размещении формирует строгое расположение сферических полостей. Также данный способ фиксирования позволяет создавать «армирующий» каркас из различного сечения и разных материалов проволоки. Например,

в продольном сечении отливки использовать нити порообразующих гранул, зафиксированных на латунной (медной, стальной и т. д.) проволоке сечением 0,5 мм, а в поперечном – титановую сечением 0,7 мм. Это дает возможность

правильно армировать отливку каркасом, исключить смещение гранул во время заливки формы металлом и прогнозировать (регулировать) ее механические свойства в продольном и поперечном направлениях.

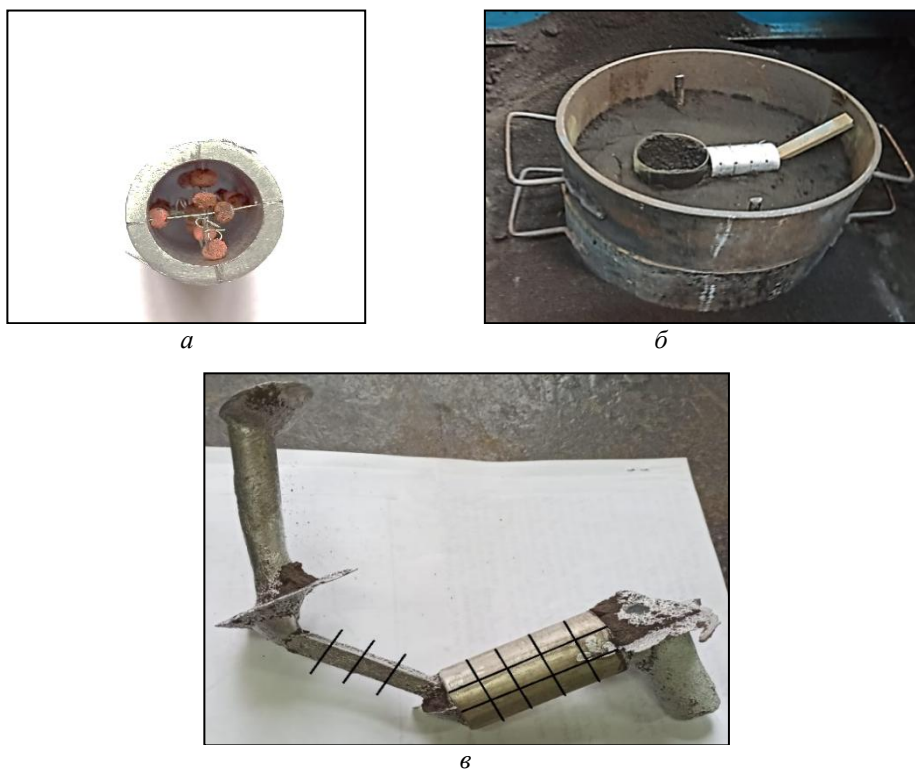


Рис. 4. Получение пористой отливки в песчано-глинистой смеси:
а – размещение гранул в полый модели отливки; б – формовка модели; в – полученная отливка

Для получения пористой отливки использовали песчано-глинистую форму (рис. 4) и форму, выполненную из графита. При литье в песчано-глинистую смесь в качестве модели использовали алюминиевую трубку (рис. 4, а), в которой фиксировались омедненные гранулы ППС.

Во время заливки формы сплавом АК7 была выявлена термодеструкция гранул пенополистирола под гальваническим покрытием. В ходе изучения внутренней структуры отливки были выявлены дефекты, такие как непроливы (рис. 5), трещины и пористость. Для исключения данных дефектов было принято решение провести термодеструкцию омедненных порообразующих сфер до заливки формы металлом.

Чтобы определить оптимальную температуру выгорания ППС без разрушения медного покрытия, была проведена серия экспериментов, в которых покрытые медью гранулы помещали в печь с температурой от 250 до 500 °С, шагом 50 °С и выдержкой 60 с при каждой температуре. При этом омедненные гранулы подвергались как плавному нагреву в печи (от 0 до 500 °С), так и помещались в уже нагретую печь. В ходе эксперимента установлено, что в течение 60 с в диапазоне температур от 250–500 °С выгорание ППС не вызывает разрушения омедненной поверхности. Способ нанесе-



Рис. 5. Дефект отливки

ния медного покрытия также не показал отрицательных результатов.

Вторая заливка отличалась тем, что в модель устанавливались и крепились пустотелые медные оболочки. Это позволило исключить дефекты в виде дополнительных пор и трещин; однако остались непроливы металла. Данный

дефект говорит о необходимости подогрева заливаемой формы. Подогревать песчано-глинистую форму сложно (предварительная подготовка оказалась эффективней), и в лаборатории оказалось невозможно. Для решения этой проблемы была изготовлена многоразовая графитовая форма (рис. 6, а).



а



б

Рис. 6. Графитовая полуформа с расположенными нитями омедненных гранул: а – графитовая форма; б – полученная отливка с закрытыми порами

Использование данной формы позволяет закрепить омедненные гранулы внутри каналов, заполняемых металлом. Нагревали форму в песчаной засыпке, что позволило равномерно разогреть форму до необходимой температуры и гранулы ППС до заливки формы металлом.

В частях отливки, где были расположены полые сферы, вышеупомянутые дефекты не обнаружены. На (рис. 6, б) представлена отливка с размеченными участками, содержащими соответственно нить омедненных полых сфер с рассчитанным шагом между собой и имеющими различную степень взаимодействия поверхности омеднения с заливаемым сплавом алюминия.

Для сравнения плотности металла была изготовлена отливка по аналогичной технологии из сплава АК7. Плотность исследуемого участка отливок составила 2620 кг/м^3 у стандартной отливки, а плотность экспериментального пеноалюминия $1781,6 \text{ кг/м}^3$.

Таким образом, разработанная экспериментальная технология подтвердила свою работоспособность и позволила осуществить техноло-

гический процесс получения пеноалюминия литейным методом, без смещения порообразующего материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. 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 // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (230) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Металлургия»). – С. 38–40.
2. Kováčik, J. (2006). Correlation between poisson's ratio and porosity in porous materials. *Journal of Materials Science*, 41(4), 1247–1249. doi:10.1007/s10853-005-4237-0
3. Yuan, G., Li, Y., Zhou, X., & Hu, L. (2021). Preparation of complex shaped aluminum foam by a novel casting-foaming method. *Materials Letters*, 293 doi:10.1016/j.matlet.2021.129673
4. Radkovský, F., Merta, V., & Obzina, T. (2021). Design of proven technology of metal foam and porous metal casting production. *Archives of Foundry Engineering*, 21(1), 125–131. doi:10.24425/afe.2021.136088
5. Слоэн, Н. Дж. А. Упаковка шаров / Н. Дж. А. Слоэн // В мире науки: Scientific American. Издание на русском языке. – 1984. – № 3. – С. 72–82.
6. Исследование пенометалла с пропиткой медного каркаса алюминием / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, С. В. Барабанов, Н. А. Кидалов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2019. – Т. 17, № 5. – 195–197.

УДК 621.045

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-7-254-92-95

*Н. И. Габельченко, В. Ф. Жаркова, Н. П. Жильцов, А. А. Белов***ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИСТЕМЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ
ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ (СКМ ЛП) «ПОЛИГОНСОФТ» ВЕРСИИ 20.0*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mitlp@vstu.ru

Рассматривалась возможность использования системы компьютерного моделирования литейных процессов «ПолигонСофт» для создания и оптимизации литейной технологии.

Ключевые слова: моделирование, литейные процессы, литейные технологии, отливка, литниковая система.

*N. I. Gabelchenko, V. F. Zharkova, N. P. Zhiltsov, A. A. Belov***USING THE SYSTEM OF COMPUTER MODELING OF FOUNDRY
PROCESSES (SCM LP) POLYGONSOFT VERSION 20.0****Volgograd State Technical University**

The possibility of using the Polygonsoft computer modeling system for casting processes to create and optimize casting technology was considered.

Keywords: modeling, casting processes, casting technologies, casting, gating system.

Введение

Разработка технологии изготовления отливок – это сложный процесс, требующий от технолога глубоких знаний и опыта. Среди важных факторов, влияющих на качество изготавливаемой отливки следует выделить состояние и состав расплавленного металла, состав формовочной смеси и способ формообразования, температуру расплава и формы во время заливки, скорость заливки и скорость отвода тепла во время кристаллизации, расположение отливки в форме и способ подвода металла в форме. Отработка литейной технологии – это процесс, требующий временных и материальных затрат. На этой стадии брак отливок может достигать 70 %. Применение систем компьютерного моделирования литейных процессов позволяет найти решение для всех проблем, касающихся технологии получения качественной отливки.

В настоящее время в мире насчитывается более десятка систем моделирования литейных процессов (САМ ЛП). Наибольшей популярностью пользуются такие программы, как Magma и WinCast (Германия), американские Procast SolidCast, CastCAE (Финляндия), «Полигон» и LVMFlow (Россия).

Система компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «ПолигонСофт» – это профессиональный инструмент для создания и оптимизации литейной технологии.

Программа «ПолигонСофт» давно исполь-

зуется отечественными производителями литейной продукции и смогла завоевать популярность и уважение среди многих промышленных предприятий.

Вычислительное ядро «ПолигонСофт» состоит из трех решателей: гидродинамического, теплового и напряжений. В «ПолигонСофт» можно моделировать практически все литейные технологии:

- литье в песчаную форму с любым связующим;
- литье в кокиль (в том числе охлаждаемый или подогреваемый);
- литье по выплавляемым моделям;
- литье в вакууме (в том числе все виды направленной кристаллизации);
- литье по процессу вакуумно-пленочной формовки;
- литье под высоким и низким давлением;
- центробежное литье;
- непрерывное литье и др.

В 2020 году вышла версия 20,0, которая несколько отличается от предыдущих версий.

В СКМ ЛП «ПолигонСофт» прекращена поддержка прямых методов расчета в решателе «Фурье». Модуль «Оптима», который использовался для подготовки модели к расчету прямым методом, исключен из состава СКМ ЛП «ПолигонСофт». Модуль «Слайд» устарел и исключен из состава СКМ ЛП «ПолигонСофт».

© Габельченко Н. И., Жаркова В. Ф., Жильцов Н. П., Белов А. А., 2021

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

«ПолигонСофт» работает на базе метода конечных элементов и выполняет анализ заполнения, кристаллизации и напряжений для большинства литейных технологий и любых сплавов.

Работу в программе можно условно разделить на три модуля:

1. Модуль подготовки.
2. Модуль расчета.
3. Модуль анализа полученных результатов.

В программе используется метод конечных элементов, который позволяет выявить и исправить даже незначительные дефекты геометрии отливки. Использование МКЭ дает возможность с высокой точностью прогнозировать появление усадочной пористости и остаточных напряжений.

Исходная модель должна быть спроектирована в одной из CAD-систем. В подготовленную модель, в зависимости от разработанной технологии изготовления отливки, должны входить модели отливки, литниковой системы, холодильников, формы. На основе подготовленной модели строится сеточная модель в сеточном генераторе Salome (Франция), который поставляется вместе с программным обеспечением «ПолигонСофт». Данный генератор сеток

позволяет с минимальными усилиями получить 3D-сетку переменного размера на группе тел. Это открытая платформа, полностью русифицированная. Для работы в Salome модель из любой Cad-системы импортируется в формате step.

Работу с моделью в сеточном генераторе можно разделить на два этапа:

1. Подготовка геометрии модели к созданию сетки.
2. Построение сетки.

В версии «ПолигонСофт» 20.0 первый этап выполняется практически в автоматическом режиме. Проверка геометрии и качество модели производится при загрузке ее в Salome. Разделение тел производится также автоматически. Таким образом, если модель в Cad-системе спроектирована без ошибок, практически сразу после загрузки в Salome можно приступать к построению сетки (рис. 1).

После построения объемной сетки файл сохраняется в *.med.

В модуле «Мастер» можно проверить качество сетки. После ориентирования модели в пространстве и присвоения объемов вводятся параметры расчета, используя шаблоны технологических процессов.

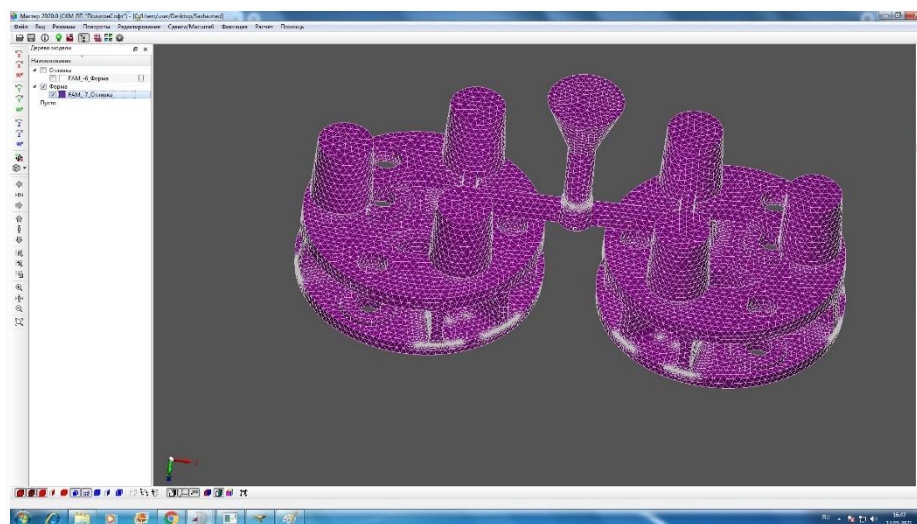


Рис. 1. Сеточная модель

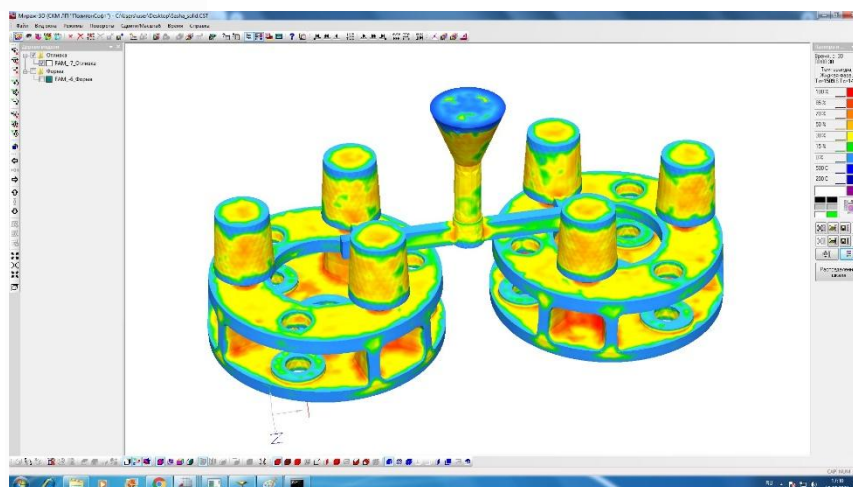
В версии «ПолигонСофт» 20.0 в меню «Файл» появилась новая команда «Добавить геометрию...», которая позволяет импортировать модели из других файлов геометрии (*.G3D) и добавлять к текущей модели. Также в меню «Файл» добавлен пункт «Недавние файлы» со списком ранее открытых файлов геометрии.

После того как определены типы тел, заданы материалы формы и все параметры теплопередач и ориентирования модели в пространстве, запускается расчет в виде консольного приложения.

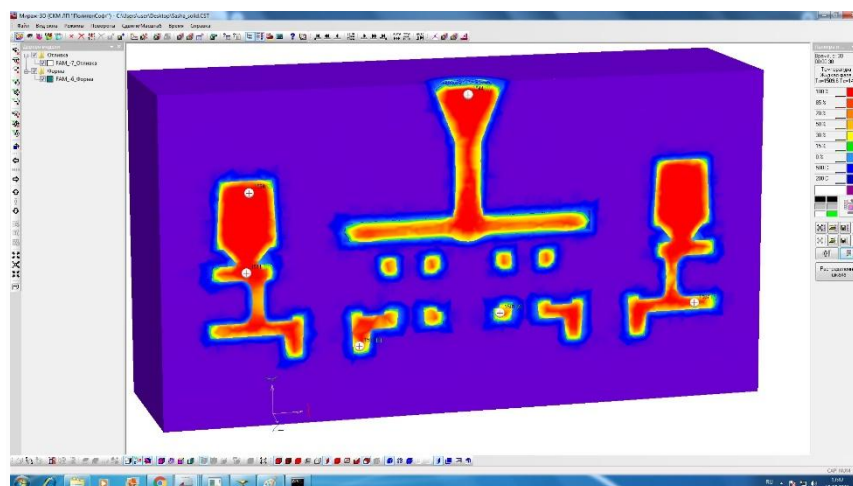
В процессе выполнения расчета можно наблюдать в постпроцессоре «Мираж 3-d» как изменяются температура и пористость; как

проходят процессы гидродинамики; наблюдать за деформацией.

Наблюдать изменение параметров можно в любой точке отливки (рис. 2, 3).



a



б

Рис. 2. Распределение температур через 30с после заливки:
a – на поверхности отливки; *б* – в сечении отливки

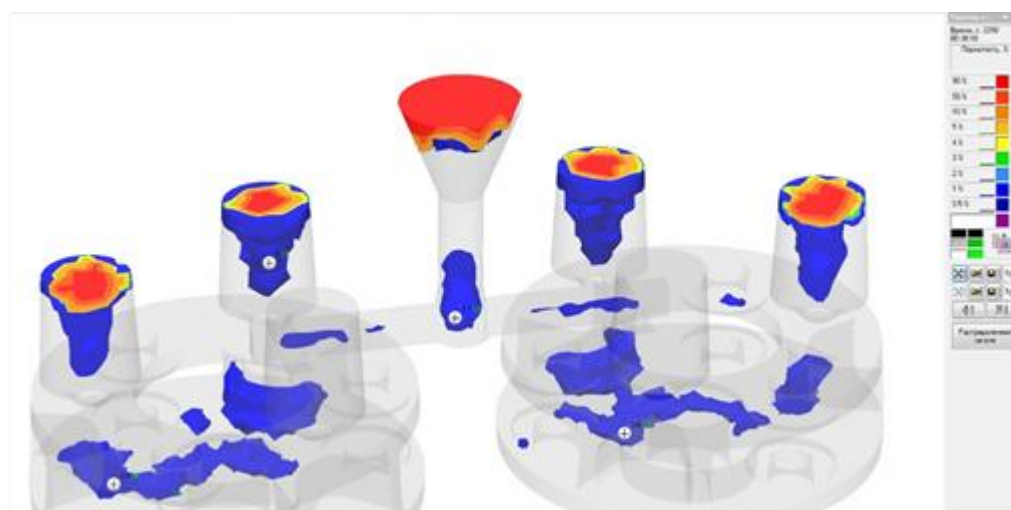


Рис. 3. Распределение пористости после охлаждения

После окончания расчета можно сделать вывод об эффективности предложенной технологии, при необходимости внося изменения в конструкцию и размеры литниковой системы.

Вывод

Применение системы компьютерного моделирования литейных процессов «Полигон-Софт» позволяет до изготовления модельной оснастки, на стадии разработки технологического процесса, провести корректировку предложенной литниково-питающей системы и су-

щественно сократить время на опытную отработку технологии изготовления отливки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Монастырский, В. П.* Моделирование образования макропористости и усадочной раковины в отливке / В. П. Монастырский // Литейщик России. – 2011. – № 10. – С. 16–21.
2. *Глуспенко, С. Ф.* Исследование возможностей проектирования литейных процессов в программе «Полигон» / С. Ф. Глуспенко, А. Клякин // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. – 2011. – С. 139–140.

Ответственный за выпуск редактор РИО
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)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Темплан 20201 г. Поз. № 9ж. Дата выхода в свет 223.07.2021 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,16. Уч.-изд. л.
11,61. Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 435.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.
Отпечатано в типографии Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

В научном журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Металлургия», публикуются статьи, посвященные современным технологическим процессам металлургии, сварки, литейного и прокатного производств, особенностям изменения структуры, физико-механических и служебных свойств традиционных и новых материалов.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Диск должен быть вложен в отдельный конверт с указанием на этикетке фамилий авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, где работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Рекомендуемые: объем статьи 8–10 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b* и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной-двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail); документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.