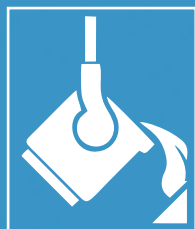


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия

Металлургия

16+

№ 7 (302)

2025

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук,
советник при ректорате 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
Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доц. ВолгГТУ
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., чл.-корр. РАН, 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., чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ
Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)
Пай В. В., д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)
Пустовойт В. Н., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону, Россия)
Русинов В. Л., чл.-корр. РАН, Химико-технологический институт Уральского федерального университета (ХТИ УрФУ, г. Екатеринбург, Россия)
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., МАИ – Российский государственный технологический университет им. К. Э. Циолковского (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)

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.

Захаров И. Н., д.т.н., доц.

Гуревич Л.М., д.т.н., доц.

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

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

Тел.: 8 (8442) 24-80-91

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.

Индекс журнала
по объединенному каталогу
«Пресса России» – 80811
[https://www.pressa-
rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

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 (302)
Июль
2025

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: ianovakov@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry, Advisor in the Rector's Office 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

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

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., Corresponding Member of RAS, 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)

Navrotsky A. V., Corresponding Member of RAS, 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)

Pustovoyt 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)

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., "MAI Russian State Technological University named after K. E. Tsiolkovsky" (Moscow, Russia)

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

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

SERIES
«METALLURGY»

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

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

Editorial board:

Chairman

Kidalov N. A.,

D. Sc. (Engineering), Prof.

Lysak V. I., Academician of RAS,

Honored Scientist of the Russian

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

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

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

Honored Scientist of the Russian

Federation, Prof., (Don State

Technical University, Rostov-on-Don)

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.

Zakharov I. N., D. Sc. (Engineering), Associate 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)

Tel.: 8 (8442) 24-80-91

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed
by subscription.

Index of the magazine according
to the united catalog

«Press of Russia» – 80811.

[https://www.pressa-](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

[rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

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 (302)
July
2025

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: ianovakov@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

- Агеев Е. В. 19
Агеева А. Е. 46, 67
Агеева Е. В. 46
Адамова А. С. 72
Безмогорычный М. Д. 72
Белов А. А. 37, 72
Белова Н. В. 37
Бондарева О. П. 55, 81
Буравов Б. А. 37
Вахидов У. Ш. 36
Волощенко В. В. 40
Габельченко Н. И. 40, 59
Гарькавый Н. С. 63
Грачев И. А. 96
Гребнев Д. Ю. 59, 84
Гребнев Ю. В. 63, 76, 84
Гулевский В. А. 88
Гурьев В. А. 84
Дроздов А. В. 14
Ермишкин И. Д. 76
Жаркова В. Ф. 63, 76, 84
Зюбан Н. А. 14
Карпова Е. Ю. 40, 59
Кидалов Н. А. 37, 72
Кириличев М. В. 14
Кленов Д. М. 93
Козлов Р. А. 30
Крохалев А. В. 7
Кругляков О. В. 67
Крючков О. Б. 96
Кувакин В. С. 88
Кузьмин С. В. 7
Лебедев А. И. 93
Леушин И. О. 26
Лысак В. И. 7
Маленко П. И. 96
Мирошкин Н. Ю. 88
Михалкина И. В. 30
Новиков Е. П. 19
Переверзев А. С. 67
Переверзев В. О. 19
Поляк С. Р. 37, 72
Россеин Д. В. 7
Руцкий Д. В. 14
Рябова Л. И. 26
Сабельников Б. Н. 46
Савинов А. С. 30
Салфетников Р. В. 59
Седов Д. Э. 55, 81
Седов Э. В. 55, 81
Сенцов К. И. 88
Снеговой А. Д. 93
Субботин А. Ю. 26
Сулицин А. В. 30
Тужиков О. О. 7
Феоктистов Н. А. 30
Фролов Д. Е. 40
Харламов В. О. 7
Хорьякова Н. М. 46
Цурихин С. Н. 93
Черников Д. Р. 7
Чубуков М. Ю. 14
Шиляев А. А. 26
Ярда А. В. 96

СОДЕРЖАНИЕ

Часть I. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Крохалев А. В., Черников Д. Р., Россеин Д. В., Харламов В. О., Тужиков О. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Фазовый состав и водородная емкость материалов системы «титан-железо», полученных взрывным прессованием и спеканием.....	7
<i>Дроздов А. В., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В., Чубуков М. Ю.</i> Влияние технологии выплавки и внепечной обработки подшипниковой стали на образование и состав неметаллических включений.....	14

Часть II. ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

<i>Агеев Е. В., Новиков Е. П., Переверзев В. О.</i> Исследование параметров формы титановых порошков, полученных для аддитивных машин электроэрозионным диспергированием металлоотходов сплава от4 в воде.....	19
<i>Леушин И. О., Рябова Л. И., Вахидов У. Ш., Субботин А. Ю., Шияев А. А.</i> Применение материала изношенных автомобильных шин для науглероживания синтетического чугуна индукционной выплавки.....	26
<i>Савинов А. С., Феоктистов Н. А., Михалкина И. В., Сулицин А. В., Козлов Р. А.</i> Предотвращение горячих трещин крупногабаритного литья.....	30
<i>Кидалов Н. А., Белова Н. В., Белов А. А., Буравов Б. А., Поляк С. Р.</i> Исследование влияния гидроксисиликата магния на свойства песчано-жидкостекольных смесей.....	37
<i>Габельченко Н. И., Карпова Е. Ю., Фролов Д. Е., Волощенко В. В.</i> Разработка состава чугуна для улучшения структуры, свойств и увеличения толщины отбеленного слоя кулачков распределительного вала.....	40
<i>Агеева Е. В., Хорькова Н. М., Сабельников Б. Н., Агеева А. Е.</i> Оптимизация процесса изготовления безвольфрамового твердого сплава путем искрового плазменного спекания порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов сплава ТН20 в воде.....	46
<i>Бондарева О. П., Седов Э. В., Седов Д. Э.</i> Исследование влияния термического цикла сварки на структуру и механические свойства стали 08Х22Н6Т.....	55
<i>Гребнев Д. Ю., Габельченко Н. И., Карпова Е. Ю., Салфетников Р. В.</i> Упрочнение поверхности отливок в процессе литья по газифицируемым моделям.....	59
<i>Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Гарькавый Н. С.</i> Устранение брака отливки «скоба прицепная».....	63
<i>Переверзев А. С., Кругляков О. В., Агеева А. Е.</i> Размерные характеристики медьсодержащего порошка, полученного электродиспергированием металлоотходов сплава БрО5С25.....	67
<i>Кидалов Н. А., Адамова А. С., Безмогорычный М. Д., Белов А. А., Поляк С. Р.</i> Исследование влияния ультразвуковой обработки бентонитовой суспензии на свойства песчано-глинистых смесей.....	72
<i>Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Ермишкин И. Д.</i> Совершенствование процесса изготовления биметаллического прокатного вала с использованием СКМ ЛП «ПолигонСофт».....	76

<i>Бондарева О. П., Седов Э. В., Седов Д. Э.</i>	
Исследование структуры и свойств опытных плавок стали типа 02X17Г8НЗ.....	81
<i>Гурьев В. А., Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Гребнев Д. Ю.</i>	
Лазерная обработка отливок из серого чугуна.....	84
<i>Мирошкин Н. Ю., Гулевский В. А., Кувакин В. С., Сенцов К. И.</i>	
Повышение заполнения открытых пор углеграфитового каркаса расплавом МФ-9.....	88
 Часть III. ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ	
<i>Цурихин С. Н., Лебедев А. И., Снеговой А. Д., Кленов Д. М.</i>	
Восстановление корпуса плашек превенторов нефтяного оборудования электрошлаковым литьем.....	93
<i>Крючков О. Б., Маленко П. И., Ярда А. В., Грачев И. А.</i>	
Влияние материала и массы холодных слитков на параметры их нагрева под ковку.....	96

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 546.3-19'72'821'11'171.1
DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-7-13

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

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ВОДОРОДНАЯ ЕМКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ «ТИТАН-ЖЕЛЕЗО», ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ И СПЕКАНИЕМ

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

Рассмотрены основные особенности структуры и фазового состава материалов системы Fe-Ti с повышенным содержанием титана, перспективных для хранения водорода. Определены их водородсорбционные свойства. Показано, что увеличение содержания в структуре подобных материалов β -Ti и Ti_2Fe сопровождается существенным увеличением поглощения водорода при первичном гидрировании. Установлено, что обратимость процесса их гидрирования сохраняется до содержаний титана, не превышающих 67 ат.%.
Ключевые слова: железо, титан, водород-аккумулирующий интерметаллид, фазовый состав, водородная емкость при первичном гидрировании

*A. V. Krokhaliev, D. R. Chernikov, D. V. Rossein, V. O. Kharlamov
O. O. Tuzhikov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

PHASE COMPOSITION AND HYDROGEN CAPACITY OF TITANIUM-IRON SYSTEM MATERIALS OBTAINED BY EXPLOSIVE PRESSING AND SINTERING

Volgograd State Technical University

The main features of the structure and phase composition of materials of the Fe-Ti system with increased titanium content, promising for hydrogen storage, are considered. Their hydrogen sorption properties are determined. It is shown that an increase in the content of β -Ti and Ti_2Fe in the structure of such materials is accompanied by a significant increase in hydrogen absorption during primary hydrogenation. It is established that the reversibility of their hydrogenation process is preserved up to titanium contents not exceeding 67 at.%.
Keywords: iron, titanium, hydrogen-accumulating intermetallide, phase composition, hydrogen capacity during primary hydrogenation

Развитие водородной энергетики выдвигает постоянно возрастающие требования к системам аккумуляции водорода [1–3]. Наиболее перспективным и безопасным способом его хранения считается использование гидридообразующих интерметаллидов [2]. Так, например, объемная плотность водорода в гидридах на основе интерметаллидов составляет от ~60 до ~100 кг/м³, тогда как в газообразном состоянии даже при давлении 400 бар это всего лишь ~20 кг/м³ [3]. Столь высокие значения водородной емкости позволяют создавать анодные материалы для металлгидридных аккумуляторов с разрядной емкостью, достигающей 400 мА·ч/г.

Кроме наиболее распространенного в настоящее время интерметаллида $LaNi_5$ одним из

наиболее привлекательных материалов для хранения водорода считается интерметаллид $TiFe$, отличительными особенностями которого являются низкая стоимость и способность работать при низких давлениях и температурах окружающей среды [1].

В настоящее время внимание большого количества исследователей [4–11] привлекает изучение возможности решения проблемы «активации» этого материала [12–15]. Дело в том, что $TiFe$ очень чувствителен к воздуху и образует пассивирующий слой, препятствующий поглощению водорода. Классический способ активации – это термообработка, заключающаяся в циклическом воздействии повышенной и комнатной температур при высоком давлении

водорода [16]. Однако в настоящее время более перспективными считаются другие методы, такие как механическая обработка (шаровая мельница, холодная прокатка, кручение под высоким давлением) [8; 17–20], использование повышенного (по сравнению со стехиометрическим) содержания Ti [5; 9], добавление легирующих элементов Mn, Cr, Zr, Y и др. [6; 10; 21–23].

При использовании избытка Ti и при легировании было обнаружено [5; 6; 9; 10; 21–23], что в структуре материала кроме TiFe появляются твердый раствор на основе β -Ti (называемый в некоторых работах ВСС-фазой или фазой Ti_4Fe) и интерметаллид Ti_2Fe , которые действуют как своего рода «ворота» для водорода [6–8]. В ряде исследований [4; 5; 9–11] кроме этого эффекта отмечается также некоторое общее увеличение водородной емкости материалов при первичном гидрировании, что свидетельствует о поглощении водорода не только основной фазой TiFe, но и вторичными – β -Ti и Ti_2Fe .

Вторым важным фактом, который следует из уже проведенных исследований [24; 25] и совпадает с выводами работы [9], является тот факт, что увеличение содержания β -Ti в структуре материалов на основе Ti и Fe приводит к уменьшению их обратимой водородной емкости, т. е. насыщение данной фазы водородом является необратимым. Способность отдавать накопленный водород интерметаллидом Ti_2Fe зависит от содержания в материале легирующих элементов: при их отсутствии или при легировании небольшим количеством Mn насыщение водородом является обратимым [25], а при легировании Zr, обеспечивающим макси-

мальное содержание Ti_2Fe в структуре материала, – необратимым [9; 25]. Это позволяет сделать вывод, что наиболее перспективным путем совершенствования материалов системы Ti–Fe, способным двукратно увеличить их обратимую водородную емкость, является поиск возможности без использования легирования повысить содержание Ti_2Fe в их структуре.

Для проверки данного заключения нами были исследованы сплавы, содержащие от 57 до 68 ат. % Ti (остальное – Fe), полученные взрывным прессованием смесей порошков железа и титана с последующим реакционным спеканием при 1100 °С.

Для проведения взрывного прессования использовали схему нагружения, предусматривающую размещение порошка на поверхности стальной подложки и его нагружение нормально падающей детонационной волной через стальную промежуточную прокладку (рис. 1, а). Режим прессования обеспечивал уплотнение исходной порошковой смеси до практически беспористого состояния. Реакционное спекание проводилось в заваренной стальной ампуле с засыпкой порошка титана (рис. 1, б). При этом исходные компоненты прессовок прореагировали друг с другом, в результате чего спекенные материалы имели структуру (рис. 2), состоящую из интерметаллидов TiFe и Ti_2Fe с незначительным количеством β -Ti (рис. 3). Присутствовавшие в составе исходных порошков примеси внедрения (углерод, кислород и азот) оказались связанными в оксиды и карбонитриды титана (рис. 3), равномерно распределенные в объеме материала (рис. 2, а).

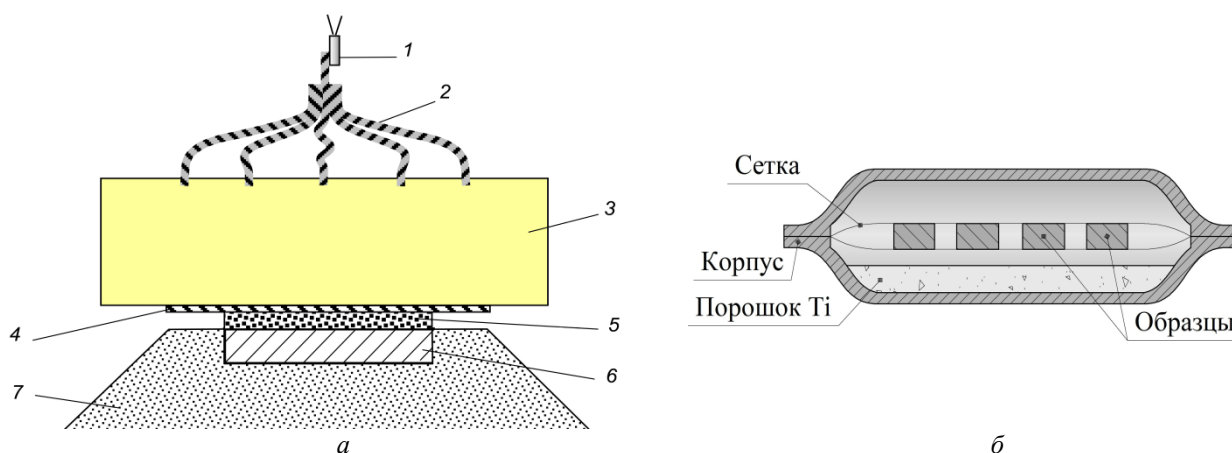


Рис. 1. Схема взрывного нагружения (а):

1 – электродетонатор, 2 – детонирующий шнур, 3 – заряд ВВ, 4 – промежуточная прокладка, 5 – порошок, 6 – стальное основание, 7 – песчаная подушка; и ампула для проведения термической обработки прессовок (б)

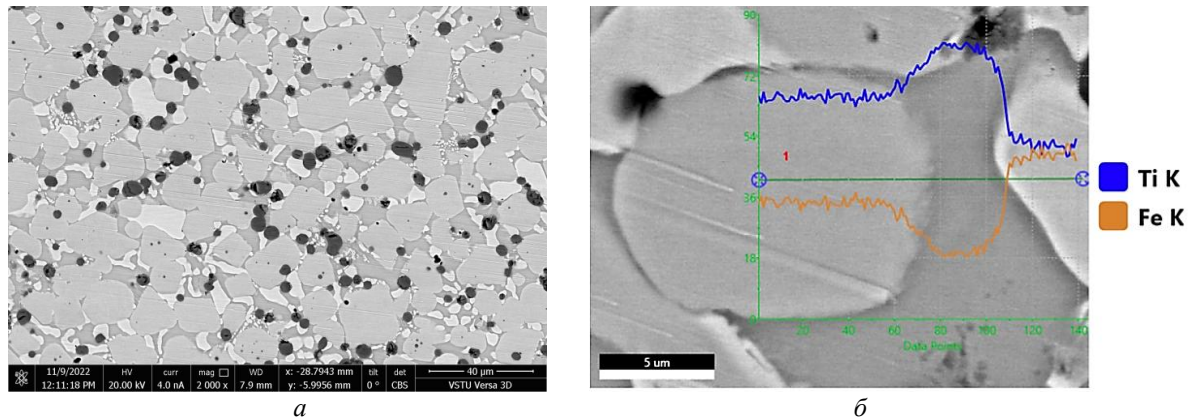


Рис. 2. Структура (а) и распределение элементов между фазами (б) материалов системы Ti-Fe, полученных при помощи взрывного прессования и реакционного спекания

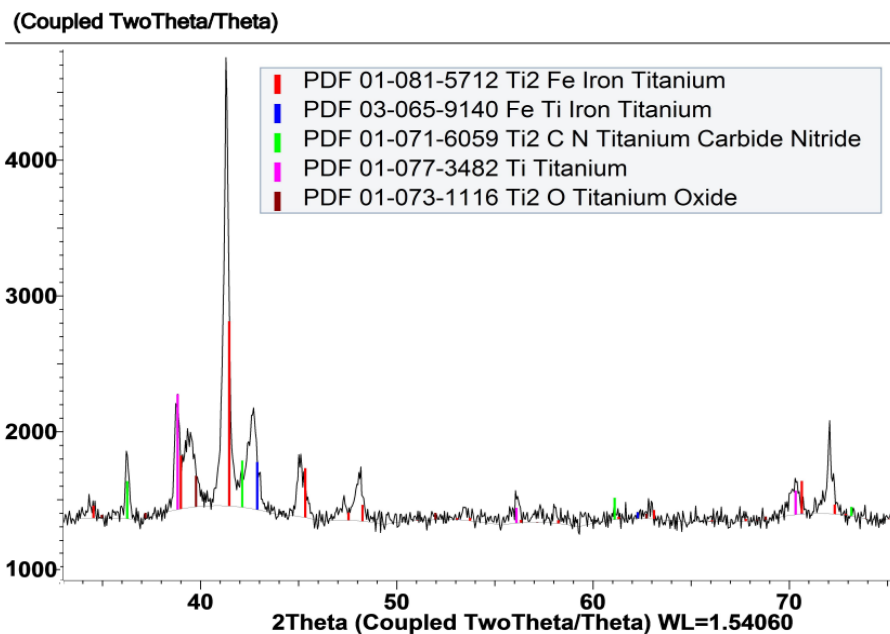


Рис. 3. Фазовый состав материала, полученного в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe

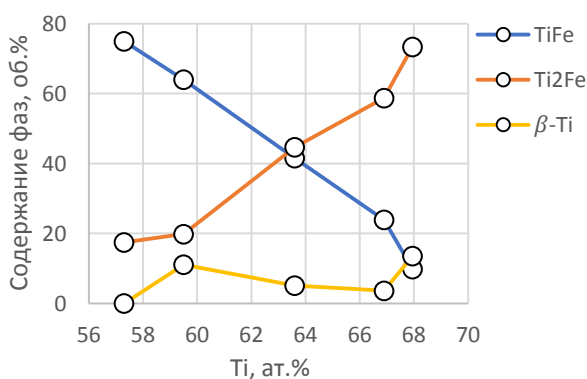


Рис. 4. Влияние содержания Ti на фазовый состав материалов, полученных в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe

Количественное содержание фаз в структуре исследованных материалов приведено на рис. 4. Представленные на нем данные показывают, что с увеличением содержания титана в прессовках количество интерметаллидной фазы TiFe в их структуре уменьшается, а содержание интерметаллида Ti₂Fe растет, но не достигает 100 %, чего можно было бы ожидать в случае использования 66 ат.% Ti по причине частичного связывания последнего в составе оксикарбонитридов и β-твердого раствора.

Водородсорбционные свойства образцов полученных материалов определяли электрохимическим методом [26]. Гидрирование прово-

дили при температуре 20 °С и атмосферном давлении. Измерения осуществляли в трехэлектродной ячейке с 9 М водным раствором КОН в качестве электролита, Ni(OH)₂/NiOOH-противоэлектродом и Hg/HgO-электродом сравнения на потенциостате Electrochemical Instruments Р-40Х. Потенциал насыщения устанавливался максимально возможным в пределах ограничений, связанных с экспериментально определенным началом выделения на электроде газообразного водорода (от -1,25 В до -1,15 В в зависимости от содержания Ti в составе материала), время испытания составляло 100 минут. Хроноамперометрические кривые затем пересчитывались в количественное содержание водорода с использованием постоянной Фарадея по обычной методике [26] с отнесением результата к площади поверхности насыщения:

$$H_s = \frac{1}{S} * \frac{Q}{F} * M_H, \quad (1)$$

где H_s – поглощение водорода поверхностью образца, г/см²; S – площадь образца, погруженная в раствор, см²; Q – перенесенное количество электричества, Кл; F – постоянная Фарадея, Кл/моль; M_H – атомная масса водорода, г/моль.

Рассмотрение полученных данных указывает на тот факт, что увеличение содержания Ti в составе материалов (сопровождающееся в соответствии с рис. 4 увеличением содержания в их структуре Ti₂Fe и β-Ti) приводит к росту интенсивности поглощения водорода поверхностью материала при первичном гидрировании (рис. 5). При этом кривые кинетики поглощения водорода в общем случае имеют четкую тенденцию к затуханию скорости процесса с увеличением длительности его протекания.

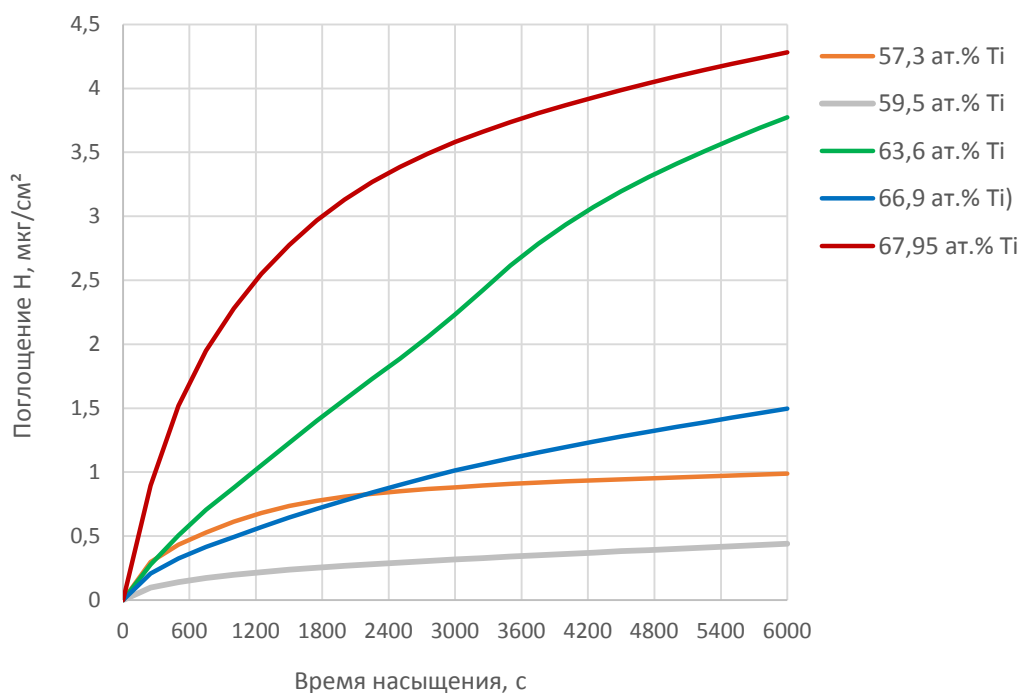


Рис. 5. Поглощение водорода поверхностью образцов материалов системы Ti-Fe при первичном гидрировании

Для оценки эффективных значений растворимости водорода в полученных материалах (емкости первичного гидрирования) кинетику поглощения водорода поверхностными слоями образцов аппроксимировали моделью, основанной на втором законе диффузии Фика и граничных условиях третьего рода:

$$\begin{cases} \frac{\partial C}{\partial \tau} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \right) \\ -D \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right)_{x=0} = \beta [C_m - C(0, \tau)] \\ \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right)_{x=S} = 0 \\ C(x, 0) = 0 \end{cases}, \quad (2)$$

где $C = C(x, \tau)$ – содержание водорода на расстоянии x от поверхности образца в момент времени τ от начала насыщения, кг/м^3 ; C_m – насыщающий потенциал среды, равный содержанию диффундирующего элемента в материале при бесконечной длительности насыщения и соответствующий его равновесной концентрации (емкости материала), кг/м^3 ; D – эффективное значение коэффициента диффузии, $\text{м}^2/\text{с}$; β – коэффициент массообмена, м/с ; S – глубина проникновения диффундирующего элемента в

материал за период времени, используемый для насыщения, м ; $x = 0$ – принятая координата точек поверхности материала.

Для отыскания численных значений этих параметров (параметрической идентификации модели) использовали алгоритм минимизации суммы квадратов разности между прогнозируемыми моделью результатами поглощения водорода и опытными данными методом обобщенного приведенного градиента (ОПГ). Результаты расчета представлены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты параметрической идентификации модели (2)

Содержание Ti, ат.%	C_m , кг/м^3	D , $\text{м}^2/\text{с}$	β , м/с
57,30	110,76	1,30E-18	1,00E-03
59,50	114,13	1,82E-19	1,00E-03
63,60	146,38	6,41E-18	1,00E-03
66,90	131,46	1,42E-18	1,00E-03
67,95	185,81	7,81E-18	1,00E-03

Приведенные в таблице данные подтверждают тот факт, что увеличение содержания Ti в составе полученных материалов приводит к росту их водородной емкости при первичном гидрировании (рис. 6, а). Интересно отметить, что увеличение растворимости водорода при

этом сопровождается ростом эффективного значения коэффициента диффузии водорода (рис. 6, б), а коэффициент массообмена β на поверхности раздела материалов с раствором остается постоянным.

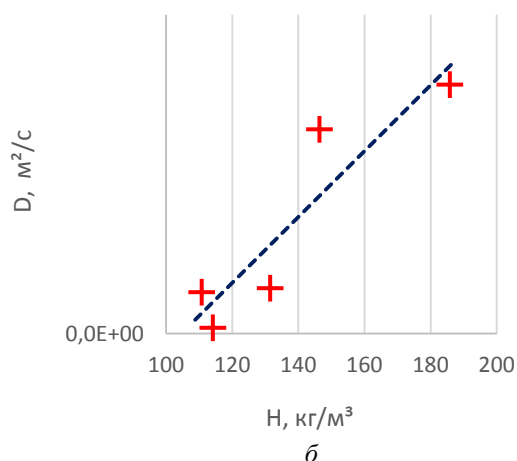
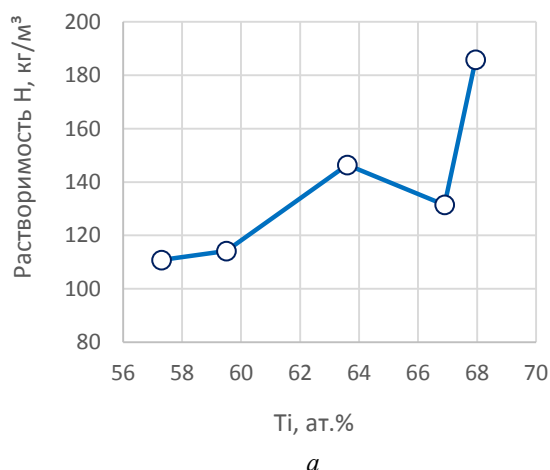


Рис. 6. Растворимость (а) и эффективный коэффициент диффузии водорода (б) в материалах системы Ti-Fe, полученных при помощи взрывного прессования и реакционного спекания

Для оценки обратимости процесса гидрирования использовали отношение обратимой водородной емкости к емкости первичного гидрирования $\frac{H_{rev}}{H}$, значение которого для полу-

ченных в работе материалов оценивали как отношение площадей вольтамперограммы циклического заряда-разряда (рис. 7), лежащих выше и ниже горизонтальной оси, соответствующей нулевому уровню силы тока.

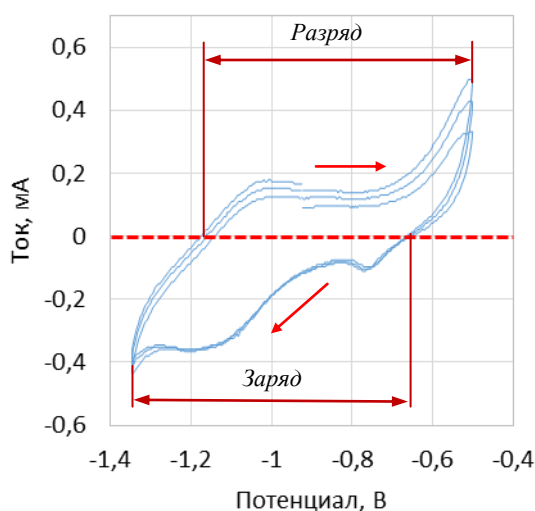
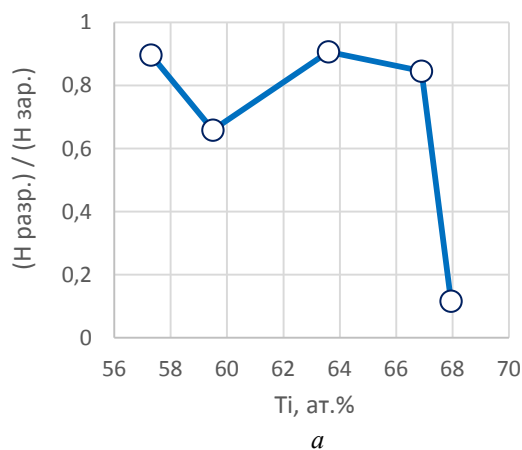
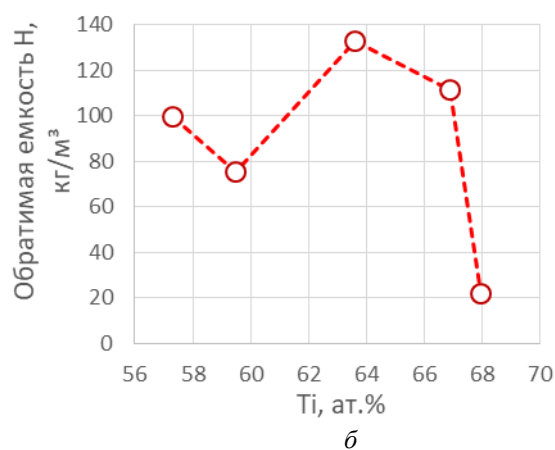


Рис. 7. Вольтамперограмма циклического заряда-разряда образцов материалов системы Ti-Fe (содержание Ti - 57,3 ат.%)



а



б

Рис. 8. Способность к обратимому гидрированию (а) и обратимая водородная емкость (б) материалов системы Ti-Fe, полученных при помощи взрывного прессования и реакционного спекания

Выводы

1. Решение проблемы активации водородсорбционных материалов на основе TiFe путем использования избытка Ti приводит к появлению в их структуре вторичных фаз – β -Ti и Ti_2Fe , что сопровождается существенным увеличением поглощения водорода при первичном гидрировании.

2. Способность к обратимому гидрированию материалы системы Ti-Fe с повышенным содержанием титана сохраняют лишь до его содержаний, не превышающих 67 ат.%.

3. Максимальное значение обратимой водородной емкости может быть достигнуто при 64 ат.% Ti и соответствует 2,16 мас.% H, что заметно выше емкости интерметаллида TiFe, являющегося основой традиционных матери-

Результаты экспериментов (рис. 8, а) показывают, что способность к обратимому гидрированию материалы системы Ti-Fe, полученные взрывным прессованием и реакционным спеканием, сохраняют лишь до содержаний титана, не превышающих 67 ат.%. При более высоких содержаниях Ti, несмотря на рост емкости первичного гидрирования (рис. 6, а), прогнозируемое значение обратимой водородной емкости материалов будет уменьшаться (рис. 8, б).

Максимальное значение обратимой водородной емкости может быть достигнуто при 64 ат.% Ti и соответствует 2,16 мас.% H, что заметно выше теоретической (и практически никогда не реализуемой) емкости классического материала, состоящего из TiFe (1,85 мас.%).

алов системы Ti-Fe, используемых в настоящее время для хранения водорода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Reilly J.J., Wiswall R.H. Formation and properties of iron titanium hydride. *Inorganic Chemistry*. 1974; 13(1):218–222. <https://pubs.acs.org/doi/abs/10.1021/ic50131a042>
2. Cuevas F., Amdisen M.B., Baricco M., Buckley C.E., Cho Y.W., De Jongh P., Latroche M. Metallic and complex hydride-based electrochemical storage of energy. *Progress in Energy*. 2022; 4(3):032001. <https://doi.org/10.1088/2516-1083/ac665b>
3. Tarasov B. P., Fursikov P. V., Volodin A. A., Bocharnikov M. S., Shimkus Y. Y., Kashin A. M., Lototsky M. V. Metal hydride hydrogen storage and compression systems for energy storage technologies. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2021. 46(25):3647–13657. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.07.085>

4. Shang H., Sheng P., Li J., Zhang W., Zhang X., Guo S., Li Y., Zhang Y. Characteristics of hydrogen storage of as-milled TiFe-based alloys. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2024. 50(D):190–200. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.06.325>
5. Liu H., Zhang J., Sun P., Zhou C., Liu Y., Fang Z.Z. The mechanistic role of $Ti_4Fe_2O_{1-x}$ phases in the activation of TiFe alloys for hydrogen storage *International Journal of Hydrogen Energy*. 2023.48(82):32011–32024. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.05.016>
6. Pande, C. S., Pick, M. A., & Sabatini, R. L. The “activation” of FeTi for hydrogen absorption; An electron microscopic study. *Scripta Metallurgica*, 1980, 14(8), 899–903.
7. Schober, T. On the activation of FeTi for hydrogen storage. *Journal of the Less Common Metals*, 1983, 89(1), 63–70. [https://doi.org/10.1016/0022-5088\(83\)90249-7](https://doi.org/10.1016/0022-5088(83)90249-7)
8. Santhosh A., Kang S., Keilbart N., Wood B.C., Klassen T., Jerabek P., Dornheim M. Influence of near-surface oxide layers on TiFe hydrogenation: mechanistic insights and implications for hydrogen storage applications. *Journal of Materials Chemistry A*, 2023,11, 18776–18789. <https://doi.org/10.1039/D3TA02205F>
9. Guéguen A., Latroche M. Influence of the addition of vanadium on the hydrogenation properties of the compounds $TiFe_{0.9Vx}$ and $TiFe_{0.8Mn0.1Vx}$ ($x = 0, 0.05$ and 0.1). *Journal of Alloys and Compounds*. 2011; 509(18):5562–5566. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.036>
10. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Huot J. Hydrogenation of Ti_xFe_{2-x} -based alloys with overstoichiometric Ti ratio ($x = 1.1, 1.15$ and 1.2). *International Journal of Hydrogen Energy*. 2021;46(77): 38363–38369. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.09.077>
11. Manna J., Tougas B., Huot J. First hydrogenation kinetics of Zr and Mn doped TiFe alloy after air exposure and reactivation by mechanical treatment. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2020;45(20):11625–11631. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.02.043>
12. Lv P., Liu Z. Effect of high zirconium content on hydrogenation properties and anti-poisoning ability of air-exposed TiFe alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019;8(6):5972–5983. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.09.072>
13. Manna J., Tougas B., Huot J. Mechanical activation of air exposed TiFe + 4 wt% Zr alloy for hydrogenation by cold rolling and ball milling. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2018;43(45):20795–20800. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.09.096>
14. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Huot J. First Hydrogenation of TiFe with addition of 20 wt.% Ti. *Hydrogen*. 2022;3:379–388. <https://doi.org/10.3390/hydrogen3040023>
15. Patel A.K., Duguay A., Tougas B., Schade C., Sharma P., Huot J. Microstructure and first hydrogenation properties of TiFe alloy with Zr and Mn as additives. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2020;45(1):787–797. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2019.10.239>
16. Dematteis E.M., Capurso G., Jepsen J., Cuevas F., Latroche M. Fundamental hydrogen storage properties of TiFe-alloy with partial substitution of Fe by Ti and Mn. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;874:159925. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159925>
17. Schober T., Westlake D.G. Activation of FeTi for hydrogen storage: a different view. *Scripta Metallurgica*. 1981;15(8): 913–918. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(81\)90277-5](https://doi.org/10.1016/0036-9748(81)90277-5)
18. Silva B.H., Almeida J.M.P., Hernandez A.C., Gonçalves R.V., Zepón G. Pulsed laser activation method for hydrogen storage alloys. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2024;53:885–890. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.12.143>
19. Salman M.S., Lai Q., Luo X., Prathana C., Rambhujun N., Costalin M., Wang T., Sapkota P., Liu W., Grahame A., Tupe J., Aguey-Zinsou K.-F. The power of multifunctional metal hydrides: A key enabler beyond hydrogen storage. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;920:165936. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165936>
20. Lai Q., Sun Y., Wang T., Modi P., Cazorla C., Demirci U.B., Fernandez J.R.A., Leardini F., Aguey-Zinsou K.-F. How to design hydrogen storage materials? Fundamentals, synthesis, and storage tanks. *Advanced Sustainable Systems*. 2019;3(9):1900043. <https://doi.org/10.1002/adsu.201900043>
21. Lv P., Guzik M.N., Sartori S., Huot J. Effect of ball milling and cryomilling on the microstructure and first hydrogenation properties of TiFe+4 wt.% Zr alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019; 8(2):1828–1834. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.12.013>
22. Guo F., Namba K., Miyaoka H., Jain A., Ichikawa T. Hydrogen storage behavior of TiFe alloy activated by different methods. *Materials Letters: X*. 2021;9:100061. <https://doi.org/10.1016/j.mlblur.2021.100061>
23. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Neumann B., Schade C., Huot J. First hydrogenation of mechanically processed TiFe-based alloy synthesized by gas atomization. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2021; 46(10):7381–7389. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.11.237>
24. Крохалев, А. В. Анализ влияния фазового состава материалов системы «титан–железо» на водородную емкость при первичном гидрировании / А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, В. О. Харламов, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (278) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Металлургия»). – С. 7–13. <https://doi.org/10.35211/1990-5297-2023-7-278-7-13>
25. Крохалев, А. В. Анализ влияния фазовых составляющих на водородную емкость материалов системы «титан–железо» / А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, В. О. Харламов, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (277) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 47–51. <https://doi.org/10.35211/1990-5297-2023-6-277-47-51>
26. Володин, А. А. Корреляция между характеристиками процессов газозафазного и электрохимического гидрирования интерметаллических соединений / А. А. Володин, П. В. Фурсиков, Э. Э. Фокина, Б. П. Тарасов // Журнал физической химии. – 2020. – Т. 94. – № 5. – С. 796–802.

УДК669.187

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-14-18

*А. В. Дроздов^{1,2}, Д. В. Руцкий¹, Н. А. Зюбан¹, М. В. Кириличев¹, М. Ю. Чубуков²***ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ И ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ
ПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ НА ОБРАЗОВАНИЕ И СОСТАВ
НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ**¹ Волгоградский государственный технический университет² Акционерное общество «Волжский трубный завод»

email: tecmat@vstu.ru

Изучена природа образования и особенности эволюции неметаллических включений по ходу сталеплавильного передела подшипниковой стали (ШХ15). Установлено, что максимальная загрязненность соответствует началу внепечной обработки и после затвердевания (в НЛЗ). Основными типами включений, наблюдаемыми на всех этапах передела, являются алюминаты кальция ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) и магнезиальная шпинель ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$). Отбраковка металла происходит из-за крупных комплексных включений ($2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}$ и $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \times \text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$).

Ключевые слова: подшипниковая сталь, глобулярные включения, загрязненность включениями, раскисление

*A. V. Drozdov^{1,2}, D. V. Rutskii¹, N. A. Zyuban¹, M. V. Kirilichev¹, M. Yu. Chubukov²***INFLUENCE OF SECONDARY TREATMENT TECHNOLOGY
OF BEARING STEEL ON THE FORMATION AND COMPOSITION
OF NON-METALLIC INCLUSIONS**¹ Volgograd State Technical University² JSC Volzhsky Pipe Plant

The nature of the formation and features of the evolution of nonmetallic inclusions during the steelmaking conversion of bearing steel (ШХ15) has been studied. It was found that the maximum contamination corresponds to the beginning of secondary treatment and after solidification (in CCB). The main types of inclusions observed at all stages of the conversion are calcium aluminates ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) and magnesia spinel ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$). Metal rejection occurs due to large complex inclusions ($2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}$ and $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \times \text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$). Critical parameters have been determined and technological recommendations have been developed to reduce contamination with large globular inclusions.

Keywords: bearing steel, globular inclusions, inclusion contamination, deoxidation

Введение

В период активного развития технологий, где индустриальный рост играет решающую роль в экономическом прогрессе, первостепенное значение приобретает применение высококачественных материалов. Особое внимание уделяется подшипниковым сталям, которые занимают важное место в различных секторах промышленности благодаря своим уникальным свойствам.

Залогом стабильного ресурса работы подшипников качения является обеспечение высокой чистоты стали по неметаллическим включениям (НВ). Такие требования обусловлены негативным воздействием НВ на контактную усталостную долговечность подшипников.

Формирование неметаллических включений в подшипниковых сталях является сложным процессом и происходит по разным механизмам в зависимости от их типа и состава. При этом

образование и, наиболее значимая трансформация включений происходит на этапе выпуска стали из сталеплавильного агрегата и обработки ее синтетическим шлаком [1–3].

Многочисленные исследования показывают, что оксиды являются основными НМВ подшипниковой стали [4–6], их количество выражается через общее содержание кислорода. Так по данным [7], образцы с оксидными включениями менее 10 мкм имеют усталостную долговечность, на порядок большую, чем образцы с оксидами крупнее 20 мкм.

В настоящее время большинство специальных сталей раскисляют алюминием [8]. При добавлении алюминия основным продуктом раскисления является Al_2O_3 и его производные, в том числе и с высокой температурой плавления, в состав которых входит MgO [9]. Результаты японских коллег [10] показывают, что углерод в подшипниковой стали служит раскислителем.

На практике для получения низкого содержания оксидных НВ принимают меры по минимальной окисленности металла перед первичным раскислением, максимальным удалением продуктов раскисления стали до ее затвердевания.

Целью настоящей работы является исследование химического состава и выяснения природы НВ, образующихся в стали ШХ15 дуговой выплавки, обработанной основным шлаком для подбора рационального режима раскисления.

Материалы и методы исследования

Для выявления факторов, оказывающих влияние на загрязненность подшипниковой стали ШХ15, неметаллическими включениями был выполнен анализ производственных данных и отобраны пробы от всех основных стадий обработки стали: после первичного раскисления на агрегате ковш-печь (АКП-1), по окончании десульфурации и раскисления-легирования (АКП-2), после вакуумирования (ВД), и от НЛЗ.

С целью исследования эволюции фазового состава неметаллических включений, встречающихся в отобранных пробах, использовали растровую электронную микроскопию.

Качественную оценку неметаллических включений проводили на растровом электронном микроскопе (FEI Versa 3D), оснащенный энергодисперсионным спектрометром APOLLO X (Almetek Inc). Количественный анализ загрязненности НВ проводили автоматизированным методом с помощью анализатора частиц EDAX Practical/Phase Analysis Software.

Обсуждение полученных результатов

В ходе проведения работы были проанализированы пробы металла, отобранные по всей технологической цепочке производства подшипниковой стали ШХ-15.

На рис. 1 показаны результаты общей загрязненности (правая вертикальная ось) и содержание различных типов оксидных НВ (левая вертикальная ось).

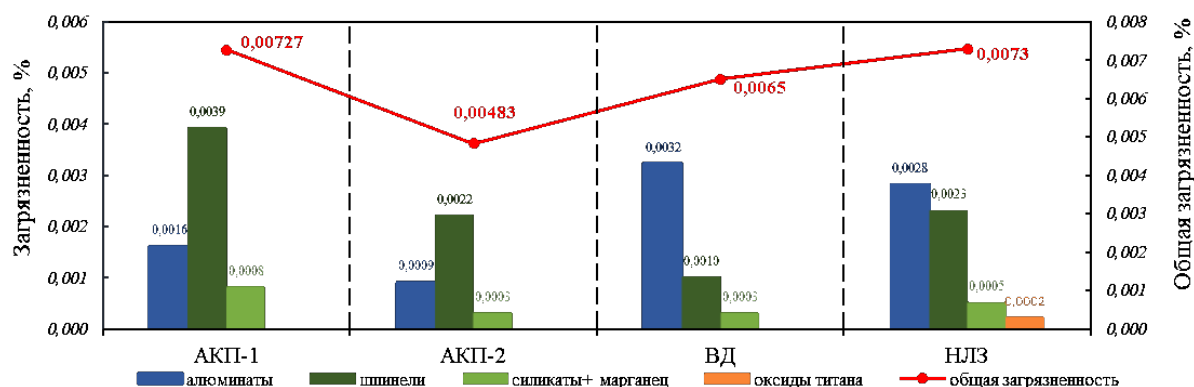


Рис. 1. Изменение объемной доли и типов неметаллических включений в металле по ходу внепечной обработки и после затвердевания

В начале внепечной обработки, после первичного раскисления алюминием и кремнием, загрязненность максимальная, в большей степени преобладают твердые включения алюмагнезиальной шпинели. По мере дальнейшей обработки (на АКП-2) происходит снижение всех типов включений. При этом для данного этапа обработки характерна минимальная загрязненность.

На технологическом этапе вакуумирования (ВД) загрязненность повышается, причем твердые шпинельные включения практически отсутствуют, преобладают алюминаты кальция. Последующий незначительный рост загрязненности непрерывнолитой заготовки вызван образованием твердых включений, что вероятно

связано с переходом их из футеровки промежуточного ковша. При этом загрязненность алюминатными включениями практически не изменяется (относительно этапа вакуумирования).

Размеры оксидных включений в среднем не превышают 8 мкм (рис. 2, а), однако на каждом технологическом этапе присутствуют единичные глобулярные включения (рис. 2, б, в) размером до 45 мкм, которые в последующем наследуются непрерывнолитой заготовкой и приводят к отбраковке металла.

Микрорентгеноспектральный анализ крупных глобулярных включений показал, что цементирующей связкой части включений является $2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}$ (рис. 2, б). Кристаллически-

ми фазами, сцементированными в глобулярных включениях, является $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (рис. 2, в). При кристаллизации металла на включениях, содержащих MgO , образуется сульфидная обо-

лочка из CaS . Источником их образования служит шлаковая фаза (покровный шлак) и футеровка сталеразливочного (основа MgO) и промежуточного (основа MgO) ковша.

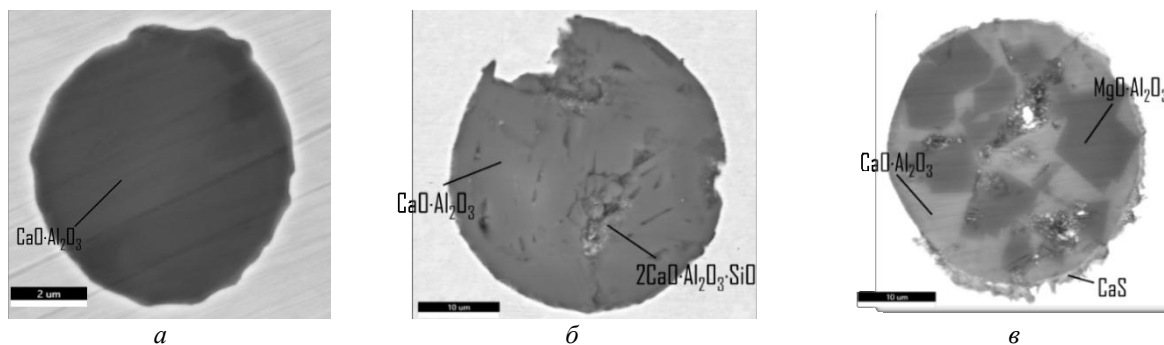


Рис. 2 Характерные включения:
 а – включение $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ из АКП-1; б – многофазное включение $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ из АКП-2;
 в – многофазное включение $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ в оболочке CaS из НЛЗ

Таким образом, состав и форма крупных включений указывает на их экзогенно-эндогенную природу происхождения. Их образование имеет следующий ход: запутывание включений шлака; кислород переходит через границу шлак-металл и растворяется в металле; образование включений вследствие встречной диффузии алюминия, кремния при достижении степени пересыщения. При понижении температуры внутри капель шлака образуются фазы вначале более тугоплавкие (магнезиальная шпинель),

а затем менее тугоплавкие (алюминаты кальция).

Для минимизации образования первичных включений важно иметь низкую окисленность перед началом внепечной обработки. С этой целью был проведен анализ влияние содержания углерода в конце окислительного периода в ДСП и температуры металла на выпуске на окисленность металла (рис. 3, 4).

Из рис. 3, 4 видно, что активность кислорода снижается при увеличении содержания углерода и снижении температуры расплава.

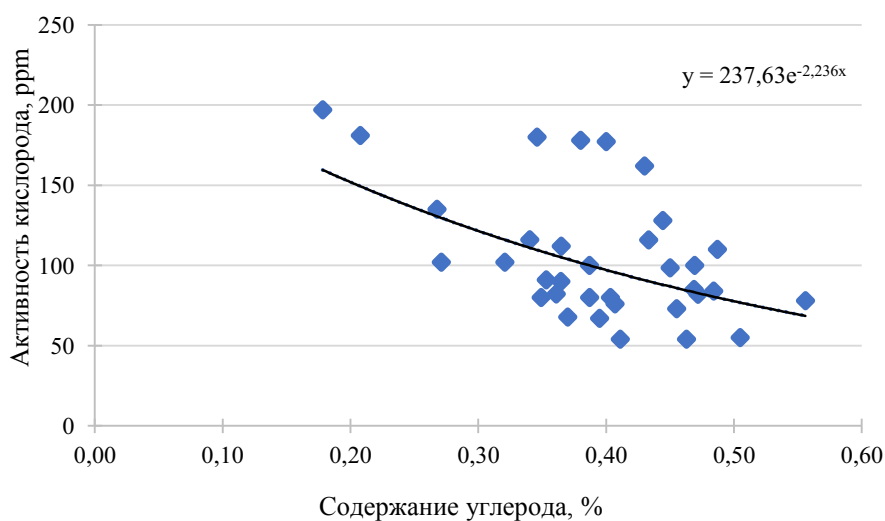


Рис. 3. Влияние содержания углерода в ДСП на активность кислорода

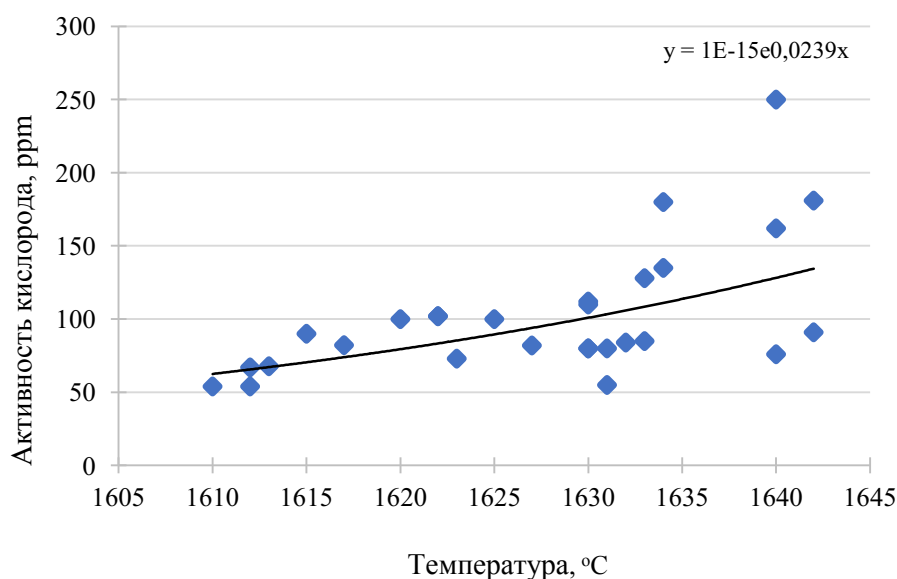


Рис. 4. Влияние температуры расплава на выпуск на активность кислорода

Из-за того, что во всех обнаруженных крупных глобулярных включениях присутствует алюминий был проведен анализ статистических данных по баллу глобулярных включений от содержания алюминия (рис. 5).

При анализе статистических данных было определено оптимальное содержание алюминия, которое находится в пределах 0,010–

0,020 %. При таком содержании обеспечивается балл глобулей от 1,0 до 2,0. Очевидно, что содержание алюминия менее 0,010 % является недостаточным для первичного раскисления и как следствие происходит увеличение размера включений.

Содержание более 0,020 % приводит к переокисленности.

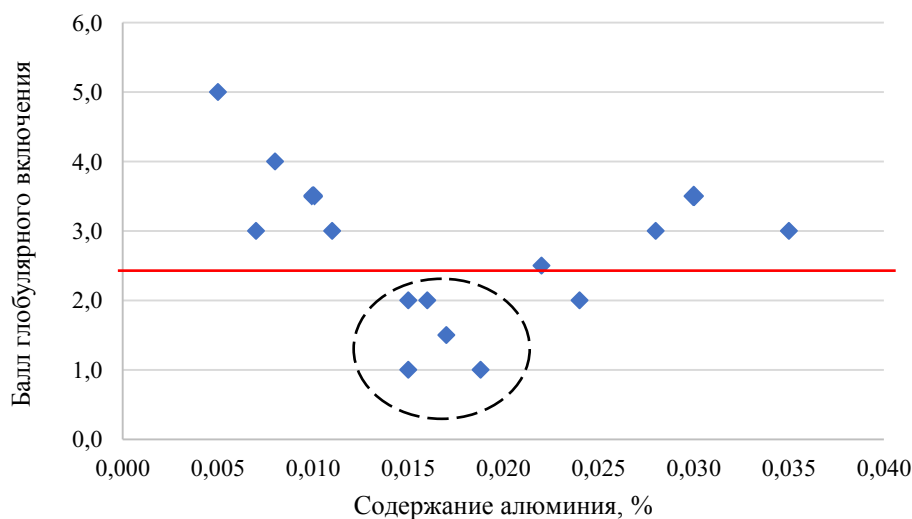


Рис. 5. Статистические данные по влиянию содержания алюминия на балл глобулярных включений

Таким образом, на основе полученных данных по составу включений и анализа производственных данных, для уменьшения загрязненности НВ стали ШХ15 выдвинуты следующие рекомендации по оптимизации технологии сталеплавильного производства:

- стремиться к получению содержания углерода в стали ближе к верхнему пределу в процессе ее выпуска из ДСП, что обеспечит наименьшую окисленность;
- поддерживать содержание алюминия на уровне 0,010–0,020 %.

Также необходимо применение раскислителей шлака на этапе внепечной обработки стали (на АКП-1, АКП-2, ВД) для повышения его асимилирующей способности и увеличение длительности мягкой продувки расплава аргоном после вакуумирования для максимально возможного всплывания имеющихся крупных неметаллических включений.

Выводы

1. Исследована морфология и эволюция неметаллических включений, образующихся в процессе внепечной обработки и в непрерывнолитой заготовке подшипниковой стали.

2. Крупные глобулярные включения появляются уже на первом этапе внепечной обработки (АКП-1) при обработке металла основным шлаком и раскислителями. Наличие в части крупных глобулярных включений выделений алюмагнезиальной шпинели на стадии обработки в агрегате ковш-печь и в НЛЗ позволяет говорить о этих включениях как частицах запутавшегося шлака и футеровки, как сталеразливочного, так промежуточного ковша.

3. Полученные данные могут быть рекомендованы для совершенствования технологии раскисления и внепечной обработки на сталеплавильном переделе при получении стали ШХ15.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пугачева, Т. М. Анализ качества стали ШХ15 разных производителей / Т. М. Пугачева, А. А. Волкова // Современные материалы, техника и технологии. – 2020. – № 3 (30). – С. 38–41.
2. Пугачева, Т. М. Исследование металлургического качества подшипниковой стали ШХ15 разных методов выплавки / Т. М. Пугачева // Современные материалы, техника и технология. – 2019. – С. 14–148.
3. Азимова, Л. Г. Сравнительные характеристики подшипниковой стали, полученной в электропечи и методом электрошлакового переплава металлизированных окатышей / Л. Г. Азимова // Научное обозрение. Технические науки. – 2024. – № 1. – С. 5–11; URL: <https://scienceengineering.ru/ru/article/view?id=1451> (дата обращения: 12.12.2024).
4. Исследование химического состава и природы неметаллических включений, образующихся в шарикоподшипниковой стали / М. С. Никитин, А. В. Дроздов // XXVIII Региональная конференция молодых ученых и исследователей Волгоградской области (г. Волгоград, 23 октября – 6 ноября 2023 г.): сб. материалов конф. / редкол.: С. В. Кузьмин (отв. ред.) [и др.]; ВолГТУ [и др.]. – Волгоград, 2023. – С. 100–101.
5. Yingtie X., Guangwei Y., Zhaoping C. Inclusions Behavior Study and Its Control of Bearing Steel through LF-VD-CC Processes// Central Research Institute, Baoshan Iron & Steel Co. 2018 Vol. 580-586.
6. WANG Xinhua. Technologies of Deoxidation, Refining and Non-Metallic Inclusion Control for Special Steels [C] / National Conference of Steelmaking and Continuous Casting Technology. Beijing: The Chinese Society for Metals, 2010: 11 (in Chinese).
7. Куклев, А. В. Практика непрерывной разливки стали / А. В. Куклев, А. В. Лейтс. – М.: Металлургиздат, 2011. – 432 с.
8. Виноградов, С. В. Эффективность различных способов раскисления стали при внепечной обработке / С. В. Виноградов, В. В. Кромм, В. И. Жучков // Электрометаллургия. – 2004. – № 6. – С. 21–23.
9. Yingtie X., Guangwei Y., Zhaoping C. Inclusions Behavior Study and Its Control of Bearing Steel through LF-VD-CC Processes// Central Research Institute, Baoshan Iron & Steel Co. 2018 Vol. 580-586.
10. Lei Cao., Li-guang Zhu., Zhi-hong Guo. Research status of inclusions in bearing steel and discussion on non-alloy deoxidation process// Journal of Iron and Steel Research International. 2022 Vol. 30(3) DOI:10.1007/s42243-022-00849-6.

ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-19-25

Е. В. Агеев, Е. П. Новиков, В. О. Переверзев

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ФОРМЫ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ МАШИН ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННЫМ ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ МЕТАЛЛООТХОДОВ СПЛАВА ОТ4 В ВОДЕ*

Юго-Западный государственный университет

e-mail: ageev_ev@mail.ru

Представлены результаты исследования параметров формы титановых порошков, полученных для аддитивных машин электроэрозионным диспергированием металлоотходов сплава ОТ4 в воде. Установлено, что электроэрозионные частицы имеют в основном сферическую форму. Изучены технологические особенности получения отечественных титановых порошков сферической формы для аддитивных машин требуемого фракционного состава из отечественного сырья мелкими партиями при минимальных затратах энергии и минимальном уроне окружающей среде.

Ключевые слова: отходы титанового сплава ОТ4, электроэрозионное диспергирование, вода, форма частиц, коэффициент элонгации частиц

E. V. Ageev, E. P. Novikov, V. O. Pereverzev

INVESTIGATION OF THE SHAPE PARAMETERS OF TITANIUM POWDERS OBTAINED FOR ADDITIVE MACHINES BY ELECTROEROSION DISPERSION OF OT4 ALLOY METAL WASTE IN WATER

Southwestern State University

The results of a study of the shape parameters of titanium powders obtained for additive machines by electroerosion dispersion of OT4 alloy metal waste in water are presented. It has been established that the electroerosive particles are mainly spherical in shape. The technological features of obtaining domestic spherical titanium powders for additive machines of the required fractional composition from domestic raw materials in small batches with minimal energy consumption and minimal damage to the environment have been studied.

Keywords: OT4 titanium alloy waste, electroerosion dispersion, water, particle shape, particle elongation coefficient

Введение

На сегодняшний день одно из перспективных и активно развивающихся направлений машиностроения это аддитивные технологии производства изделий из материалов на основе металлов и сплавов. Различные производители аддитивных машин рекомендуют эксплуатировать оборудование только с определенными порошками, как правило, поставляемыми изготовителем аддитивных машин [1–5].

В связи с санкционными ограничениями в настоящее время в области аддитивного производства изделий остро стоит проблема, связанная с необходимостью собственного отечест-

венного производства сферических порошков требуемой марки мелкими партиями и требуемой зернистости [6–10].

Одним из основных требований к порошкам для аддитивных машин является сферическая форма частиц, которая обеспечивает им хорошую текучесть при подаче в рабочую зону [11–14].

Исходя из технологических особенностей применения аддитивными машинами только сферических порошков регламентированной зернистости предлагается технология электроэрозионного диспергирования (ЭЭД) [15–20], отличающийся относительно невысокими энергетическими затратами и экологической чистотой.

© Агеев Е. В., Новиков Е. П., Переверзев В. О., 2025.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00317, <https://rscf.ru/project/24-29-00317/>

той процесса. Главным преимуществом предложенной технологии является применение в качестве исходных материалов металлоотходов, которое значительно дешевле чистых компонентов, используемых в традиционных технологиях. Однако, в современной научно-технической литературе отсутствуют полноценные сведения о составе, структуре и свойствах порошков, полученных электродиспергированием отходов титановых сплавов. Для этого требуется проведение комплексных металлографических исследований.

Целью настоящей работы являлось исследование параметров формы титановых порошков,

полученных для аддитивных машин электродиспергированием металлоотходов сплава ОТ4 в воде.

Материалы и методы проведения исследований

Для выполнения намеченных исследований были выбраны металлоотходы, содержащие большое количество дорогостоящего титана, а именно сплав марки ОТ4.

Для выполнения намеченных исследований были выбраны отходы титанового деформируемого сплава марки ОТ4. Химический состав сплава в соответствии с ГОСТ 19807–91 представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав в % материала ОТ4

Fe	C	Si	Mn	N	Ti	Al	Zr	O	H	Примесей
до 0,3	до 0,1	до 0,12	0,8–2	до 0,05	91,83–95,4	3,5–5	до 0,3	до 0,15	до 0,012	прочих 0,3

Электродиспергирование отходов сплава ОТ4 осуществляли на экспериментальной установ-

ке, представленной на рис. 1 [15–20].

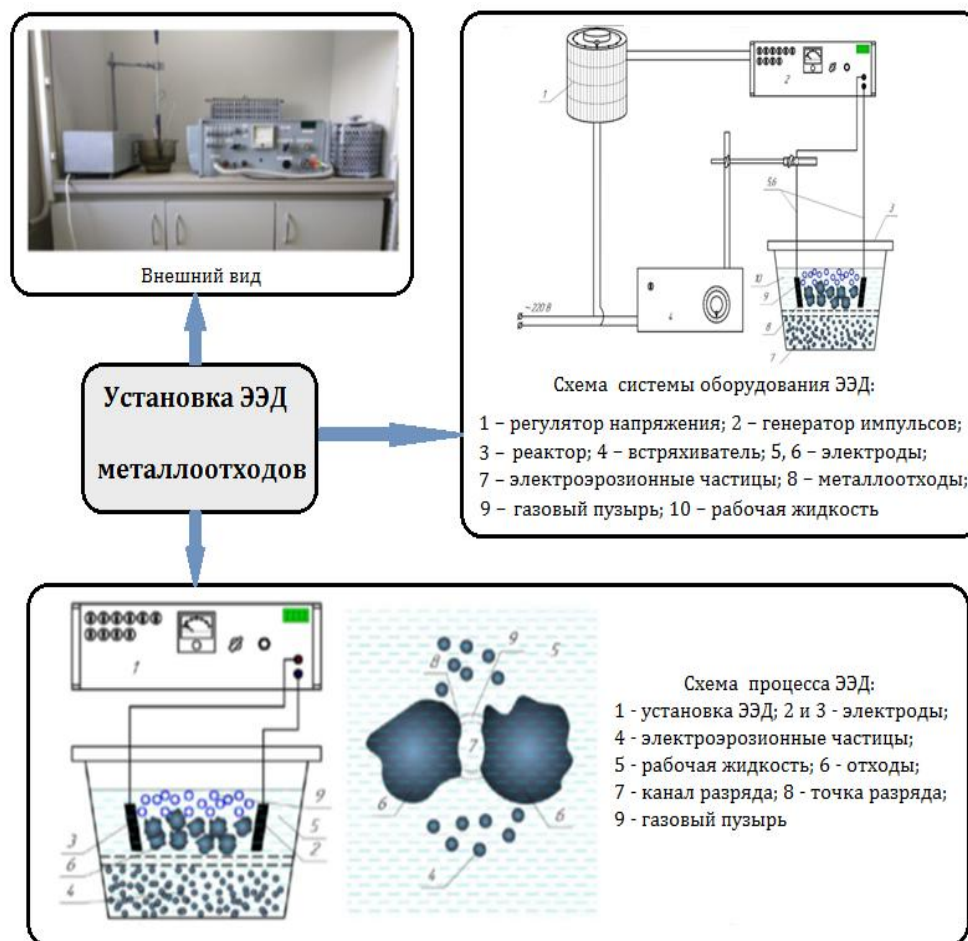


Рис. 1. Блок-схема работы установки ЭЭД

В качестве рабочей жидкости применялась наиболее технологичная и дешевая кислород-содержащая жидкость – вода дистиллированная ГОСТ Р 58144–2018.

Процесс ЭДД металлоотходов сплава ОТ4 проводили в четыре этапа (рис. 2):

– 1-й этап – подготовительный процесс перед

электродиспергированием металлоотходов ОТ4;

– 2-й этап – электродиспергирование металлоотходов ОТ4;

– 3-й этап – выгрузка из реактора продуктов электродиспергирования сплава ОТ4;

– 4-й этап – работа с электроэрозионным порошком.

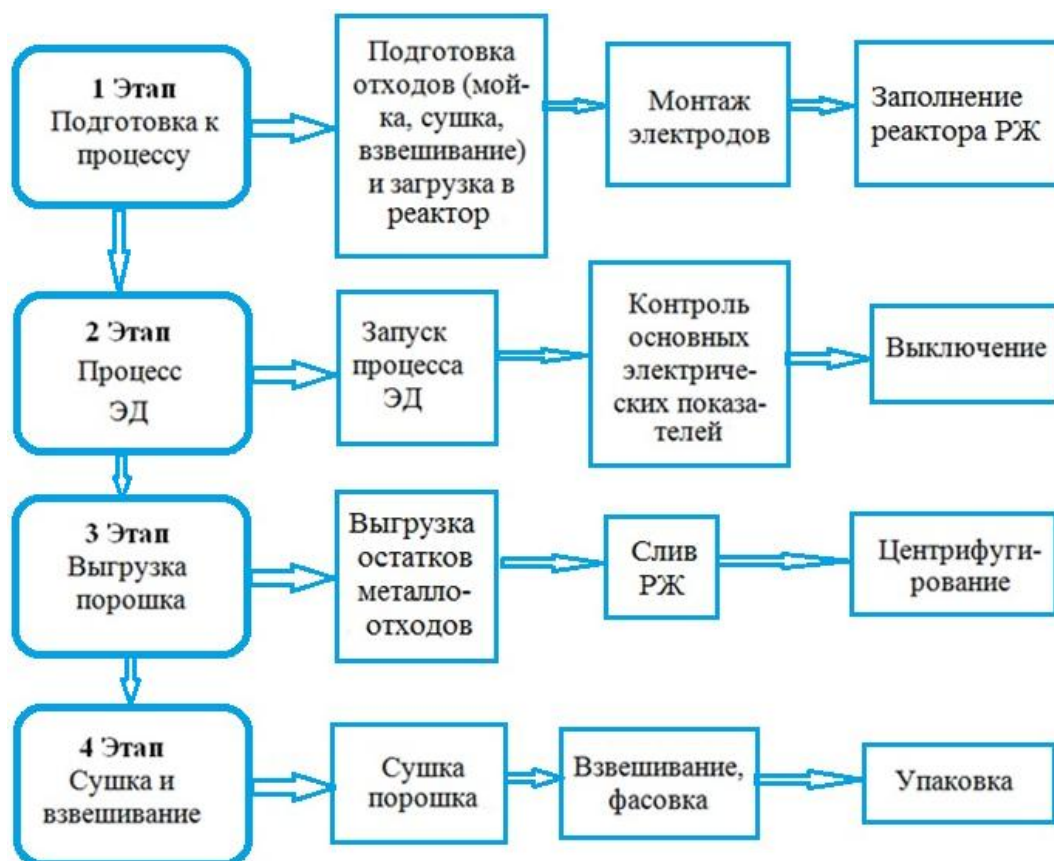


Рис. 2. Схема процесса электродиспергирования металлоотходов сплава ОТ4

Исследование формы и морфологии поверхности частиц, полученных ЭДД отходов титанового сплава марки ОТ4, проводили на электронно-ионном сканирующем (растровом) микроскопе с полевой эмиссией электронов «QUANTA 600 FEG» (Нидерланды).

Методика исследования формы частиц представлена в виде блок-схемы на рис. 3.

Коэффициент элонгации (удлинения) частиц порошка исследовали на лазерном анализаторе размеров частиц «Analysette 22 NanoTec» (Германия).

Блок-схема методики исследования коэффициента элонгации (удлинения) представлена на рис. 4.

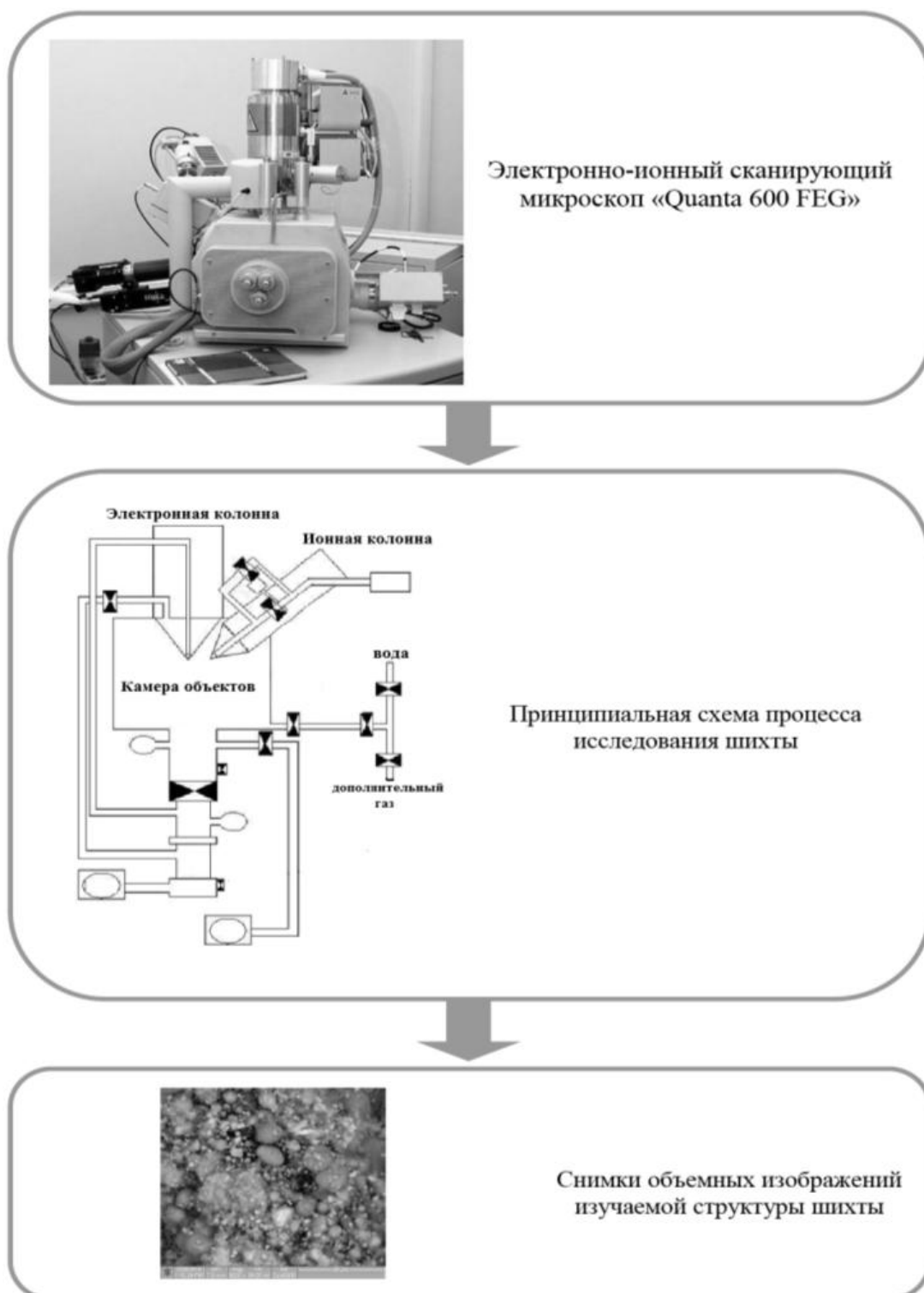


Рис. 3. Блок-схема методики исследования формы частиц электроэрозионного порошка

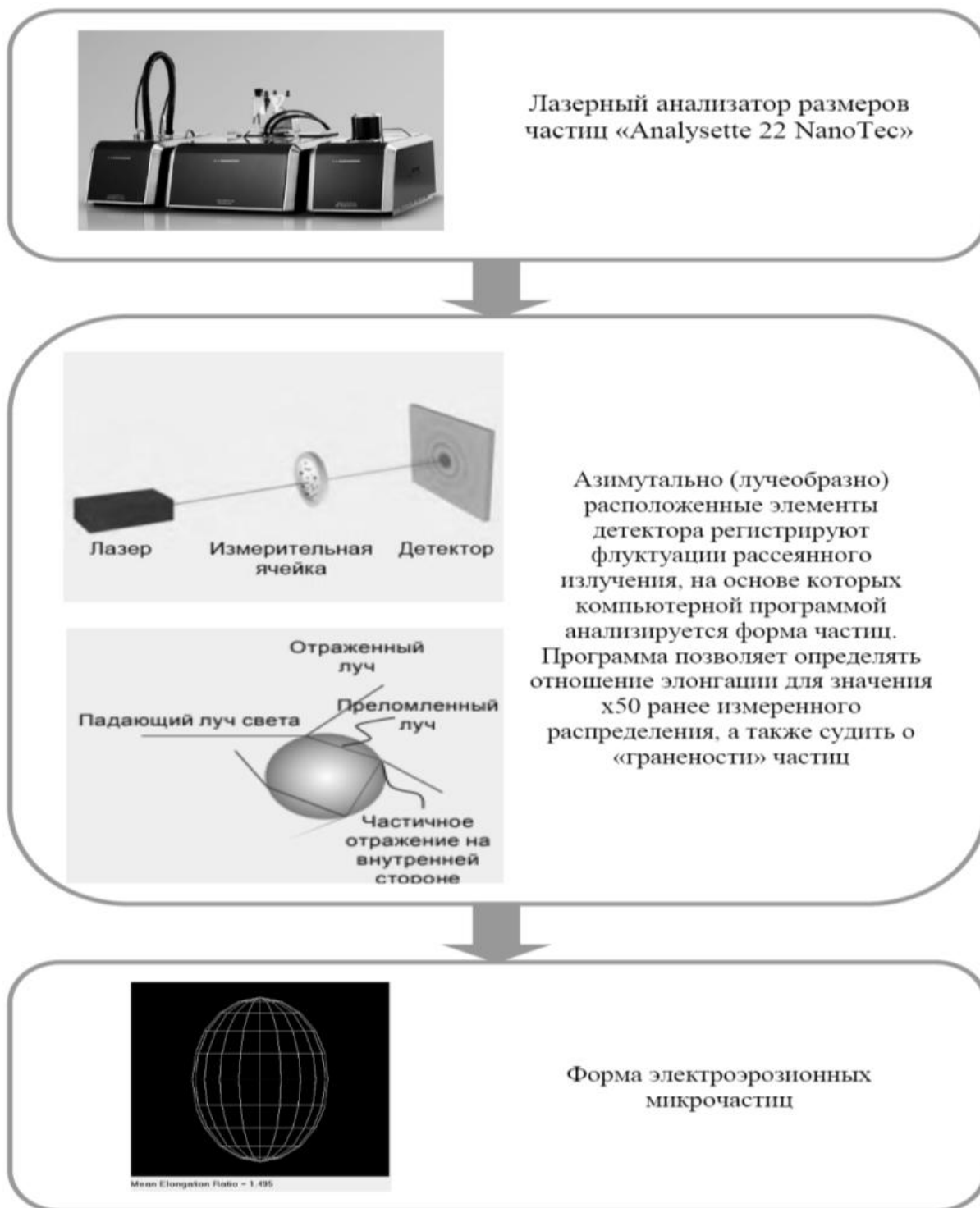


Рис. 4. Блок-схема методики исследования коэффициента элонгации (удлинения) частиц электроэрозионного порошка

Результаты исследований

Очень важной характеристикой порошковых материалов для аддитивных машин является форма частиц, от которой зависит их текучесть при подаче в рабочую зону. Поэтому прежде разработки практических рекомендаций

по их практическому применению требуется изучить параметры их формы.

Результаты исследования формы частиц электроэрозионного порошка, полученного в воде, представлены исследованиями изображениями частиц, полученными на электронно-ионном

сканирующем (растровом) микроскопе с полевой эмиссией электронов «QUANTA 600 FEG» (Нидерланды) (рис. 5) и коэффициента элонгации (удлинения) частиц электроэрозионного порошка

на лазерном анализаторе размеров частиц «Analysette 22 NanoТес» (Германия) (табл. 2).

Микрофотографии частиц полученного порошка представлена на рис. 5.

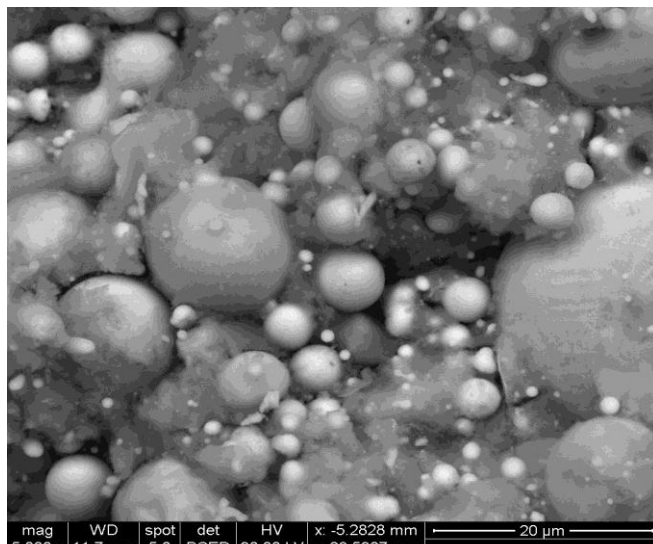


Рис. 5. Микрофотографии частиц электроэрозионного порошка, полученного в воде

Таблица 2

Коэффициент элонгации (удлинения) частиц электроэрозионного порошка (средние значения)

Расчетная схема	Формула / значение
	$K_3^{cp} = d_1/d_2$ $K_3^{cp} = 1,14$

Анализ параметров формы частиц электроэрозионного порошка со средним размером 25 ... 100 мкм по величине коэффициента элонгации (удлинения), который составляет 1,14, и изображениям с растрового микроскопа говорит о том, что электроэрозионные частицы имеют сферическую и эллиптическую форму, а также агломераты. Частицы размером менее

25 мкм более склоны к агломерации, поэтому коэффициент элонгации по ним не проводился.

В процессе электродиспергирования частицы металлоотхода, которые выбрасываются из канала электрического разряда в расплавленном виде в реактор, заполненный рабочей жидкостью, очень быстро кристаллизуются. Процесс быстрой кристаллизации расплавленного

материала в жидкой рабочей среде способствует приданию частицам формы сферы и эллипса.

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

Выводы

1. На основании экспериментальных исследований, направленных на исследование параметров формы титановых порошков, полученных для аддитивных машин электроэрозионным диспергированием металлоотходов сплава ОТ4 в воде, установлено, что электроэрозионные частицы имеют в основном сферическую форму.

2. Изучены технологические особенности получения отечественных титановых порошков сферической формы для аддитивных машин требуемого фракционного состава из отечественного сырья мелкими партиями при минимальных затратах энергии и минимальном уровне окружающей среде.

3. Проведение намеченных мероприятий позволит решить проблему в области аддитивного производства изделий, связанную с необходимостью собственного отечественного производства сферических порошков требуемой марки мелкими партиями и требуемой зернистости в условиях санкционных ограничений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Быков, В. В. Направления использования аддитивных технологий при ремонте лесопромышленных и лесохозяйственных машин / В. В. Быков, М. И. Голубев, И. Г. Голубев // Ремонт. Восстановление. Модернизация. – 2019. – № 3. – С. 26–30.
2. Фураев, В. В. Мировой опыт применения аддитивных технологий в производстве магнитопроводов электрических машин / В. В. Фураев // Вестник науки. – 2023. – Т. 4. – № 6 (63). – С. 971–976.
3. Хаба Э. Использование аддитивных технологий для изготовления деталей машин / Э. Хаба, В. А. Тимирязев // Горный информационно-аналитический бюллетень : науч.-техн. журнал. – 2018. – № 11. – С. 136–144.
4. Kheifetz, M. L. From information and additive technologies to self-reproduction of machines and organisms // Advanced Materials and Technologies. – 2018. – № 1. – С. 22–35.
5. Пумпур, Е. В. Применение аддитивных технологий для ремонта гидропривода горных машин на примере шестеренного насоса НШ-32 / Е. В. Пумпур // Проблемы разработки месторождений углеводородных и рудных полезных ископаемых. – 2016. – № 1. – С. 311–314.
6. Ермаков, С. Б. Получение порошков для аддитивных машин методом плазменного распыления / С. Б. Ермаков, Е. Л. Гюлиханов // Научные технологии в машиностроении. – 2021. – № 6 (120). – С. 29–41.
7. Разумов, Н. Г. Морфология порошка высоколегированной жаропрочной стали для машин аддитивного производства из стружки / Н. Г. Разумов, А. А. Попович, А. В. Григорьев, А. О. Силян, И. С. Гончаров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – № 11 (761). – С. 23–28.
8. Нефелов, И. С. Восстановление изношенных деталей машин при помощи дополнительных ремонтных деталей, изготовленных методами аддитивных технологий / И. С. Нефелов // Ремонт. Восстановление. Модернизация. – 2018. – № 11. – С. 15–17.
9. Skvortsova S. V., German M. A., Spektor S. V. Structure and Properties of Alloy Ti–6Al–4V Samples Fabricated by 3D Printing // Russian Metallurgy (Metally), Pleiades Publishing, Ltd. – 2019 - Vol. 2019 - №9 - pp. 863-872
10. Konovalov S., Gromov V., Panchenko I. Fatigue-induced evolution of AISi 310S steel microstructure after electron beam treatment // Materials. 2020. V. 13, No. 20. P. 1-13.
11. Geng Y., Konovalov, S.V., Chen X. Research status and application of the high-entropy and traditional alloys fabricated via the laser cladding // Progress in Physics of Metals. 2020. V. 21, No. 1. P. 26–45.
12. Nevskii S., Sarychev V., Konovalov S. et al. Wave instability on the interface coating/substrate material under heterogeneous plasma flows // Journal of Materials Research and Technology. 2020. V. 9, No. 1. P. 539-550.
13. Konovalov S., Osintsev K., Golubeva A. et al. Surface modification of Ti-based alloy by selective laser melting of Ni-based superalloy powder // Journal of Materials Research and Technology. 2020. V. 9, No. 4. P. 8796-8807.
14. 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. P. 1083-1085.
15. Ageev E.V., Ugrimov A.S., Latypov R.A. Metallurgical features of the manufacture of hard-alloy powders by electroerosive dispersion of a T15K6 alloy in butanol // Russian metallurgy (Metally). 2016. T. 2016. № 12. P. 1155-1157.
16. Ageev E.V., Ageeva E.V., Latypov R.A. Investigation into the properties of electroerosive powders and hard alloy fabricated from them by isostatic pressing and sintering // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2015. T. 56. № 1. P. 52-62.
17. Ageev E. V., Ageeva E. V. Properties of the Coatings Fabricated by Plasma-Jet Hard-Facing by Dispersed Mechanical Engineering Wastes // Russian Metallurgy (Metally). 2018. V. 2018, No. 6. P. 573–575.
18. Latypov R.A., Ageev E.V., Altukhov A.Y., Ageeva E.V. Manufacture of cobalt–chromium powders by the electric discharge dispersion of wastes and their investigation // Russian metallurgy (Metally). 2018. T. 2018. № 12. P. 1177.
19. 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. № 6. P. 577.

УДК 621.74

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-26-30

*И. О. Леушин, Л. И. Рябова, У. Ш. Вахидов, А. Ю. Субботин, А. А. Шилиев***ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕРИАЛА ИЗНОШЕННЫХ АВТОМОБИЛЬНЫХ ШИН
ДЛЯ НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ СИНТЕТИЧЕСКОГО ЧУГУНА
ИНДУКЦИОННОЙ ВЫПЛАВКИ****Нижегородский государственный технический университет****им. Р. Е. Алексеева**

e-mail: igoleu@yandex.ru

Важнейшей операцией выплавки синтетического чугуна является науглероживание стального расплава, осуществляемое с помощью карбюризатора, или науглероживателя, – материала, содержащего углерод. При выборе материала карбюризатора на производстве руководствуются такими требованиями к нему, как высокая скорость и степень усвоения углерода расплавом, низкая зольность, а также небольшой расход, доступность и минимальная цена. Авторами статьи выполнен критический анализ вариантов карбюризатора по материалам открытых источников. В центре их внимания находится задача замены использования дефицитных углеродсодержащих материалов в качестве карбюризатора для науглероживания синтетического чугуна без снижения его качества в части эффективности науглероживания металла и чистоте получаемого чугуна по примеси серы, а также повышения экологической безопасности за счет использования в литейно-металлургическом производстве углеродсодержащих отходов промышленного происхождения. Предложен карбюризатор для науглероживания синтетического чугуна, не требующий длительной и трудоемкой подготовки к применению, характеризующийся доступностью, высокой степенью усвоения углерода расплавом и небольшим расходом, представляющий собой изношенные автомобильные шины, разделанные до кусков размерами 5,0–50,0 см. Проведенные опытно-промышленные испытания материала подтвердили эффективность его использования и целесообразность внедрения.

Ключевые слова: синтетический чугун, карбюризатор, индукционная плавка, изношенные автомобильные шины

*I. O. Leushin, L. I. Ryabova, U. Sh. Vakhidov, A. Yu. Subbotin, A. A. Shilyaev***THE USE OF THE MATERIAL OF WORN CAR TIRES FOR CARBON
MONOXIDE OF SYNTHETIC CAST IRON OF INDUCTION MELTING****Nizhniy Novgorod State Technical University named after R. E. Alekseev**

The most important surgery for the smelting of synthetic cast iron is the speed of a steel melt, carried out using a carburizer, or a carbonate - material containing carbon. When choosing the material of the carburizer in production, they are guided by such requirements for it as high speed and degree of assimilation of carbon by melt, low ash content, as well as low consumption, availability and minimum price. The authors of the article performed a critical analysis of the variants of the carburizer based on the materials of open sources. The focus of their attention is the task of replacing the use of scarce carbon-containing materials as a carburizer for scum for synthetic cast iron without reducing its quality in terms of the efficiency of the metal of the metal and the purity of the resulting impurities of sulfur, as well as the increase in environmental safety due to the use of carbon-containing waste-containing waste of industrial origin. A carburizer for carburization of synthetic cast iron has been proposed, which does not require long-term and time-consuming preparation for use, characterized by accessibility, a high degree of assimilation of carbon by melt and a small consumption, which is worn out car tires, cut to pieces of 5,0–50,0 cm in size. Conducted experimental tests of the material confirmed the efficiency of its use and expediency implementation.

Keywords: synthetic cast iron, carburizer, induction melting, worn car tires

Как известно, синтетическим принято считать чугун с заданным химическим составом и физико-механическими свойствами, полученный путем металлургического обогащения стального расплава углеродом, кремнием, марганцем и другими химическими элементами в необходимых пропорциях, а также высокотемпературной обработки [1–2].

Из такого чугуна изготавливают различные детали ответственного и особо ответственного назначения, например, локомотивные и вагонные колодки, фрикционные клинья, коленчатые валы, блоки цилиндров, головки блока двигателей внутреннего сгорания и другие, работающие при высоких силовых нагрузках и повышенных температурах.

Выплавка синтетического чугуна чаще всего ведется в электрических индукционных печах. При этом в составе шихты используют стальной лом, возврат собственного производства, листовую обрезь, высежку тонколистовой стали, стружку и другие низкосортные дешевые стальные отходы. Для доводки химического состава чугуна по отдельным элементам применяют соответствующие ферросплавы и карбюризаторы, а в некоторых случаях для улучшения характеристик выплавляемого чугуна, например, по содержанию в расплаве газов и неметаллических включений – технологические добавки и присадки.

Важнейшей операцией выплавки синтетического чугуна является науглероживание стального расплава, осуществляемое с помощью карбюратора, или науглероживателя. – материала, содержащего углерод. При выборе материала карбюратора на производстве руководствуются такими требованиями к нему, как высокие скорость и степень усвоения углерода расплавом, низкая зольность, а также небольшой расход, доступность и минимальная цена.

Традиционно в качестве карбюратора используют отходы производства графитовых изделий, например, графитовых электродов для дуговых электропечей, природный графит, кокс, термоантрацит. Однако эти материалы имеют недостатки. Отходы производства графитовых изделий и природный графит, имея невысокую зольность (до 0,5 %) и небольшой расход, при условии подбора соответствующего гранулометрического состава обеспечивают достаточно высокую и стабильную степень усвоения углерода стальным расплавом, достигающую уровня 75–95 %, быстро растворяясь в металле, но относятся к дефицитным и достаточно дорогим материалам. Кокс и термоантрацит также дефицитны и дороги, но в дополнение к этому характеризуются относительно большим расходом, высокой зольностью (8–15 %), низкой степенью усвоения углерода (60–75 %), а также содержат в своем составе повышенное количество серы (0,5–1,5 %), являющейся для чугуна вредной примесью и препятствующей эффективному модифицированию [1].

В открытых информационных источниках встречаются упоминания об использовании в качестве карбюратора синтетического чугуна и других углеродсодержащих техногенных отходов. Так, например, авторами защищенного технического решения [3] предлагается

к практической реализации способ производства синтетического графитизированного чугуна, согласно которому в процессе выплавки металл охлаждают до 1380–1420 °С, сливают в ковш, в который предварительно загружают ферросилиций и отсеивают сухой тушения кокса, в количестве 0,5–1,0 кг на тонну металла. Известно и об опыте использования в качестве карбюратора для науглероживания синтетического чугуна обезвоженных «хвостов» от флотации угольной «пены» с электролизных ванн алюминиевого производства [4]. Их общими недостатками являются труднодоступность материала, повышенный расход углеродсодержащего материала и низкая степень усвоения углерода металлическим расплавом, а для [4] еще и неконтролируемое присутствие в составе карбюратора фторидов натрия, кальция, магния и глинозема, неизбежно повышающее зольность и шлакообразование при выплавке чугуна, и необходимость дополнительных операций окомкования или брикетирования материала перед применением по причине неподходящего исходного состояния (пена, мелкодисперсная осыпь).

Заслуживают внимания и решения, ориентированные на интенсификацию процесса науглероживания синтетического чугуна. Так, например, в 2006 году группой исследователей Нижегородского государственного технического университета совместно с представителями ОАО «РУМО» (г. Нижний Новгород) для повышения скорости и увеличения степени усвоения углерода, исключения спелеобразования и снижения содержания серы в металле в ходе индукционной плавки на синтетический чугун было предложено совместно со штатным карбюратором – традиционным углеродсодержащим материалом – вводить на зеркало металла карбонаты щелочноземельных металлов [5, 6].

По мнению авторов разработки, основная роль здесь отводится ряду известных химических реакций газификации углерода и взаимодействия углерода с оксидами железа, а также гетерофазной реакции цементации с участием газовой фазы CO и CO₂, при которой осуществляется переход углерода в жидкую фазу по реакции Белла-Будуара. Данный способ производства синтетического чугуна не получил широкого практического распространения из-за сложности обеспечения необходимых температурных диапазонов протекания ключевых химических реакций при ведении индукционной плавки.

В последние годы на производстве для одновременных науглероживания и модифицирования металлического расплава на синтетический чугун активно применяют комплексные смеси, содержащие углерод и кремний в определенном соотношении и довольно широких интервалах. При этом, например, согласно [7], кремний содержится в составе смеси в виде карбида кремния металлургического и/или его шламов, а углерод – в виде термообработанных углеродсодержащих материалов электродного производства и/или графита.

Однако такой подход тоже не свободен от очевидных минусов. Дело в том, что закись железа (FeO), неизбежно присутствующая в металлической части шихты, кремнием восстанавливается при температурах, меньших 1500°C , а углеродом – соответственно больших этого уровня. В этой связи одновременное присутствие в составе комплексной смеси углерода и кремния существенно увеличивает риски повышенного угара углерода и, как следствие, снижения эффективности науглероживания. Помимо этого достаточно широкий диапазон содержания углерода и кремния в комплексной смеси не способствует стабильности, достаточности степени усвоения углерода металлическим расплавом и надежности получения чугуна требуемых химического состава и структуры.

Авторами данной статьи ставилась задача замены использования дефицитных углеродсодержащих материалов в качестве карбюризатора для науглероживания синтетического чугуна без снижения его качества в части эффективности науглероживания металла и чистоте получаемого чугуна по примеси серы, а также повышения экологической безопасности за счет использования в литейно-металлургическом производстве углеродсодержащих отходов промышленного происхождения. В результате ее решения нужно было предложить для применения в производстве карбюризатор для науглероживания синтетического чугуна, не требующий длительной и трудоемкой подготовки к применению, характеризующийся доступностью, высокой степенью усвоения углерода расплавом и небольшим расходом.

Свое внимание исследователи обратили на материал изношенных автомобильных шин – весьма распространенного отхода техногенного происхождения, запасы которого практически неисчерпаемы. По данным информационно-аналитического агентства Cleandex, ежегодно

в России выбрасывается более 1 млн т изношенных автопокрышек и с увеличением выпуска автомобилей этот объем только вырастет [8]. Из всех изношенных автомобильных шин только малая часть идет на переработку, остальная – на захоронение, требующее расширения действующих или создания новых полигонов для этих техногенных отходов. Отсюда остро стоит задача их рециклинга с целью повторного использования.

В то же время основным компонентом состава изношенных автомобильных шин является синтетическая резина, или резиновая смесь. Ее доля в материале шин легковых автомобилей достигает 86 %, соответственно грузовых – 85 % и более. Кроме нее в составе шин имеются стальная проволока, удерживающая обод (для легковых автомобилей до 10 %, грузовых до 15 %), и текстильный корд (для легковых автомобилей около 4 %, грузовых – менее 0,05 %). В свою очередь синтетическая резина более чем на 90 % представляет собой высокомолекулярный углеводород, претерпевающий термодеструкцию в интервале температур $300\text{--}700^\circ\text{C}$, выделяющий углерод и воду в условиях недостатка кислорода. Все это дает достаточные основания считать, что материал изношенных автомобильных шин, как содержащий в своем составе высокую долю углерода, имеет существенный потенциал для использования в качестве карбюризатора.

Для проверки данной гипотезы выполняли опытно-экспериментальную работу. На предварительном этапе с целью подготовки к использованию изношенные автомобильные шины разделяли на фрагменты на площадке специализированного предприятия. Разделка была необходима для получения кусков требуемого размера и отделения резиновой и текстильной составляющих материала шин от стальной проволоки. Наименее затратным из известных способов такой разделки является механический, предусматривающий последовательно вырезку бортового кольца на борторезательном станке с последующим выжиманием стальной проволоки из вырезанного кольца шины с помощью специального станка; разгонку, или развертку, – резку шины дисковыми ножницами на длинную ленту шириной 3–5 см по спирали и рубку полученной ленты на куски требуемого размера механическими ножницами или на чипсоре. Резка автошин на кольца или по спирали может быть выполнена гидравлическими ножницами,

прессами-гильотинами или механическими резаками. Возможна разделка шин сегментным способом.

Дополнительно оценивали зольность материала методом сжигания согласно ГОСТ ISO 247-1–2021. Массовая доля золы изношенных автомобильных шин по результатам измерений оказалась равной 11 %, что соответствует уровню этого показателя для кокса и термоантрацита и существенно превышает таковой для отходов графитовых изделий.

После этого проводили серию опытных плавов синтетического чугуна из расчета на 100 кг на марку СЧ25 ГОСТ 1412 в индукционной печи ИСТ-016 для определения оптимальных размеров кусков карбюризатора. Предварительно механически разделанные куски изношенных автомобильных шин загружали

в рабочую емкость печи и засыпали стальной высежкой. По ходу плавов регулярно снимали шлак. Модифицирование получаемого чугуна проводили в ковше ферросиликобариом марки ФС65Ба4 ТУ 14-5-160–2006 при температуре 1450 °С, затем металл разливали в литейные формы из холодно-твердеющей смеси.

Для различных размеров фракции карбюризатора фиксировали длительность проведения плавов, фактический расход карбюризатора и степень усвоения углерода карбюризатора металлом, кроме того контролировали содержание серы в получаемом чугуне и глубину отбела на клиновой технологической пробе.

Для сравнения испытывали бой графитовых электродов дуговых электропечей размерами 5,0–10,0 см. Результаты представлены в таблице.

Результаты испытаний

Показатели технологии	Бой графитовых электродов дуговых электропечей	Изношенные автомобильные шины				
		1	2	3	4	5
Размер кусков, см	5,0–10,0	менее 5,0	5,0–10,0	10,0–30,0	30,0–50,0	более 50,0
Длительность плавки, мин	30	40	30	30	25	40
Фактический расход карбюризатора на плавку, кг	2,0	3,5	2,0	2,0	2,0	4,3
Степень усвоения углерода металлом, %	75	64	77	90	82	60
Глубина отбела чугуна по клиновой пробе, мм	10	20	7	5	8	15
Содержание серы в чугуне, % (согласно ГОСТ 1412 не более 0,15 %)	0,07	0,13	0,08	0,08	0,07	0,12
Особенности плавки	активное шлакообразование	активные шлакообразование и выделение дыма	–	–	–	спелеобразование при выпуске металла в ковш и литейные формы

Как показали опытные плавки, использование кусков изношенных автомобильных шин размерами менее 5,0 см приводит к существенному снижению степени усвоения углерода, активному шлакообразованию и выделению дыма, а применение кусков размерами более 50,0 см затрудняет их полную засыпку металлической частью шихты при подготовке к ведению плавки и способствует спелеобразованию при выпуске металла в ковш и литейные формы, что в конечном итоге уменьшает степень усвоения углерода расплавом.

Наилучшие результаты по степени усвоения углерода металлом и глубине отбела на клиновой пробе показали варианты 2–4, соответствующие размерам кусков изношенных автомобильных шин 5,0–50,0 см.

Для них длительность плавки до достижения необходимой марки чугуна составила 25–30 мин, расход карбюризатора – 2,0 кг на 100 кг металла при удовлетворительном содержании серы в металле.

Выводы

С целью применения в действующем производстве предложен карбюризатор для науглероживания синтетического чугуна, не требующий длительной и трудоемкой подготовки к применению, характеризующийся доступностью, высокой степенью усвоения углерода расплавом и небольшим расходом, представляющий собой изношенные автомобильные шины, разделанные до кусков размерами 5,0–50,0 см. Проведенные опытно-промышленные испытания материала подтвердили эффективность его использования и целесообразность внедрения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шумихин, В. С. Синтетический чугун / В. С. Шумихин, П. П. Лузан, М. В. Жельнис. – Киев : Наукова думка, 1971. – 159 с.
2. Разработка эффективной технологии получения синтетического чугуна в индукционной тигельной печи / М. Р. Туракулов [и др.] // Universum: технические науки: электрон. научн. журн. – 2022. – № 6 (99). – URL: <https://7universum.com/ru/tech/archive/item/13923> (дата обращения: 15.05.2025).

3. Патент 2186123 Российская Федерация, МПК C21C 1/10, C21B 11/10. Способ производства синтетического графитизированного чугуна / Курганов В. И. [и др.] ; заявитель и патентообладатель ОАО «Северсталь». – № 200012544/02, заявл. 26.09.2000; опубл. 27.02.2002.

4. Авторское свидетельство СССР 1018976, МПК C21C 1/10. Карбюризатор для науглероживания синтетического чугуна / Нейгебауэр Г. О. [и др.] ; заявители и патентообладатели Нейгебауэр Г. О. [и др.]. – № 3380268, заявл. 11.01.1982; опубл. 23.05.1983.

5. Патент 2324742 Российская Федерация, МПК C21C 1/10. Способ производства синтетического чугуна / Егоров В. А. [и др.] ; заявители и патентообладатели ОАО «РУМО», ГОУ ВПО Нижегородский государственный технический университет. – № 2006126857/02, заявл. 24.07.2008; опубл. 20.05.2008. Бюл. № 14.

6. Влияние газовой фазы на процесс науглероживания / И. О. Леушин, Н. Ю. Голубев, С. В. Калистов [и др.] // Литейщик России. – 2007. – № 7. – С. 23–26.

7. Патент № 2395589 Российская Федерация, МПК C21C 1/00, C21C 1/10. Способ выплавки железоуглеродистых сплавов в индукционных печах [Текст] / Подольчук А. Д. [и др.] ; заявитель и патентообладатель ООО «НЛАН». – № 2007129387/02, заявл. 01.08.2007 ; опубл. 27.07.2010, Бюл. № 21.

8. Информационно-аналитическое агентство Cleandex [Электронный ресурс]. URL: <http://www.cleandex.ru/> (дата обращения: 10.05.2025).

УДК 621.74.01

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-30-37

*А. С. Савинов¹, Н. А. Феоктистов¹, И. В. Михалкина¹
А. В. Сулицин², Р. А. Козлов¹*

ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН КРУПНОГАБАРИТНОГО ЛИТЬЯ

¹ Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

e-mail: savinov_nis@mail.ru

В работе рассмотрена возможность компьютерного моделирования напряженного состояния крупногабаритных отливок с развитой поверхностью на примере отливки «Колонна». В ходе выполнения исследований изучены и обозначены условия возникновения напряженного состояния тела отливки. Отмечено, что результатом действия напряжений является нарушение сплошности тела отливки при образовании горячих трещин.

Проведен анализ причин трещинообразования в отливке «Колонна» путем компьютерного моделирования процессов заливки и кристаллизации. Анализ динамики кристаллизации и изменения прочностных характеристик конструктивных элементов отливки позволил выявить причины образования дефектов по горячим трещинам в ней. Установлено, что предел прочности сплава нарастает в первую очередь в ребрах жесткости, и наружные стенки отливки практически не оказывают влияния на напряженно-деформированное состояние (НДС) изделия в процессе его кристаллизации и охлаждения. Нарушение сплошности возникает от силового взаимодействия ребер с литейным стержнем.

В работе математически описана взаимосвязь геометрических параметров ребер жесткости с возникающими в них напряжениями вследствие силового взаимодействия отливки с литейным стержнем. Определено, что технологически допустимая величина изменения геометрии ребра жесткости, равная 100 мм, приводит к снижению возникающих напряжений на 30 %.

Внедрение изменения геометрии конструктивного элемента подтвердило эффективность технологических рекомендаций, исключив нарушение сплошности стенки отливки при образовании дефектов по горячим трещинам в изделии, что подтверждено актом внедрения.

Ключевые слова: отливка, напряженное состояние, горячие трещины, ребра жесткости, моделирование

A. S. Savinov¹, N. A. Feoktistov¹, I. V. Mikhalkina¹, An. V. Sulitsin², R. Al. Kozlov¹

PREVENTION OF HOT CRACKS OF LARGE-SIZED CASTING

¹ Nosov Magnitogorsk State Technical University

² Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin

The paper examines the possibility of computer modeling of the stressed state of large-sized castings with a developed surface using the example of the “Column” casting. During the research, the conditions for the occurrence of a stressed state of the casting body were studied and identified. It is noted that the result of stress is a violation of the continuity of the casting body during the formation of hot cracks.

An analysis of the causes of cracking in the “Column” casting was carried out using computer modeling of the pouring and crystallization processes. Analysis of the dynamics of crystallization and changes in the strength characteristics of the structural elements of the casting made it possible to identify the reasons for the formation of defects along hot cracks in it. It has been established that the tensile strength of the alloy increases primarily in the stiffening ribs, and the outer walls of the casting have virtually no effect on the stress-strain state (SSS) of the product during its crystallization and cooling. Continuity failure occurs from the force interaction of the ribs with the casting core. The work mathematically describes the relationship between the geometric parameters of the stiffeners and the stresses arising in them due to the force interaction of the casting with the casting core. It has been determined that the technologically permissible amount of change in the geometry of the stiffener, equal to 100 mm, leads to a reduction in the resulting stresses by 30%.

The introduction of changes in the geometry of the structural element confirmed the effectiveness of the technological recommendations, eliminating the violation of the continuity of the casting wall due to the formation of defects along hot cracks in the product, which was confirmed by the implementation certificate.

Keywords: casting, tense state, hot cracks, stiffeners, modeling

Введение

В процессе затвердевания и охлаждения отливки в литейной форме ее стенки испытывают напряженное состояние, критическое значение которого приводит к нарушению сплошности тела отливки. Возникновение напряжений обусловлено неравномерным охлаждением по толщине стенки изделия, усадочными процессами в нем, а также силовым взаимодействием между отливкой и формой [1–4]. Результатом действия этих напряжений в отливке нередко является ее коробление, а также образование горячих и холодных трещин [5–7].

Управление напряженным состоянием отливки в форме возможно за счет варьирования различных технологических факторов: сопротивление деформации формы, компонентный состав формовочной смеси, температура заливки и др. Как следствие, требуется получение научного знания по влиянию технологических факторов на ту или иную составляющую полного напряженного состояния литой заготовки в процессе ее получения.

Особую сложность в моделировании напряженного состояния представляют крупногабаритные отливки с развитой поверхностью, где на формирование критических напряжений

может оказывать влияние одновременно несколько технологических факторов. Рассмотрим формирование напряженного состояния на примере изготовления отливки «Колонна», производимой на одном из машиностроительных предприятий Российской Федерации.

Постановка задачи исследования

Была исследована технология изготовления отливки «Колонна» из серого чугуна марки СЧ 20 [8] чистой массой 1720 кг. Данное изделие служит для опирания рабочих элементов станков с числовым программным управлением. Трехмерная модель отливки, полученная для компьютерного моделирования, представлена на рис. 1.

Известно, что в процессе изготовления отливки «Колонна» на углах ее ребер жесткости, расположенных на внутренней поверхности, образуются горячие трещины (рис. 2).

Очевидно, что нарушение сплошности тела отливки происходит, когда величина литейных напряжений, обусловленных действием усадочных процессов, фазовых превращений и неравномерным распределением температур, превышает предел прочности образовавшейся корочки металла на поверхности ребра.

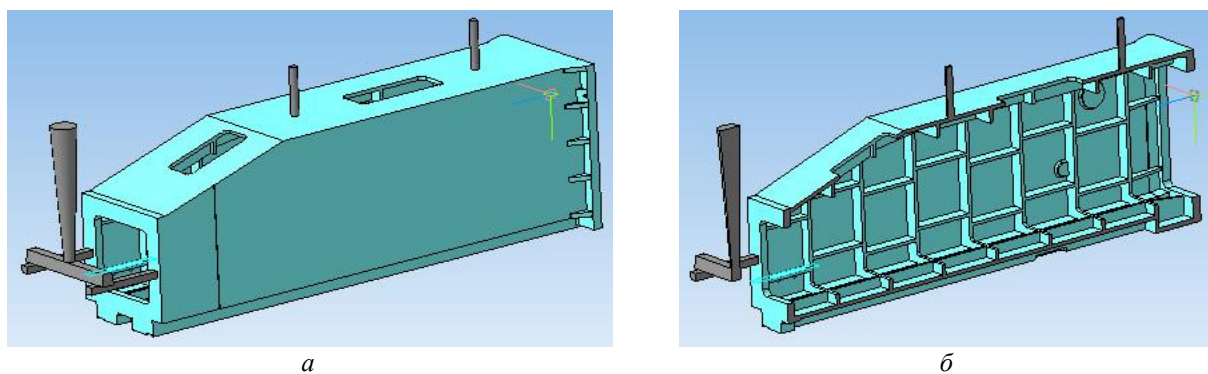


Рис. 1. Трехмерная модель отливки с литниково-питающей системой (а) и разрез модели отливки (б)

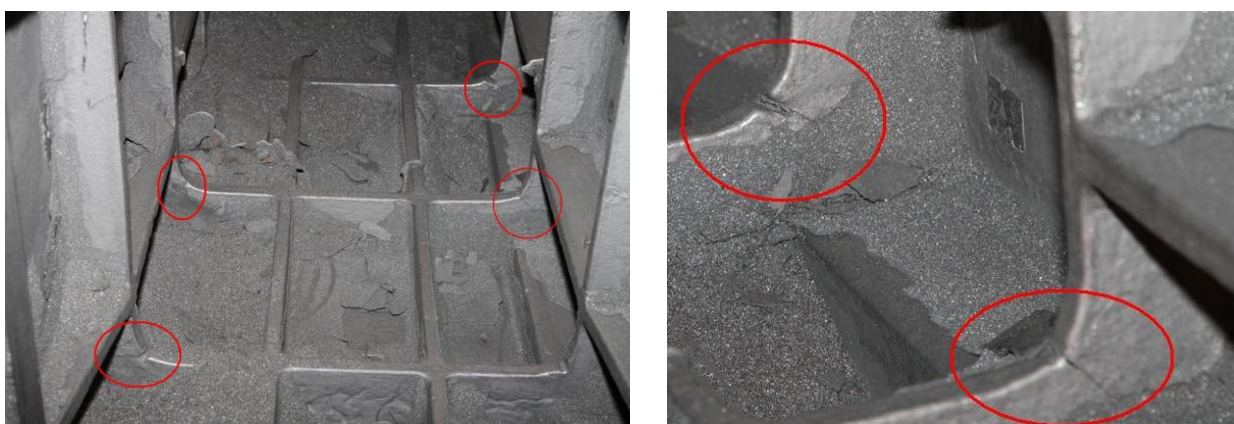


Рис. 2. Трещины, образующиеся на внутренних ребрах жестки отливки «Колонна»

С целью анализа причин трещинообразования в исследуемом объекте провели компьютерное моделирование процессов заливки и кристаллизации отливки «Колонна» в системе моделирования литейных процессов LVMFlow. В процессе кристаллизации отслеживали динамику нарастания корочки металла в участках образования горячих трещин – в углах ребер жесткости.

Проведение исследований

Было проведено базовое компьютерное моделирование отливки «Колонна» по существующей на производстве технологии ее изготовления. При моделировании задавались следующие технологические условия:

- материал отливки – серый чугун СЧ 20;
- тип формы – песчаная (ПГФ, ХТС);
- температура заливки металла 1350 °С;
- толщина стенки формы (между отливкой и стенкой опоки) 250 мм.

Результаты моделирования представлены в виде цветового кодирования на рис. 3.

Анализ результатов, полученных при моделировании (рис. 3), показал, что при затвердевании отливки в первую очередь кристаллизуются ее ребра жесткости на 8-й минуте от окончания заливки (рис. 3, а), набирая при этом прочность (рис. 3, б) выше, чем в наружных стенках отливки, и не давая образовываться горячим трещинам на плоских протяженных основных стенках отливки.

Анализ результатов показал, что в первую очередь предел прочности сплава нарастает в ребрах жесткости, поскольку они охлаждаются в первую очередь. Как следствие, влияние на напряженное состояние ребра, подвергнутого трещинообразованию, наружные стенки отливки не оказывают. Нарушение сплошности возникает от силового взаимодействия ребер с литейным стержнем при возникновении радиальных и окружных напряжений.

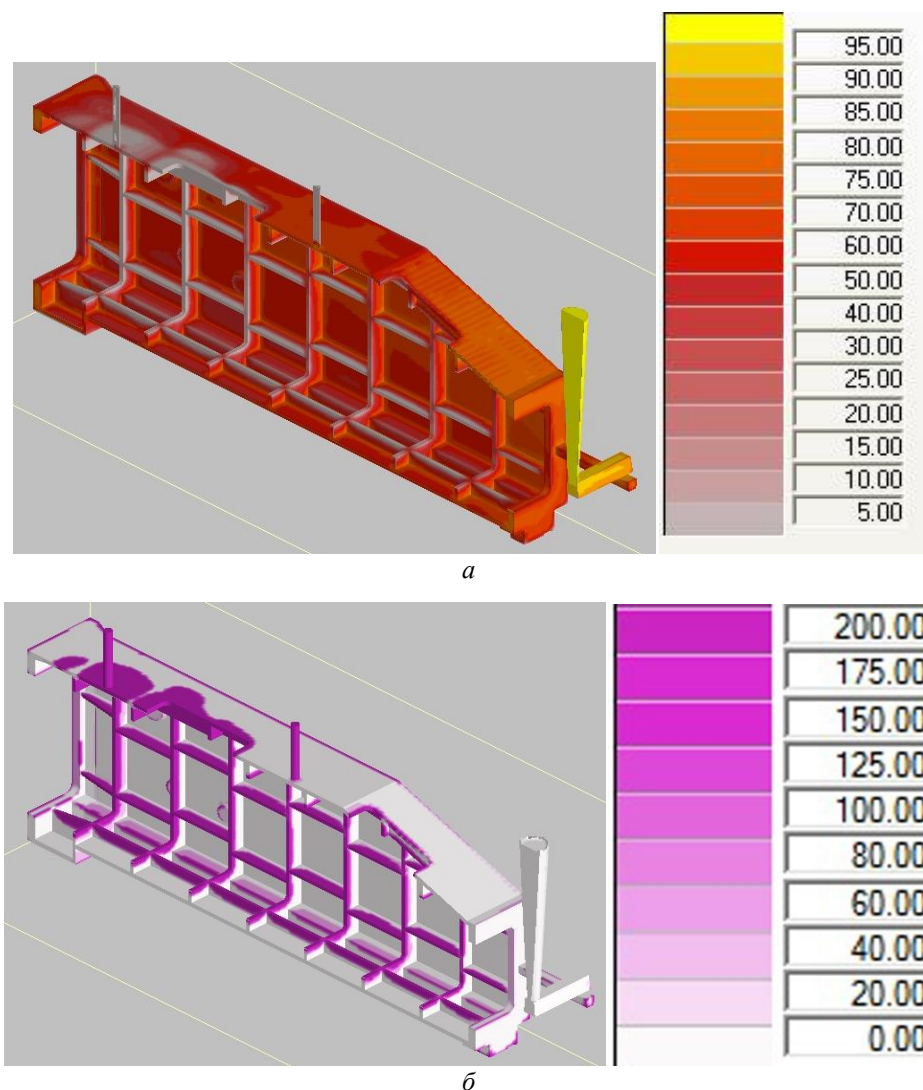


Рис. 3. Результаты компьютерного моделирования отливки «Колонна»:
 а – распределение жидкой фазы в отливке; б – величина предела прочности отливки

Провели качественную оценку нарастания предела прочности в теле ребер жесткости в зависимости от времени, начиная с 8-й минуты после окончания заливки чугуна (рис. 4). Из рисунка видно, что нарастание предела прочности в ребре происходит неравномерно (цветовое кодирование соответствует рис. 3, б), а именно, в угле ребра жесткости динамика нарастания предела прочности менее интенсивная, чем по его плоскости. Это говорит о том, что твердая корочка по плоскости нарастает быстрее, чем в угле.

Вследствие нарастания механических ха-

рактеристик в более холодных участках ребра жесткости из-за возникающих усадочных процессов происходит разрыв образующейся корки в том месте, где меньше всего предел прочности металла (угол ребра) (рис. 2, 4).

Для уточнения возникающего напряженного состояния в местах нарушения сплошности тела отливки провели анализ силового взаимодействия литой заготовки с формой. Для чего разработана математическая модель [9], позволяющая оценивать комплекс возникающих напряжений в зависимости от геометрической конфигурации ребра жесткости отливки.

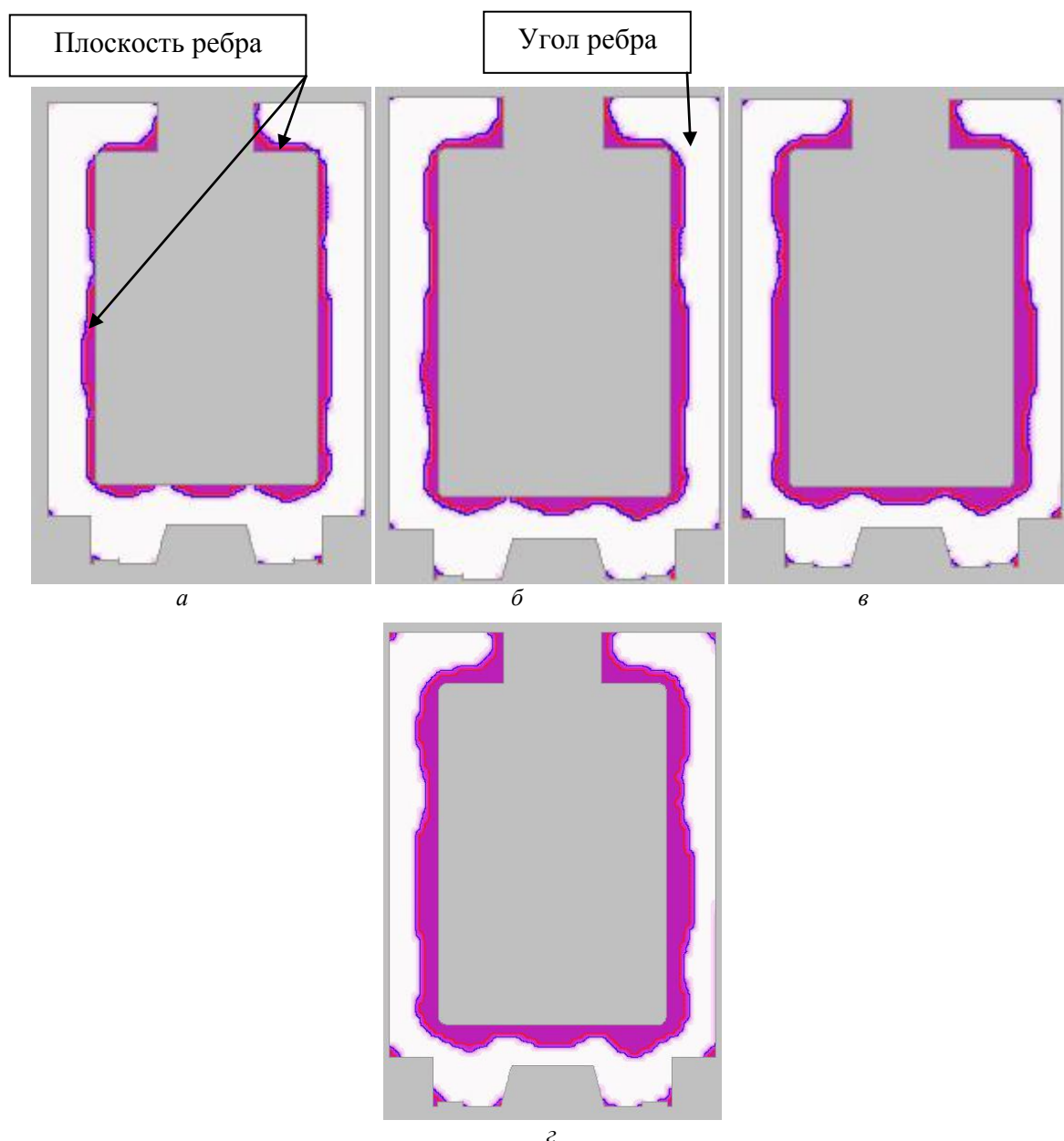


Рис. 4. Динамика нарастания предела прочности ребра жесткости во времени:
а – 8 мин; *б* – 9 мин 20 с; *в* – 10 мин 40 с; *г* – 12 мин

Применив модель к геометрическим параметрам ребра жесткости отливки «Колонна», была получена математическая зависимость максимального напряжения от величины радиуса ребра жесткости, выраженная в процентном выражении от начальной величины критических напряжений, при которых происходит разрушение. Графическое выражение зависимости представлено на рис. 5.

Изменение геометрического параметра x , представленного в уравнении, схематично изображено на рис. 5.

Таким образом, по представленной на рис. 5 зависимости видно, что увеличение радиуса (на

величину x) приводит к снижению возникающих напряжений в ребре жесткости.

Консультации с технологами предприятия выявили, что в производственных условиях возможно увеличение параметра x на 100 мм без потери конструктивной жесткости изделия. При этом согласно представленной на рис. 5 зависимости, происходит снижение величины критических напряжений на 30 %.

Провели компьютерное моделирование с теми же граничными и технологическими условиями, но с измененным радиусом ребра жесткости на величину $x = 100$ мм. Результаты моделирования представлены на рис. 6.

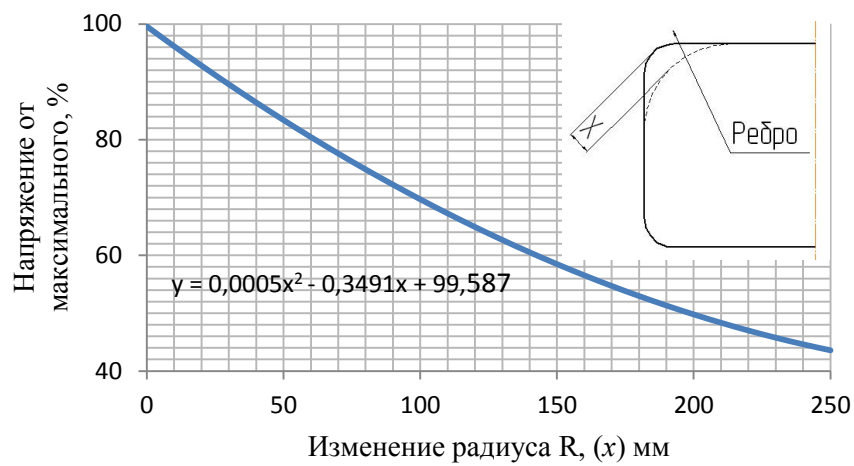


Рис. 5. Изменение напряжений в угле ребра жесткости в процентном соотношении от максимальной величины в зависимости от изменения его радиуса

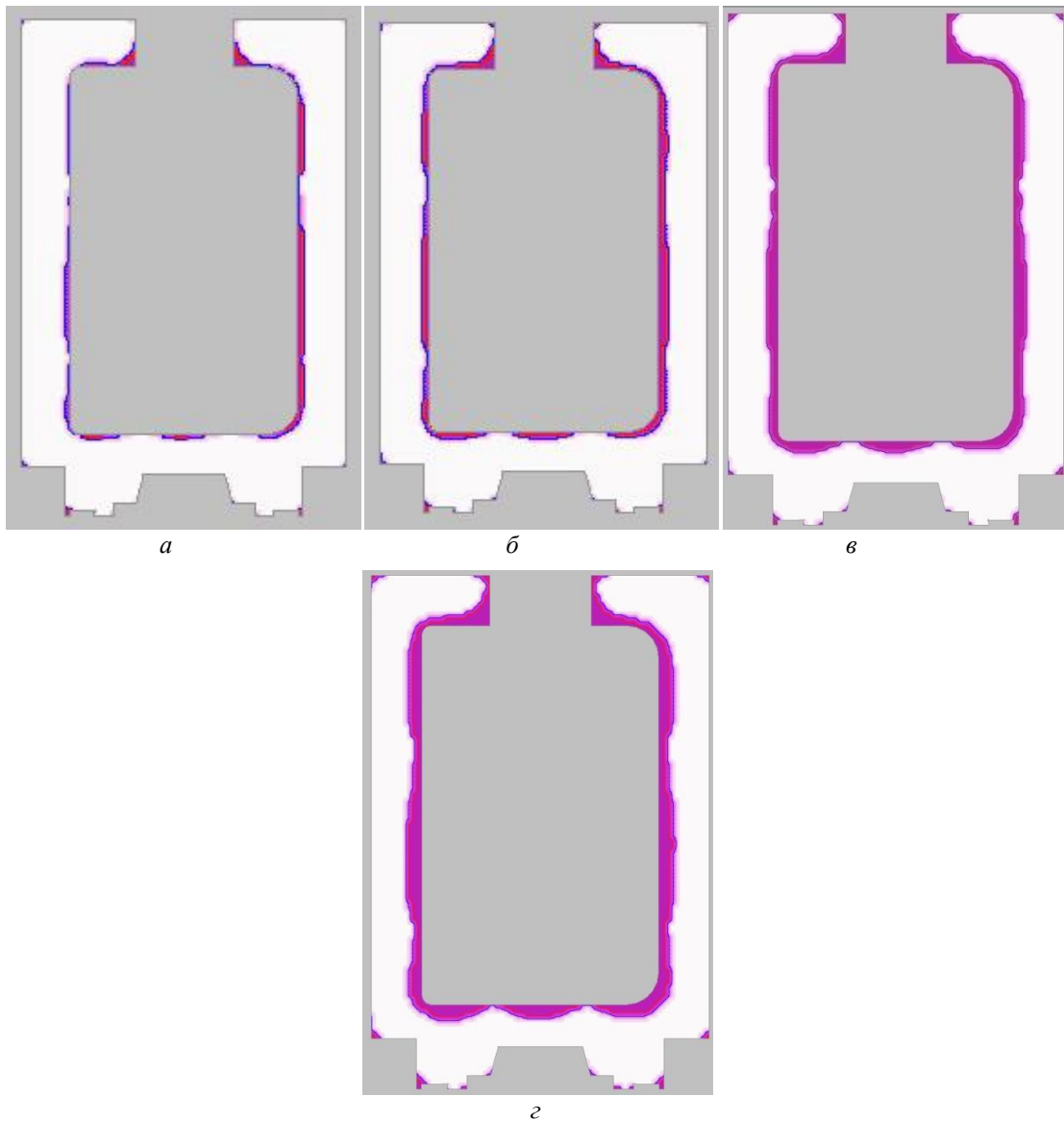


Рис. 6. Динамика нарастания предела прочности ребра жесткости во времени (с измененными радиусами):
а – 8 мин; б – 9 мин 20 с; в – 10 мин 40 с; г – 12 мин

Анализируя результаты, можно сделать вывод о том, что динамика нарастания предела прочности в угле ребра (измененный радиус) существенно изменилась по сравнению с углом не измененного радиуса. Корочка нарастает более равномерно, что приводит к более однородному нарастанию прочностных характеристик металла по углу ребра, при одновременном снижении возникающих напряжений при силовом взаимодействии отливки с формой.

Мероприятия по устранению горячих трещин в отливке

Исходя из проведенных исследований, предложены следующие решения для устранения горячих трещин в ребре жесткости в отливке «Колонна»:

– установка холодильников в литейный стержень, повышающий теплоотвод с торцов ребра жесткости, что приведет к ускорению набора прочностных характеристик и предотвратит нарушение сплошности тела отливки [10]. Данное мероприятие значительно увеличивает трудозатраты в процессе изготовления стержней, что оказалось неприемлемо в условиях действующего производства;

– изменение геометрии ребра жесткости, что обеспечивает равномерное нарастание предела прочности по сечению ребра и снижение литейных напряжений, и как следствие, приводит к устранению горячих трещин в углах ребер жесткости.

Для устранения дефекта по нарушению сплошности тела отливки «Колонна» был выбран вариант с изменением их геометрических параметров.

Опытно-промышленное подтверждение полученных решений

Для подтверждения принятого решения был проведен промышленный эксперимент, по заливке литой заготовки с измененной геометрией ребра жесткости на величину $x = 100$ мм. При этом часть ребер оставили с первоначальными размерами. Результаты эксперимента представлены на рис. 7. Как видно из рисунка ребра с неизменной конфигурацией подверглись трещинообразованию с последующим высверливанием дефекта (рис. 7, а). Опытные и последующие отливки (рис. 7, а, б) с измененной геометрией ребер жесткости получены без дефектов.

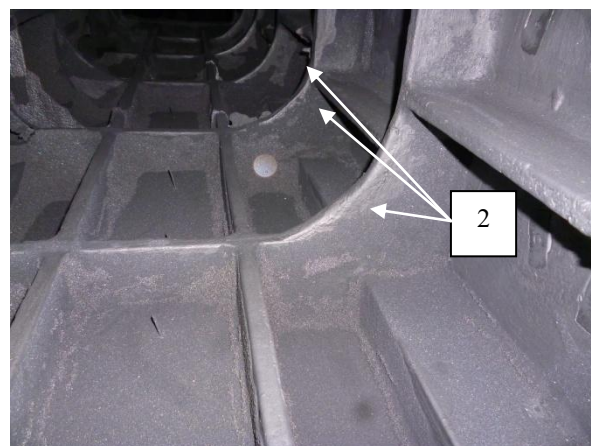
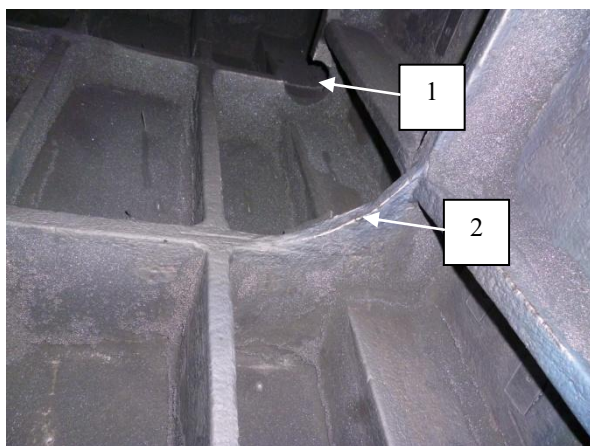


Рис. 7. Экспериментальные отливки «Колонна»:
1 – ребро с высверленной трещиной (без изменения радиуса); 2 – ребра с измененным радиусом

Выводы

Таким образом, в результате проведенной работы были получены следующие результаты:

1. Проведен анализ динамики кристаллизации и изменения прочностных характеристик конструктивных элементов отливки «Колонна», что позволило выявить причины образования дефектов по горячим трещинам в отливке.

2. Выявлена и математически описана взаимосвязь геометрических параметров ребер же-

сткости с возникающими в них напряженным состоянием вследствие силового взаимодействия отливки с литейным стержнем.

3. Рекомендована технологически приемлемая величина изменения геометрии ребра жесткости, равная 100 мм. Что привело к снижению возникающих напряжений на 30 %.

4. Проведена опытно-промышленная апробация полученного решения, показавшего эффективность предложенного мероприятия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Савинов, А. С. Определение напряжений в кристаллизующемся слое стенки отливки / А. С. Савинов, А. С. Тубольцева // Теория и технология металлургического производства. – 2014. – № 1. – С. 61–63.
2. Константинов, Л. С. Напряжения деформации и трещины в отливках / Л. С. Константинов, А. П. Трухов. – М. : Машиностроение, 1981. – 199 с.
3. Константинов, Л. С. Рассредоточение усадочной информации как метод предотвращения горячих трещин в отливках / Л. С. Константинов, В. Д. Илюхин // Литейное производство. – 1975. – № 1. – С. 20–21.
4. Трухов, А. П. Расчет склонности оливок к образованию горячих трещин / А. П. Трухов // Литейное производство. – 1980. – № 10. – С. 4–6.
5. Баландин, Г. Ф. Теория формирования отливки. Основы тепловой теории затвердевания и охлаждения отливки : учебник / Г. Ф. Баландин. – М. : МГТУ, 1998. – 359 с.

6. Баландин, Г. Ф. Реологическое исследование трещиностойчивости отливок во время их затвердевания / Г. Ф. Баландин, Л. П. Каширцев // Литейное производство. – 1978. – № 1. – С. 5–8.
7. Степанов, Ю. А. Роль трения отливки о форму при образовании горячих трещин / Ю. А. Степанов // Изв. Вузов. Машиностроение. – № 4. – 1960. – С. 86–94.
8. ГОСТ 1413–85. Чугун с пластинчатым графитом для отливок: национальный стандарт Российской Федерации. – Москва : ИПК Изд-во Стандартов, 2004. – 5 с.
9. Савинов, А. С. Методологические основы оценки и прогнозирования напряженно-деформированного состояния системы «отливка – форма» для предупреждения образования горячих трещин в фасонных отливках : дисс. ... д-ра техн. наук / Савинов А. С. – Магнитогорск, 2016. – 382 с.
10. Вдовин, К. Н. Определение внутренних усилий в отливке «Колонна» при ее силовом взаимодействии со стержнем / К. Н. Вдовин, А. С. Савинов, Н. А. Феоктистов // Прогрессивные литейные технологии. – М. : Лаборатория рекламы и печати, 2015. – С. 220–224.

УДК 621.742.45

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-37-40

Н. А. Кидалов, Н. В. Белова, А. А. Белов, Б. А. Буравов, С. Р. Поляк **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГИДРОКСОСИЛИКАТА МАГНИЯ** **НА СВОЙСТВА ПЕСЧАНО-ЖИДКОСТЕКОВЫХ СМЕСЕЙ***

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

В работе представлены результаты определения физико-механических свойств песчано-жидкостекловых смесей с добавлением гидроксисиликата магния. Установлено положительное влияние технологической добавки на формирование прочностных свойств исследуемых смесей и снижение остаточной прочности после прокаливания при температурах, характерных условиям получения фасонных отливок из железоуглеродистых сплавов.

Ключевые слова: песчано-жидкостекловая смесь, гидроксисиликат магния, физико-механические свойства, литейные стержни

N. A. Kidalov, N. V. Belova, A. A. Belov, B. A. Buravov, S. R. Polyak **STUDY OF THE EFFECT OF MAGNESIUM HYDROXOSILICATE** **ON THE PROPERTIES OF SAND-LIQUID GLASS MIXTURES**

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of determining the physical and mechanical properties of sand-liquid glass mixtures with the addition of magnesium hydroxysilicate. A positive effect of the technological additive on the formation of the strength properties of the studied mixtures and a decrease in residual strength after calcination at temperatures characteristic of the conditions for obtaining shaped castings from iron-carbon alloys was established.

Keywords: sand-liquid glass mixture, magnesium hydroxysilicate, physical and mechanical properties, casting cores

Применение органических связующих на основе синтетических смол в настоящее время является одним из наиболее распространенных процессов литья, привлекающих значительное внимание как отечественных, так и зарубежных производителей, что связано с высокой технологичностью данных смесей. Тем не менее, экологические проблемы, неудовлетворительные са-

нитарно-гигиенические условия на рабочих местах, а также сравнительно высокая стоимость материалов, используемых для обеспечения технологических процессов получения фасонных отливок с использованием песчано-смоляных смесей становятся причинами поиска более совершенных альтернатив. В этом контексте большим потенциалом обладают смеси

© Кидалов Н. А., Белова Н. В., Белов А. А., Буравов Б. А., Поляк С. Р., 2025.

* Исследование выполнено за счет средств программы развития ВолгГТУ «Приоритет 2030», в рамках научного проекта № 8/647-24.

на недефицитном и экологичном неорганическом связующем – натриевым жидком стекле, главной проблемой которых является неудовлетворительная выбиваемость из отливок. Несмотря на то, что отечественная история применения жидкостекольного связующего берет свое начало с середины XX века, данная проблема не получила действенного решения, обеспечивающего снижение остаточной прочности в широком интервале температур без ухудшения основных свойств, предъявляемых к формовочным и стержневым смесям. Учеными и практиками проведено множество исследований, направленных на совершенствование технологии изготовления жидкостекольных форм и стержней и улучшение их выбиваемости. Предпринимались различные варианты, которые в последствии стали отдельными научными направлениями, например, введение органических и неорганических добавок, деструкция которых приводит к нарушению целостности пленок связующего или терморасширяющихся добавок, методов физического воздействия, оптимизации составов и др. [1–5]. Учитывая вышеизложенное поиск новых материалов, обладающих комплексным влиянием на формирование физико-механических свойств песча-

но-жидкостекольных смесей по-прежнему актуален. Примером такого материала может послужить гидросиликат магния, синтезированный путем взаимодействия средних и основных солей магния с силикатом щелочного металла [6]. Одним из отличий гидросиликата магния от ранее известных литейному производству оксида магния и бишофита наличие в его структуре гидроксильных групп, закрепленных в силикатной кристаллической решетке, что обуславливает меньшую гигроскопичность данного материала и, как следствие сравнительно меньшую гигроскопичность песчано-жидкостекольной смеси.

В результате термогравиметрических исследований с использованием дериватографа Q-1500D (MOM, Венгрия) в атмосфере искусственного воздуха и рентгенофлуоресцентного анализа на энергодисперсионном спектрометре Shimadzu EDX-8000 было установлено, что терморазложение гидросиликата магния синтезированного при 23 ± 2 °C сопровождается двумя эндотермическими эффектами незначительным при 340 °C и ярко выраженным при 430 °C, совпадающим с началом активного разложения материала, удалением структурных гидроксильных групп [7] (рис. 1).

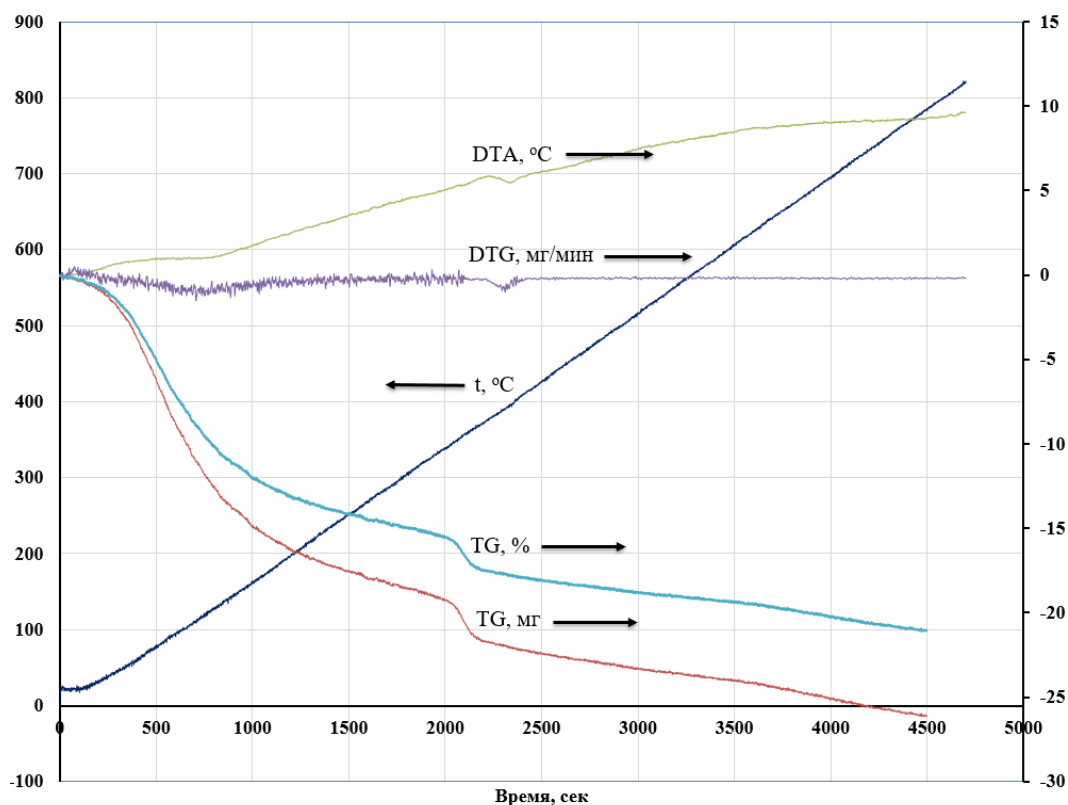


Рис. 1. Дериватограмма гидросиликата магния, при нагреве до 800 °C со скоростью 10 °C/мин в атмосфере искусственного воздуха

Следующим шагом было определение физико-механических свойств опытных песчано-жидкостекольных смесей с добавлением гид-

роксосиликата магния согласно ГОСТ 23409.6–78, ГОСТ 23409.7–78, ГОСТ 23409.8–78, ГОСТ 23409.9–78 (рис. 2).

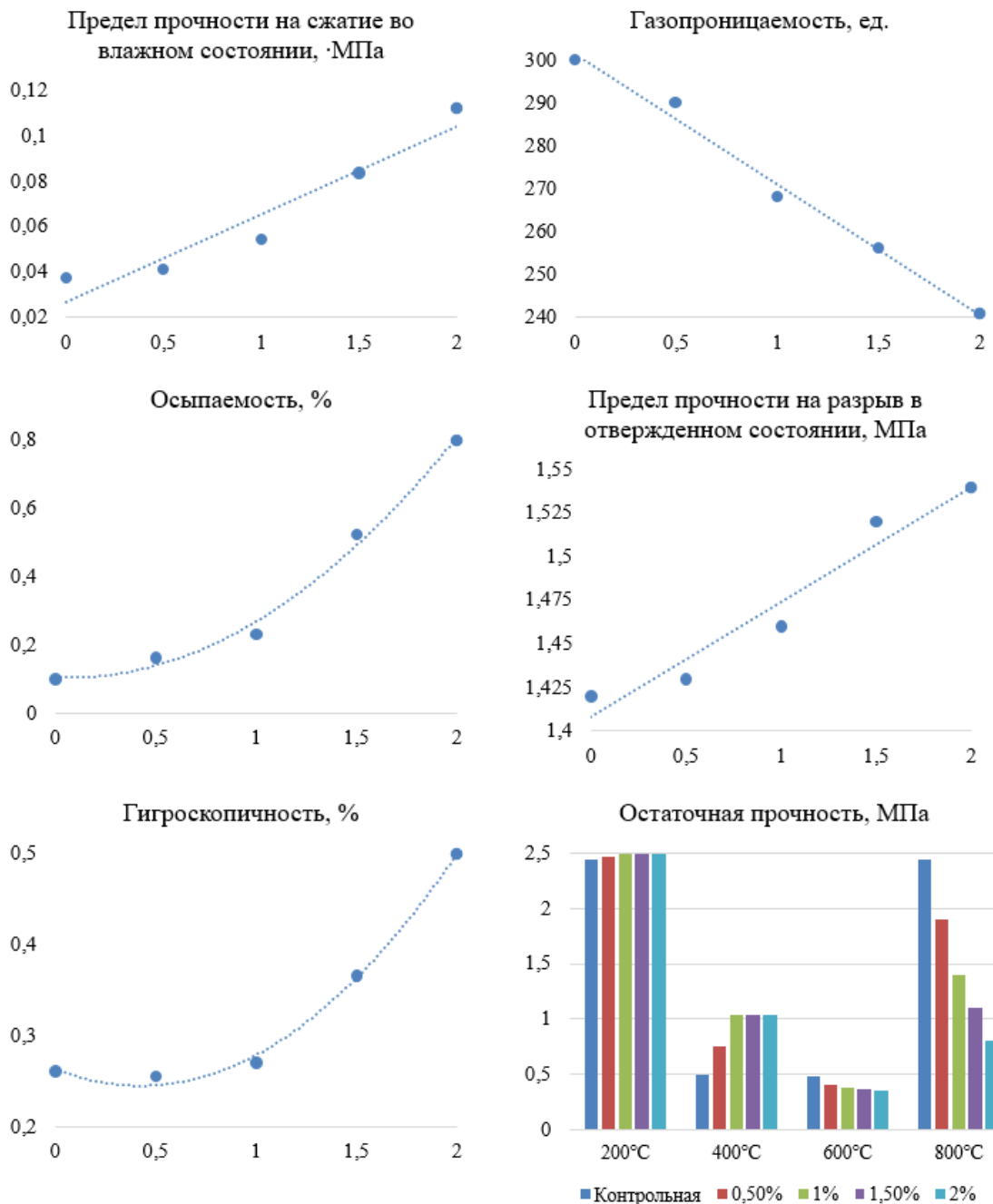


Рис. 2. Физико-механические свойства исследуемых смесей в зависимости от массового содержания (от 0,5 до 2 мас.%) гидроксосиликата магния в их составе

Использовались следующие материалы: натриевое жидкое стекло (плотность – 1490 кг/м³, модуль – 2,7) – 6 %, гидроксосиликат магния – от 0,5 до 2 %, огнеупорный материал – кварцевый песок марки 2К₂О₂О₂ – остальное. Добавление компонентов песчано-жидкостекольной смеси производилось в лабораторные сме-

шивающие бегуны модели 018М2 в следующем порядке: огнеупорный наполнитель, технологическая добавка, жидкое стекло, с последующим перемешиванием в течении 6–8 минут.

Из рисунка видно, что введение в состав песчано-жидкостекольных смесей гидроксосиликата магния приводит к увеличению предела

прочности на сжатие во влажном состоянии путем формирования армирующего каркаса при взаимодействии с жидкостекольным связующим посредством $[Mg - O - Si]$ связей [8], а также повышению предела прочности на разрыв и сжатие в отвержденном состоянии (производилось методом конвективной сушки при 200 °С в течение 40 минут), что, предположительно, связано препятствованием данного материала вспучиванию связующего ввиду его дисперсности [9], размер частиц составляет не более 0,05 мм. Газопроницаемость при этом снижается до значений, превышающих минимально допустимые в соответствии общими требованиями, предъявляемыми к формовочным и стержневым смесям. Введение в состав смеси технологической добавки свыше 1 мас. % не смотря на ее более эффективное влияние на снижение остаточной прочности за счет формирования тугоплавких соединений при химическом взаимодействии силикатов натрия с продуктами терморазложения гидроксосиликата магния [10], приводит к увеличению гигроскопичности и осыпаемости. Дальнейшие исследования, будут направлены на изучение влияния гидроксосиликата магния на формирование структуры пленок силикатов натрия на поверхности огнеупорных наполнителей и выбиваемость литейных стержней из стальных отливок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Берг, П. П. Формовочные материалы / П. П. Берг. – Москва : Машгиз, 1963. – 408 с.
2. Жуковский, С. С. Холоднотвердеющие связующие и смеси для литейных стержней и форм : справочник / С. С. Жуковский. – Москва, 2010. – 256 с.
3. Повышение эффективности использования жидкостекольных смесей. Обзорная информация. Ч. 1. Модифицирование / А. Н. Крутилин, Ю. Ю. Гуминский, О. А. Русевич, Л. В. Кульбицкая // Литье и металлургия. – 2018. – № 1(90). – С. 47–54.
4. Леушин, И. О. Исследования остаточной прочности жидкостекольных стержневых смесей с добавкой измельченных отходов силиконовых резин / И. О. Леушин, А. В. Титов, С. Р. Ракитин // Известия ВолГТУ : научный журнал № 7 (278) / ВолГТУ. – Волгоград, 2023. – С. 39–42.
5. Разупрочнение песчаных смесей на жидкостекольном связующем в результате термоокислительной деструкции комбинированной углеродосодержащей добавки. Часть 1 / Н. А. Кидалов, Н. В. Белова, А. А. Белов, А. С. Адамова // Черные металлы. – 2022. – № 12. – С. 24–29.
6. Влияние температуры синтеза на структуру и свойства силикатов переходных металлов / О. О. Тужиков, Р. Б. Гаджиев, Б. А. Бураков, Е. С. Бочкарев, В. Н. Арисова, О. И. Тужиков // Известия ВолГТУ научный журнал № 4 (199) / ВолГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 75–82.
7. Наполненные полимер-олигомерные материалы с повышенным сопротивлением ударным нагрузкам. Часть 1 / Б. А. Бураков, Л. Ю. Донецкова, С. М. Соломахин [и др.] // Известия ВолГТУ научный журнал № 12 (283) / ВолГТУ. – Волгоград, 2023. – С. 113–117. – DOI 10.35211/1990-5297-2023-12-283-113-117.
8. Бирюков, Я. П. Термическое поведение ($-180 \leq T \leq 1000$ °С) ортосиликата магния гидроксилкиногумита $Mg_3(SiO_4)_2(OH,F)_2$ / Я. П. Бирюков, Р. С. Бубнова, В. А. Фирсова // Физика и химия стекла. – 2023. – Т. 49, № 2. – С. 209–216.
9. Кидалов, Н. А. Использование отходов химических и металлургических производств при разработке ресурсосберегающих технологий для изготовления стальных отливок : дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.04: защищена 26.10.06: утв. 12.01.07 / Кидалов Николай Алексеевич. – М., 2006. – 352 с.
10. Эйтель, В. Физическая химия силикатов / пер. с англ. А. А. Леонтьевой [и др.] ; под ред. и предисл. Н. Н. Курцевой. – Москва : Изд-во иностр. лит., 1962. – 1055 с.

УДК 621.74

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-40-46

Н. И. Габельченко, Е. Ю. Карпова, Д. Е. Фролов, В. В. Волощенко РАЗРАБОТКА СОСТАВА ЧУГУНА ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ СТРУКТУРЫ, СВОЙСТВ И УВЕЛИЧЕНИЯ ТОЛЩИНЫ ОТБЕЛЕННОГО СЛОЯ КУЛАЧКОВ РАСПРЕДЕЛИТЕЛЬНОГО ВАЛА

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

Данная работа посвящена разработке эффективной технологии упрочнения кулачков распределительного вала, отлитого из серого перлитного чугуна. В результате проведенных исследований было доказано, что изготовление распределительных валов из серого чугуна с отбеленными кулачками перспективно для автомобильных двигателей, особенно при интенсивных режимах эксплуатации. Наиболее рациональной технологией отбеливания рабочей поверхности кулачков распределительного вала из серого чугуна является отливка в песчано-глинистую форму с установкой холодильников в полости, формирующие носовую часть кулачка

Ключевые слова: чугун с пластинчатым графитом, распределительный вал, оптимизация химического состава чугуна, упрочнение

N. I. Gabelchenko, E. Yu. Karpova, D. E. Frolov, V. V. Voloschenko

DEVELOPMENT OF CAST IRON COMPOSITION TO IMPROVE THE STRUCTURE, PROPERTIES AND INCREASE THE THICKNESS OF THE CHILLED LAYER OF CAMSHAFT CAMS

Volgograd State Technical University

This work is devoted to the development of an effective technology for strengthening camshaft cams cast from gray pearlitic cast iron. As a result of the conducted studies, it was proven that the manufacture of camshafts from gray cast iron with chilled cams is promising for automobile engines, especially under intensive operating conditions. The most rational technology for whitening the working surface of camshaft cams made of gray cast iron is casting in a sand-clay mold with the installation of coolers in the cavities that form the nose of the cam.

Keywords: cast iron with lamellar graphite, camshaft, optimization of the chemical composition of cast iron, strengthening

Введение

Наиболее важной и сложной по точности изготовления и нагруженности в эксплуатации деталью газораспределительного механизма (ГРМ) современного автомобильного двигателя, является распределительный вал (РВ). Конструктивно распредвал представляет собой длинный стержень, на котором в строго определенном порядке расположены кулачки и опорные шейки. Регулируя порядок и продолжительность открывания и закрывания клапанов, распределительный вал обеспечивает слаженную работу камер сгорания многоцилиндрового механизма, поэтому его эксплуатационные показатели определяют надежность, долговечность и эффективность работы двигателя в целом. Повышенный износ кулачков вала приводит к снижению мощности двигателя, а выход распределительного вала из строя может потребовать капитального ремонта двигателя с заменой клапанов, головки блока, нередко и блока цилиндров [1].

Изнашивание вершин кулачков, происходящее при высоких удельных нагрузках и высокой температуре в условиях ограниченной смазки в присутствии абразивных частиц, является сложным процессом, при котором поверхностный слой испытывает режущее и царапающее действие абразивных частиц, присутствующих в смазке, пластическую деформацию, схватывание с ответной поверхностью толкателя, вызывающее образование задиров. Сопротивляться такому интенсивному воздействию способны только специальные стали в состоянии упрочняющей термической обработки или отбеленный чугун, из которых изготавливают распределительные валы современных двигателей.

Поэтому целью работы являлась разработка эффективной технологии упрочнения кулачков распределительного вала, отлитого из серого перлитного чугуна.

Методика исследования

Объектом исследования были чугуны с пластинчатым графитом для изготовления распределительных валов автомобильных двигателей с отбеленными носиками кулачков, предметом исследования – химический состав чугунов и структура отбеленного слоя, сформированного при литье с помощью установленных в литейной форме холодильников и при закалке ТВЧ с оплавлением.

На первом этапе исследования выполняли оптимизацию химического состава чугуна на основе минимизации кремниевого эквивалента эвтектики. В качестве исходной базы оптимального состава использовали чугуны, применяемые для изготовления распределительных валов наиболее известных отечественных и зарубежных производителей (табл. 1).

Сравнительную оценку отбеливающего действия многокомпонентных составов эвтектики разных чугунов можно производить с помощью предложенной в работе [2] комплексной характеристики химического состава – кремниевого эквивалента. Кремниевый эквивалент эвтектики представляет собой концентрацию кремния, которая по действию на графитизацию эвтектики эквивалентна всему многокомпонентному составу эвтектики и учитывает влияние и отбеливающих и графитизирующих компонентов в тех реальных количествах, в которых они содержатся в эвтектической жидкости после протекания всех микроликвационных процессов первичной кристаллизации дендритов.

Таблица 1

**Химический состав серых чугунов, применяемых для изготовления распределительных валов
автомобильных двигателей в России и за рубежом**

Страна- производитель	Содержание элементов в чугуне, %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni
Россия (ОАО ГАЗ)	3,5–3,6	0,75–0,95	1,9–2,2	До 0,2	0,1–0,15	0,2–0,3	–	–	–
Швеция (ф.Вольво)	3,5–3,6	0,75–0,95	1,9–2,2	До 0,2	0,1–0,15	До 1	1,0	–	0,5
Франция (ф.Рено)	3,3–3,4	0,8–1,0	1,5–1,8	До 0,05	До 0,05	–	0,15–0,2	–	–
Япония (Riken Co)	3,0–3,8	0,5–1,0	1,6–2,8	До 0,3	До 0,15	0,1–1,0	0,5	–	1,0
Польша (FSO)	3,1–3,5	0,5–0,8	1,8–2,2	До 0,2	До 0,15	0,7–0,9	–	0,7	0,3

На втором этапе работы проводили сравнительные исследования двух способов получения отбела:

– в процессе затвердевания отливки в форме с применением холодильника и краски, содержащей теллур;

– при термической обработке путем нагрева ТВЧ до оплавления поверхности.

Чугун выплавляли в дуговой печи с кислой футеровкой. Для составления шихты использовали чушковые передельный ПВК1 и литейный Л4 чугуны, возврат чугуна СЧ20, стальной лом, коксик, ферросплавы: ферросилиций ФС45, ферромарганец ФМн70 и феррохром ФХ400Б.

Заливку проводили при температуре 1360–1420 °С в сырые песчано-глинистые формы с установкой холодильников в полости, оформляющие носики кулачков и без холодильников.

Кулачки распредвала, залитого в форму без холодильника и не имевшего отбела в состоянии после литья, подвергали закалке ТВЧ с оплавлением. Нагрев кулачков до температуры 1160–1200 °С производили в кольцевом индукторе с питанием от преобразователя (частота 10 кГц) в течение 3–5 с, затем питание отключали и охлаждали водой.

Результаты отбеливания оценивали путем измерения твердости и металлографического исследования. Твердость отбеленной поверхности измеряли на приборе ТК-14, сердцевины кулачка – на прессе Бринелля. Распределение твердости по толщине отбеленного слоя изучали с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

Микроструктуру в отбеленной и переходной зонах, а также в сердцевине кулачков изучали при увеличениях от $\times 100$ до $\times 500$ крат на

нетравленных шлифах и после химического травления в 4 % нитале.

Обсуждение результатов исследования

Формирование в чугуне ледебурита или графитной эвтектики в зависимости от химического состава и интенсивности охлаждения можно с достаточной степенью приближения задать, используя структурную диаграмму Г. И. Сльмана [3], если определить углеродный эквивалент C_e , как сумму содержания углерода и 1/3 от кремниевого эквивалента эвтектики, который воздействует на графитизацию также, как все компоненты состава чугуна вместе, учитывая при этом влияние микроликвации, существенно изменяющей состав эвтектической жидкости.

Кремниевый эквивалент рассчитывается по формуле [2]:

$$[C_{Si}]_C^{эвт} = \sum \frac{C_0^i(1-K_{эф}^i f_d)}{1-f_d} K_C^i,$$

где C_0^i – содержание каждого компонента состава чугуна, $K_{эф}^i$ – эффективный коэффициент распределения компонента i между твердой и жидкой фазой при дендритной кристаллизации, f_d – объемная доля дендритной составляющей структуры, K_C^i – коэффициент изоактивности, который показывает, как действует каждый i -й компонент состава на активность углерода в растворе в сравнении с кремнием и имеет отрицательное значение для отбеливающих компонентов и положительное для графитизирующих.

Коэффициенты эффективного распределения и изоактивности для компонентов чугуна имеют следующие значения [3]:

	Si	Mn	Cr	V	Ni	Cu	Mo
$K_{эф}^i$	1,6	0,90	0,70	0,98	1,06	1,05	0,81
K_C^i	1	-0,20	-0,94	-1,33	0,19	0,20	0,78

Объемную долю дендритов в отливках с разной толщиной стенки из чугуна с разной степенью эвтектичности, S_e , можно определить по графическим зависимостям, показанным на рис. 1.

Результаты расчета по поданной методике углеродного эквивалента чугунов, применяемых

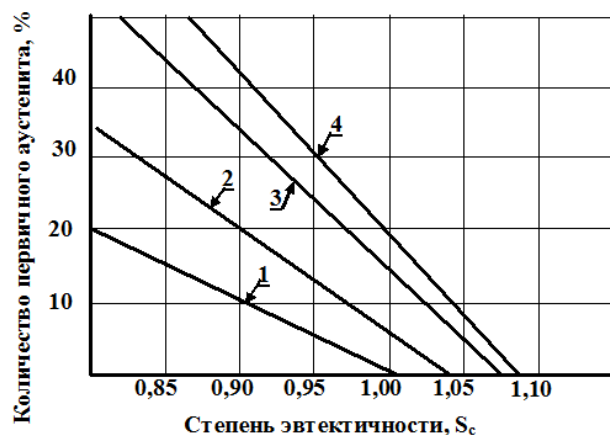


Рис. 1. Зависимость объемной доли дендритов от степени эвтектичности и скорости охлаждения чугуна при равновесной кристаллизации (1) и в отливках с толщиной стенки – 30(2), 15(3) и 10(4) мм

ведущими фирмами изготовителями распределительных валов, приведены в табл. 2.

Для выбора оптимального химического состава чугуна, применение которого для изготовления распределительного вала обеспечит перлитную металлическую основу в основном объеме детали, исключит появление отбела в нежелательных местах отливки (опорных шейках Ø30–35 мм) и позволит с помощью установки в форму холодильников получить отбеленный слой толщиной 3–5 мм на рабочей поверхности, использовали структурную диаграмму, предложенную Г. И. Сильманом [4, 5] (рис. 2).

Из диаграммы Г. И. Сильмана следует, что в отливках с толщиной стенки менее 17,5 мм наряду с графитовой эвтектикой возможно образование ледебурита, поэтому для изготовления распределительных валов с опорными шейками Ø30–35 мм (приведенная толщина стенки – 15–17,5 мм), в которых отбел недопустим, чугуны с $C_s \leq 3,63\%$ использовать не рекомендуется.

Таблица 2

Результаты расчета углеродного эквивалента чугунов, применяемых для изготовления распределительных валов автомобильных двигателей

Фирма (страна)	Содержание элементов в чугуне, % масс							S_e	f_d	$[C_{Si}]_C^{эвт} \%$	$C_s^{min} \%$
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Cu	Ni				
ОАО ГАЗ (Россия)	3,5–3,6	0,75–0,95	1,9–2,2	0,2–0,3	–	–	–	1	0,15	1,19	3,90
Фирма Вольво (Швеция)	3,5–3,6	0,75–0,95	1,9–2,2	до 1	0,5	–	0,5	1	0,15	0,31	3,60
фирма Рено (Франция)	3,3–3,4	0,8–1,0	1,5–1,8	–	0,15–0,2	–	–	0,91	0,33	1,07	3,66
Фирма Riken Co (Япония)	3,0–3,8	0,5–1,0	1,6–2,8	0,1–1,0	0,5	–	1,0	0,98	0,17	–0,02	3,0
Фирма FSO (Польша)	3,1–3,5	0,5–0,8	1,8–2,2	0,7–0,9	–	0,7	0,3	0,94	0,25	0,75	3,35

Расчеты углеродного эквивалента показали, что наилучшим вариантом для изготовления распредвала является химический состав № 1, который был использован для отливки экспериментальных валов.

В соответствии с требованиями ГОСТ 53808–2010 распределительные валы могут изготавливаться из серого чугуна марки СЧ21–40 с отбеленными вершинами кулачков. Твердость отбеленных поверхностей вала должна быть не менее 49HRC, твердость неотбеленных поверхностей и сердцевин валов – 229...285HB. Глубина отбеленного слоя на вершинах кулач-

ков со стороны наибольшего расстояния от оси вала должна быть не менее 2,0 мм.

Экспериментальные распределительные валы были отлиты из серого чугуна с пластинчатым графитом в сырые песчано-глинистые формы.

В одну из форм были установлены холодильник для формирования отбеленного слоя на рабочей поверхности кулачков, вторая форма была изготовлена без холодильников и залита тем же чугуном.

Химический состав чугуна содержал 3,57 %C; 0,77 %Mn; 2,05 %Si; 0,27 %Cr.

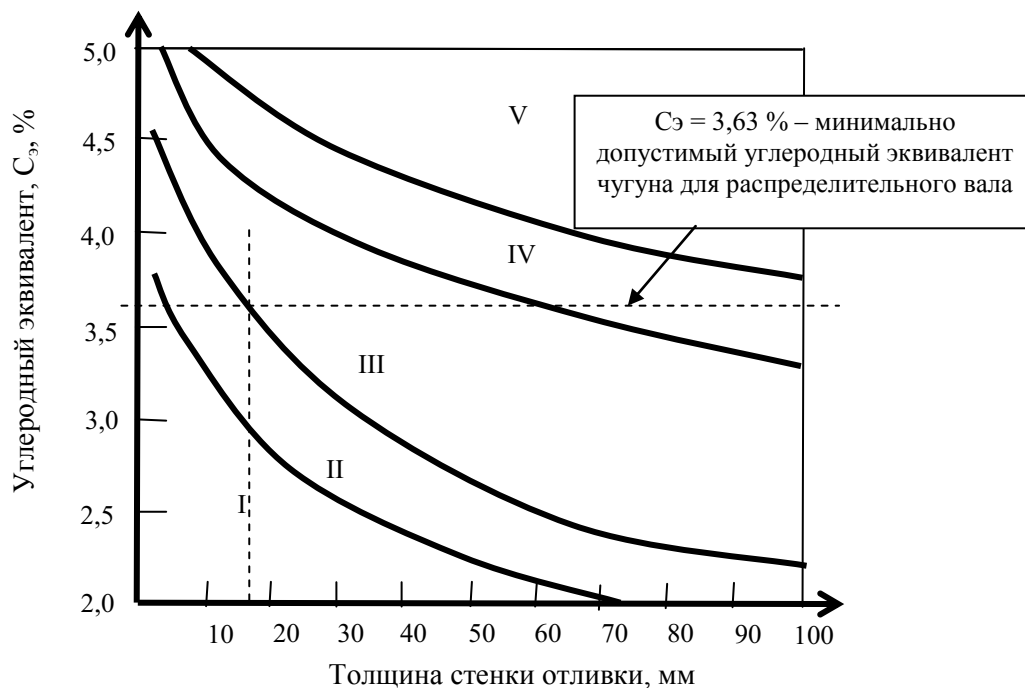
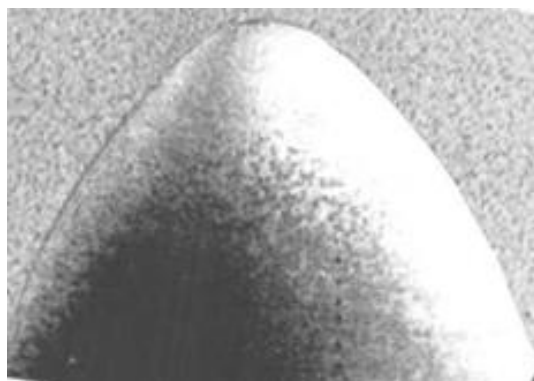


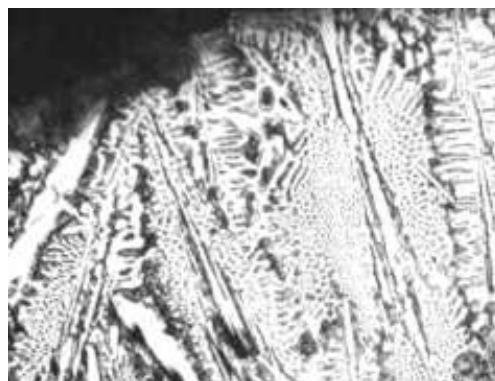
Рис. 2. Структурная диаграмма для выбора химического состава чугуна для отбеленных отливок, получаемых в сырых формах

В отливке, изготовленной в форме с установленными холодильниками, в процессе затвердевания был сформирован отбеленный слой, толщиной 5 мм (рис. 3, а). Микрострук-

тура отбеленного с помощью холодильника носика кулачка представляла собой ледебурит с выраженной ориентацией эвтектических колоний в направлении теплоотвода (рис. 3, б).



а



б

Рис. 3. Макро- (а, $\times 3$) и микроструктура (б, $\times 100$) носика отбеленного кулачка

Твердость опорных шеек отлитых валов составила HB 230–235, на отбеленных кулачках – HRC50–52.

Рабочую поверхность кулачков на валах, отлитых без отбела, подвергли нагреву ТВЧ до оплавления верхнего слоя, затем охлаждали водой. Твердость поверхности закаленного слоя составила HRC45 – 49 в сердцевине HB 230–235.

При исследовании микрошлифов в нетравленном состоянии была выявлена подповерхно-

стная пористость, простиравшаяся на глубину 0,5 мм и расположенная полосой параллельной образующей кулачка. Поры неправильной формы с округлыми контурами, преимущественно мелкие, но некоторые из них достигали размеров 0,25 мм, имели гладкие блестящие стенки, характерные для газовой пористости, появившейся в результате быстро протекавших процессах расплавления и затвердевания металла (рис. 4).

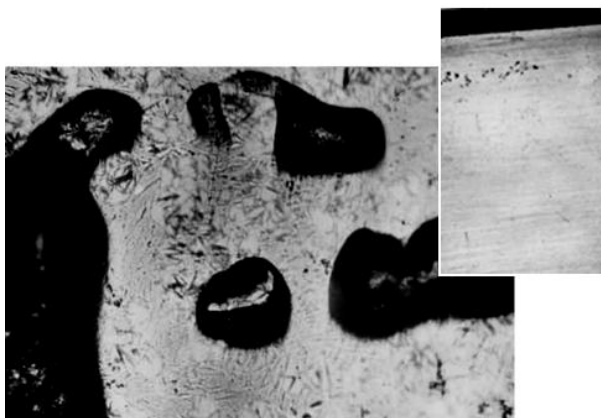


Рис. 4. Пористость закаленного ТВЧ слоя на кулачках распредвала, $\times 250$, на врезке, $\times 2$

В микроструктуре поверхностного слоя, претерпевшего расплавление, графитовой фазы не обнаружено, эвтектика представлена мелкоячеистым ледебуритом, присутствуют мелкие первичные дендриты, металлическая основа состоит из крупноиглочатого мартенсита и остаточного аустенита (рис. 5).

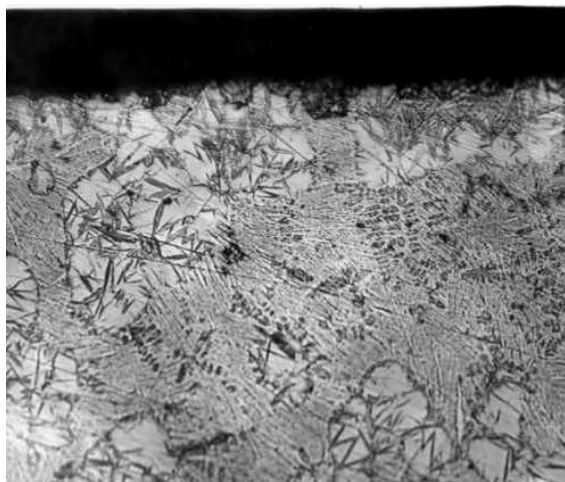


Рис. 5. Микроструктура отбеленного слоя, полученного закалкой кулачков ТВЧ с оплавлением, $\times 100$

Микротвердость ледебуритных участков достигает 10110 МПа, мартенситно-аустенитных – 6000–6700 МПа. В переходной зоне неполного расплавления появляются отдельные не растворившиеся крупные пластины графитовой фазы, соседствующие с ледебуритной эвтектикой тонкого строения, сформировавшейся из расплавленного металла (рис. 6). Общая толщина отбеленного слоя (с учетом переходного) составила 2,8 мм, толщина упрочненного слоя с учетом закалки на мартенситно-аустенитную структуру – 3,5 мм.

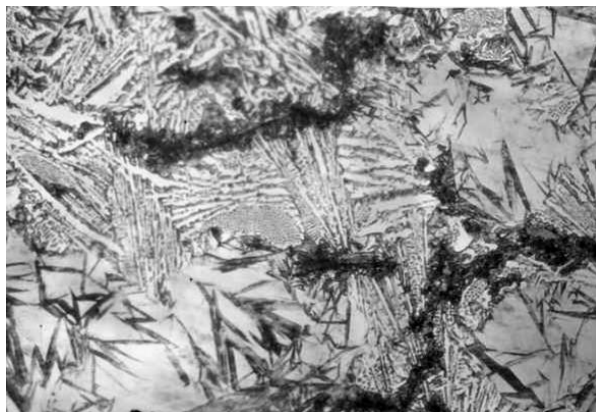


Рис. 6. Микроструктура переходного частично расплавленного слоя кулачка распредвала после закалки ТВЧ с оплавлением, $\times 500$

Таким образом, путем нагрева ТВЧ до температуры выше температуры плавления отбеленный слой с заданными параметрами в части толщины и твердости получить удалось, но при этом развилась газовая пористость, которая является неприемлемым дефектом кулачков распределительного вала.

Выводы

Из выполненных анализа состояния вопроса и экспериментальных исследований можно сделать следующие выводы;

1. Изготовление распределительных валов из серого чугуна с отбеленными кулачками перспективно для автомобильных двигателей, особенно при интенсивных режимах эксплуатации;

2. Оптимальный химический состав чугуна для распределительных валов с отбеленными кулачками содержит 3,5–3,6 %C; 0,75–0,95 % Mn; 0,2–0,3 % Cr, не более 0,15 %S и 0,2 % P.

3. Наиболее рациональной технологией отбеливания рабочей поверхности кулачков распределительного вала из серого чугуна является отливка в песчано-глинистую форму с установкой холодильников в полости, формирующие носовую часть кулачка.

Отбеливание кулачков путем закалки ТВЧ с оплавлением рабочей поверхности не рекомендуется вследствие развития газовой пористости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Крючков, О. Н. Износостойкость литых деталей газораспределительного механизма автомобильных двигателей / О. Н. Крючков, М. М. Левитан // Автомобильная промышленность, 1986. – № 1. – С. 3–11.

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

3. Ильинский, В. А. Оценка качества серого чугуна по кремниевому эквиваленту химического состава / В. А. Ильинский // Литейное производство. – 1987. – № 4. – С. 3–5.

4. Сильман, Г. И. Чугуны. Рекомендации по выбору марки чугуна для литых деталей машин и оборудования : учеб. пособие. – 2-е изд., перераб. и доп. / Г. И. Сильман. – Брянск : Изд-во Брянской государственной инженерно-технологической академии, 1999. – 60 с.

5. Сильман, Г. И. Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях / Г. И. Сильман. – М. : Машиностроение, 2007. – 302 с.

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-46-54

Е. В. Агеева, Н. М. Хорьякова, Б. Н. Сабельников, А. Е. Агеева

**ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕЗВОЛЬФРАМОВОГО
ТВЕРДОГО СПЛАВА ПУТЕМ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО
СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННЫМ
ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ ОТХОДОВ СПЛАВА TN20 В ВОДЕ***

Юго-Западный государственный университет

e-mail: ageeva-ev@yandex.ru

Представлены результаты проведенных экспериментальных исследований, направленных на оптимизацию процесса искрового плазменного спекания порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов безвольфрамового твердого сплава TN20 в воде. Установлены оптимальные значения давления, температуры и времени выдержки искрового плазменного спекания электроэрозионных твердосплавных порошков, обеспечивающих беспористую структуру сплава с максимальной твердостью. Проведение намеченных мероприятий позволит решить проблему рециклинга отходов сплава TN20 и дальнейшее его применение и, тем самым, снизить себестоимость производства конечного продукта.

Ключевые слова: отходы безвольфрамового твердого сплава, электроэрозионное диспергирование, вода, твердосплавный порошок, искровое плазменное спекание, оптимизация процесса, твердость

E. V. Ageeva, N. M. Khoryakova, B. N. Sabelnikov, A. E. Ageeva

**OPTIMIZATION OF THE MANUFACTURING PROCESS OF A TUNGSTEN-FREE
HARD ALLOY BY SPARK PLASMA SINTERING OF POWDERS OBTAINED
BY ELECTROEROSION DISPERSION OF TN20 ALLOY WASTE IN WATER***

Southwestern State University

The results of the conducted experimental studies aimed at optimizing the process of spark plasma sintering of powders obtained by electroerosion dispersion of waste from a non-tungsten hard alloy TN20 in water are presented. Optimal values of pressure, temperature, and holding time of spark plasma sintering of electroerosive carbide powders, providing a nonporous alloy structure with maximum hardness, have been established. The implementation of the planned measures will solve the problem of waste recycling of TN20 alloy and its further application and, thereby, reduce the cost of production of the final product.

Keywords: tungsten-free hard alloy waste, electroerosion dispersion, water, carbide powder, spark plasma sintering, process optimization, hardness

Введение

В настоящее время безвольфрамовые твердые сплавы (БВТС) группы ТН на основе карбида титана нашли широкое применение для обработки металлов резанием как альтернатива более дорогостоящим вольфрамсодержащим твердым

сплавом [1–4]. Тем не менее в их составе присутствуют другие дорогостоящие компоненты такие, как Ti, Mo и Ni [5–8]. Поэтому в настоящее время актуальной проблемой является сбор отходов данных сплавов, их переработка и дальнейшее повторное использование.

© Агеева Е. В., Хорьякова Н. М., Сабельников Б. Н., Агеева А. Е., 2025.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00316, <https://rscf.ru/project/24-29-00316/>

К числу наиболее перспективных и промышленно не применяемых технологий относят технологию разрушения токопроводящих материалов за счет электрической эрозии. Причем процесс электроэрозионного диспергирования (ЭЭД) протекает в жидких рабочих средах, которые влияют на состав, структуру и свойства образующихся металлопорошков [9, 10].

Традиционные методы спекания порошков не способствуют образованию беспористой структуры сплавов и стабильно высоким физико-механическим свойствам.

Современной альтернативой традиционному спеканию является искровое плазменное спекание (ИПС), при котором используются импульсы постоянного электрического тока, проходящего через графитовую матрицу, в которой находится образец [11–13]. Процесс состоит из совместного воздействия температуры, осевого давления и электрического тока в присутствии электромагнитного поля (плазмы). Высокие локальные температуры между частицами испаряют загрязняющие вещества и оксиды на поверхности частиц до образования перемычки. Именно этот эффект с одновременным приложением осевого давления позволяет значительно снизить температуру спекания и продолжительность процесса, что в свою очередь способствует значительному уменьшению скорости роста зерна, в отличие от спекания без нагрузки или горячего прессования. Искровое плазменное спекание позволяет получать спеченные сплавы с повышенными физико-механическими свойствами.

Решение вопросов, связанных с улучшением качества БВТС, изготовленных ИПС порошков, полученных из отходов, требует проведения комплексных исследований [14].

Целью настоящей работы являлось определение оптимальных значений температуры, давления и времени выдержки искрового плаз-

менного спекания электроэрозионных порошков, полученных из отходов безвольфрамового твердого сплава ТН20, и обеспечивающих беспористую структуру нового спеченного сплава.

Материалы и методы проведения исследований

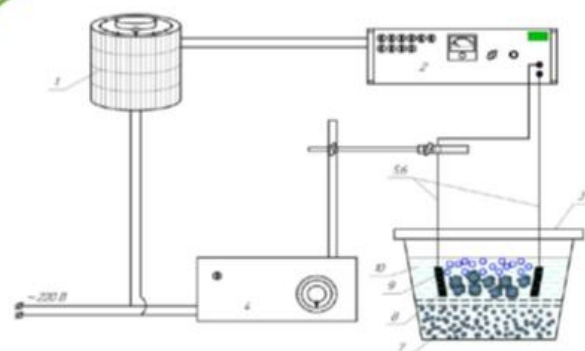
Для получения твердосплавного порошка использовали отходы БВТС марки ТН20 (в соответствии с ГОСТ 26530–85 следующий: Ni до 15%; Mo до 6 %; Nb до 0,1%; TiC остальное), которые измельчали методом электроэрозионного диспергирования в дистиллированной воде на установке для ЭЭД металлоотходов [15]. При диспергировании отходов ТН20 использовали следующие параметры установки: емкость конденсаторов 60,0–62,5 мкФ, напряжение на электродах 120–140 В и частота следования импульсов 120–140 Гц. В результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами произошло разрушение отходов твердого сплава с образованием частиц безвольфрамового твердосплавного порошка. Блок-схема процесса электроэрозионного диспергирования отходов сплава представлена на рис. 1, а. Спекание безвольфрамового твердосплавного порошка осуществлялось в системе SPS 25-10 «Thermal Technology» (рис. 1, б).

Микроструктуру БВТС исследовали на электронно-ионном сканирующем (растровом) микроскопе с полевой эмиссией электронов «QUANTA 600 FEG».

Оптимизацию технологического процесса искрового плазменного спекания твердосплавного электроэрозионного порошка проводили путем постановки полного факторного эксперимента и метода крутого восхождения Бокса и Уилсона. Блок-схема методики оптимизации технологического процесса спекания представлена на рис. 2.



Установка электроэрозионного диспергирования



Общая схема системы оборудования электроэрозионного диспергирования: 1 – Латтер, 2 – установка ЭД, 3 – эксикатор, 4 – встряхиватель, 5 и 6 – электроды, 7 – электроэрозионные частицы, 8 – кольцо, 9 – газовые пузыри, 10 – рабочая жидкость

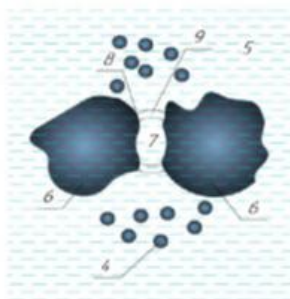
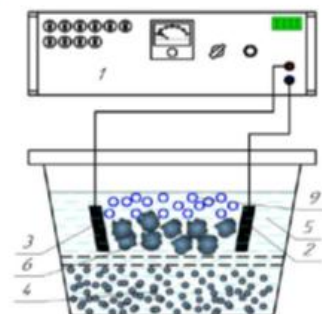
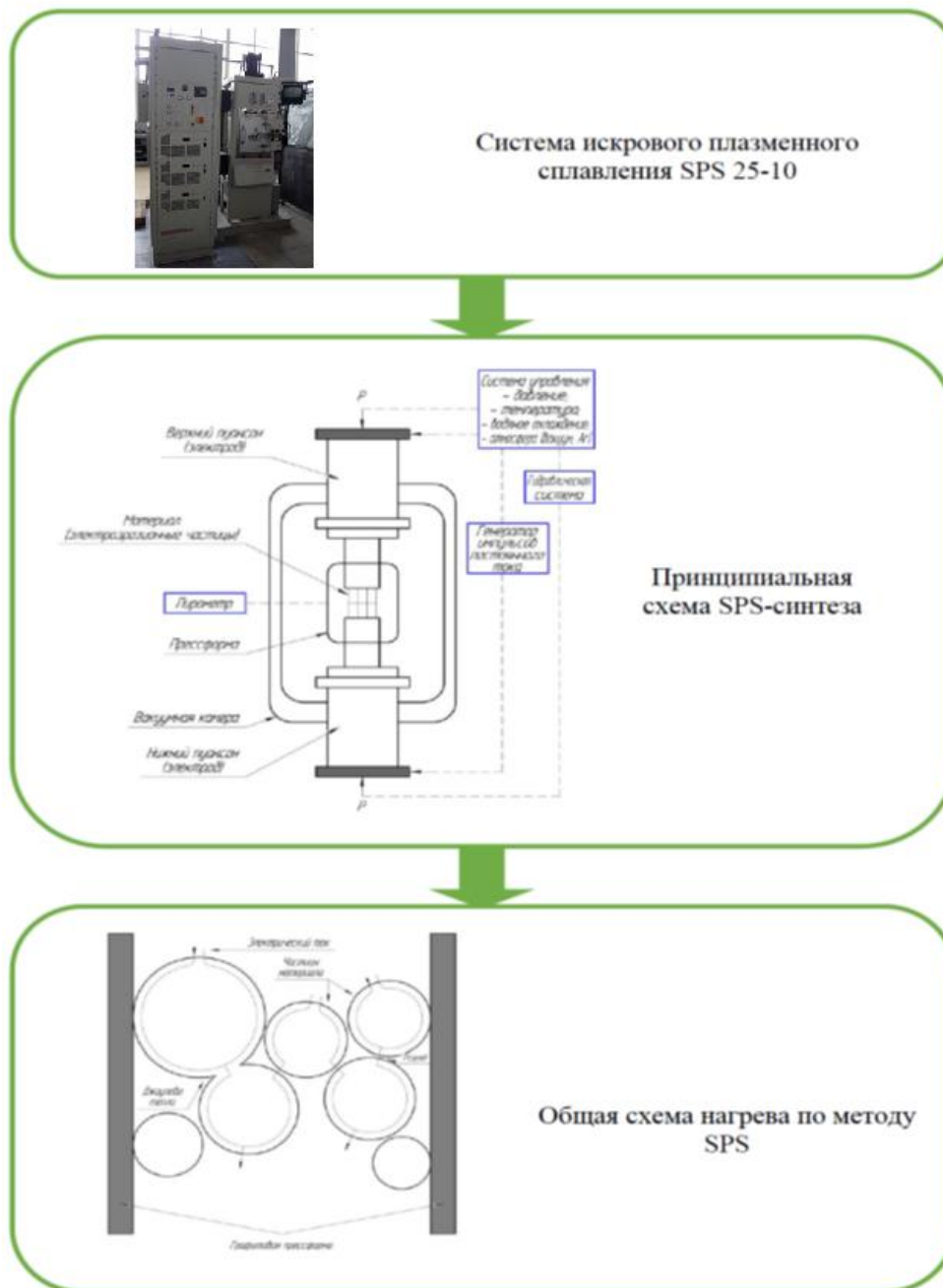


Схема процесса ЭЭД: 1 – установка ЭД, 2 и 3 – электроды, 4 – электроэрозионные частицы, 5 – рабочая жидкость, 6 – отходы, 7 – канал разряда, 8 – точка разряда, 9 – газовый пузырь

а

Рис. 1. Блок-схема получения (см. также с. 49):
а – порошка; *б* – сплава



б

Рис. 1. Окончание

Для оценки влияния указанных факторов и математического описания процесса использована модель первого порядка вида

$$\hat{y} = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_3 + b_{12}X_1X_2 + b_{13}X_1X_3 + b_{23}X_2X_3 + b_{123}X_1X_2X_3$$

где X_1, X_2, X_3 – факторы,

Уровень варьируемых факторов	Обозначение кодовое	X_1	X_2	X_3
Основной уровень	0			
Интервал варьирования	Δx_i			
Верхний уровень	+1			
Нижний уровень	-1			

Каждый опыт проводится трижды (y_1, y_2, y_3).

Используя уравнения $X_1 = \frac{u-0}{\Delta x_{i(u)}}$; $X_2 = \frac{v-0}{\Delta x_{i(v)}}$; $X_3 = \frac{c-0}{\Delta x_{i(c)}}$, перекодируем значения факторов и составим матрицу планирования эксперимента.

№ опыта	X_0	X_1	X_2	X_3	X_1X_2	X_1X_3	X_2X_3	$X_1X_2X_3$	y_1	y_2	y_3	$\bar{y}_l$	$S^2_{\text{воспр}_i}$
1	+	-	-	-	+	+	+	-					
2	+	+	-	-	-	-	+	+					
3	+	-	+	-	-	+	-	+					
4	+	+	+	-	+	-	-	-					
5	+	-	-	+	+	-	-	+					
6	+	+	-	+	-	+	-	-					
7	+	-	+	+	-	-	+	-					
8	+	+	+	+	+	+	+	+					

a

Рис. 2. Блок-схема методики оптимизации (см. также с. 51, 52):

a – этап 1; *б* – этап 2; *в* – этап 3

1. $\bar{y}_i = \frac{y_1 + y_2 + y_3}{3}$

2. Определяем дисперсию параллельных опытов:

$$S_{\text{воспр}_i}^2 = \frac{1}{m_i - 1} \sum_{j=1}^{m_i} (y_{ij} - \bar{y}_i)^2$$

3. Вычисляем сумму дисперсии воспроизводимости для всех опытов $\sum_{i=1}^8 S_{\text{воспр}_i}^2$

4. Осуществляем проверку дисперсий с использованием критерия Кохрена:

$$G_{\text{расч}} = \frac{S_{\text{max}}^2}{\sum_{i=1}^n S_{\text{воспр}_i}^2}$$

Сравниваем $G_{\text{расч}}$ и $G_{\text{табл}}$. Если $G_{\text{расч}} < G_{\text{табл}}$, принимаем гипотезу об однородности дисперсий. Если $G_{\text{расч}} > G_{\text{табл}}$, дисперсия неоднородная.

5. Вычисляем дисперсию воспроизводимости для всех экспериментов

$$S_{\text{восп}}^2 = S_{(y)}^2 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N S_{\text{воспр}_i}^2$$

6. Вычисляем ошибку всего эксперимента

$$S(y) = \sqrt{S_{(y)}^2}$$

7. Рассчитываем коэффициенты уравнения

$$b_i = \frac{1}{N} \sum_1^N X_{in} \bar{y}_i, \quad b_0 = \frac{1}{N} \sum_1^N \bar{y}_i, \quad b_{ij} = \frac{1}{N} \sum_1^N X_{in} X_{jn} \bar{y}_i$$

8. Составление уравнения регрессии

$$\hat{y} = b_0 + b_1 X_1 + b_2 X_2 + b_3 X_3 + b_{12} X_1 X_2 + b_{13} X_1 X_3 + b_{23} X_2 X_3 + b_{123} X_1 X_2 X_3$$

9. Проверяем статистическую значимость коэффициентов.

$$S(b_i) = \frac{S(y)}{\sqrt{Nm}}$$

Далее определяем доверительный интервал длиной $2\Delta b_i$:

$$\Delta b_i = t_{\text{табл}} S(b_i)$$

Табличное значение $t_{\text{табл}}$ выбираем для числа степеней свободы $f = N(m - 1)$

Сравниваем Δb_i и b_i . Если $\Delta b_i > b_i$, то коэффициент не значимый – исключаем из уравнения регрессии. Если $\Delta b_i < b_i$, то коэффициент значимый – оставляем в уравнении регрессии.

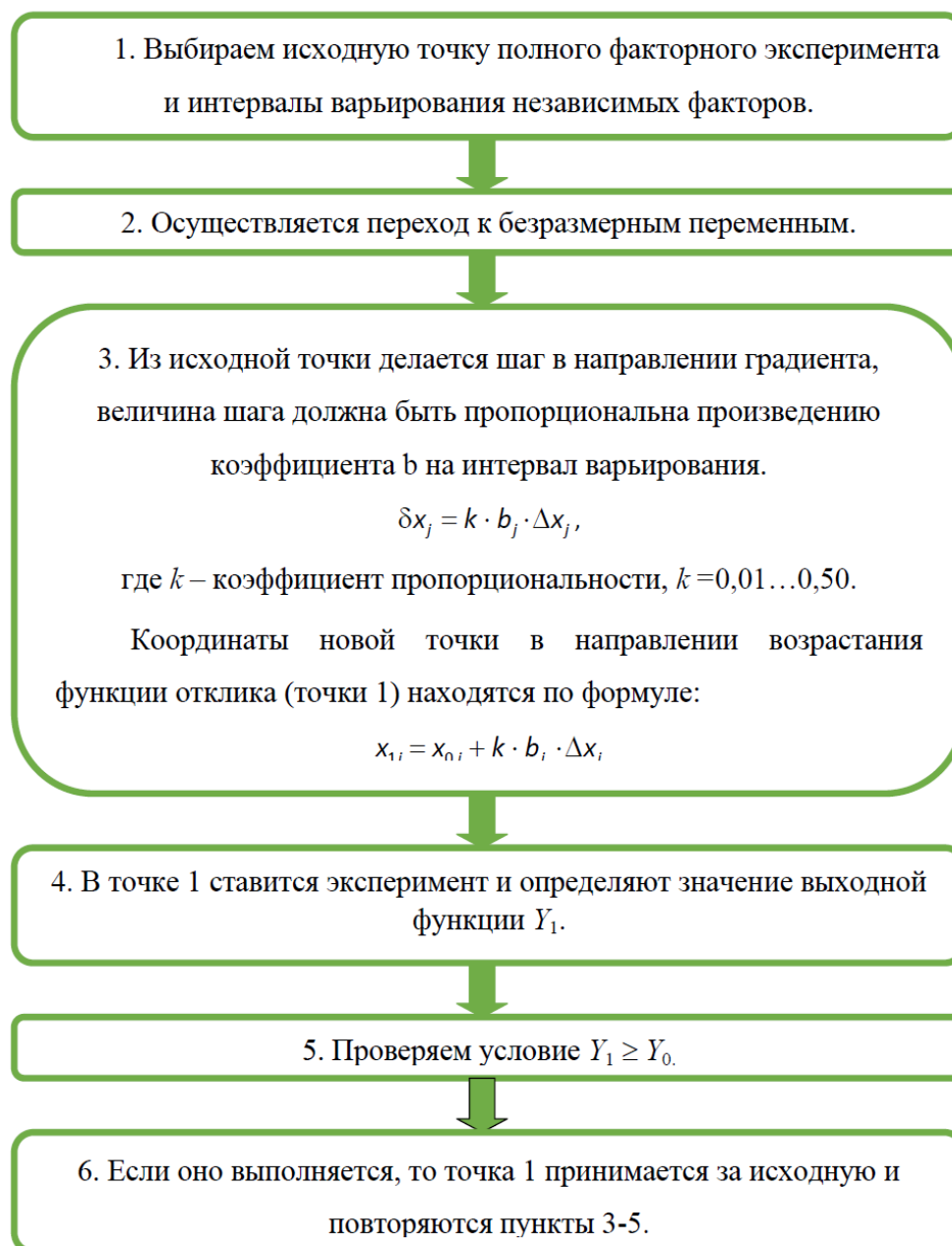
10. Проверяем уравнение на адекватность

Находят значения F -критерия Фишера (дисперсное отношение):

$$F_{\text{расч}} = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S_{\text{восп}}^2} = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S^2(y)}$$

Для того чтобы воспользоваться таблицей F -критерия, необходимо определить число степеней свободы $f_{\text{ад}}$ и $f_{\text{восп}}$: $f_{\text{ад}} = N - 1$, $f_{\text{восп}} = N(m - 1)$.

Исходя из найденных значений $f_{\text{ад}}$, $f_{\text{восп}}$ находим по таблице $F_{\text{табл}}$. Если $F_{\text{расч}} < F_{\text{табл}}$, то уравнение считают адекватным.



в

Рис. 2. Окончание

Результаты исследований

Результаты предварительных исследований спеченного БВТС показали влияние параметров искрового плазменного спекания (температура T , °С; давление P , МПа и время выдержки t , мин.) на физико-механические свойства новых сплавов. Наиболее информативной и технологически простой в плане ее определения является твердость сплава. Поэтому оптимизацию процесса искрового плазменного спекания твердосплавных электроэрозионных порошков

проводили по твердости путем постановки полного факторного эксперимента.

Для оценки влияния температуры, давления и время выдержки, а также составления математического описания процесса получения новых сплавов искровым плазменным спеканием была использована модель первого порядка.

Согласно блок-схемам методики, представленным на рис. 2, были выбраны уровни и интервалы варьирования (табл. 1) и составлены матрицы планирования для экспериментов (табл. 2).

Таблица 1

Уровни и интервалы варьирования

Уровень варьируемых факторов	Обозначение кодированное	T, °C		P, МПа		t, ч	
		X_1		X_2		X_3	
		вода	спирт	вода	спирт	вода	спирт
Основной уровень	0	1100	1200	30	30	7,5	10
Интервал варьирования	Δx_i	100	50	10	10	2,5	5
Верхний уровень	+1	1200	1250	40	40	10	15
Нижний уровень	-1	1000	1150	20	20	5	5

Согласно проведенным расчетам, были получены уравнения регрессии, моделирующие полный факторный эксперимент (1):

$$\hat{y} = 85 + 3,5X_1 + X_2 + 2,25X_3 + 0,25X_1X_3 - 0,25X_2X_3 + 0,25X_1X_2X_3 \quad (1)$$

Таблица 2

Матрица планирования эксперимента

№ опыта	X_0	X_1	X_2	X_3	X_1X_2	X_1X_3	X_2X_3	$X_1X_2X_3$	y_1	y_2	y_3	$\bar{y}_i$	$S_{воспр_i}^2$
1	+	–	–	–	+	+	+	–	75	79	80	78	7
2	+	+	–	–	–	–	+	+	85	85	86	85	0,5
3	+	–	+	–	–	+	–	+	81	80	82	81	1
4	+	+	+	–	+	–	–	–	87	86	88	87	1
5	+	–	–	+	+	–	–	+	85	82	82	83	3
6	+	+	–	+	–	+	–	–	90	90	90	90	0
7	+	–	+	+	–	–	+	–	86	82	84	84	4
8	+	+	+	+	+	+	+	+	95	91	90	92	5

В результате проверки статистической значимости коэффициентов все коэффициенты уравнения, моделирующего полный факторный эксперимент процесса искрового плазменного спекания твердосплавных электроэрозионных порошков, полученных в дистиллированной воде, кроме b_{12} , b_{13} , b_{23} , b_{123} , оказались статистически значимыми.

После исключения статистически незначимых коэффициентов уравнения регрессии принимают вид (2):

$$\hat{y} = 85 + 3,5X_1 + X_2 + 2,25X_3 \quad (2)$$

Проверку уравнений на адекватность проводили с использованием критерия Фишера. В результате расчета установлено, что уравнения регрессии адекватны.

Полученные уравнения были использованы для расчета крутого восхождения по поверхности отклика.

Крутое восхождение (таблицы 3) начинали из нулевой точки (основные уровни).

Таблица 3

Расчет крутого восхождения

Наименование	X_1 (T, °C)	X_2 (P, МПа)	X_3 (t, мин)	$\hat{y}$, HRA
Основной уровень	1100	30	7,5	–
Коэффициент b_i	3,5	1	2,25	–
Интервал варьирования ξ_i	100	10	2,5	–
$b_i \cdot \xi_i$	350	10	5,6	–
Шаг Δ_i	35	1	0,56	–
Округленный шаг	35	1	1	–
Опыт 1	1135	31	8,5	87,2
Опыт 2	1170	32	9,5	89,4
Опыт 3	1200	33	10	91,0
Опыт 10 (max)	1200	40	10	91,7

Согласно проведенной серии опытов определены предельные значения параметра оптимизации $\hat{y}$ (твердости), которые составили: для сплава, изготовленного искровым плазменным спеканием твердосплавных электроэрозионных порошков, полученными в воде – 91,7 HRA при 40 МПа, температуре 1200 °С и времени выдержки 10 мин.

Далее были проведены исследования микроструктуры БВТС, изготовленных при оптимальных режимах ИПС (рис. 3).

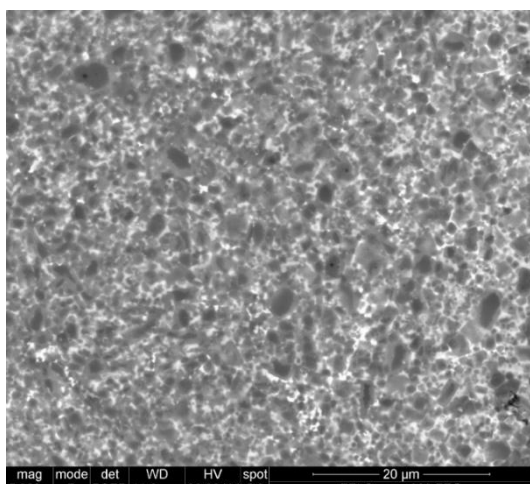


Рис. 3. Микроструктура БВТС, изготовленного ИПС твердосплавных электроэрозионных порошков, полученных в воде

Анализ микроструктур БВТС, показал, что новые сплавы имеют мелкозернистое строение, без включений, равномерное распределение фаз и отсутствие значительных пор, трещин и несплошностей.

Выводы

1. В соответствии с поставленной целью, направленной на оптимизацию процесса получения нового безвольфрамового твердого сплава искровым плазменным спеканием твердосплавных порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов твердого сплава ТН20 в воде, установлены оптимальные технологические режимы, обеспечивающие максимальную твердость сплавов при практическом отсутствии в его структуре пор.

2. Экспериментально установлены следующие оптимальные параметры: для сплава, изготовленного искровым плазменным спеканием твердосплавных электроэрозионных порошков, полученными в воде твердость составляет 91,7 HRA при 40 МПа, температуре 1200 °С и времени выдержки 10 мин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панов, В. С. Безвольфрамовые твердые сплавы: аналитический обзор / В. С. Панов // *Материаловедение*. – 2019. – № 10. – С. 33–39.
2. Панов, В. С. Безвольфрамовые твердые сплавы / В. С. Панов, Н. М. Ниткин // *Нанотехнологии: наука и производство*. – 2017. – № 3. – С. 65–70.
3. Патрушев, А. Ю. Безвольфрамовые твердые сплавы: методы получения, структура и свойства (обзор) / А. Ю. Патрушев, Д. П. Фарафонов, М. М. Серов // *Труды ВИАМ*. – 2021. – № 11 (105). – С. 66–81.
4. Наумова, О. Г. Пути развития и проблемы создания безвольфрамовых твердых сплавов / О. Г. Наумова, К. В. Сопин, А. С. Янюшкин // *Труды Братского государственного университета. Серия: Естественные и инженерные науки – развитие регионов*. – 2005. – Т. 2. – С. 209–212.
5. Valentov, A. V., Konovodov V.V., Agafonova E.V. Forecasting residual and operating stress in soldering cutting tools with tungsten-free hard alloy inserts // *Applied Mechanics and Materials*. 2013. Т. 379. С. 28–31.
6. Акимов, В. В. Исследование микротвердости безвольфрамовых твердых сплавов на основе карбида титана / В. В. Акимов // *Вестник Иркутского государственного технического университета*. – 2005. – № 3–1 (23). – С. 121–124.
7. Верещака, А. А. Повышение эксплуатационных характеристик инструмента из безвольфрамовых твердых сплавов с помощью наноструктурированных многослойно-композиционных покрытий / А. А. Верещака, О. Хожаев // *Вестник Брянского государственного технического университета*. – 2014. – № 3 (43). – С. 20–25.
8. Акимов, В. В. Жаростойкость безвольфрамовых твердых сплавов TiC-TiNi в зависимости от объемного состава композиции при нагреве до высоких температур / В. В. Акимов, А. Ф. Мишуров, Е. В. Акимова // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2016. – Т. 59. – № 10. – С. 688–691.
9. Ageev, E.V., Ageeva A.E. Composition, structure and properties of hard-alloy powders obtained by electrodispersion of T5K10 alloy in water // *Metallurgist*, 2022. – Vol. 66. – Nos. 1–2. – Pp. 146–154.
10. Ageev E. V., Ageeva E. V., Korolev M. S. Study of the Surface State of Powders Produced Under Conditions of the Electroerosive Metallurgy of T5K10 Hard-Alloy Waste // *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. – 2022. – Vol. 16. – No. 6. – Pp. 1333–1336.
11. Бурков, П. В. Спекание порошков TiC-TiNi пропусканием электрического тока / П. В. Бурков // *Тяжелое машиностроение*. – 2008. – № 12. – С. 21–23.
12. Бурков, П. В. Исследование структурной наследственности при спекании порошков TiC-TiNi пропусканием электрического тока / П. В. Бурков, А. В. Голофинова, С. П. Буркова // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2006. – Т. 3. – № 4. – С. 94–97.
13. Бурков, П. В. Спекание порошков TiC-TiNi пропусканием электрического тока / П. В. Бурков // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2005. – № 3 (28). – С. 11–13.
14. Акимов, В. В. Изменение микротвердости безвольфрамовых твердых сплавов при их облучении газометаллическим пучком ионов аргона и циркония / В. В. Акимов, А. Ф. Мишуров, Д. А. Негров, Я. А. Сидорова, В. Ю. Путинцев // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. – 2019. – Т. 19. – № 4. – С. 19–26.
15. Агеева, Е. В. Аттестация порошковых материалов, полученных электродиспергированием безвольфрамового твердого сплава ТН20 в спирте / Е. В. Агеева, А. Е. Агеева, Л. П. Андреева // *Электрометаллургия*. – 2024. – № 6. – С. 33–40.

УДК 621.791.051

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-55-58

*О. П. Бондарева, Э. В. Седов, Д. Э. Седов***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ
НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 08X22H6T****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru.

Приведены результаты исследований по влиянию термического воздействия, обусловленного имитацией термического цикла сварки на структуру и механические свойства как основного металла, так и металла зоны термического влияния в сварных соединениях стали 08X22H6T. Показано, что в результате термического воздействия происходит увеличение хрупкости зоны термического влияния за счет роста ферритного зерна, а также изменения соотношения фаз. Установлено, что стабилизирующий отпуск при температуре 900 °C увеличивает ударную вязкость и уменьшает твердость стали 08X22H6T за счет снижения общего количества выделившихся карбидов, а также увеличения их дисперсности.

Ключевые слова: феррито-аустенитная сталь, ударная вязкость, твердость, зона термического влияния, термический цикл сварки

*O. P. Bondareva, E. V. Sedov, D. E. Sedov***INVESTIGATION OF THE EFFECT OF THE THERMAL WELDING CYCLE
ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL 08Cr22Ni6Ti****Volgograd State Technical University**

The results of studies on the effect of thermal effects caused by the simulation of the thermal welding cycle on the structure and mechanical properties of both the base metal and the metal of the thermal influence zone in welded joints of 08Cr22Ni6Ti steel are presented. It is shown that as a result of thermal exposure, there is an increase in the fragility of the zone of thermal influence, due to the growth of ferritic grains, as well as changes in the phase ratio. It has been found that stabilizing tempering at a temperature of 900 °C increases the impact strength and reduces the hardness of 08Cr22Ni6Ti steel by reducing the total amount of released carbides, as well as increasing their dispersion.

Keywords: ferrite-austenitic steels, impact strength, hardness, thermal influence zone, thermal welding cycle

Для производства емкостных сварных конструкций в химической, пищевой и нефтегазовой промышленности перспективным представляется применение двухфазных хромоникелевых феррито-аустенитных сталей [1–3]. При комнатной температуре, в двухфазных сталях, содержание каждой структурной составляющей достаточно строго регламентируется. Аустенитная γ -фаза обеспечивает сплаву высокую жаропрочность, низкий предел хладноломкости при сочетании высоких пластических и вязких характеристик. Наличие в стали фазы δ -феррита является полезным, так как существенно снижает склонность металла при сварке к образованию трещин в зоне сплавления сварного соединения и околошовной зоне (зоны термического влияния ЗТВ), увеличивает сопротивляемость металла межкристаллитной коррозии.

Однако при избыточном содержании феррита фаза начинает выделяться на границах аустенитных зерен в виде сплошной сетки, что

резко снижает показатели ударной вязкости металла [1, 3, 4]. Кроме этого, при длительной работе конструкции из хромоникелевых сталей при температурах 350–550 °C, а также в случае кратковременного нагрева до температур 600–800 °C возникает опасность охрупчивания металла, связанное с проявлением явлений отпускной 475-градусной хрупкости и вероятным образованием хрупкой интерметаллидной σ -фазы [5, 6].

Для обеспечения благоприятной структуры и высоких показателей механических характеристик данные стали подвергают закалке и последующему стабилизирующему отпуску. Время выдержки при термической обработке должно быть меньше, чем время сигматизации структуры и выделения карбидов [5].

В рамках данной работы исследования проводились на металле промышленной плавки стали 08X22H6T, выплавленной в дуговой электропечи. Химический состав исследуемой стали представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемой стали 08Х22Н6Т

Сталь марки 08Х22Н6Т	Содержание элементов, %							
	С	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Ti
По ГОСТ 5632–72	до 0,08	до 0,8	до 0,8	21-23	5,3-6,3	до 0,025	до 0,035	0,40-0,65
Опытная плавка	0,06	0,51	0,2	21,4	5,7	0,020	0,015	0,31

Для проведения испытаний, образцы вырезались из основного металла в состоянии поставки, а также из металла после имитации термического цикла сварки (ТЦС), с помощью установки высокоскоростного электрического контактного нагрева, при этом температура нагрева составляла 1300 °С, скорость нагрева около 100 °С/с, а скорость охлаждения 2 °С/с. Заготовки, после имитации ТЦС, подвергались отпуску в электрической печи сопротивления. Температура отпуска изменялась в пределах от 400 до 900 °С, а длительность выдержки составляла 1 и 3 часа.

На образцах определялась твердость по Виккерсу по ГОСТ 2999–75 на установке ТПП-2. Для исследования ударной вязкости изготавливались образцы тип Х1 размерами 10×10×55 мм по ГОСТ 9454–78.

Количественный структурный анализ проводился с помощью дифрактометра ДРФ-2. Микроструктуру образцов исследовали с помощью микроскопа МИМ-8.

Результаты исследования механических свойств основного металла и металла околошовной зоны приведены в табл. 2.

Таблица 2

Ударная вязкость и твердость металла сварных соединений стали 08Х22Н6Т после термической обработки

Режим термообработки		Основной металл			Металл зоны термического влияния		
Температура отпуска, °С	Время выдержки, ч	Ударная вязкость KCV, МДж/м²		Твердость HV	Ударная вязкость KCV, МДж/м²		Твердость HV
		Температура испытания, °С			Температура испытания, °С		
		–20	20		–20	20	
исходное состояние		0,86	1,80	230	0,26	1,50	257
400	1	0,76	1,74	243	0,21	1,68	260
400	3	0,65	1,68	244	0,20	1,52	261
500	1	0,55	1,51	251	0,18	1,52	264
500	3	0,41	1,50	253	0,17	1,50	265
600	1	0,25	1,00	270	0,10	1,10	285
600	3	0,17	0,80	281	0,11	1,02	283
700	1	0,30	0,85	261	0,15	1,11	279
700	3	0,31	0,90	260	0,18	1,18	276
800	1	0,56	1,20	248	0,20	1,20	264
800	3	0,68	1,25	240	0,21	1,25	250
900	1	0,85	1,80	231	0,31	1,68	249
900	3	0,91	1,80	230	0,32	1,69	245

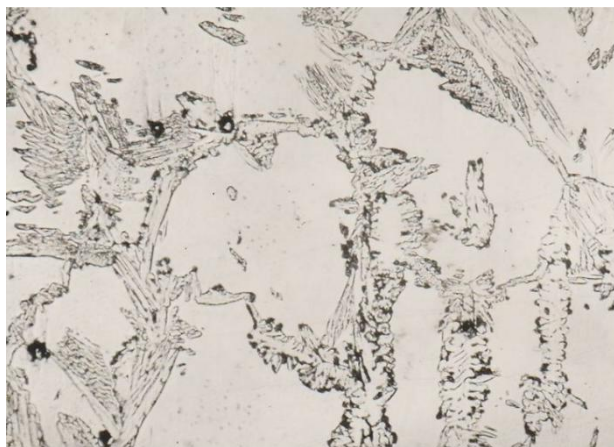
Выявлено, что в результате термического воздействия после имитации ТЦС происходит существенное охрупчивание металла в ЗТВ, выражающееся в снижении показателей ударной вязкости с 1,8 до 1,5 МДж/м² и увеличения твердости с 230 до 257 HV. Микроструктура образцов, после термического воздействия также существенно преобразуется (рисунок). Прежде

всего, исчезает выраженная анизотропия, характерная металлу после прокатки, а также появляется мартенситная фаза в количестве около 20 %, что подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа. Кроме этого, под влиянием термического воздействия, вызванного имитацией ТЦС в металле ЗТВ происходит увеличение размера зерен и выделение вторичного ау-

стенита, который сосредотачивается преимущественно на границах крупных зерен феррита.

Выявлено, что под влиянием отпуска стали при температуре 400 °С и выдержке 1 час показатели ударной вязкости снижаются не значи-

тельно. Такие изменения характерны, как в основном металле, так и в металле ЗТВ. Увеличение длительности выдержки при отпуске до трех часов только усугубляет снижение вязкопластических характеристик (см. табл. 2).



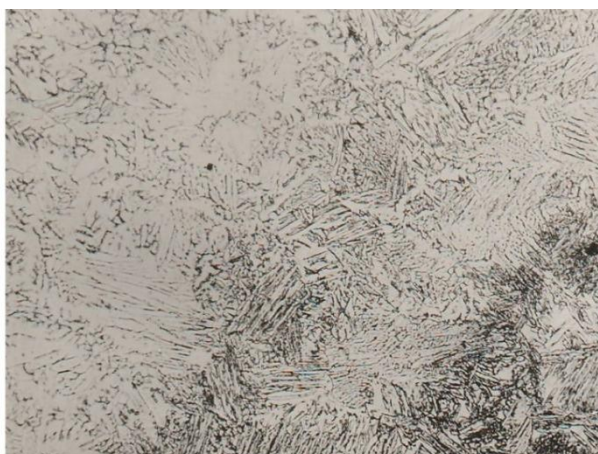
a



б



в



г

Микроструктура зоны термического влияния сварного соединения стали 08X22H6T после воздействия термического цикла сварки (*a*); после отпуска при температуре 700 °С, выдержка 1 час (*б*); после отпуска при температуре 800 °С, выдержка 1 час (*в*); после отпуска при температуре 900 °С, выдержка 1 час (*г*); $\times 300$

Повышение температуры отпуска до 500–600 °С сопровождается существенным снижением показателей ударной вязкости, достигая минимальных значений 0,10–0,11 МДж/м² в металле ЗТВ. Только после отпуска при температурах 700–900 °С вязкопластические свойства начинают увеличиваться и практически полностью восстанавливаются. Из результатов (см. табл. 2) следует, что при температуре отпуска 900 °С, уровень показателей механических свойств близок по свойствам основного металла до негативного термического воздействия. Это касается проведенных испытаний, как при отрицательных, так и положительных температур.

Видно, что после отпуска при температуре 900 °С в течении 1–3 ч ударная вязкость имеет максимальные значения (в основном металле $KCV^{20} = 0,85–0,91$ МДж/м², $KCV^{20} = 0,80$ МДж/м², а в металле ЗТВ $KCV^{20} = 0,31–0,32$ МДж/м², $KCV^{20} = 1,68–1,69$ МДж/м²).

Испытания образцов на твердость по Виккерсу позволило установить, что максимальные значения показателей наблюдаются при температуре отпуска 600 °С (в зависимости от длительности выдержки твердость варьируется в интервале от 270 до 285 HV), а минимальные значения HV обнаруживаются при температуре отпуска 900 °С (значения твердости находятся в интервале от 230 до 249 HV).

Полученные результаты измерения твердости хорошо соотносятся с исследованиями по ударной вязкости.

Изменения в показателях механических характеристик, по-видимому, возможно связать с проявлением отпускной хрупкости, которая обычно традиционно происходит в хромоникелевых сталях, при медленном охлаждении с температур порядка 650 °С [5].

Приведенные разъяснения подтверждаются микроструктурами образцов после проведенного отпуска при различных температурах (рисунков). На микроструктурах показано, что видимых изменений не происходит до температуры 800 °С. В результате проведенного отпуска при 800 °С обнаруживается увеличение количество γ' -фазы. После отпуска при температуре 900 °С структура ЗТВ становится более однородной, а количество γ' -фазы составляет примерно 80–85 %.

Проведенный рентгеноструктурный анализ показал, что изменения параметров кристаллической решетки аустенитной, возникающей мартенситной, и ферритной фаз достаточно хорошо коррелируют с выявленными изменениями механических свойств. Так после проведенного отпуска при температуре 400 °С параметры кристаллической решетки указанных фаз практически не изменяются, как в основном металле, так и в металле ЗТВ стали 08Х22Н6Т.

При температурах отпуска 500–600 °С в сталях феррито-аустенитного класса происходят процессы карбидообразования, при этом параметры кристаллической решетки обеих фаз существенно уменьшаются. Этим объясняется существенное падение ударной вязкости, так как выделяющиеся избыточные карбидные фазы, в первую очередь, в феррите приводят к его охрупчиванию. При проведении высокотемпературного отпуска избыточные фазы растворяются, а количество γ' -фазы увеличивается. Благодаря этому, за счет данных процессов показатели ударной вязкости в стали 08Х22Н6Т возрастают, а твердость снижается.

Таким образом, причинами изменения механических свойств, может являться перераспределения основных легирующих элементов, приводящего к изменению в соотношении фаз феррито-аустенитной стали, а кроме этого вы-

делениями избыточных хрупких фаз по границам зерен, что было обнаружено в ранее проведенных работах.

Выводы

1. Показано, что в результате термического воздействия, обусловленного имитацией термического цикла сварки в стали 08Х22Н6Т происходит увеличение хрупкости зоны термического влияния, за счет роста ферритного зерна, а также изменения соотношения фаз.

2. Выявлено, что отпуск в интервале температур 400–700 °С не приводит к стабилизации структуры и способствует проявлению отпускной хрупкости и процессов выделения избыточных карбидов на границах зерен ферритной и аустенитной фаз.

3. Установлено, что отпуск при температуре 900 °С увеличивает ударную вязкость и уменьшает твердость, как основного металла, так и металла ЗТВ сварных соединений стали 08Х22Н6Т за счет снижения общего количества выделившихся карбидов, а также увеличения их дисперсности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бондарева, О. П. Влияние термоциклической обработки на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2016. – № 7. – С. 45–48.
2. Бондарева, О. П. Влияние термического цикла сварки на трещиностойкость металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Известия ВолГТУ : научный журнал № 5(160) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 139–142.
3. Бондарева, О. П. Влияние термического цикла сварки и термоциклической обработки на свойства и характер разрушения стали 08Х18Г8Н2Т / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, О. Б. Крючков // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 11. – С. 28–33.
4. Бондарева, О. П. Влияние погонной энергии сварки на структуру и свойства сварных соединений феррито-аустенитных сталей 08Х18Г8Н2Т и 08Х22Н6Т / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, Д. Э. Седов, Р. А. Бескровный // Известия ВолГТУ : научный журнал № 7 (290) / ВолГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Металлургия»). – С. 71–76.
5. Сокол, И. Я. Двухфазные стали / И. Я. Сокол. – М. : Металлургия, 1974. – 216 с.
6. Каховский, Н. И. Сварка нержавеющей стали / Н. И. Каховский. – Киев : Техника, 1968. – 312 с.

УДК 621.74

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-59-63

Д. Ю. Гребнев, Н. И. Габельченко, Е. Ю. Карпова, Р. В. Салфетников

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОТЛИВОК В ПРОЦЕССЕ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: lp@vstu.ru

В статье рассматривается процесс упрочнения поверхности отливок методом поверхностного легирования при литье по газифицируемым моделям. Процесс литья по газифицируемым моделям (ЛГМ процесс) был запатентован в США в 1958 году и быстро получил признание за свои многочисленные преимущества, такие как низкая стоимость, высокая точность отливок, низкая трудоемкость и экологическая безопасность. ЛГМ позволяет получать отливки различных размеров и из различных сплавов с высокой размерной точностью.

Одним из легкоосуществимых перспективных методов повышения конкурентоспособности процесса ЛГМ является производство армированных, биметаллических и поверхностно-легированных отливок.

Исследования, проведенные специалистами ВолгГТУ, показали, что поверхностное легирование позволяет устранить горячие трещины, увеличить конструкционную прочность, твердость и износостойкость, повысить коррозионную стойкость и улучшить антифрикционные свойства отливок. Были разработаны и испытаны различные легирующие составы, наносимые на поверхности пенополистироловых моделей, включая ферромарганец, никель-медные порошки и карбид вольфрама.

Результаты микроструктурных исследований показали, что легированные слои на стальных и чугунных отливках обладают высокой твердостью, износостойкостью и коррозионной стойкостью. Таким образом, ЛГМ процесс с вакуумированием формы и поверхностным легированием позволяет получать отливки с улучшенными функциональными характеристиками, что открывает новые возможности для применения этой технологии в литейном производстве.

Ключевые слова: литье по газифицируемым моделям, поверхностное легирование, упрочнение отливок, износостойкость, коррозионная стойкость, пенополистироловые модели, функциональные покрытия

D. Yu. Grebnev, N. I. Gabelchenko, E. Yu. Karpova, R. V. Salfetnikov

STRENGTHENING THE SURFACE OF CASTINGS DURING LOST FOAM CASTING PROCESS

Volgograd State Technical University

The article examines the process of surface hardening of castings through surface alloying in lost foam casting. The lost foam casting (LFC) process was patented in the USA in 1958 and quickly gained recognition for its numerous advantages, including low cost, high casting precision, low labor intensity, and environmental safety. LFC enables production of castings in various sizes and alloys with high dimensional accuracy.

One of the most readily implementable and promising methods to enhance the competitiveness of the LFC process is the production of reinforced, bimetallic, and surface-alloyed castings.

Research conducted by specialists at Volgograd State Technical University has demonstrated that surface alloying can eliminate hot cracks, increase structural strength, hardness and wear resistance, improve corrosion resistance, and enhance anti-friction properties of castings. Various alloying compositions have been developed and tested for application on polystyrene pattern surfaces, including ferromanganese, nickel-copper powders, and tungsten carbide.

Microstructural analysis results have shown that alloyed layers on steel and cast iron castings possess high hardness, wear resistance, and corrosion resistance. Thus, the LFC process with mold vacuuming and surface alloying enables production of castings with improved functional characteristics, opening new possibilities for applying this technology in foundry production.

Keywords: lost foam casting, surface alloying, strengthening of castings, wear resistance, corrosion resistance, polystyrene patterns, functional coatings

Введение

Процесс литья по газифицируемым моделям (ЛГМ процесс) запатентован в США в 1958 году. Литейщики сразу оценили многочисленные преимущества процесса ЛГМ:

- низкие затраты на материалы, оборудование, оснастку и организацию производства;
- высокую точность отливок, сопоставимую с литьем по выплавляемым моделям;
- низкую трудоемкость;

© Гребнев Д. Ю., Габельченко Н. И., Карпова Е. Ю., Салфетников Р. В., 2025.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ (из средств программы развития «Приоритет 2030» по соглашению № 075-15-2025-063) в рамках научного проекта № 8/632-24

– экологическую безопасность.

ЛГМ процессом возможно получение отливок весом от нескольких грамм до нескольких тонн с высокой размерной точностью из различных сплавов.

Технологический процесс ЛГМ постоянно совершенствуется. Главные достижения ученых и технологов в совершенствовании процесса:

– создание пенополистирола низкой плотности и, соответственно, низкой газотворности специально для использования в литейном производстве;

– применение процесса вакуумирования форм для ЛГМ процесса.

Основные усовершенствования ЛГМ процесса приходятся на конец прошлого века. Одним из легко осуществимых и перспективных методов повышения конкурентоспособности процесса ЛГМ является производство армированных, биметаллических и поверхностно легированных отливок.

Получение качественных композиционных отливок ЛГМ процессом обеспечивается следующими факторами:

– использованием сухого песка с низкой теплопередачей;

– восстановительной атмосферой в форме;

– особенностями движения газовых потоков в полости литейной формы.

В работах, проведенных специалистами литейной кафедры ВолгГТУ, [1–23] были получены уникальные результаты по поверхностному легированию железо-углеродистых отливок

в литейных формах из различных материалов. Поверхностным легированием достигнуты следующие результаты:

1. Устранение горячих трещин на стальных отливках.

2. Значительное увеличение конструкционной прочности чугунных отливок и отливок из углеродистых сталей.

3. Повышение твердости поверхности и, соответственно, износостойкости отливок.

4. Увеличение коррозионной стойкости.

5. Одновременное повышение коррозионной стойкости и износостойкости.

6. Полное устранение пригара.

7. Повышение антифрикционных свойств в поверхности отливок.

8. Снижение твердости поверхности и, соответственно, повышение механической обрабатываемости отливок.

9. Снижение «кромочного» отбела в мелких чугунных отливках.

Методика исследования

Работой по адаптации достигнутых ранее положительных результатов по поверхностному легированию отливок к условиям литья по газифицируемым моделям предусматривалось нанесение порошковых легирующих композиций на поверхности пенополистироловых моделей (рис. 1), сушка легирующих составов, получение литейных форм, заливка форм железоуглеродистыми сплавами, очистку пробных отливок и изготовление образцов для металлографических исследований.

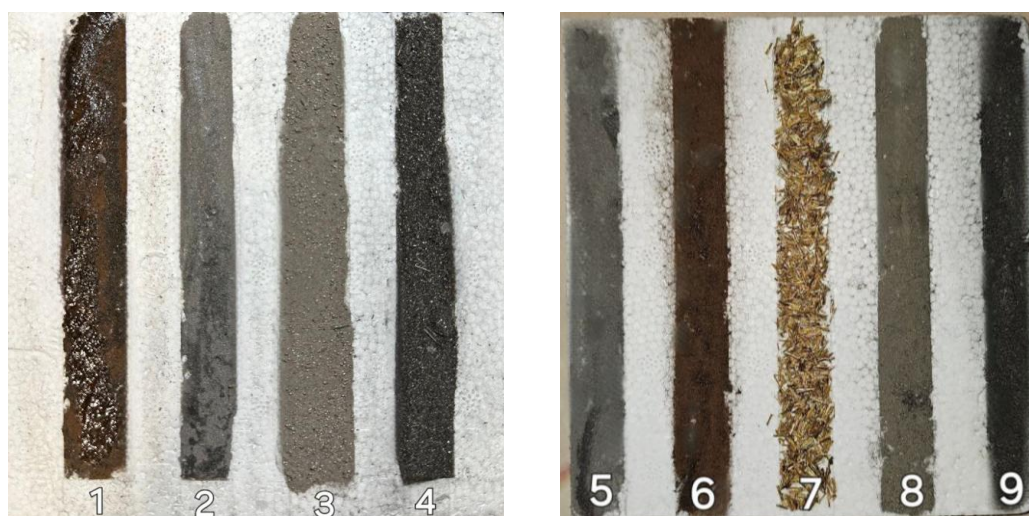


Рис. 1. Пенополистироловые модели с нанесенными на них поверхностно-легирующими составами:

1 – ферромарганец среднеуглеродистый ФМн88; 2 – порошок марки ПГС-27; 3 – порошок марки ПГ10Н01;

4 – ферромарганец высокоуглеродистый ФМн78; 5 – порошок никель-медный НПЧ-3;

6 – порошок никель-медный + 15 % графита; 7 – стружка бронзы марки БрФЖ94;

8 – порошок никель-медный + ПГС-27 (35–40 %); 9 – порошок никель-медный + карбид вольфрама (40 %)

В качестве связующего для легирующих порошков использовалось жидкое стекло, модифицированное для повышения флюсующих свойств. Возможно применение других литейных связующих. Литейная форма изготавливалась из кварцевого песка марки $2K_2O_3O_3$ и жидкого стекла в количестве 6 %. Отверждение из-за наличия в формах пенополистироловых моделей осуществлялось длительной конвективной сушкой при низких температурах 50–60 °С. Время сушки форм 16 часов. Для удаления газов в форме насверливалось большое количество газоотводящих отверстий. Заливка готовых форм проводилась сталью марки 45Л и серым чугуном марки СЧ20.

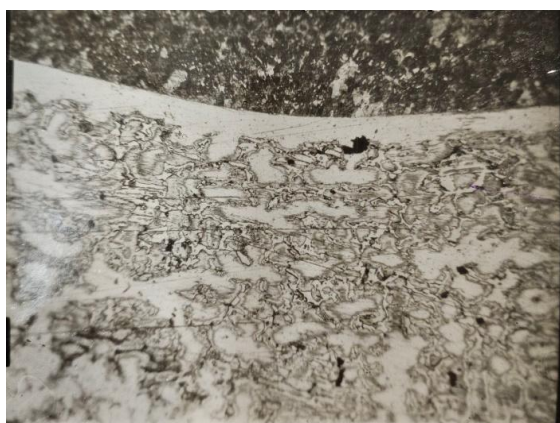
Результаты исследования

На стальной отливке получены качественные, легированные слои с высокой твердостью и износостойкостью. Твердость поверхностного легированного слоя, составляет:

- ПГС-27 – HRC 69–64
- углеродистый ферромарганец ФМн68 – HRC 55–60
- ПГ10Н01 – HRC 40–45

Микроструктуры поверхности легированных слоев на стальных экспериментальных отливках представлены на рис. 2.

Номер позиции соответствует определенной легирующей композиции (1 – металл без нанесения слоя).



2



3



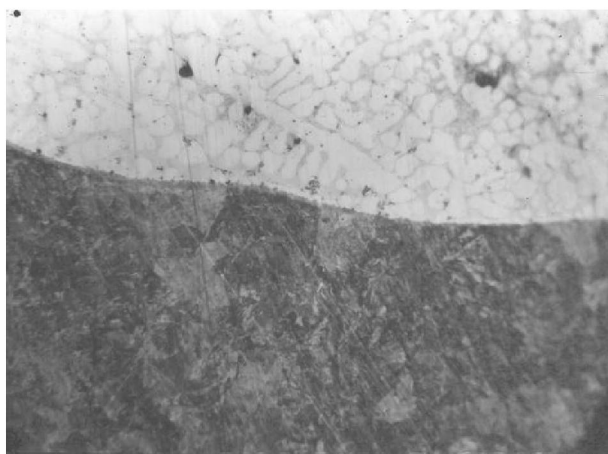
4

Рис. 2. Микроструктура поверхностно легированных слоев на стальной отливке $\times 200$:
2 – легирование хромистым порошком ПГС-27; 3 – легирование никель-хромистым порошком ПГ10Н01;
4 – легирование порошком ферромарганца ФМн78

На поверхности чугунных отливок получены качественные коррозионностойкие, износостойкие, антифрикционные слои. Твердость поверхности чугунных отливок удалось регу-

лировать в пределах от HB176 до HB 400–420.

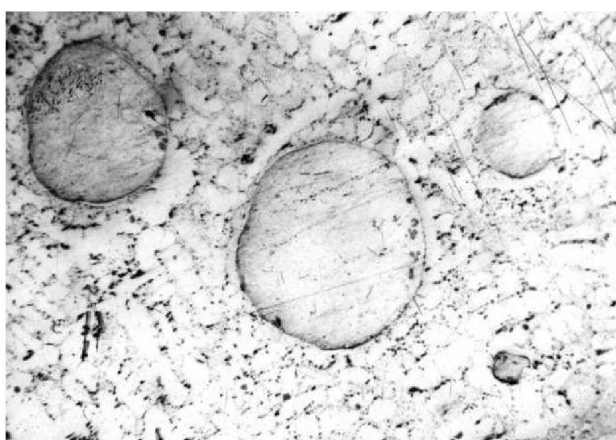
Микроструктуры легированных слоев представлены на рис. 3.



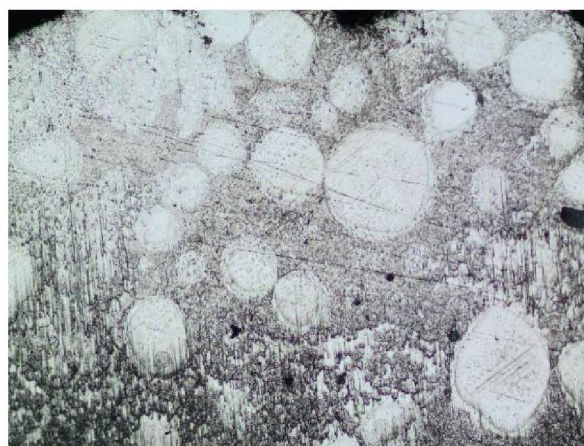
5



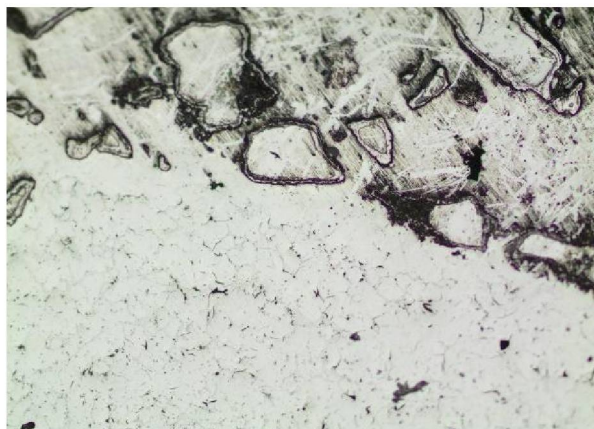
6



7



8



9

Рис. 3. Микроструктуры функциональных слоев на поверхности чугуных отливок $\times 200$:

- 5 – коррозионностойкий никель-медный слой HB-196; 6 – антифрикционный слой: никель-медный сплав 15 % графит;
 7 – слой с пониженной твердостью для улучшения механической обрабатываемости. Включения меди в структуре чугуна HB176;
 8 – износостойкий псевдосплав: никель-медная основа + порошок ПГС-27 HB-350;
 9 – износостойкий псевдосплав. Никель-медная основа + 40 % карбида вольфрама HB420

Выводы

1. На поверхности отливок полученных ЛГМ – процессом возможно получение различных функциональных покрытий.

2. При производстве поверхностно легированных отливок ЛГМ процессом с вакуумированием формы ожидается получение функциональных слоев повышенного качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Наплавка износостойкого слоя на детали почвообрабатывающего инструмента в литейной форме / Ю. В. Гребнев, В. В. Шлепин, Г. Г. Захаров, И. Е. Афонин, В. П. Каляева, О. А. Богатырева // Литейное производство. – 2000. – № 4. – С. 11–12.
2. Поверхностное легирование деталей порошковыми материалами в литейной форме / Е. И. Тескер, В. А. Гурьев, Ю. В. Гребнев, Е. И. Афолина, С. Е. Тескер // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 4. – 48–51.
3. Поверхностное легирование отливок углеродом в литейной форме / В. Ф. Жаркова, Н. А. Кидалов, Ю. В. Гребнев, А. С. Родин, А. В. Симаков // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки

и прочности в машиностроении» ; вып. 9). – С. 132–134.

4. Кидалов, Н. А. Поверхностное легирование отливки «звено гусеницы» в форме / Н. А. Кидалов, Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова // Литейное производство. – 2015. – № 5. – С. 9–10.

5. Разработка высокоэффективной технологии изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин / Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Д. Ю. Гребнев, Н. О. Антонов, А. Ю. Тарабановский // Научный взгляд в будущее (Украина). – 2020. – Вып. 17, т. 1. – 16–19.

6. Совершенствование процесса поверхностного легирования отливок с использованием газопламенного напыления / Н. И. Габельченко, Д. Ю. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Ю. В. Гребнев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (254) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Металлургия»). – С. 53–56.

УДК 621.74

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-63-66

Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Н. С. Гарькавый

УСТРАНЕНИЕ БРАКА ОТЛИВКИ «СКОБА ПРИЦЕПНАЯ»

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: lp@vstu.ru

В работе рассматривалась возможность прогнозирования появления дефектов усадочного характера и корректировки технологического процесса изготовления отливки путем применения моделирования в СКМ ЛП «ПолигонСофт».

Ключевые слова: дефекты усадочного характера, технологический процесс, моделирование литейных процессов

Yu. V. Grebnev, V. F. Zharkova, N. S. Garkavy

REMOVAL OF CASTING DEFECTS "TRAILER BRACKET"

Volgograd State Technical University

The paper considered the possibility of predicting the appearance of shrinkage defects and adjusting the technological process of casting manufacturing by applying modeling in SCM LP «Polygon Soft»

Keywords: shrinkage defects, technological process, modeling of casting processes

Введение

Использование систем компьютерного моделирования литейных процессов в настоящее время значительно облегчает работу технологов-литейщиков. Наиболее часто на предприятиях литейного производства используется СКМ ЛП «ПолигонСофт» [1]. Используя данную программу в разработке технологии изготовления отливки, технолог может исключить вероятность появления дефектов отливки на стадии проектирования.

На тракторных заводах изготавливаются отливки различной номенклатуры, в том числе и отливка «скоба прицепная» (рис. 1).

«Скоба прицепная» используется для соединения трактора с сельскохозяйственным навесным оборудованием и испытывает значительные циклические нагрузки, поэтому наличие дефектов различного характера не допустимо, так как они ведут к поломке в процессе эксплуатации, и как следствие, к простоя сельскохозяйственной техники.

Используемая технология изготовления отливки «скоба прицепная» не позволит получить бездефектное литье. Брак отливок по усадочным раковинам составит 3–3,5 %, по шлаковым раковинам 0,9–1,2 %.

Всвязи с этим на кафедре Машины и технология литейного производства Волгоградского



Рис. 1. Отливка «скоба прицепная»

технического университета было принято решение провести анализ существующей технологии изготовления отливки «скоба прицепная» и оптимизировать литейную технологию методом компьютерного моделирования по программе СКМ ЛП «ПолигонСофт».

В результате анализа в действующей литейной технологии были отмечены следующие недостатки:

- нерациональный подвод металла;
- конструкция литниковой системы не обеспе-

чивает задержание шлаковых включений;

- размеры и место расположения прибылей не обеспечивает получение отливок без усадочных дефектов.

Материалы и методы исследования

Работа была условно поделена на два этапа.

На первом этапе в программе трехмерного моделирования Solid Edge, была спроектирована модель отливки (рис. 2).

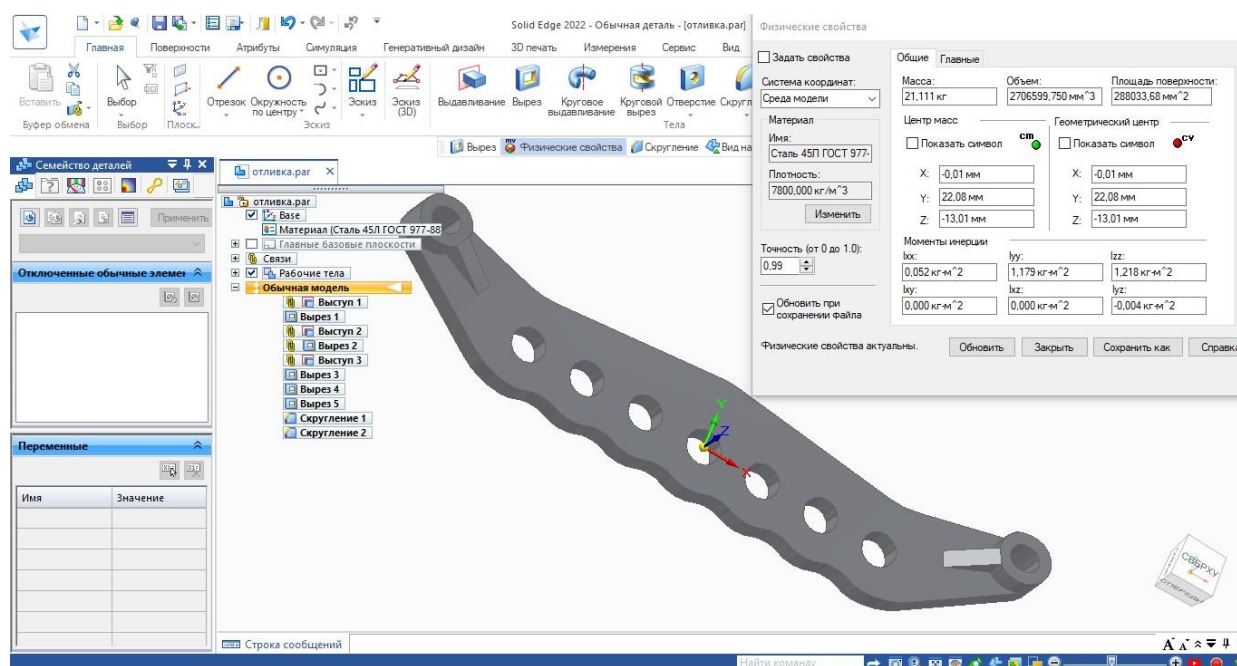


Рис. 2. Модель отливки

Система автоматизированного проектирования Solid Edge позволяет не только построить геометрическую модель любого изделия для машиностроения, но и провести анализ конструкции, и изучить физические свойства будущей детали. На рис. 2 также показаны такие физические свойства разработанной модели как масса, объем, площадь поверхности, физическая и геометрическая массы тела, моменты инерции. Все физические свойства определяются после задания марки сплава. В данном случае использовалась сталь 45Л ГОСТ977–88. Точное определение массы отливки позволяет более корректно определять технологические расчеты. Для проведения дальнейшего исследования в системе компьютерного моделирования процессов заливки СКМ ЛП «ПолигонСофт» в программе Solid Edge по разработан-

ной технологии изготовления отливки «скоба прицепная» был спроектирован куст отливок (рис. 3), который в дальнейшем был расположен в виртуальной форме.

Программа Solid Edge позволяет точно располагать элементы литниковой системы относительно отливки, моделируя их непосредственно по месту в среде сборочного чертежа.

На втором этапе исследование проводилось с использованием СКМ ЛП «ПолигонСофт».

На основе модели в формате step в сеточном генераторе Salome, который позволяет производить построение сеток высокого качества, была построена трехмерная сеточная модель. При построении поверхностных и объемных сеток использовались ячейки различных размеров. Наименьший размер использовался для построения объемной сетки отливок (рис. 4).

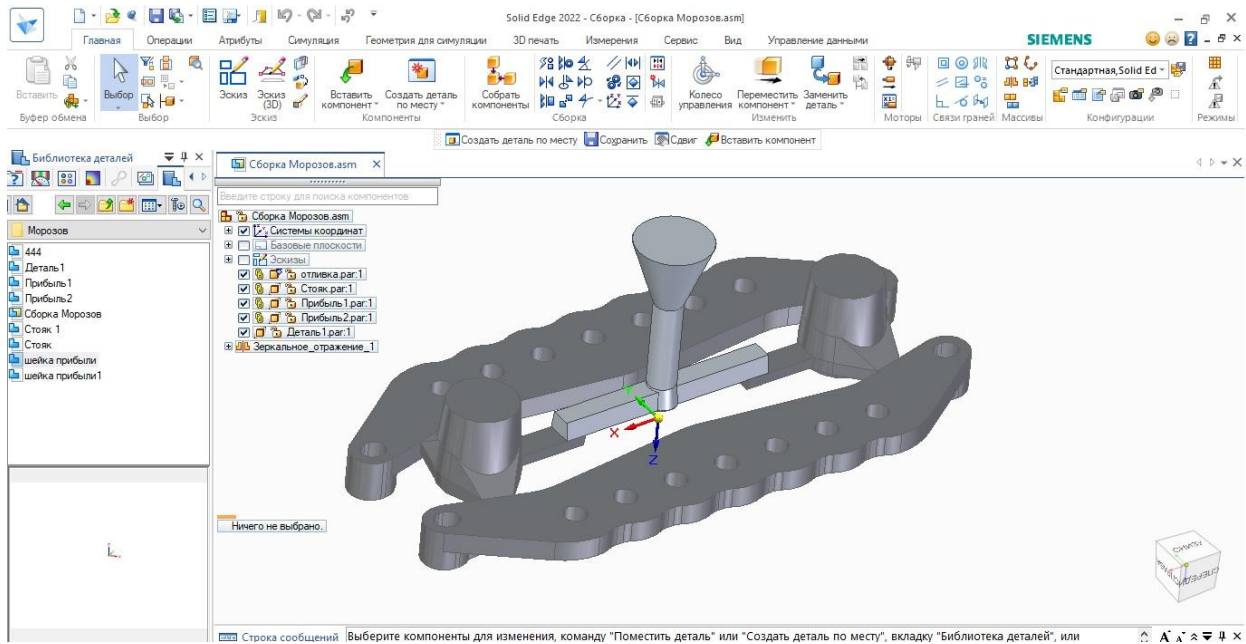


Рис. 3. Куст отливок

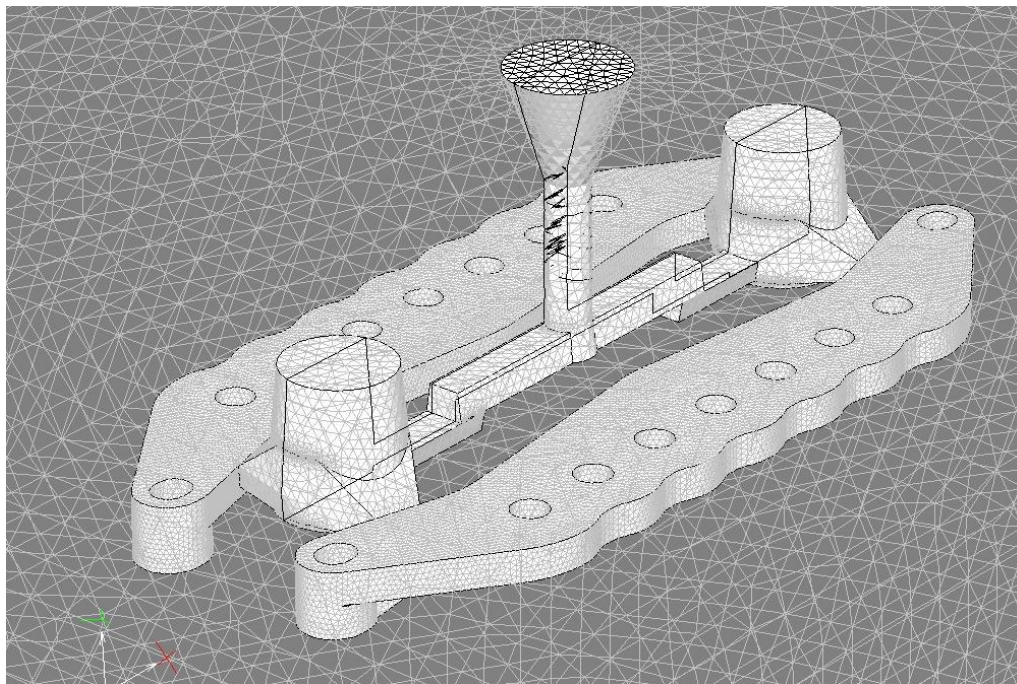


Рис. 4. Сеточная модель, созданная в сеточном генераторе Salome

Дальнейшая подготовка модели производилась в модуле «Мастер». На этом этапе подготовки модель ориентирована в пространстве, выбрана марка сплава, назначено место подвода расплава, определена рациональная температура заливки и вид исследования. Был проведен контроль и исправление дефектных ячеек сеточной модели

В работе исследовалась вероятность появления в отливке дефектов усадочного характера и пористости при получении отливки по разработанной технологии.

При проведении расчета программой СКМ ЛП «ПолигонСофт» были созданы два файла в которые с определенным интервалом времени записывались результаты расчетов.

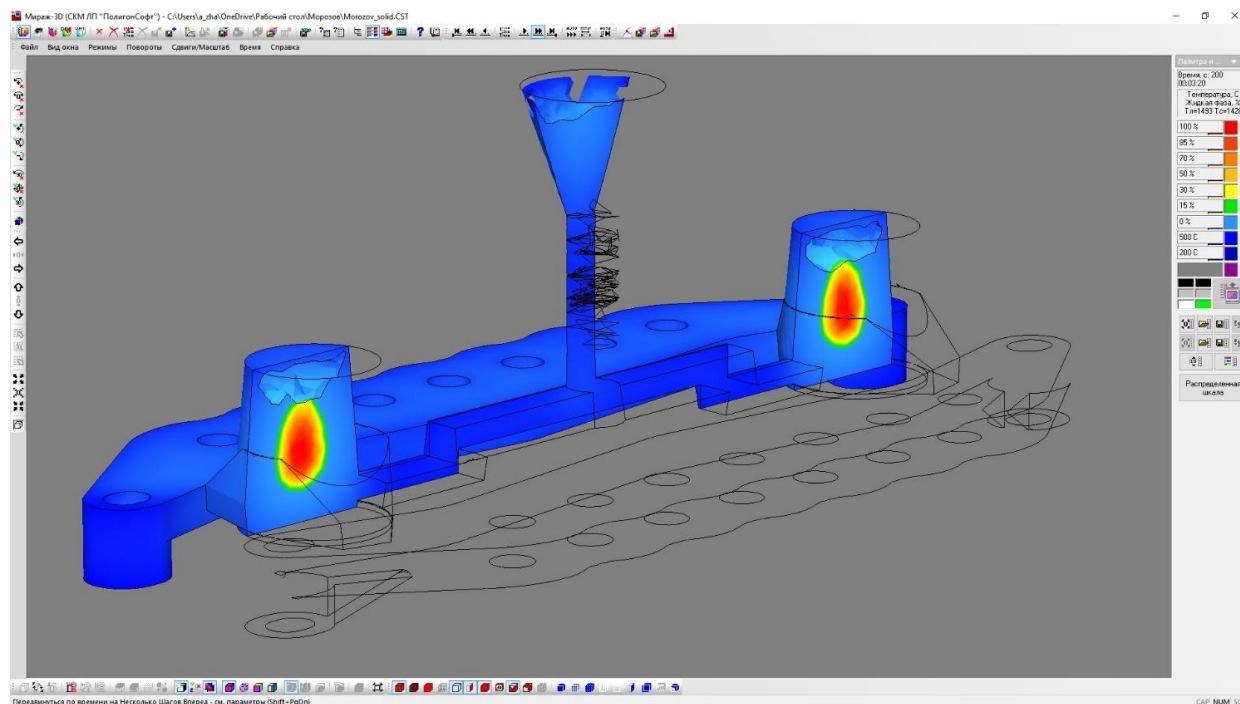


Рис. 5. Образование усадочной раковины в прибыли

Во время расчета можно в реальном времени наблюдать, как работает прибыль (рис. 5). После окончания расчета, в прибыли наблюдаются дефекты усадочного характера, которых нет в отливке

В результате проведенной работы предложены рекомендации по изменению литниково – питающей системы, обеспечивающие снижение дефектов усадочного происхождения и брака по шлаковым раковинам.

В литниковой системе простой литниковый ход заменен на ступенчатый с эффективным улавливанием шлака. Скорректированы размеры прибыли полностью исключающие образование усадочных дефектов.

Выводы

1. Система компьютерного моделирования литейных процессов СКМ ЛП «ПолигонСофт»

обеспечивает опробацию литейных технологий на 3D-моделях, что значительно снижает затраты на внедрение технологий в массовое производство.

2. Спроектированная технология изготовления отливки «скоба прицепная» позволяет получать отливки с минимальными браком и дефектностью и максимальным коэффициентом годного литья.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Использование системы компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «ПолигонСофт» версии 20.0 / Н. И. Габельченко, В. Ф. Жаркова, Н. П. Жильцов, А. Ал. Белов // Известия ВолГТУ : научный журнал № 7 (254) / ВолГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Металлургия»). – С. 92–95.

2. Отливки из чугуна и стали. Термины и определения дефектов. ГОСТ 19200–80. – М. : ИПК Издательство стандартов, 2004. – 34 с.

УДК 621.761.27

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-67-71

*А. С. Переверзев, О. В. Кругляков, А. Е. Агеева***РАЗМЕРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕДЬСОДЕРЖАЩЕГО ПОРОШКА,
ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОДИСПЕРГИРОВАНИЕМ
МЕТАЛЛООТХОДОВ СПЛАВА БрО5С25*****Юго-Западный государственный университет**

e-mail: chaser-93@yandex.ru

На основании проведенных экспериментальных исследований, направленных на исследование размерных характеристик медьсодержащих порошков, полученных электродиспергированием металлоотходов сплава БрО5С25 в изопропиловом спирте, установлено следующее: средний объемный диаметр частиц составляет 9,73 мкм; размах размеров частиц составляет 3,65; удельная поверхность частиц составляет 8932 см²/см³; коэффициент элонгации (удлинения) частиц составляет 1,495.

Ключевые слова: металлоотходы сплава БрО5С25, электроэрозионное диспергирование, частицы порошка, размерные характеристики

*A. S. Pereverzev, O. V. Kruglyakov, A. E. Ageeva***DIMENSIONAL CHARACTERISTICS OF A COPPER-CONTAINING
POWDER OBTAINED BY ELECTRODISPERSION
OF METAL WASTE FROM ALLOY BrO5C25*****Southwestern State University**

Based on the conducted experimental studies aimed at studying the dimensional characteristics of copper-containing powders obtained by electrodispersing metal waste from the BrO5C25 alloy in isopropyl alcohol, the following has been established: the average volume diameter of the particles is 9.73 microns; the particle size range is 3.65; the specific surface area of the particles is 8932 cm²/cm³; the coefficient of elongation (elongation) of the particles is 1.495.

Keywords: metal waste of alloy BrO5C25, electroerosion dispersion, powder particles, dimensional characteristics

Введение

В настоящее время значительное количество подшипников скольжения для различных узлов трения машин и агрегатов изготавливают из оловянной литейной бронзы марки БрО5С25 [1–3]. Как следствие накапливаются и значительные объемы металлоотходов данного сплава. Данный сплав в своем составе содержит значительное количество дорогостоящих компонентов, таких как: Cu, Pb, Sn, Zn и др [4, 5]. Одними из наиболее перспективных методов рециклинга металлоотходов являются методы, позволяющие перерабатывать их в порошковые материалы.

Заслуживающим особого внимания является метод, позволяющий измельчать любые токопроводящие материалы в порошки при малых затратах электроэнергии и при отсутствии сточных вод и вредных выбросов [6–8]. Таковым является метод, основанный на расщеплении кусков металлоотходов за счет электрической эрозии [9–12]. Электроэрозионный метод к настоящему времени в промышленности практически

не применяется и в современной научно-технической литературе отсутствуют полноценные сведения о составе, структуре и свойствах порошковых материалов, полученных из металлоотходов бронзы марки БрО5С25.

В связи с этим для оценки возможности практического применения медьсодержащих порошков, полученных электродиспергированием отходов сплава БрО5С25 необходимо провести соответствующие экспериментальные исследования.

Целью настоящей работы являлось исследование размерных характеристик медьсодержащих порошков, полученных электродиспергированием металлоотходов сплава БрО5С25 в спирте изопропиловом.

**Материалы и методы
проведения исследований**

Диспергируемые металлоотходы – куски подшипников скольжения из оловянной литейной бронзы марки БрО5С25, химический состав которой представлен в табл. 1.

© Переверзев А. С., Кругляков О. В., Агеева А. Е., 2025.

* Работа выполнена в рамках реализации программы развития ФГБОУ ВО «Юго-Западный государственный университет» проекта «Приоритет 2030».

Таблица 1

Химический состав BrO5C25, % масс.

Cu	Pb	Sn	Zn	Sb	Fe	P	Si	Al	Примеси
66,8–73	23–26	4–6	до 0,5	до 0,5	до 0,2	до 0,05	до 0,02	до 0,02	до 1,2

Рабочая жидкость – изопропиловый спирт.

Процесс ЭЭД представляет собой разрушение токопроводящего материала в результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами [13–15]. Получение порошка осуществлялось на экспериментальной установке для получения нанодисперсных порошков из токопроводящих материалов [Патент RU на изобретение № 2449859] проводилось по схеме, представленной на рис. 1 в четыре этапа:

- 1-й этап – подготовка к процессу электроэрозионного диспергирования;
- 2-й этап – процесс электроэрозионного диспергирования;
- 3-й этап – выгрузка порошка из реактора.
- 4-й этап – сушка и взвешивание порошка оксида алюминия.

На первом этапе производили сортировку металлоотходов, их промывку, сушку, обезжиривание и взвешивание. Реактор заполняли рабочей жидкостью, отходы загружали в реактор. Монтировали электроды. Смонтированные электроды подключали к генератору. Устанавливали необходимые параметры процесса: частоту следования импульсов, напряжение на электродах, емкость конденсаторов.

На втором этапе – этапе электроэрозионно-

го диспергирования включали установку. Процесс ЭЭД представлен на рис. 2. Импульсное напряжение генератора 2 прикладывается к электродам 5 и далее к кускам металлотода 8 в реакторе 3. При достижении напряжения определенной величины происходит электрический пробой рабочей среды 10, находящийся в межэлектродном пространстве, с образованием канала разряда. Благодаря высокой концентрации тепловой энергии, материал в точке разряда плавится и испаряется, рабочая среда испаряется и окружает канал разряда газообразными продуктами распада (газовым пузырем 9). В результате развивающихся в канале разряда и газовом пузыре значительных динамических сил, капли расплавленного материала выбрасываются за пределы зоны разряда в рабочую среду, окружающую электроды, и застывают в ней, образуя каплеобразные частицы порошка 7. Регулятор напряжения 1 предназначен для установки необходимых значений напряжения, а встряхиватель 4 передвигает один электрод, что обеспечивает непрерывное протекание процесса ЭЭД.

На третьем этапе проводится выгрузка рабочей жидкости с порошком из реактора.

На четвертом этапе происходит выпаривание раствора, его сушка, взвешивание, фасовка, упаковка и последующий анализ порошка.

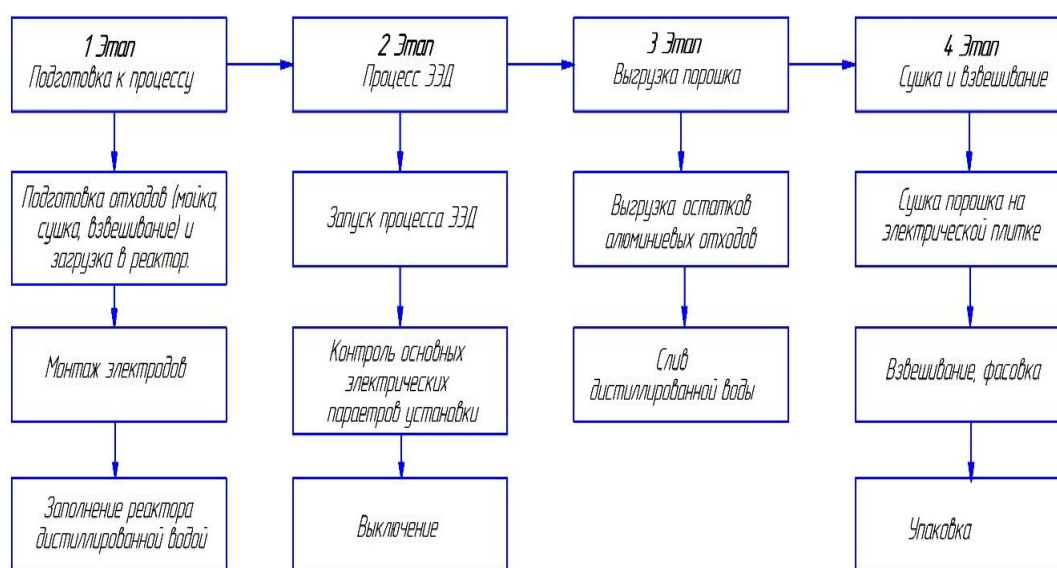


Рис. 1. Этапы получения порошка

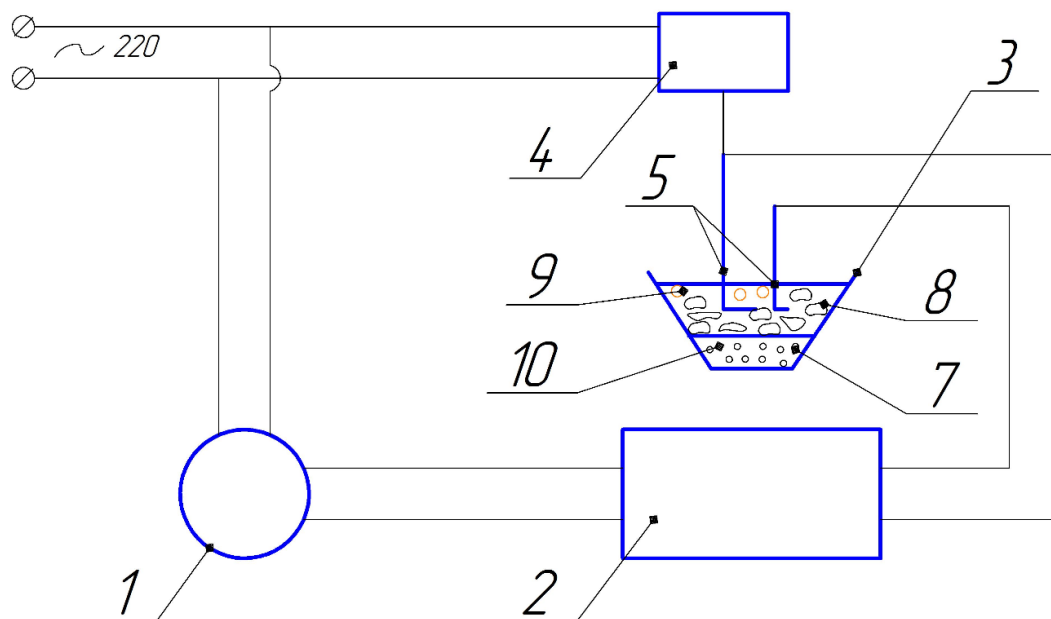


Рис. 2. Схема процесса ЭЭД металлоотходов

Полученный порошок исследовали различными методами. Коэффициент элонгации и распределения по размерам частиц порошка изучали с помощью анализатора размеров частиц «Analysette 22 NanoTec». Форму частиц изучали на сканирующем электронно-ионном микроскопе (СЭМ) «QUANTA 600 FEG».

Результаты исследований

Достаточно важной характеристикой электроэрозионных частиц, от которых зависит область их практического применения являются размерные характеристики, такие как коэффициент элонгации (удлинения) и фракционный состав.

Результаты исследования коэффициента элонгации (удлинения) титановых частиц, полученных из отходов сплава ВрО5С25 в изопропиловом спирте, представлены исследованиями на лазерном анализаторе (рис. 3, а) и изображениями частиц, полученными на сканирующем электронно-ионном микроскопе (СЭМ) (рис. 3, б).

Информация дифракционных картин может использоваться не только для определения размера частиц, но и для анализа их формы. Частицы несферической формы рассеивают излучение в их предпочтительных пространственных направлениях. Если в лазерный пучок попадает не слишком большое количество частиц, на основе получаемой информации может выполняться анализ их формы. За счет уникаль-

ной возможности перемещения в сходящемся лазерном пучке, при анализе формы частиц измерительная ячейка подводится ближе к детектору, благодаря чему первый дифракционный максимум излучения, рассеянного частицами среднего размера, попадает в зоны детектора, чувствительные к форме частиц. Поскольку диаметр сходящегося лазерного пучка уменьшается по мере приближения к детектору, в этом месте в лазерном пучке находится точно то небольшое количество частиц, которое необходимо для анализа их формы. Азимутально (лучеобразно) расположенные элементы детектора регистрируют флуктуации рассеянного излучения, на основе которых компьютерной программой анализируется форма частиц. Программа позволяет определять отношение элонгации для значения $\times 50$ ранее измеренного распределения, а также судить о «граненности» частиц.

Среднее значение коэффициента элонгации (K^{cp}) частиц порошка вычисляли путем соотношения их максимального и минимального диаметров.

Экспериментально установлено, что медьсодержащие частицы, имеют коэффициент элонгации (удлинения) порядка 1,495, что в совокупности изображениям с растрового микроскопа говорит о том, что данные частицы имеют в основном сферическую и эллиптическую форму.

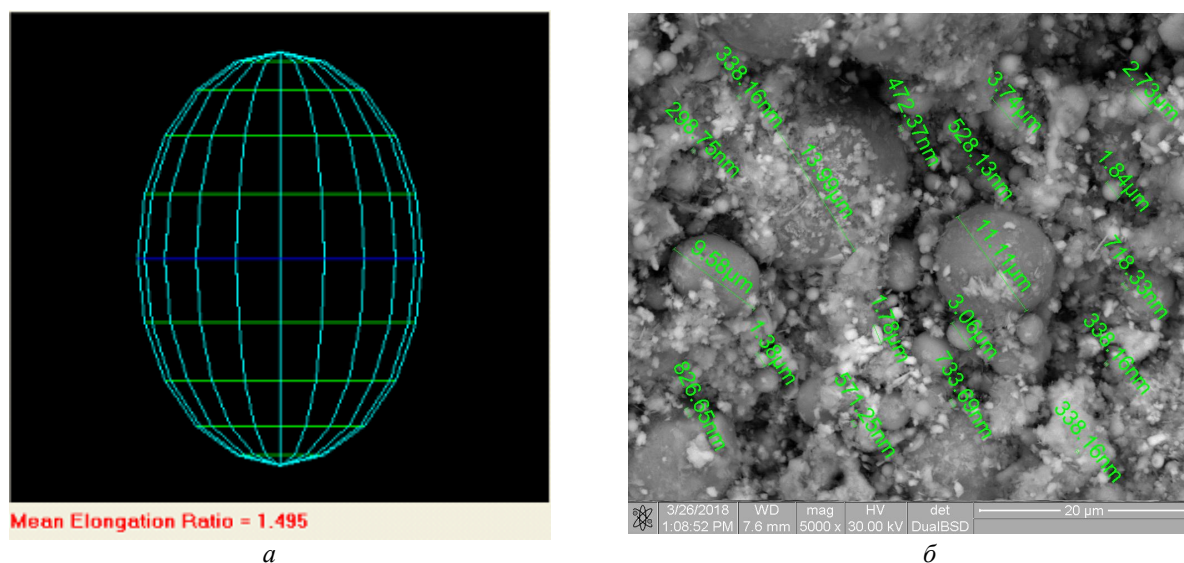


Рис. 3. Частицы медьсодержащего порошка:
а – параметры формы частиц; б – СЭМ-изображение

В процессе электродиспергирования частицы сплава BrO5C25 , которые выбрасывались из канала электрического разряда в расплавленном виде в реактор, заполненный рабочей жидкостью, очень быстро кристаллизовались. Процесс быстрой кристаллизации расплавленного материала в жидкой рабочей среде (спирте) способствовал приданию частицам формы сферы и эллипса.

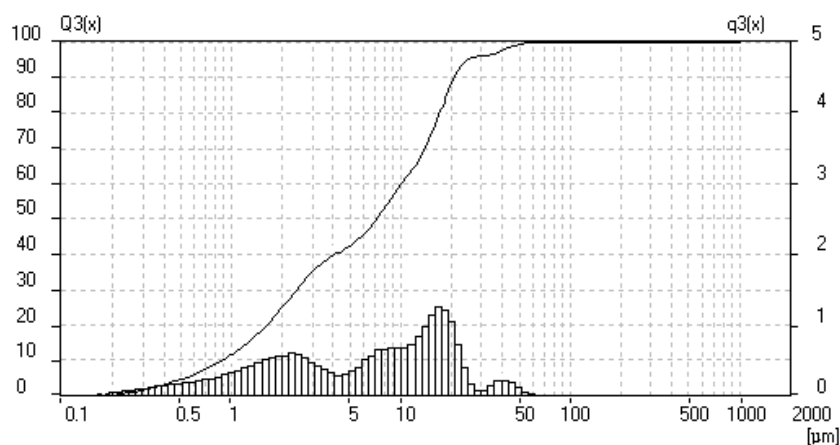
Результаты исследования размерных характеристик полученного порошка на лазерном анализаторе размеров частиц «Analysette 22 Micro-Tecplus» представлены в табл. 2 и на рис. 4.

Размерная характеристика D_{50} равная 9,73 мкм говорит о том, что в исследуемой пробе порошка частиц с размером меньшим или равным 9,73 мкм содержится 50 %.

Таблица 2

Размерные характеристики частиц порошка

Размерная характеристика	Величина параметра
D_5 , мкм	0,56
D_{10} , мкм	2,65
D_{25} , мкм	6,54
D_{50} , мкм	9,73
D_{75} , мкм	19,54
D_{90} , мкм	38,25
D_{95} , мкм	46,88
D_{99} , мкм	59,56
Средний объемный диаметр, мкм	9,73
Размах $(d_{90}-d_{10})/d_{50}$	3,65
Удельная поверхность, $\text{см}^2/\text{см}^3$	8932



Интегральная кривая и гистограмма: интегральная кривая в координатах $Q_3(x)=f(\mu\text{m})$ (левая шкала) – каждая точка на кривой, сколько % образца имеет размер частиц меньше либо равно данному. Гистограмма в координатах $q_3(x)=f(\mu\text{m})$ (правая шкала) – количество образца с данным размером частиц

Рис. 4. Гранулометрический состав частиц медьсодержащего порошка

Экспериментально установлено, что средний объемный диаметр частиц титанового порошка равен 9,73 мкм, а удельная поверхность – 8932 см²/см³.

Отмечено, что электроэрозионный способ позволяет получить медьсодержащие порошки из металлоотходов без использования химических реагентов, что существенно влияет на себестоимость порошка и позволяет избежать загрязнения рабочей жидкости и окружающей среды химическими веществами.

Заключение

На основании проведенных экспериментальных исследований, направленных на исследование размерных характеристик медьсодержащих порошков, полученных электродиспергированием металлоотходов сплава БрО5С25 в изопропиловом спирте, установлено следующее: средний объемный диаметр частиц составляет 9,73 мкм; размах размеров частиц составляет 3,65; удельная поверхность частиц составляет 8932 см²/см³; коэффициент элонгации (удлинения) частиц составляет 1,495.

Проведенные исследования показали, что способом электроэрозионного диспергирования металлоотходов сплава БрО5С25 в изопропиловом спирте имеется возможность получения медьсодержащих порошков сферической и эллиптической форм требуемого фракционного состава из вторичного сырья мелкими партиями при минимальных затратах энергии и минимальном уровне окружающей среде.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Стерхов, А. В.* Бронза и ее сплавы / А. В. Стерхов // Арматуростроение. – 2022. – № 1(136). – С. 42–45.
2. *Камаев, А. С.* Оловянная бронза, область применения и ее свойства / А. С. Камаев // Молодой ученый. – 2021. – № 19(361). – С. 30–32.
3. *Бирюков, В. П.* Определение триботехнических свойств сплавов латуни и бронзы / В. П. Бирюков, А. А. Якубовский, А. А. Двоглазов // Journal of Advanced Research in Technical Science. – 2022. – № 33. – С. 12–15.
4. *Тебякин, А. В.* Многофункциональные медные сплавы / А. В. Тебякин, А. Н. Фоканов, В. Ф. Подуражная // Труды ВИАМ. – 2016. – № 12(48). – С. 5.
5. Влияние легирования на свойства медных сплавов / В. А. Кукареко, А. Н. Григорчик, Е. И. Марукович [и др.] // Metallurgy машиностроения. – 2020. – № 3. – С. 30–31.
6. *Ageeva E.V.* Morphology of copper powder produced by electrospark dispersion from waste / E.V. Ageeva, N.M. Khor'yakova, E.V. Ageev // Russian Engineering Research, 2014. – Vol. 34(11). – Pp. 694–696.
7. *Ageeva E.V.* Morphology and composition of copper electrospark powder suitable for sintering / E.V. Ageeva, N.M. Khor'yakova, E.V. Ageev // Russian Engineering Research, 2015. – Vol. 35(1). – Pp. 33–35.
8. *Ageev, E.V.* Investigation into the properties of electroerosive powders and hard alloy fabricated from them by isostatic pressing and sintering / E.V. Ageev, R.A. Latypov, E.V. Ageeva // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2015. – Vol. 56(1). – Pp. 52–62.
9. *Ageeva E.V.* Nanopowder produced from high-speed steel waste by electrospark dispersion in water / E.V. Ageeva, E.V. Ageev, V.Y. Karpenko // Russian Engineering Research, 2015. – Vol. 35(3). – Pp. 189–190.
10. *Latypov R.A.* Electroerosion micro- and nanopowders for the production of hard alloys / R.A. Latypov, E.V. Ageeva, O.V. Kruglyakov, G.R. Latypova // Russian Metallurgy (Metally), 2016. – Vol. 2016(6). – Pp. 547–549.
11. *Latypov R.A.* Elemental Composition of the Powder Particles Produced by Electric Discharge Dispersion of the Wastes of a VK8 Hard Alloy / R.A. Latypov, E.V. Ageev, G.R. Latypova, A.Y. Altukhov, E.V. Ageeva // Russian Metallurgy (Metally), 2017. – Vol. 2017(12). – Pp. 1083–1085.
12. *Latypov R.A.* Manufacture of Cobalt–Chromium Powders by the Electric Discharge Dispersion of Wastes and Their Investigation / R.A. Latypov, E.V. Ageev, A.Y. Altukhov, E.V. Ageeva // Russian Metallurgy (Metally), 2018. – Vol. 2018(12). – Pp. 1177–1180.
13. *Ageev, E. B.* Получение порошковых материалов методом электроэрозионного диспергирования (ЭЭД) отходов твердых сплавов для наплавки шеек коленчатых валов / Е. В. Агеев, М. Е. Сальков // Технология металлов. – 2008. – № 5. – С. 34–36.
14. *Ageev, E. B.* Форма и морфология поверхности частиц порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердых сплавов, содержащих вольфрам / Е. В. Агеев // Технология металлов. – 2011. – № 7. – С. 30–32.
15. *Ageev, E. B.* Гранулометрический и фазовый составы порошка, полученного из вольфрамсодержащих отходов инструментальных материалов электроэрозионным диспергированием в керосине / Е. В. Агеев, Е. В. Агеева, Е. А. Воробьев // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2014. – № 4 (112). – С. 11–14.

УДК 621.742.433

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-72-75

*Н. А. Кидалов, А. С. Адамова, М. Д. Безмогоричный, А. А. Белов, С. Р. Поляк***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ
БЕНТОНИТОВОЙ СУСПЕНЗИИ
НА СВОЙСТВА ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ СМЕСЕЙ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: lp@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния продолжительности ультразвуковой обработки бентонитовой водно-глинистой суспензии на изменение ее условной и динамической вязкости, а также дисперсности и формы глинистых частиц. Показано, что ультразвуковая обработка бентонитовой суспензии в течение 15 минут при удельной мощности $1,78 \text{ Вт/см}^3$ и резонансной частоте 40 кГц приводит к снижению среднего размера глинистых частиц на 33,46 %, а также повышению предела прочности песчано-глинистых смесей во влажном состоянии на 14,29 %.

Ключевые слова: песчано-глинистые смеси, водно-глинистые суспензии, вязкость, ультразвуковая обработка, кавитация

*N. A. Kidalov, A. S. Adamova, M. D. Bezmozorichny, A. A. Belov, S. R. Polyak***STUDY OF THE EFFECT OF ULTRASONIC TREATMENT
ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WATER-CLAY SUSPENSIONS****Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of a study of the effect of the duration of ultrasonic treatment of bentonite water-clay suspension on the change in the conditional and dynamic viscosity, as well as the dispersion and shape of clay particles. It is shown that ultrasonic treatment of bentonite suspension for 15 minutes at a specific power of $1,78 \text{ W/cm}^3$ and a resonance frequency of 40 kHz leads to a decrease in the average size of clay particles by 33,46 %, as well as an increase in the tensile strength of sand-clay mixtures in a wet state by 14,29 %.

Keywords: sand-clay mixtures, water-clay suspensions, viscosity, ultrasonic treatment, cavitation

Введение

Изготовление фасонных отливок путем гравитационной заливки жидкого металла в разовые песчано-глинистые формы по-прежнему является основным способом литейного производства. К наиболее важным факторам, оказывающим непосредственное влияние на точность, шероховатость поверхности, механические и служебные свойства литой продукции при этом, относится качество литейной формы, определяемое ее первичными (зерновое строение, минералогический и химический состав смесей и др.) и, как следствие, вторичными свойствами: газопроницаемость, газотворность, прочность, текучесть и т. д. Поэтому для придания смесям заданных характеристик необходим тщательный подход к выбору используемых в процессе приготовления формовочных смесей исходных материалов и их предварительной подготовки. Например, смесеприготовление с использованием водно-глинистой суспензии (ВГС) взамен введения глины в «сухом» виде позволяет снизить ее расход и пылевыведение на рабочих местах,

способствует формированию более прочной адгезионной связи связующего с огнеупорным наполнителем за счет увеличения межплоскостного расстояния между пакетами кристаллической решетки глинистых минералов при ее набухании.

Как каолиновые, так и бентонитовые глины имеют свои преимущества и недостатки. Преимущества каолиновых глин – это высокая огнеупорность и сравнительно низкая стоимость, однако они хуже взаимодействуют с водой, имея низкую коллоидальность, быстро образуя осадок. Смеси с использованием данных суспензий обладают недостаточной прочностью во влажном состоянии, что особенно необходимо при изготовлении крупногабаритных и высоких литейных форм. Бентонитовые глины лишены этого недостатка, но более высокая набухаемость с увеличением времени выстаивания суспензии в специальных агрегатах в течение 16–24 ч приводит к недопустимому возрастанию вязкости и накладывает существенные ограничения на ее применение в технологическом процессе смесеприготовления.

На современных автоматических линиях применяются формовочные смеси с низким содержанием влаги и высокой прочностью, поэтому требуются высококонцентрированные суспензии щелочного или активированного щелочноземельного бентонита. Однако такие суспензии уже при содержании бентонита 10–15 мас.% практически невозможно транспортировать по трубопроводу к смешивающим агрегатам, происходит агломерация глинистых частиц, кроме того они не обеспечивают однородного распределения связующего по поверхности огнеупорного наполнителя. Для решения данной проблемы авторами работ [1–5] предлагается использование различных понизителей вязкости: углещелочной реагент, лигносульфонаты технические, ДС-РАС, кальцинированная и каустическая сода, нитрилотриметилфосфоновая кислота, полифенолы лесохимические, модификаторы «Литасорб» и др. Однако применение данных материалов приводит к увеличению газотворности смеси, необходимости выделения дополнительных площадей для их хранения, предварительной подготовки и входного контроля качества.

Несмотря на перечисленные недостатки применение водно-глинистых суспензий востребовано ввиду положительного влияния на свойства формовочных смесей. Использование их в процессе приготовления позволяет добиться более равномерного распределения связующего по поверхности огнеупорного наполнителя, увеличения прочности смеси и упрощает контроль над ее влажностью, как следствие, положительно влияет на качество изготавливаемых отливок, предостерегая такие дефекты как газовые раковины, ужимины и пригар. Поэтому для решения вышеизложенной проблемы предлагается метод физической обработки водно-глинистых суспензий с помощью ультразвуковых (УЗ) волн. Такая обработка позволяет добиться большего расщепления агрегатов глины по сравнению с механическим перемешиванием, количество активной глины, в смесях с обработанной УЗ суспензией, уступает только процессу химической активации [6]. В процессе обработки в суспензии возникают пузырьки воздуха – происходит кавитация – из-за чего частицы глины измельчаются. В результате этого тело суспензии становится более однородным, происходит перераспределение по-

верхностных зарядов глинистых частиц, возрастает гидратация, а также изменяются ее тиксотропные свойства.

Материалы и методики исследования

Ультразвуковой обработке подвергалась 15%-ная водно-глинистая суспензия на основе бентонитовой глины Латненского месторождения марки С1Т₂ (ГОСТ 28177–89). Проведение исследований осуществлялось с использованием ультразвуковой ванны ВУ-09-Я-ФП-01 со стандартным встроенным пьезокерамическим преобразователем, УЗ-обработка суспензии производилась при удельной мощности 1,78 Вт/см³ и резонансной частоте 40 кГц с длительностью от 5 до 45 мин. Определялись следующие свойства: плотность с использованием ареометра, условная вязкость с использованием вискозиметра ВЗ-4 с диаметром сопла – 4 мм; динамическая вязкость на ротационном реометре HAAKE MARS iQ Air при температуре 20 °С. Изучение влияния УЗ-обработки на изменение дисперсности глинистых частиц после сушки суспензии производилось с использованием электронного микроскопа Versa 3D.

Результаты и их обсуждение

Условная вязкость контрольной (не обработанной) бентонитовой ВГС составила 57 с. При воздействии ультразвуком в течение 5 мин вязкость снизилась до 50 с. 10-минутная обработка снизила вязкость до 43 с. 15-минутная обработка – на 34 % (до 36 с) (рис. 1). Значение условной вязкости бентонитовой суспензии после 15-минутной обработки ультразвуком минимально, но при дальнейшей обработке (20 мин и более) наблюдается обратный рост условной вязкости, достигающий значений близких к значениям контрольного (исходного) не обработанного образца. Выявлено что длительное воздействие ультразвука неблагоприятно сказывается на реологических свойствах суспензии, так как начинаются процессы коагуляции и агрегирования глинистых частиц в виду их столкновения между собой и последующему соединению под действием ультразвуковых волн. Поэтому можно сделать вывод, что более продолжительная обработка УЗ ведет к снижению стабильности глинистых суспензий и способствует увеличению образованию осадка, что повышает вязкость суспензии.

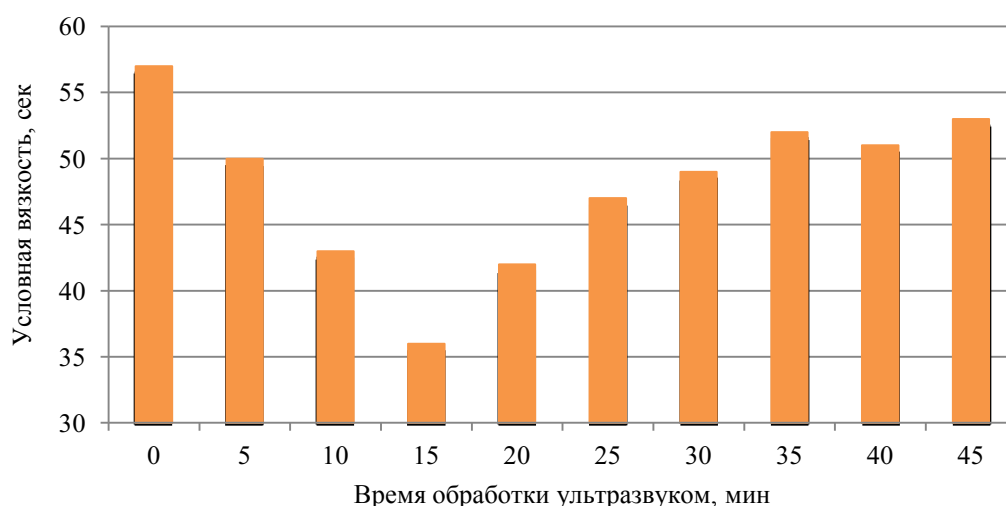


Рис. 1. Влияние продолжительности ультразвуковой обработки на условную вязкость 15%-ной бентонитовой суспензии

Для определения динамической вязкости исследовались контрольная и экспериментальные (обработанные УЗ) бентонитовые суспензии сразу после приготовления, так как после отстаивания их свойства могут сильно меняться. Образцы помещались в пространство между двумя рабочими поверхностями прибора – подвижной и статичной. В процессе работы ротационная машина замеряет динамическую вязкость путем измерения крутящего момента двигателя, необходимого для поддержания заданной скорости сдвига в измерительной системе, заполненной исследуемым образцом (суспензией). При увеличении скорости сдвига динамическая вязкость суспензий снижается. Для всех бентонитовых суспензий характерно расположение восходящей линии гистерезиса ниже нисходящей. Это говорит о том, что исследуемая жидкость находится в более под-

вижном состоянии при обратном ходе эксперимента, т.е. суспензии требуется время для восстановления своей структуры при снятии нагрузки [7]. Такие изменения условной и динамической вязкостей объясняются тем, что в процессе воздействия ультразвуком возникает кавитационный эффект. При этом сами частицы, покрытые пленкой воды, служат зародышевыми центрами кавитации, вызванной накопленным давлением ультразвуковых волн. При отрицательном давлении около частиц глины как зародышей кавитации возникают заполненные воздухом и парами воды пузырьки, давление в которых значительно меньше давления в окружающей среде. Вследствие этого происходит резкое ударное захлопывание пузырьков. Это приводит к увеличению дисперсности глинистых частиц на 33,46 %, и как следствие повышению их удельной поверхности (рис. 2).

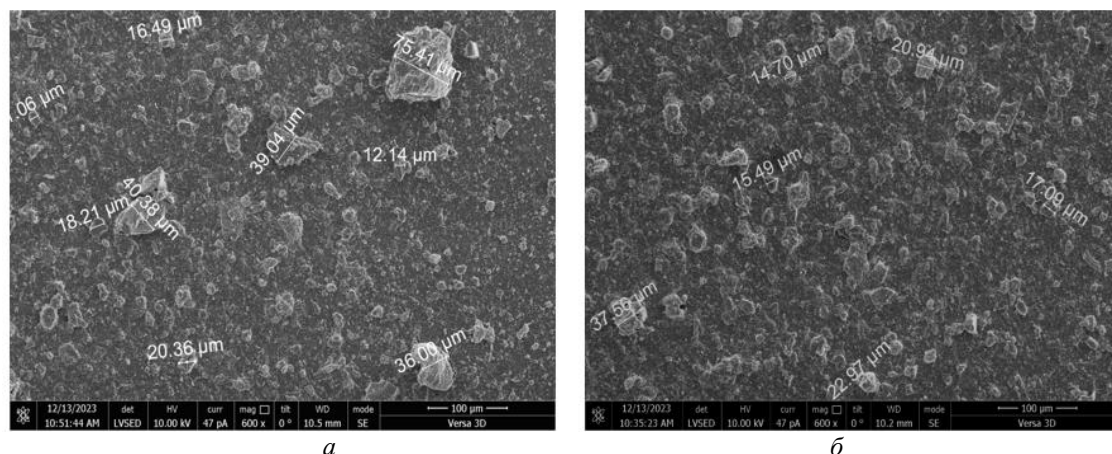


Рис. 2. Дисперсность глинистых частиц до (а) и после (б) ультразвуковой обработки, $\times 600$

Следующим шагом проводилось испытание на газопроницаемость (ГОСТ 23409.6–78), текучесть (ГОСТ 23409.17–78), уплотняемость (ГОСТ 23409.13–78) и прочность на сжатие во влажном состоянии (ГОСТ 23409.7–78) опытной и контрольной формовочных смесей (таблица). Использовались следующие материалы – отработанная формовочная смесь и 15%-ная бентонитовая суспензия, обработанная ультразвуком в течение 15 мин. Составы смесей были идентичны друг другу по процентному соотно-

шению используемых материалов (по составу): отработанная смесь – 85 мас.%, песок кварцевый – 10 мас.%, водно-глинистая суспензия 5 мас.%. Для приготовления опытной и контрольной смесей использовались смешивающие бегуны марки 018М2. Перемешивание производилось в течение 10 минут с последующим изготовлением стандартных цилиндрических образцов и стандартных образцов для определения текучести по ГОСТ 23409.17–78 на копре модели 2М030 с массой груза 6,62 кг.

Свойства исследуемых смесей

Свойство	Контрольная смесь	Опытная смесь
Газопроницаемость, ед.	103	114
Текучесть, %	73	67
Уплотняемость, %	40	35
Предел прочности на сжатие во влажном состоянии, кПа	84	98

Из таблицы видно, что применение ультразвуковой обработки водно-глинистой суспензии привело к снижению текучести и уплотняемости, повышению газопроницаемости и прочности смеси во влажном состоянии. Непосредственное влияние на свойства формовочных смесей оказывает удельная поверхность глинистых частиц – чем дисперснее глинистые частицы, тем лучше происходит их взаимодействие с песком в формовочной смеси. Процесс обработки УЗ позволяет добиться измельчения глинистых частиц, от чего возрастает уплотняемость – мелкие частицы занимают свободные пространства между более крупными и за счет этого увеличивается масса смеси в занимаемом объеме. Газопроницаемость также зависит не только от количества связующего, но и того как его частицы распределены по телу смеси. Расщепление агломератов глин, приводит к распределению глинистых частиц тонким слоем по поверхности зерна огнеупорного наполнителя и, как следствие, росту газопроницаемости. Рост предела прочности при сжатии во влажном состоянии обусловлен повышением тиксотропных свойств у обработанных суспензий, так как с увеличением тиксотропии повышается вязкость суспензий в состоянии покоя.

Заключение

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено положительное влияние ультразвуковой обработки на изменение условной и динамической вязкости бентонитовой суспензии, как следствие – свойства пес-

чано-глинистых смесей. Показано, что ультразвуковая обработка бентонитовой суспензии в течение 15 минут при удельной мощности 1,78 Вт/см³ и резонансной частоте 40 кГц приводит к снижению среднего размера глинистых частиц на 33,46 %, а также повышению предела прочности песчано-глинистых смесей во влажном состоянии на 14,29 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Берг, П. П. Формовочные материалы / П. П. Берг. – Москва : Машгиз, 1963. – 408 с.
2. Баранов, В. С. Глинистые растворы для бурения скважин в осложненных условиях / В. С. Баранов. – Москва : Гостехиздат, 1955. – 216 с.
3. Кидалов, Н. А. Исследование влияния понизителя вязкости – углещелочного реагента на бентонитовые водно-глинистые суспензии и свойства формовочных смесей на их основе / Н. А. Кидалов, А. С. Князева // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева. – Н. Новгород, 2014. – № 1 (103). – С. 205–211.
4. Влияние углещелочного реагента на свойства формовочных смесей с применением высококонцентрированных водно-глинистых суспензий / Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, А. С. Князева, А. Сахарова // Литейное производство. – 2014. – № 1. – С. 21–23.
5. Волкомич, А. А. Новые составы формовочных смесей с применением понизителей вязкости глинистых систем / А. А. Волкомич, Т. М. Чапчикова // Технология автомобилестроения. Сер. 14. – 1977. – № 1. – С. 1–13.
6. Определение активной глины в составе формовочной смеси / Н. А. Кидалов, А. С. Адамова, И. Д. Машенцев, М. Д. Безмогорычный // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (278) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Металлургия»). – С. 42–47.
7. Влияние ультразвука на динамическую вязкость водно-глинистых суспензий / Н. А. Кидалов, А. С. Адамова, М. Д. Безмогорычный, А. И. Краснопрошин // Литейное производство. – 2024. – № 1. – С. 25–27.

УДК 621.74

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-76-80

*Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, И. Д. Ермишкин***СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ
БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПРОКАТНОГО ВАЛКА
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СКМ ЛП «ПОЛИГОНСОФТ»****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: lp@vstu.ru

В работе рассматривалась возможность использования программы СКМ ЛП «ПолигонСофт» для корректировки технологии изготовления биметаллических отливок центробежным способом.

Ключевые слова: центробежное литье, биметаллическая отливка, технологический процесс моделирование литейных процессов

*Yu. V. Grebnev, V. F. Zharkova, I. D. Ermishkin***IMPROVEMENT OF THE BIMETALLIC ROLLING ROLL
MANUFACTURING PROCESS USING SCM LP POLYGONSOFT****Volgograd State Technical University**

The paper considered the possibility of using the SCM LP PolygonSoft program to adjust the technology of manufacturing bimetallic castings using the centrifugal method.

Keywords: centrifugal casting, bimetallic casting, technological process, modeling of casting processes

Введение

Способ центробежного литья известен более двухсот лет. За этот период появилось много разновидностей центробежного литья, в том числе производство биметаллических отливок. Как правило, производство биметаллических заготовок представляет сложность для технологов и получение годных заготовок достигается после длительных и затратных производственных экспериментов.

Для упрощения процесса разработки технологии биметаллических прокатных чугунных валков была проведена работа по моделированию процесса заливки и охлаждения заготовки в изложнице.

Исходные размеры валков $\varnothing 540 \times 810$ мм, вес 540 кг Твердость наружного слоя HB 420–480, внутреннего слоя HB 320–360.

Материалы и методы исследования

На ходе работы возникла необходимость совершенствования процесса получения отливки «валок биметаллический» путем моделирования в программе СКМ ЛП «ПолигонСофт» [1]. На предварительном этапе в программе Solid Edge была спроектирована изложница для получения отливки «валок биметаллический». Габариты изложницы $\varnothing 665 \times 980$. Также для исследования процесса заливки в СКМ ЛП «ПолигонСОФТ» была создана модель получаемой биметаллической отливки. Внешний (рабочий) слой данной отливки изготавливается из хромоникелевого чугуна, внутренний слой из серого чугуна (таблица). Так как отливка изготавливается из двух различных материалов, было создано две модели – внутренний слой (рис. 1) и внешний слой (рис. 2) и определены их физические свойства (объем, масса и т. п.)

Химические составы внешнего и внутреннего слоев

Марка	C	Si	Mn	Cr	Ni
ТПХ60 (внешний)	3,2	0,8	0,5	0,7	1,9
ТПХ60м (внутренний)	3,2	2,6	0,5	0,7	1,9

При подготовке модели изложницы было учтено наличие теплоизоляционных слоев по торцам изложницы и трехмиллиметровый слой песка между изложницей и отливкой.

В дальнейшем была создана сборочная единица, состоящая из этих моделей и представляющая собой отливку «валок биметаллический».

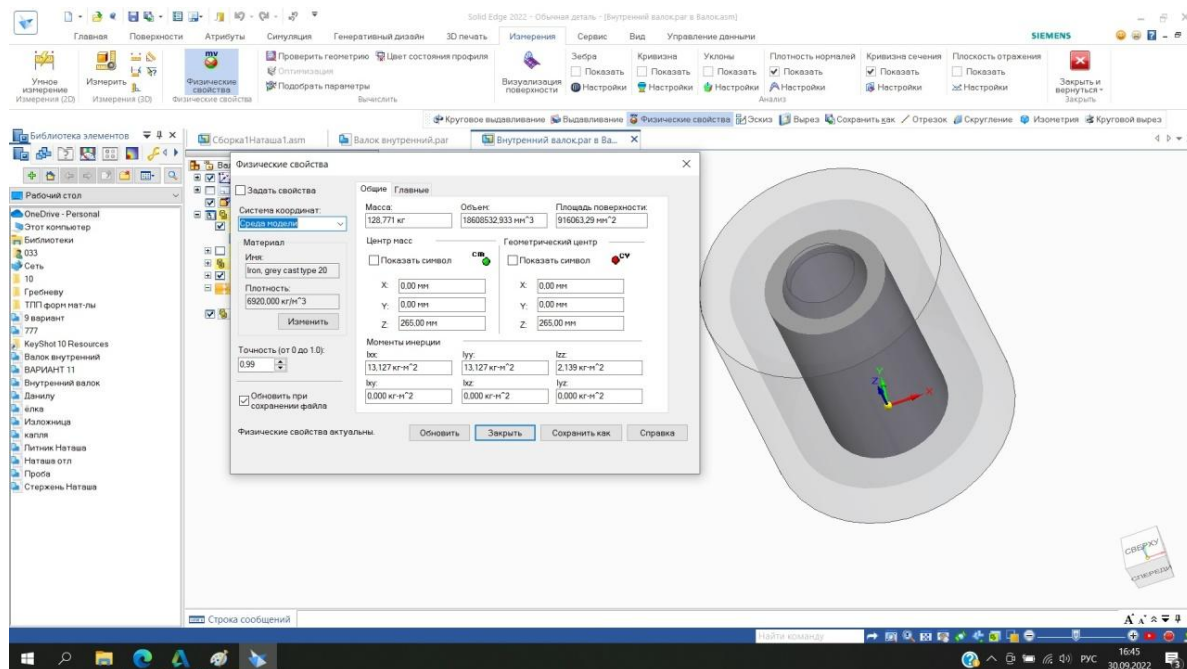


Рис. 1. Определение массы внутреннего слоя отливки из СЧ20 ГОСТ 1412–85

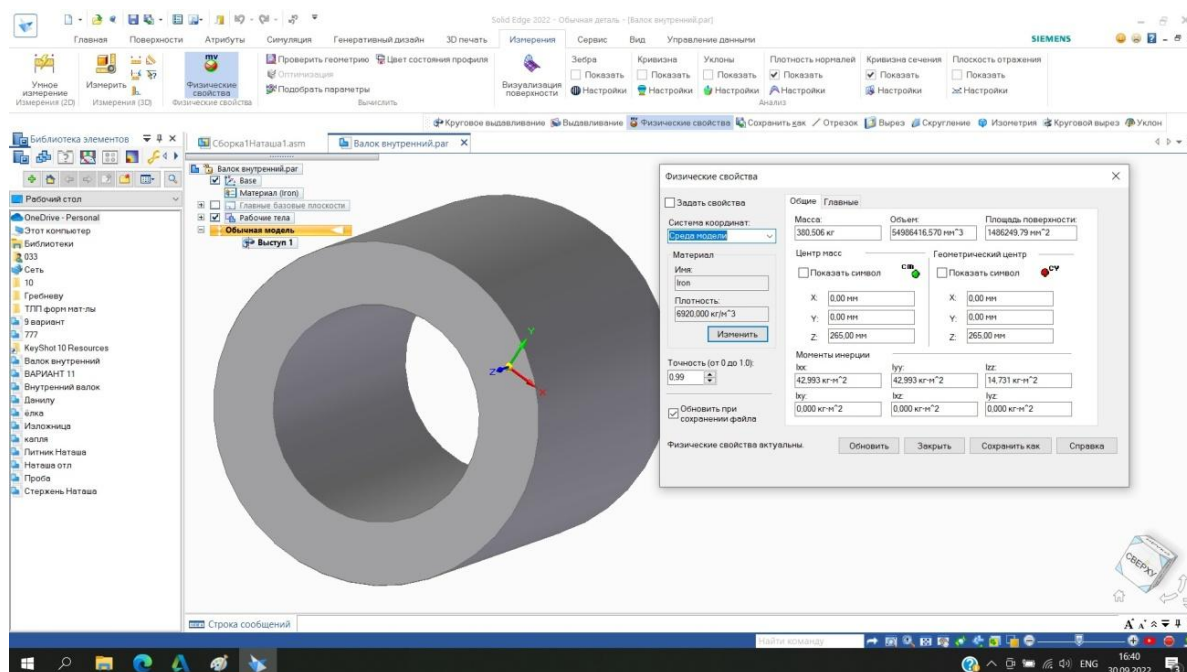


Рис. 2. Определение массы внешнего слоя отливки

Для создания модели в формате STEP, которая в дальнейшем используется для моделирования процесса заливки металла, была спро-

ектирована 3D сборочная единица, включающая в себя модели изложницы, внешнего и внутреннего слоя отливки (рис. 3).

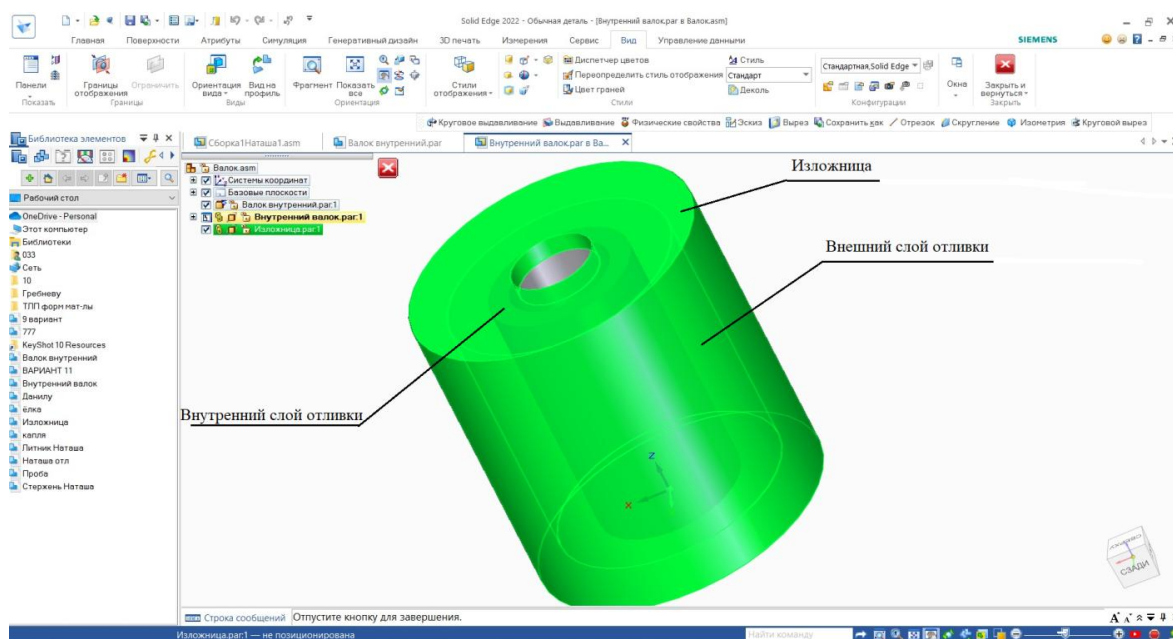


Рис. 3. Изложница с отливкой

Исследование было разделено на две части. В первой части объектами исследования были изложница и внешний слой отливки. Во второй – внешний и внутренний слои отливки. В оболочке SALOME была построена объемная сеточная модель изложницы с внешним слоем отливки.

Далее задавались технологические параметры моделирования: Материал и температура изложницы, материал и температура заливаемого металла, скорость вращения изложницы, температура окружающей среды и т. п.

Затем запускалась консоль расчета. В процессе расчета с интервалом десять секунд производилась запись полученных результатов. После окончания в модуле «Мираж 3D» анализировались полученные результаты.

Было выбрано шесть точек: первая точка в теле изложницы, вторая на границе изложница – песок, третья – песок, четвертая на границе песок – внешний слой отливки, пятая и шестая в теле внешнего слоя отливки, седьмая – на границе внешнего слоя отливки – внешняя среда (рис. 4).

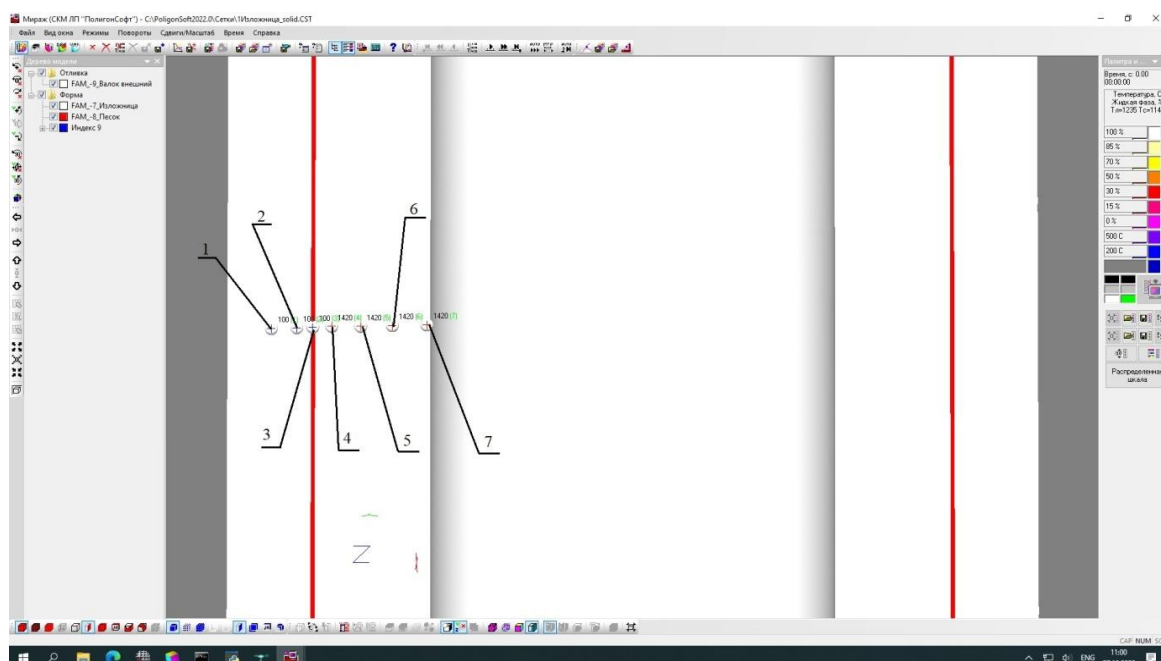


Рис. 4. Схема расположения контролируемых точек

Температура изложницы перед заливкой металла 100 °С, температура заливаемого металла 1420 °С.

В модуле «мираж 3D» для каждой точки 1–7 были созданы файлы, в которые с периодичностью десять секунд записывались данные об изменении температуры.

На основе этих данных программой СКМ ЛП «ПолигонСофт» были построены графики

изменения температуры в точках 1–7 в зависимости от времени охлаждения отливки в изложнице (рис. 5).

Так как внутренний слой отливки в реальных условиях заливался через одиннадцать минут после заливки внешнего рассматривалось изменение температуры в контрольных точках в интервале времени 0–11 минут.

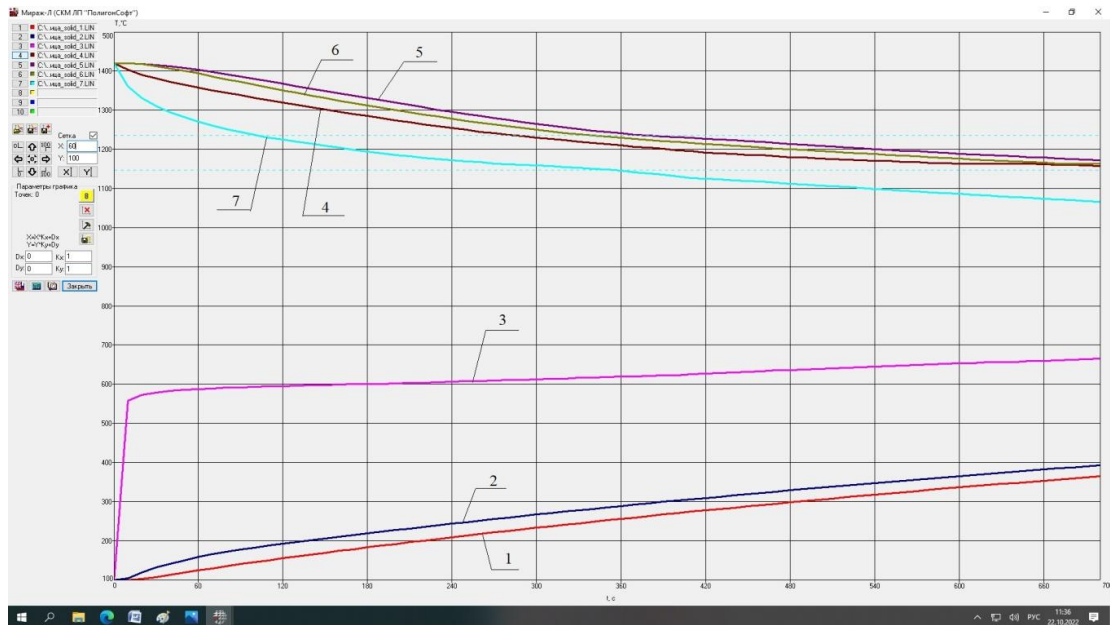


Рис. 5. Графики изменения температуры в контролируемых точках 1–7

Анализируя полученные данные, можно сделать вывод, что внутренний слой отливки можно заливать не через 11 минут, а значительно раньше.

Объектами второго исследования являлись внешний и внутренний слой отливки, расположенной в изложнице

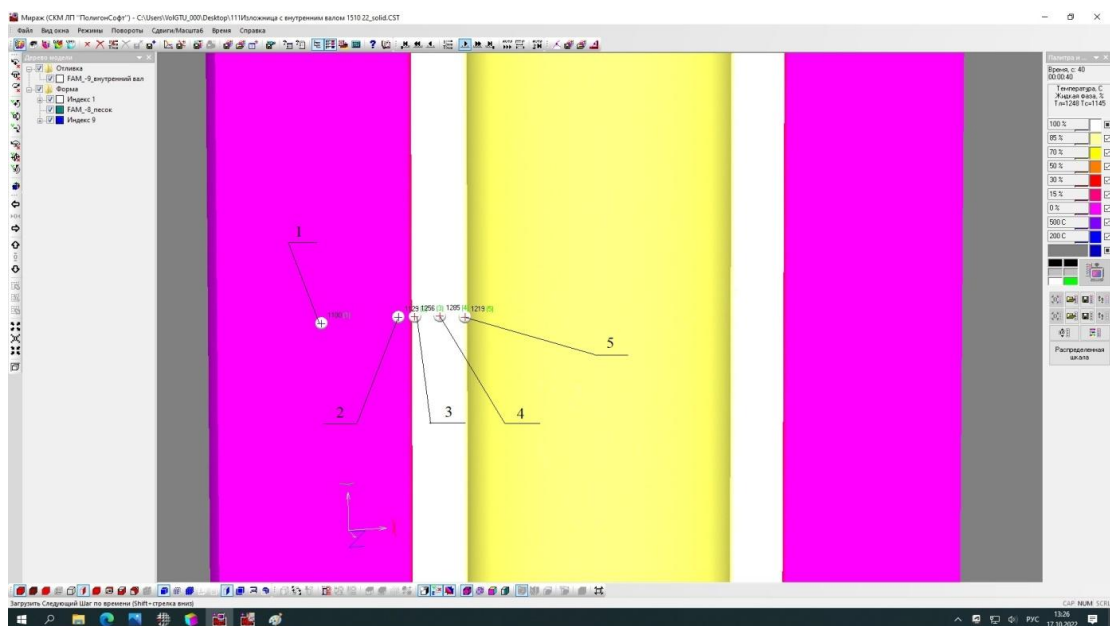


Рис. 6. Схема расположения контрольных точек во втором исследовании

Температура поверхности внешнего слоя 1100 °С, температура заливаемого металла 1320 °С. Для контроля измерения были выбраны пять точек: первая точка находится в теле внешнего слоя отливки, вторая – на границе внешнего слоя, третья – на границе внутреннего слоя, четвертая – в теле внутреннего слоя, пятая – на границе внутреннего слоя и внешней среды (рис. 6).

В модуле «мираж 3D» для каждой точки 1–5 были созданы файлы, в которые с периодичностью десять секунд записывались данные об изменении температуры.

На основе этих данных программой СКМ ЛП «ПолигонСофт» были построены графики изменения температуры в точках 1–5 в зависимости от времени охлаждения отливки в изложнице (рис. 7).



Рис. 7. Графики изменения температуры в контрольных точках второго исследования

Анализ данных полученных в процессе моделирования позволяет сократить время до заливки внутреннего слоя. Что позволяет получать качественный металл в переходной зоне между внешним и внутренним слоем. Неметаллические включения и газоусадочные раковины в переходной зоне при снижении времени до заливки внутреннего слоя отсутствуют [2].

Выводы

1. Использование программы СКМ ЛП «ПолигонСофт» позволяет значительно сократить время на разработку технологии изготовления биметаллических отливок центробежным способом.
2. Моделирование процесса затвердевания металлического вала показывает, что возможно сократить время остывания вала с 11 до 7 мин.

3. Сокращение времени остывания наружного слоя вала значительно улучшает сцепление внешнего и внутреннего слоя в единый монолит.

4. Твердость внешнего (рабочего) слоя вала при оптимизации заливки повышается, твердость внутреннего слоя понижается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Использование системы компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «ПолигонСофт» версии 20.0 / Н. И. Габельченко, В. Ф. Жаркова, Н. П. Жильцов, А. Ал. Белов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (254) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Металлургия»). – С. 92–95.
2. Отливки из чугуна и стали. Термины и определения дефектов. ГОСТ 19200-80. –М. : ИПК Издательство стандартов, 2004. – 34 с.

УДК 621.791.051

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-81-84

*О. П. Бондарева, Э. В. Седов, Д. Э. Седов***ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
ОПЫТНЫХ ПЛАВОК СТАЛИ ТИПА 02X17Г8НЗ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru.

Приведены результаты исследований структуры и свойств феррито-аустенитной стали 08X18Г8Н2Т, а также сталей опытных плавок марки 02X17Г8НЗ. Показано, что при низком содержании углерода экономно легированные коррозионно-стойкие стали типа 02X17Г8НЗ отличаются высокими прочностными свойствами, пластичностью и стойкостью к хрупкому разрушению. Установлено, что микролегирование кальцием и церием повышает устойчивость сталей к воздействию высоких температур под влиянием термического цикла сварки, в результате чего у металла сохраняется высокая ударная вязкость при пониженных температурах.

Ключевые слова: феррито-аустенитная сталь, прочность, твердость, ударная вязкость, термический цикл сварки

*O. P. Bondareva, E. V. Sedov, D. E. Sedov***INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES
OF EXPERIMENTAL STEEL MELTS OF TYPE 02Cr17Mn8Ni3****Volgograd State Technical University**

The results of studies of the structure and properties of ferrite-austenitic steel 08Cr22Mn8Ni2Ti, as well as experimental smelting steels of the 02Cr17Mn8Ni3 grade are presented. It is shown that economically alloyed corrosion-resistant steels of type 02Cr17Mn8Ni3 have high strength properties, ductility and resistance to brittle fracture at low carbon content. It has been found that microalloying with calcium and cerium increases the resistance of steels to high temperatures under the influence of the thermal welding cycle, as a result of which the metal retains high impact strength at low temperatures.

Keywords: ferrite-austenitic steels, strength, hardness, impact strength, thermal welding cycle

В химической, нефтегазовой, пищевой и других отраслях промышленности все более широкое применения находят экономно легированные двухфазные феррито-аустенитные стали [1–4]. Существенным недостатком данных сталей является снижение пластических характеристик, связанное с охрупчиванием ферритной фазы металла под влиянием высоких температур эксплуатации, а также под воздействием температур сварочного нагрева в металле околошовной зоны [2, 3, 5]. Возможными путями повышения стойкости к охрупчиванию данных сталей является уменьшение содержания углерода, а также модификация

структуры за счет микролегирования кальцием и церием [4].

В данной работе проводили исследования структуры и свойств феррито-аустенитной стали 08X18Г8Н2Т, которая является одной из самых востребованных среди сталей подобного типа, а также сталей опытных плавок марки 02X17Г8НЗ. Опытные плавки отличались пониженным содержанием углерода, имели разное соотношение в содержании хрома и никеля, что обеспечивало изменение фазового состава данной стали, а также разный уровень микролегированности кальцием и церием. Химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Сталь марки	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ca	Ce	Ti
08X18Г8Н2Т	0,060	0,43	7,0	18,2	3,23	–	–	0,32
02X17Г8НЗ плавка 1	0,036	0,40	7,0	17,0	2,64	–	–	–
02X17Г8НЗЧ плавка 2	0,018	0,43	7,2	15,9	2,60	0,05	0,036	–
02X17Г8Н2Ч плавка 3	0,024	0,41	7,0	15,4	1,30	0,05	0,006	–

Опытные плавки сталей проводились в вакуумно-индукционной печи. Из слитков массой 50 кг методомковки изготавливались прутки квадратной формы размерами 14×14 мм. Полученные образцы подвергались закалке при температуре 1000 °С, охлаждение в воде. Исследование свойств металла проводили в исходном состоянии и после нагрева, который осуществлялся на специальной установке, который имитирует высокоскоростной нагрев, соответствующий термическому циклу сварки (ТЦС). Имитация ТЦС производилась со скоростью 80 °С/с, при этом максимальная температура составляла 1300 °С, охлаждение осуществляли на воздухе.

Механические свойства образцов из исследуемых марок сталей определяли при испытании на растяжение по ГОСТ 1497–2023, твер-

дость по Виккерсу на приборе ТПП-2 по ГОСТ 2999–75. Для оценки влияния термического воздействия на склонность сталей к хрупкому разрушению проводились испытания на ударную вязкость на образцах тип XI по ГОСТ 9454–78.

Структурные исследования в металле осуществляли с использованием световой микроскопии (Leica DMI 8), химический состав фаз определяли с помощью рентгеноспектрального анализа (SuperProbe-773). Для выявления структуры металла производили электролитическое травление в щавелевой кислоте, фазы выявляли окрашиванием в реактиве Гросбека. Процентное соотношение фаз оценивали линейным методом.

По результатам проведенных исследований установлено, что наиболее высокая пластичность обнаружена у стали 02X17Г8НЗ плавки 1 (табл. 2).

Таблица 2

Механические свойства исследуемых сталей

Сталь марки	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	HV
	МПа		%		
08X18Г8Н2Т	650	350	22,0	—	200
02X17Г8Н3 плавка 1	927	479	24,0	69,9	163
02X17Г8Н3Ч плавка 2	1140	485	19,3	62,3	209
02X17Г8Н2Ч плавка 3	1233	684	16,7	55,6	233

Однако прочностные характеристики данной стали, среди других опытных плавок были наименьшими ($\sigma_b = 927$ МПа, $\sigma_{0,2} = 479$ МПа).

Наибольшая прочность характерна для стали плавки 3 с добавками кальция и церия ($\sigma_b = 1233$ МПа, $\sigma_{0,2} = 684$ МПа), при этом ее пластичность ($\delta = 16,7$ %, $\psi = 55,6$ %) существенно ниже пластичности металла других плавок, а также стали 08X18Г8Н2Т. При увеличении содержания в стали никеля и хрома, что

соответствует металлу плавки 2, прочность оказалась несколько меньше, а пластичность больше, по сравнению с металлом плавки 3. Значения твердости по Виккерсу хорошо коррелируют с показателями прочности (табл. 2).

Испытания металла на ударную вязкость проводились после нагрева заготовок за счет имитации ТЦС.

Результаты исследований представлены в табл. 3.

Таблица 3

Значения ударной вязкости исследуемых сталей

Сталь марки	Ударная вязкость KCV, МДж/м ² при различных температурах		
	20 °С	- 20 °С	- 40 °С
08X18Г8Н2Т	1,28	0,28	0,20
02X17Г8НЗ плавка 1	1,20	0,96	0,95
02X17Г8НЗЧ плавка 2	1,20	1,06	0,98
02X17Г8Н2Ч плавка 3	1,46	0,71	0,53

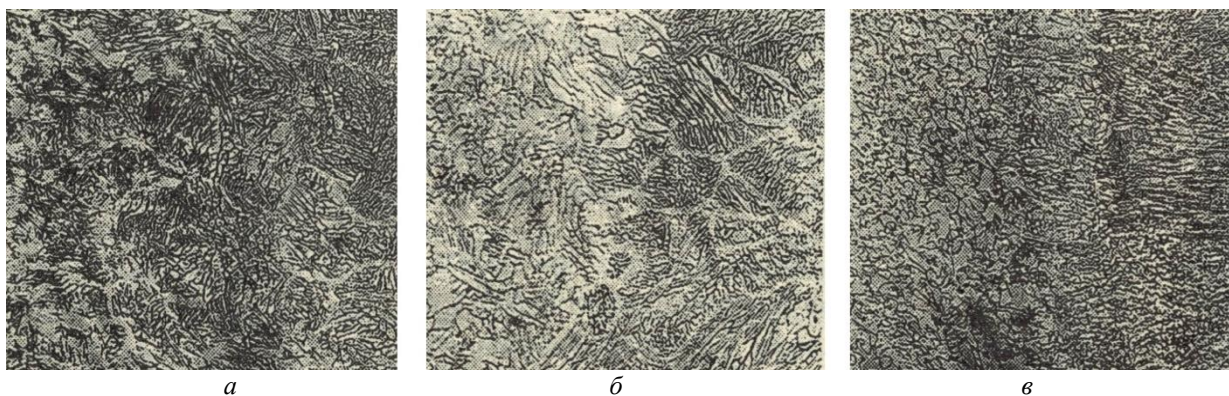
Из результатов видно, что у всех исследованных марок сталей после сварочного нагрева

при температурах испытания 20 °С сохраняются высокие значения ударной вязкости. У стали

промышленной выплавки 08X18Г8Н2Т при испытаниях в области отрицательных температур происходит резкое снижение показателей с 1,28 до 0,20 МДж/м². Среди исследованных сталей опытных плавки видно, что даже при отрицательных температурах металл сохраняет высокие значения ударной вязкости на уровне 0,53–1,06 МДж/м². Образцы, изготовленные из металла плавки 3, при температуре 20 °С имеют самые высокие значения KCV – 1,46 МДж/м², однако испытания при отрицательных температурах у данного металла выявлены понижен-

ные значения KCV (0,71 МДж/м² при испытании -20 °С и 0,53 МДж/м² при испытании -40 °С). Наиболее равные значения показателей ударной вязкости при всех температурах испытаний обнаружены у металла плавки 2 (KCV = 0,98–1,20 МДж/м²). Данная плавка произведена с микролегированием кальцием и церием, причем содержание церия в данной стали максимальное 0,036 % (см. табл.1).

Исследования микроструктуры образцов стали 02X17Г8Н3 различных опытных плавки после сварочного нагрева приведены на рисунке.



Микроструктура металла опытных плавки стали 02X17Г8Н3 после воздействия термического цикла сварки (х500):

а – плавка 1; б – плавка 2; в – плавка 3

В феррито-аустенитных сталях, в исходном состоянии, структура представляется двумя фазами: α -фазой (феррита) и γ -фазой (аустенита). После закалки α -фаза преобразуется в фазу δ -феррита и мартенсита. Как видно из рисунка, в микроструктуре металла опытных плавки после сварочного нагрева заметны изменения в морфологии феррита – он приобретает игольчатое строение. Можно предположить, что указанные различия в механических свойствах сталей опытных плавки связаны с их различным фазовым составом. Так сталь плавки 3 содержит максимальное количество α -фазы. Уменьшение содержания хрома и отсутствие титана, являющиеся ферритизаторами структуры, приводит к значительному уменьшению процентного содержания δ -феррита по сравнению со сталью 08X18Г8Н2Т. Уменьшение содержания никеля до 1,3 % делает аустенит неустойчивым и часть его превращается в мартенсит, поэтому высокую прочность и низкую пластичность стали плавки 3 можно объяснить наличием 40 % мартенсита. Плавка 2 отличается от плавки 3 более высоким содержанием никеля 2,64 % и церия 0,036 %. Никель, являясь аустенизатором структуры, увеличивает содер-

жание аустенита и уменьшает содержание δ -феррита. Увеличение содержания церия приводит к тому, что весь δ -феррит имеет глобулярную форму, в отличие от плавки 3. Плавка 2 имеет более низкие значения прочности и ударной вязкости, так как имеет более высокое содержание хрома, по сравнению с плавкой 3. Такое изменение связано с уменьшением количества мартенсита, увеличением вязкой составляющей аустенита и более мелкой глобулярной формой δ -феррита. Металл плавки 1 отличается от плавки 2 большим содержанием хрома 16,6 % и отсутствием церия и кальция. Плавка 1 имеет высокие значения пластичности – относительное удлинение 24 % и более низкую прочность по сравнению с плавками 2 и 3, при этом фазовый состав характеризуется максимальным содержанием аустенита.

Выводы

1. Показано, что при низком содержании углерода экономно легированные коррозионно-стойкие стали типа 02X17Г8Н3 отличаются высокими прочностными свойствами, пластичностью и стойкостью к хрупкому разрушению.

2. Выявлено, что микролегирование кальцием и церием повышает устойчивость сталей

к воздействию высоких температур под влиянием ТЦС, в результате чего у металла сохраняется высокая ударная вязкость при пониженных температурах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бондарева, О. П. Влияние термического цикла сварки и термоциклической обработки на свойства и характер разрушения стали 08X18Г8Н2Т / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, О. Б. Крючков // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 11. – С. 28–33.
2. Бондарева, О. П. Влияние термоциклической обра-

ботки на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2016. – № 7. – С. 45–48.

3. Каховский, Н. И. Сварка высоколегированных сталей / Н. И. Каховский. – Киев : Техника, 1978. – 375 с.

4. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М. : Металлургия, 1976. – 271 с.

5. Бондарева, О. П. Влияние погонной энергии сварки на структуру и свойства сварных соединений феррито-аустенитных сталей 08X18Г8Н2Т и 08X22Н6Т / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, Д. Э. Седов, Р. А. Бескровный // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (290) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Металлургия»). – С. 71–76.

УДК 669.15

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-84-87

В. А. Гурьев¹, Ю. В. Гребнев², В. Ф. Жаркова², Д. Ю. Гребнев²

ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБОТКА ОТЛИВОК ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА

¹ ООО «Волнар»

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: des_block_1@mail.ru

Статья посвящена исследованию возможности повышения твердости и износостойкости деталей из серого чугуна СЧ20.

Приведены результаты измерения микротвердости и определения износостойкости обработанных непрерывным излучением поверхностных слоев.

Показано, что лазерная закалка деталей, изготовленных из серого чугуна, является эффективным средством повышения их твердости и износостойкости.

Ключевые слова: лазерная закалка, зона лазерного воздействия, эффективная толщина упрочненного слоя, микротвердость, износостойкость

V. A. Guriev¹, Yu. V. Grebnev², V. F. Zharkova², D. Yu. Grebnev²

LASER PROCESSING OF CASTINGS FROM GREY CAST IRON

¹ ООО "Volnar",

² Volgograd State Technical University

The article is devoted to the study of the possibility of increasing the hardness and wear resistance of parts made of gray cast iron SH-20, in particular, shot blasting blades.

The results of measuring microhardness and determining the wear resistance of surface layers treated with continuous radiation are presented.

It is shown that laser hardening of parts made of grey cast iron is an effective means of increasing their hardness and wear resistance.

Keywords: laser hardening, laser exposure zone, effective thickness of the hardened layer, microhardness, wear resistance

Введение

Одной из приоритетных задач современного машиностроения является повышение ресурса ответственных деталей и узлов механизмов, работающих в жестких условиях механического нагружения. Из опыта эксплуатации оборудования различного функционального назначе-

ния известно, что одной из определяющих причин преждевременного выхода из строя широкой номенклатурой деталей являются процессы разрушения поверхностных слоев в результате механического, теплового и коррозионного воздействия. Успешному решению данной проблемы должны способствовать научно техни-

© Гурьев В. А., Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Гребнев Д. Ю., 2025.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ (из средств программы развития «Приоритет 2030» по соглашению № 075-15-2025-063) в рамках научного проекта № 8/632-24

ческие разработки, направленные на исследование перспективных методов упрочнения, позволяющие получать поверхностные слои материала с заданными свойствами.

Особые свойства концентрированных потоков энергии, а именно высокое пространственно-временная когерентность и монохроматичность, а также ряд технологических и экономических преимуществ по сравнению с традиционными методами химико-термической обработки послужили основой широкого использования технологии лазерной закалки для изделий из железоуглеродистых сталей и сплавов, работающих в условиях трения и износа.

Учитывая более низкую стоимость серого чугуна, по сравнению с другими сплавами, малую усадку, высокую текучесть расплавов, пониженную температуру кристаллизации, а также отсутствие предрасположенности к формированию раковин представляет значительный интерес к проведению исследований по возможности модификации поверхностных слоев данного материала с использованием концентрированных источников энергии, например, непрерывного излучения CO₂-лазера.

Следует отметить, что именно лазерная поверхностная обработка деталей из серого чугуна, особенно с конструктивными концентраторами напряжений, может значительно повысить трещиностойкость материала по сравнению с объемной закалкой, когда твердость по всему сечению изделия достигает 450–500 НВ.

Целью настоящей работы является исследование возможности повышения твердости и износостойкости деталей из серого чугуна при помощи непрерывного излучения CO₂-лазера.

Материалы и методы исследования

В качестве материала исследования использовали отливки из серого чугуна СЧ20 [1] диаметром 30 мм после токарного чистового точения.

Лазерную обработку проводили при на непрерывном CO₂-лазере мощностью 900 Вт. С целью увеличения поглощения световой энергии, обработанную поверхность покрывали зеленой гуашью.

Для формирования единичных дорожек с различной микротвердостью и глубиной зоны лазерного воздействия угловая скорость перемещения луча по обрабатываемой поверхности варьировалась в интервале от 2 до 20 мм/с.

Диаметр лазерного луча во всех случаях составлял 4 мм.

Микростроение металла изучали металлографическим методом с использованием микроскопа «Neophot» при увеличении $\times 100$.

Химическое травление шлифов осуществляли в трехпроцентном растворе HNO₃.

Микротвердость по глубине зоны лазерного воздействия определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 1Н [2].

Триботехнические испытания проводились на установке «Шкода Савин» при внедрении вращающегося эталонного ролика из стали ШХ15, твердость HRC61, диаметром 40 мм и шириной рабочей зоны 3 мм в исследуемую поверхность.

Параметры испытаний на износостойкость:

- тип трения – трение скольжения;
- удельная нагрузка на поверхность трения – 10 кгс;
- скорость вращения ролика – 120 об/мин.;
- охлаждающая и абразивное среда – водный раствор дихромата калия;
- время испытаний – внедрение эталонного ролика в исследуемую поверхность на глубину эффективной толщины лазерного слоя;
- метод контроля глубины внедрения ролика – индикатор часового типа с ценой деления 0,001 мм;
- критерий износостойкости – время внедрения эталонного ролика в исследуемую поверхность на глубину эффективной толщины лазерного слоя.

Результаты исследований и их обсуждения.

В таблице приведен химический состав, исследуемый отливки из серого чугуна из СЧ20.

Химический состав исследуемой отливки из серого чугуна из СЧ20

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
3,38	0,50	1,7	0,09	0,094	0,12	0,09	0,03

В результате металлографических исследований установлено, что микроструктура серого чугуна в исходном состоянии состоит из мелко- и среднего пластинчатого графита, перлитной металлической основы, до 2 % феррита и отдельных включений двойной фосфидной эвтектики (рис. 1).

Данная микроструктура определяет твердость отливки из серого чугуна СЧ20, которая как средняя арифметическая величина по трем измерениям составляет 229НВ.

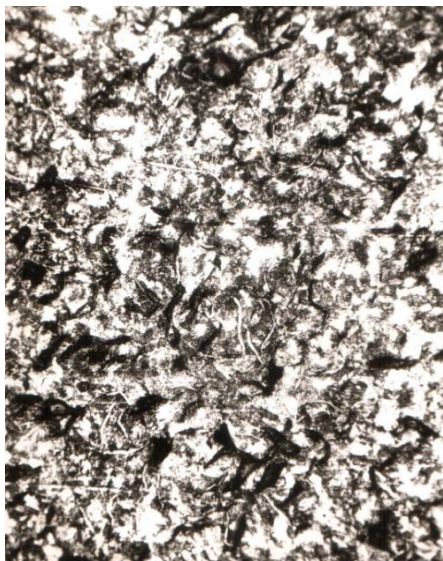


Рис. 1. Микроструктура металла отливки из серого чугуна СЧ20, $\times 100$

На рис. 2 приведен вид макрошлифа отливки из серого чугуна с лазерными дорожками, нанесенными с различной угловой скоростью перемещения из луча по обрабатываемой поверхности. Видно, что при одинаковых мощности излучения (900 Вт) и диаметра луча (4 мм) скорость обработки оказывает решающее влияние на глубину зоны лазерного воздействия (светлые участки на поверхности макрошлифа). Так, например, при перемещении луча по обрабатываемой поверхности со скоростью 20; 15; 10; 6; 4 и 2 мм/с формируются лазерные дорожки глубиной 0,2; 0,4; 0,6; 0,9; 1,2 и 1,3 мм соответственно.

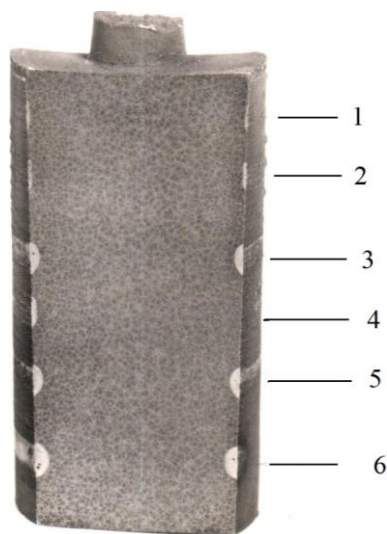


Рис. 2. Вид макрошлифа отливки из серого чугуна с отдельными лазерными дорожками при перемещении луча со скоростью 20; 15; 10; 6; 4 и 2 мм/с

Принимая во внимание, что согласно требованиям нормативно-технической документации на дробеметные лопатки и дробеструйные сопла эффективная толщина зоны лазерного воздействия должна быть не менее 0,7 мм, а значение базового параметра микротвердости в указанной зоне не должно опускаться ниже 7 ГПа, то режимы 1, 2 и 3 в данном случае не рассматривались. Режимы 5 и 6 также не подлежали анализу, так как в связи с оплавлением поверхности по всей глубине зоны лазерного воздействия были выявлены многочисленные трещины.

На рис. 3 приведена микроструктура зоны лазерного воздействия отливки из серого чугуна при перемещении луча по обрабатываемой поверхности со скоростью 6 мм/с. Установлено, что до глубины зоны лазерного воздействия 0,7 мм микроструктура состоит из многочисленных мелких включений цементита. С увеличением расстояния от поверхности количество цементита уменьшается. Однако в данном случае, как при обработке среднеуглеродистых сталей [3], плавного перехода от зоны лазерного воздействия к основному металлу не наблюдается.

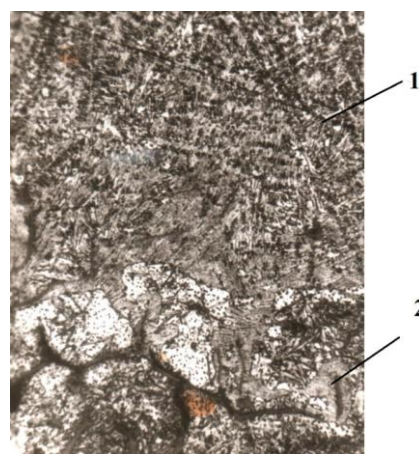


Рис. 3. Микроструктура зоны лазерного воздействия отливки из серого чугуна при обработке со скоростью 6 мм/с, $\times 200$:
1 – зона лазерного воздействия; 2 – основной металл

На рис. 4 показано распределение микротвердости по толщине зоны лазерного воздействия отливки из серого чугуна при перемещении луча по обрабатываемой поверхности со скоростью 6 мм/с.

Из рис. 4 видно, что при перемещении лазерного луча по обрабатываемой поверхности со скоростью 6 мм/с (кривая 1) эффективная толщина лазерного слоя с микротвердостью не менее 7 ГПа составляет 0,8 мм, что соответ-

вует требованиям нормативно-технической документации на дробеметные лопатки и дробеструйные сопла.

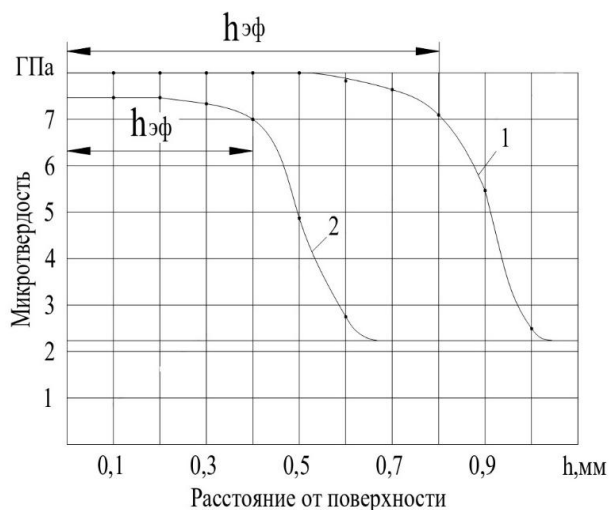


Рис. 4. Распределение микротвердости по толщине зоны лазерного воздействия отливки из серого чугуна при перемещении луча по обрабатываемой поверхности: 1 – скорость перемещения луча 6 мм/с; 2 – скорость перемещения луча 10 мм/с

Для сравнения на рис. 4 (кривая 2) приведена кривая распределения микротвердости по глубине зоны лазерного воздействия при перемещении лазерного луча по обрабатываемой поверхности со скоростью 10 мм/с. Видно, что для данного варианта обработки эффективная толщина лазерного слоя с микротвердостью не менее 7 ГПа составляет всего 0,4 мм, что не соответствует требованиям нормативно-технической документации.

По микрошлифам можно осуществлять предварительную отбраковку режимов лазерной обработки с последующим окончательным их выбором по соответствию требованиям нормативно-технической документации для конкретной детали по результатам измерения микротвердости с определением эффективной толщины упрочненного слоя.

В результате приведенных триботехнических испытаний установлено, что сопротивляе-

мость изнашиванию исследуемых образцов хорошо коррелирует с их микротвердостью.

Так, например, время внедрения эталонного ролика в образец серого чугуна в исходном состоянии (твердость 229НВ) на глубину 0,8 мм составляет 85 мин. Время внедрения эталонного ролика в лазерную дорожку также на 0,8 мм значительно увеличилось и составило 387 мин, что более, чем в 4,5 раза больше, чем при испытании серого чугуна в исходном состоянии.

Таким образом, по результатам измерения микротвердости можно судить о износостойкости обработанных лазером поверхностных слоев деталей, изготовленных из серого чугуна.

Следует особо отметить, что при износе деталей на глубину равной эффективной толщине упрочненного слоя имеется возможность проведения повторной лазерной обработки, что позволит значительно увеличить их ресурс. Так, например, замена дробеметных лопаток происходит при их износе на глубину не более 5 мм. Таким образом, повторная лазерная обработка для них может проводиться не менее 5 раз.

Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что лазерная закалка деталей, изготовленных из серого чугуна является эффективным средством повышения их твердости и износостойкости. При этом вывод о сопротивляемости изнашиванию обработанных лазером поверхностных слоев можно сделать по результатам измерений микротвердости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- ГОСТ 1412–85. Марки. Технические условия. Методы анализа. – М. : Издательство стандартов, 2004. – 5 с.
- ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – М. : Издательство стандартов, 1976. – 34 с.
- Гурьев, В. А. Влияние лазерной обработки на структуру и свойства среднеуглеродистой стали / В. А. Гурьев, Е. И. Тескер, Ф. В. Казак // Физика и химия обработки материалов. – 1999. – № 4. – С. 10–15.

УДК 621.74.02

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-88-92

*Н. Ю. Мирошкин¹, В. А. Гулевский², В. С. Кувакин¹, К. И. Сенцов¹***ПОВЫШЕНИЕ ЗАПОЛНЕНИЯ ОТКРЫТЫХ ПОР
УГЛЕГРАФИТОВОГО КАРКАСА РАСПЛАВОМ МФ-9**¹ Волгоградский государственный технический университет² Волгоградский индустриальный колледж

e-mail: lp@vstu.ru

Работа посвящена исследованию влияния предварительного омеднения внутренней поверхности пор углеграфитового каркаса на процент заполнения открытых пор сплавом МФ-9. Показано, что добавление ультразвуковой обработки углеграфитовых заготовок в процессе металлизации позволяет нанести медное покрытие на глубину до 5 мм. Выявлено, что медное покрытие на поверхностях открытых пор углеграфита оказывает положительное воздействие на процент заполнения пор сплавом МФ-9.

Ключевые слова: пропитка, углеграфит, ультразвук, армирование, токосъемные контакты

*N. Yu. Miroshkin¹, V. A. Gulevsky², V. S. Kuvakin¹, K. I. Sentsov¹***INCREASING THE FILLING OF OPEN PORES OF THE CARBON
GRAPHITE FRAMEWORK WITH MF-9 MELT**¹ Volgograd State Technical University² Volgograd Industrial College

The work is devoted to the study of the effect of preliminary application of copper electrochemical coating on the surfaces of open pores of the carbon-graphite framework on the percentage of filling of open pores with MF-9 alloy. It is shown that the addition of ultrasonic treatment of carbon-graphite blanks in the metallization process allows applying copper coating to a depth of up to 5 mm. It is revealed that copper coating on the surfaces of open pores of carbon-graphite has a positive effect on the percentage of filling of pores with MF-9 alloy.

Keywords: impregnation, carbon graphite, ultrasound, reinforcement, current collecting contacts

Введение

Проблема импортозамещения технологий изготовления расходных материалов, используемых в различных отраслях промышленности, становится все более актуальной. Одним из примеров таких материалов являются токосъемные элементы пантографов, электродвигателей, область применения которых распространена от бытовой техники и электроинструмента до автомобилей, тепло- и электровозов [1–3]. Жидкофазное получение (пропитка углеграфитового каркаса расплавом меди) таких композиционных материалов (КМ) осложняется необходимостью приложения избыточного давления, порядка 50–100 атм., на жидкую фазу, для чего необходимо использовать импортное, сложное и энергозатратное автоклавное оборудование [1, 4, 5]. Основные предприятия, которые обладают технологиями и необходимым оборудованием для реализации жидкофазной пропитки углеграфита расплавом меди, находятся в странах Европы (Англия, Франция, Германия), что приводит к использованию параллельного импорта для поставок таких композитивов в Россию и значительно удорожает

производство [5, 6]. Поэтому разработка технологии позволяющей обеспечить получение КМ углеграфит-медный сплав с высокими эксплуатационными характеристиками без оказания избыточного давления на расплав меди является важнейшей задачей. Одним из наиболее рациональных и доступных методов пропитки является самопроизвольная пропитка, суть которой заключается в помещении углеграфита в расплав, который под действием гравитации самопроизвольно заполняет открытые поры каркаса. Однако, поскольку медные сплавы инертны по отношению к углероду краевой угол смачивания жидкой меди на поверхности графита составляет порядка 140°, что препятствует самопроизвольному проникновению металла в открытые поры углеграфитового каркаса [1, 5–7].

Решение этой проблемы заключается в создании покрытия, которое будет смачиваться расплавом меди.

Целью работы является разработка технологии повышения процента заполнения открытых пор углеграфитового каркаса в условиях самопроизвольной пропитки меди МФ-9.

Материал и методы исследования

В качестве углеграфитового каркаса были использованы графитовые электродетки марки ЭГ-14 с габаритами 56×26×33 мм, предназначенные для использования в электрических машинах общепромышленного назначения, а также в электродвигателях и генераторах тяговых и подвижных составов городского и железнодорожного электротранспорта. Открытая пористость используемого углеграфита составила 25 %, плотность 1600 кг/см³, удельное электрическое сопротивление 38 мкОм·м. Нанесение медного покрытия проводилось в гальванической ванне с одновременным воздействием ультразвука частотой 20 КГц. Раствором для меднения выступал сернокислый электролит следующего состава: медь сернокислая – 180 г/л, серная кислота – 80 г/л. Выбор электролита заключался в доступности компонентов и устойчивости к загрязнению углеродными частицами, возможность работы при низких плотностях тока, что позволяет использовать доступные и распространенные источники тока, например в виде зарядных устройств автомобильных аккумуляторов, а также низкая токсичность компонентов и готового раствора.

Пропитку заготовок под воздействием ультразвука проводили при помощи ультразвуковой ванны ПСБ-2860-05 Экотон с мощностью ультразвукового генератора 150 Вт, снабженного двумя ультразвуковыми пьезоэлектрическими преобразователями частотой 22 кГц, при мощности колебаний 90 %.

Пропитку подготовленных заготовок проводили путем помещения углеграфита в тигель

с расплавом МФ-9 и выдержкой в печи при температуре 950 °С от 10 до 60 мин.

После пропитки образцы взвешивались, и полученная масса сравнивалась с исходной, заранее измеренной перед пропиткой. По полученным данным производили расчет процента заполнения открытых пор заготовок согласно следующей формуле. Определение массы образцов проводили на лабораторных весах второго класса точности.

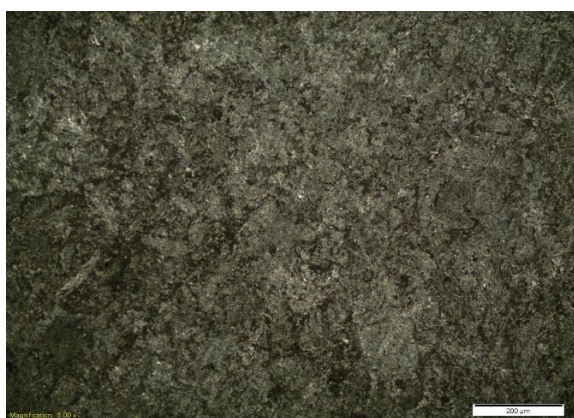
$$E = \frac{\text{Привес, \%}}{\text{Пористость, \%} \times k} \times 100$$

где k – отношение плотности инфильтрата к плотности углеграфита

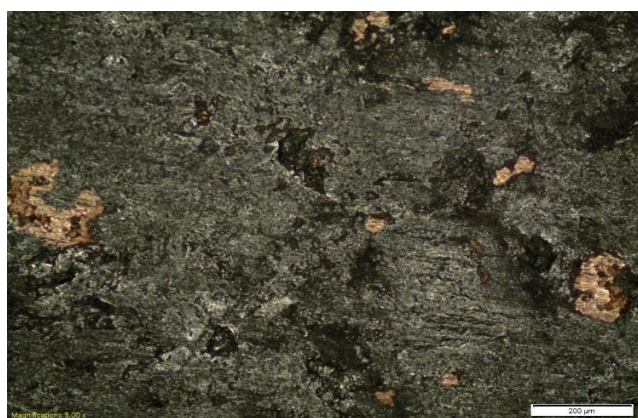
Проведение микроструктурных исследований полученных образцов после гальванизации и пропитки проводили с помощью оптического микроскопа Olympus BX 51. Удельное электрическое сопротивление композиционных материалов определялось согласно ГОСТ 23776–79 [14].

Результаты и их обсуждение

Микроструктурный анализ поверхности и сердцевины образцов после нанесения медного электрохимического покрытия в электролите без воздействия ультразвука показал, что металлическое покрытие образуется только на поверхности заготовки (рис. 1, а) не зависимо от времени выдержки. При добавлении к процессу металлизации ультразвукового воздействия было установлено, ультразвук оказывает положительное влияние на глубину осаждения металлического покрытия (рис. 1, б), увеличивая ее с повышением времени выдержки исследуемых образцов с габаритами 10×10.



а



б

Рис. 1. Микроструктура омедненного углеграфитового образца:
а – на глубине 0,5 мм от поверхности; б – на глубине 5 мм под воздействием ультразвука в течение 20 мин

Качество композита, полученного жидкофазной пропиткой, в большей степени зависит от количества металла, который заполнил открытые поры углярафита. Поэтому в качестве ключевого критерия оценивания эффективности пропитки был принят процент заполнения пор, который выражается отношением привеса образцов после пропитки к пористости углярафита и соотношению плотности матричного сплава к плотности углярафита [25].

Выявлено положительное влияние предварительно нанесенного медного электрохимического покрытия на открытые пор углярафитового каркаса перед пропиткой, так при температуре 950 °С и выдержке в 10 мин процент заполнения пор предварительно омедненных образцов в 5,3 раза выше, чем у образцов без предварительной подготовки (рис. 2).

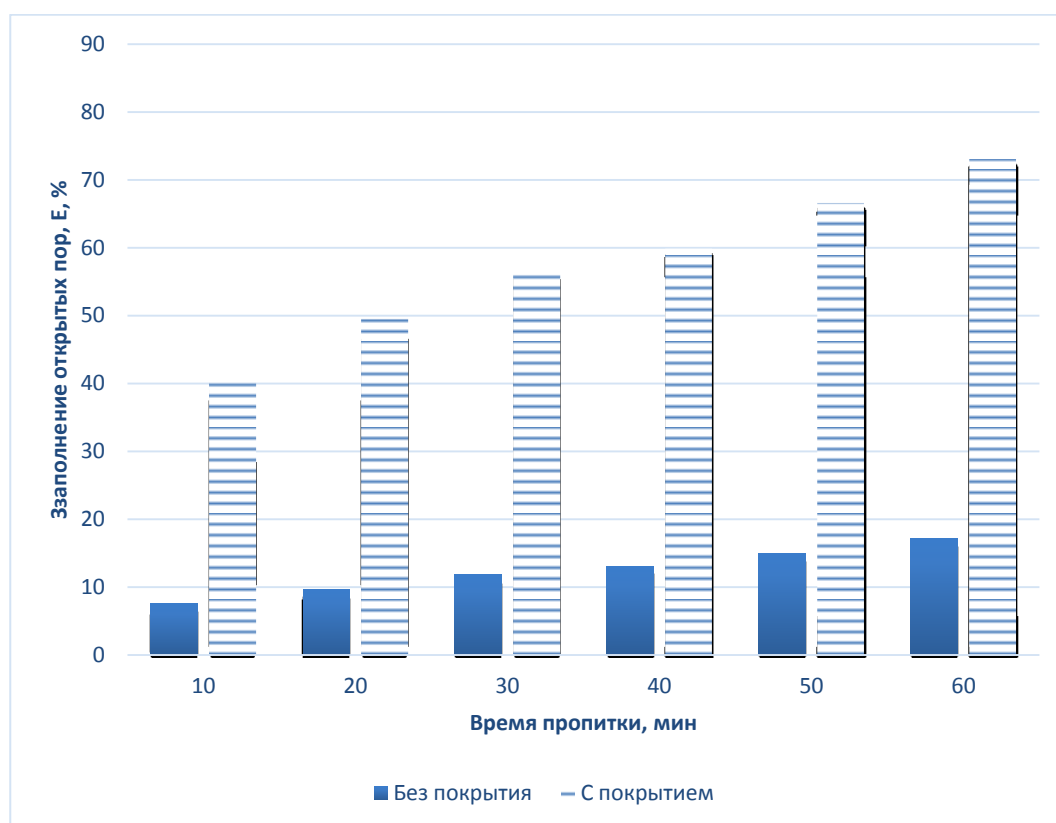


Рис. 2. Заполнение пор углярафитовой заготовки в зависимости от времени пропитки

Медное покрытие на поверхностях открытых пор углярафитового каркаса привело к снижению значения краевого угла смачивания при взаимодействии твердой и жидкой фаз, что облегчило проникновение сплава МФ-9 в поры углярафитового каркаса. Полученные расчетные данные подтверждаются микроструктурными исследованиями (рис. 3, а, б). Так КМ пропитанные без предварительного нанесения медного покрытия показывают значительно меньшее количество металла в своей структуре. При этом КМ пропитанные с использованием предварительной подготовки, в которую входило нанесение медного покрытия на поверхности открытых пор углярафита, демонстрируют высокое со-

держание металла в своей структуре, которое увеличивается с повышением времени выдержки исследуемых образцов в расплаве МФ-9.

Поскольку меднографитовые композиты чаще всего применяются в электродвигателях электротранспорта и электроинструмента были проведены исследования по определению удельного электрического сопротивления в зависимости от процента заполнения пор (рис. 4). Как показали испытания удельное электрическое сопротивление материала снижается в 4,2 раза при заполнении пор более 70 %. Это говорит о формировании непрерывного дополнительного металлического каркаса с более низким сопротивлением чем у углярафит.

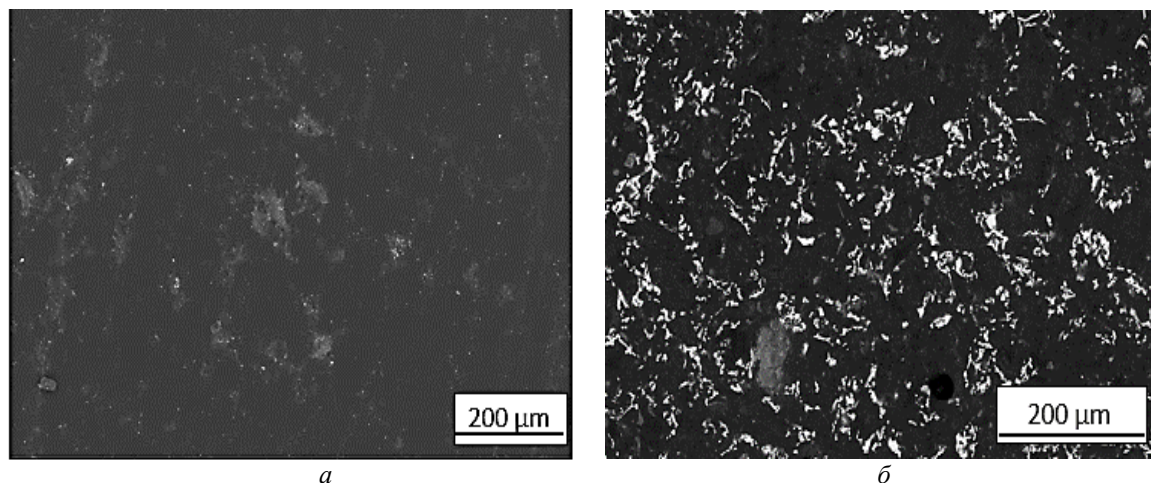


Рис. 3. Микроструктура сердцевины полученных КМ (а) без меднения и (б) с предварительным меднением после выдержки в расплаве в течение 60 мин

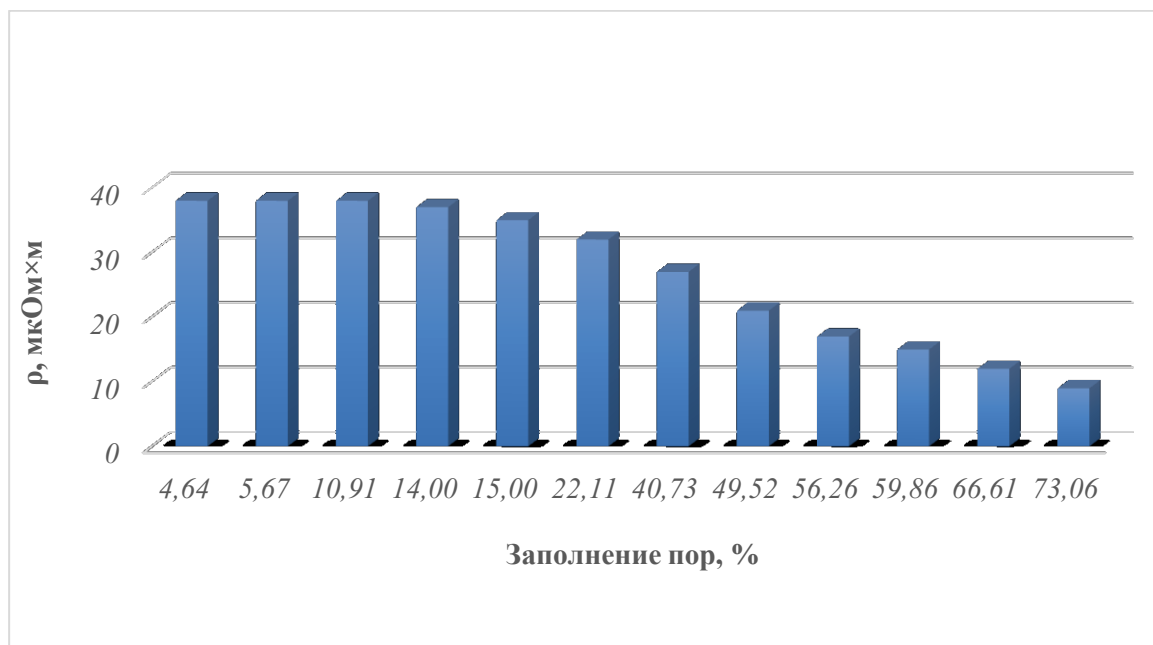


Рис. 4. Удельное электрическое сопротивление полученных КМ в зависимости от процента заполнения пор сплавом МФ-9

Выводы

1. Экспериментально показано, что при совместном нанесении электрохимического медного покрытия и ультразвукового воздействия, ультразвук оказывает положительное влияние на глубину осаждения металлического покрытия, увеличивая ее с повышением времени выдержки исследуемых образцов.

2. Выявлено, что медное покрытие на поверхностях открытых пор углеродистого каркаса привело к снижению значения краевого

угла смачивания при взаимодействии твердой и жидкой фаз, это облегчило проникновение сплава МФ-9 в поры углеродистого каркаса, и привело к заполнению 73 % пор металлом при выдержке в течении 60 мин.

3. Установлено, что удельное электрическое сопротивление материала снижается в 4,2 раза при заполнении пор более 70 %. Это говорит о формировании непрерывного дополнительного металлического каркаса с более низким сопротивлением чем у углеродистый.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Фиалков, А. С.* Углеграфитовые материалы / А. С. Фиалков. – Москва : Энергия, 1979. – 320 с.
2. *Берент, В. Я.* Перспективы улучшения работы сильноточного скользящего контакта «контактный провод – токосъемный элемент полоза токоприемника» / В. Я. Берент // Железные дороги мира. – 2002. – № 10. – С. 46–51.
3. Пропитка углеграфита металлическими сплавами : монография / В. А. Гулевский, В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, Н. А. Кидалов, А. Г. Колмаков ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – 271 с.
4. *Гершман, И. С.* Токосъемные углеродно-медные материалы / И. С. Гершман // Вестник ВНИИЖТ. – 2002. – № 5. – С. 16–20.
5. *Ali, M. M.* Composites materials for sustainable space industry: A review of recent developments / M. M. Ali, N. Nived // World Review of Science, Technology and Sustainable Development. – 2021. – N 2-3(17). – P. 172-196.
6. Wettability in metal matrix composites / M. Malaki, A. F. Tehrani, B. Niroumand, M. Gupta // Metals. – 2021. – N 7(1). – DOI:10.3390/met11071034.
7. *Найдич, Ю. В.* Закономерности контактного взаимодействия графита с расплавленными металлами / Ю. В. Найдич, Г. А. Колесниченко // Известия АН СССР, Металлы. – 1968. – № 4. – С. 220–230.

ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

УДК 621.74

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-93-95

С. Н. Цурихин, А. И. Лебедев, А. Д. Снеговой, Д. М. Кленов

ВОССТАНОВЛЕНИЕ КОРПУСА ПЛАШЕК ПРЕВЕНТОРОВ НЕФТЯНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ ЛИТЬЕМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: madgestic@yandex.ru

Работа посвящена восстановлению корпуса плашек превенторов нефтяного оборудования электрошлаковым литием. Показано, что восстановление корпуса плашек превенторов нефтяного оборудования электрошлаковым литием позволяет: повысить качество восстановленных корпусов плашек превенторов; сократить предварительные операции по подготовке изделия к его восстановлению; сэкономить время и средства на предварительный подогрев.

Ключевые слова: электрошлаковое литье, плашка превентора, технология

S. N. Tsurikhin, A. I. Lebedev, A. D. Snegovoy, D. M. Klenov

RESTORATION OF THE HOUSING OF THE PREVENTER PLATES PETROLEUM EQUIPMENT BY ELECTROSLAG CASTING

Volgograd State Technical University

The work is devoted to the restoration of the casing of the preventer dies of oil equipment by electros slag casting. It is shown that the restoration of the casing of the preventer dies of oil equipment by electros slag casting allows: to improve the quality of the restored casing of the preventer dies; to reduce the preliminary operations for preparing the product for its restoration; to save time and money on preheating.

Keywords: electros slag casting, preventer die, technology

Введение

Изготавливаемые из углеродистых легированных термически упрочненных сталей (40Х13, 30ХН2МА) плашки для превентора нефтебурового оборудования, и запорные устройства шибера подвергаются интенсивному гидроабразивному износу [1]. Рабочая среда – это буровой раствор, пластовая вода, газ, газоконденсат, нефть или их смеси. Недостаточная износостойкость деталей снижает работоспособность узлов буровых установок.

На ремонтных предприятиях изношенные объекты восстанавливают ручной дуговой наплавкой покрытыми электродами, что не обеспечивает достаточной эффективности по причине малой производительности и низкого качества наплавленного металла.

Технология механизированной дуговой наплавки включает предварительную приварку формирующей оснастки и подогрев изделий до

температуры 250 °С. Формирование валиков износостойкого сплава последовательно наплавляемых на горячую поверхность изделий, что является трудозатратным процессом [2].

Шлаковая ванна при электрошлаковом литье обуславливает ряд особенностей, выгодно отличающих ее от других способов восстановления [3, 4]. Прежде всего, это максимальная производительность, нередко превышающая 100 кг/ч, и высокое качество металла.

Целью работы является предложение рационального способа для восстановления корпуса плашек превенторов нефтяного оборудования.

Технология восстановления плашки превенторов нефтяного оборудования электрошлаковым литием предусматривает применение медного водоохлаждаемого кристаллизатора (рис. 1), также возможно фасонное электрошлаковое литье с накоплением жидкого металла в тигле и его заливкой в литейную форму [5].

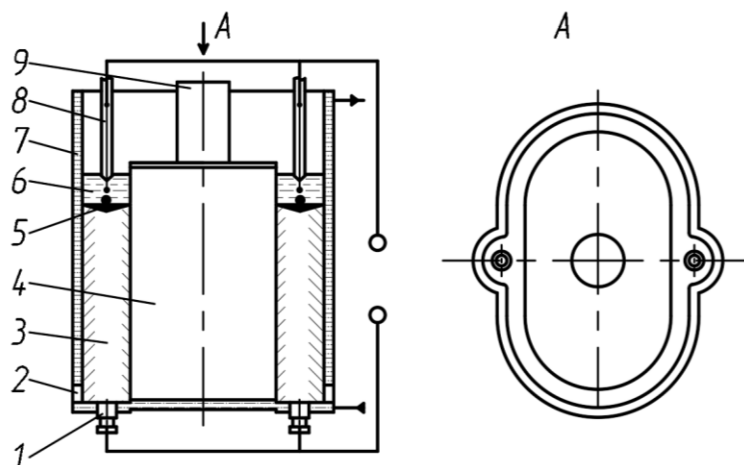


Рис. 1. Схема электрошлакового литья с применением кристаллизатора:
1 – заправка; 2 – проставка; 3 – наплавленный металл; 4 – плашка превентора;
5 – металлическая ванна; 6 – шлак; 7 – кристаллизатор; 8 – электроды; 9 – металлический упор

На первом этапе предусмотрено предварительное закрытие имеющихся углублений в корпусе плашке превентора графитовыми вставками

ми (рис. 2, а). Второй этап механическая обработка для очистки от оставшегося абразива бурового раствора и ржавчины (рис. 2, б).



а



б

Рис. 2. Плашка с графитовыми вставками (а) и подготовленная для электрошлакового литья (б)

Третий этап представляет электрошлаковое литье, где образующееся шлаковая ванна (используется флюс ФЦ-18 для ее образования), контактируя с поверхностью корпуса плашки, расплавляет ее на незначительную глубину (2–3 мм). Осуществляется подача в шлаковую ванну электродной проволоки марки Нп-06Х15Н35Г7М6Б (табл. 1), при плавлении ее

образуется металлическая ванна, из которой кристаллизуется наплавленный металл на корпусе плашки (10–15 мм). Выбор типа наплавленного металла, стойкого в условиях газоабразивного изнашивания, для восстановления корпуса плашек превенторов нефтяного оборудования должен осуществляться с учетом эксплуатационных требований [6].

Таблица 1

Химический состав Нп-06Х15Н35Г7М6Б, %

Стандарт	C	S	P	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	Nb
ТУ 14-1-1880-76 Fe-основа	<0.06	<0.02	<0.02	6–7.5	14–16	<0.4	34–36	6–7.5	0.8–1.2

Заключительным этапом является механическая обработка корпуса плашки превентора до регламентируемых размеров (рис. 3).



Рис. 3. Восстановленное изделие после механической обработки

Используя сущность электрошлакового литья, которая заключается в том, что плавка, транспортировка металла и заполнение формы происходит одновременно, непосредственно

в самой форме при полной изоляции от атмосферного воздействия. Это позволяет, с одной стороны, сократить время производственного цикла, а с другой – обеспечить химическую чистоту расплава.

Прогрев поверхности корпуса плашек превенторов происходит при наплавке металла под шлаковой ванной контактируемой с массивным изделием, это позволяет за счет нагрева заготовки экономить время и средства на предварительный подогрев. Остывание протекает также замедленное в отличие от технологии ручной или механизированной дуговой наплавки, где по окончании процесса требуется поддержание определенной температуры изделия.

Выбранная проволока Нп-06Х15Н35Г7М6Б обеспечивает достаточную прочность наплавленного литьем металла, при повышенной пластичности. Значительную долю в ее структуре занимает матрица, обеспечивая многократную деформацию, а для обеспечения сопротивления к изнашиванию при газоабразивной струе служат упрочняющие фазы.

Таблица 2

Варианты восстановления корпуса плашек превенторов нефтяного оборудования

Параметры сравнения	Ручная дуговая наплавка	Механизированная дуговая наплавка	Электрошлаковое литье
Форма изделия для наплавки	практически любая	практически любая	любая
Производительность наплавки, кг/ч	до 3	до 60	до 200
Производительность труда, %	30–40	70–80	90–95
Качество наплавленного металла	хорошее	высокое	высокое

Приведенные в табл. 2 сравнительные данные показывают, что экономически целесообразно использовать для восстановления корпуса плашек превенторов нефтяного оборудования электрошлаковое литье.

Выводы

Показано, что восстановление корпуса плашек превенторов нефтяного оборудования электрошлаковым литьем позволяет:

- повысить качество восстановленных корпусов плашек превенторов;
- сократить предварительные операции по подготовки изделия к его восстановлению;
- сэкономить время и средства на предварительный подогрев, за счет прогрева поверхности изделия шлаковой ванной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Баграмов, Р. А. Буровые машины и комплексы / Р. А. Баграмов. – М. : Недра, 1988. – 501 с.
2. Лейначук, Е. И. Электродуговая наплавка деталей при абразивном и гидроабразивном износе / Е. И. Лейначук. – Киев : Наук. Думка, 1985. – 160 с.
3. Медовар, Б. И. Электрошлаковый металл / Б. И. Медовар, Л. М. Сткпак, Г. А. Бойко и др. – Киев : Наукова думка, 1981. – 680 с.
4. Дакуорт, У. Э. Электрошлаковый переплав / У. Э. Дакуорт, Дж. Хойл ; пер. с англ. – М. : Металлургия, 1973. – 192 с.
5. Джон-хун Ли. Электрошлаковое литье заготовок из сплавов на основе хрома / Джон-хун Ли, Е. И. Марукович, Ки-йонг Чой, А. М. Брановицкий, И. О. Сазоненко, Ю. В. Максимович // Литье и металлургия. – 2015. – № 1(78). – С. 17–22.
6. Dallahre, S. Erosion resistance of arc-sprayed coatings to iron ore at 25 and 315° C / S. Dallahre, H. Levert, J. G. Legoux // Journal of thermal spray technology. – 2001. – Vol. 10. – № 2. – С. 337-350

УДК 621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-7-302-96-100

*О. Б. Крючков, П. И. Маленко, А. В. Ярда, И. А. Грачев***ВЛИЯНИЕ МАТЕРИАЛА И МАССЫ ХОЛОДНЫХ СЛИТКОВ
НА ПАРАМЕТРЫ ИХ НАГРЕВА ПОД КОВКУ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail:olegk@vstu.ru

Качественный нагрев холодных слитков под ковку должен включать несколько периодов нагрева в печи: начальный, который должен устранять возникновение недопустимо больших температурных напряжений в слитке в упругой области и тем самым предотвращать образование трещин; период нагрева, в котором используется максимальная мощность печи для быстрого нагрева поверхности металла до температурыковки; и период нагрева, в котором происходит выравнивание температуры по сечению слитка для снижения полосчатости структуры и анизотропии механических свойств ковкого металла. С этой целью в работе с использованием математического пакета MathConnex (часть MathCad Pro) приводится разработка шестиступенчатого температурного режима нагрева слитков массой 3; 13,3; 31,75; 79,19 и 170,6 т из стали 20Х20Н14С2, 30ХН3А и 20. В работе приведено исследование влияния массы слитка и его максимального диаметра под прибылью на температуру всада; влияние максимальной температуры печи на температурное поле в слитке перед томильной зоной, суммарное время нагрева и время в различных зонах печи, в том числе томильной, отвечающей за формирование необходимого перепада температуры (max 50 °С) по сечению слитка перед ковкой.

Ключевые слова: нагрев холодного слитка, ковка, напряжения, время нагрева, температурное поле

*О. В. Kryuchkov, P. I. Malenko, A. V. Yarda, I. A. Grachev***INFLUENCE OF THE MATERIAL AND MASS OF COLD INGOTS
ON PARAMETERS OF THEIR HEATING FOR FORGING****Volgograd State Technical University**

High-quality heating of cold ingots for forging should include several heating periods in the furnace: the initial one, which should eliminate the occurrence of unacceptably high temperature stresses in the ingot in the elastic region and thereby prevent the formation of cracks; a heating period in which the maximum furnace power is used to quickly heat the metal surface to the forging temperature; and a heating period in which the temperature is equalized along the cross-section of the ingot to reduce the banding structure and the anisotropy of the mechanical properties of the forged metal. To this end, using the MathConnex mathematical package (part of MathCad Pro), a six-stage temperature regime for heating ingots weighing 3; 13.3; 31.75; 79.19 and 170.6 tons made of steel 20X20H14X2, 30KHN3A and 20 is developed. The paper presents a study of the effect of the mass of the ingot and its maximum diameter under the profit on the temperature of the rider; the influence of the maximum furnace temperature on the temperature field in the ingot in front of the melting zone, the total heating time and the time in various zones of the furnace, including the melting zone, responsible for the formation of the required temperature range (max 50 °C) over the ingot section before forging.

Keywords: heating of a cold ingot, forging, stresses, heating time, temperature field

Режим нагрева стальных холодных слитков в камерных печах [1–6], в частности под ковку, включает наличие нескольких зон: начальной, в который нагрев должен проходить с невысокой скоростью с целью недопущения возникновения значительной разницы температуры между поверхностью и центром слитков, которая может способствовать появлению температурных напряжений и трещин в металле, особенно в слитках большой массы и низким коэффициентом теплопроводности; зоны печи, в которой происходит форсированный нагрев слитков до конечной температуры поверхности, при которой происходит обработка давлением; и томильной зоны печи, в которой достигается выравнивание температуры по сечению слитка перед пластической деформацией, которая должна быть < 50 °С [7]. Использование благопри-

ятного режима нагрева приводит к оптимизации времени нагрева садки, снижению энергетических затрат, повышению производительности печного агрегата, а также – снижению угара и обезуглероживания стальных слитков.

Авторы работ [8, 9] провели усовершенствование температурного режима нагрева холодных слитков в печи с выкатным подом с использованием вычислительной техники, а именно математического пакета MathConnex (часть MathCad Pro) с добавлением инструмента Excel.

Целью настоящей работы было исследование: влияния материала, массы слитка и его максимального диаметра под прибылью на начальную температуру печи (температуру «всада»); влияния максимальной температуры печи на температурное поле в слитке перед томильной зоной и время нагрева заготовок в различ-

ных зонах печи, в том числе томильной, отвечающей за формирование необходимого перепада температуры (max 50 °C) по сечению слитка перед ковкой.

Материалом для исследования служили слитки из стали 20Х20Н14С2, 30ХН3А и 20 мас-сой 3; 13,3; 31,75; 79,19 и 170, 6 т. Выбор исследуемых марок стали был вызван существенно отличающимися значениями теплопроводности и температуропроводности, оказывающими существенное влияние на температурное поле и время нагрева слитков.

В качестве методики исследования был использован математический пакет MathConnex (часть MathCad Pro) [11, 12], включающий блок Excel [10] для решения дифференциального уравнения теплопроводности в частных производных методом конечных разностей с использованием неявной разностной схемы. Расчеты допустимого перепада температуры в нагреваемом слитке в начале нагрева, когда металл находится в упругой области, рассчитывают [13, 14] по формуле (1)

$$\Delta t_{\text{доп}} = \frac{1,4 \cdot \sigma_{\text{в}}}{E \cdot \beta},$$

где $\Delta t_{\text{доп}}$ – допустимый перепад температуры в нагреваемом слитке, °C; $\sigma_{\text{в}}$ – предел прочности литого слитка, МПа; E – модуль упругости нагреваемого металла, МПа; β – коэффициент объ-

емного расширения нагреваемого металла, K⁻¹.

Расчеты действительного перепада температуры и температурного поля в исследуемых слитках перед ковкой определяли по методикам, приведенным в работах [15, 16] с использованием номограмм для поверхности и центра цилиндра. Исходными данными для решения поставленных задач были выбраны: внутренние размеры топливной печи с выкатным подом и размеры исследуемых слитков; температуры печи и поверхности слитка для разных периодов нагрева; состав печной атмосферы в топливной печи; степень черноты нагреваемого металла и футеровки печи; а также – модули упругости, коэффициенты объемного расширения и временные сопротивления разрыву для стали 20Х20Н14С2, 30ХН3А и 20.

Исследуемый режим нагрева слитков представлен на рис. 1, который включает: начальный период с временем (τ_0), при котором металл загружается в печь с постоянной температурой (t_{n0}); времени нагрева слитка ($\tau_1, \tau_2, \tau_3, \tau_4$), в течение которого поверхность металла достигает температурыковки при соответствующих температурах печи ($t_{n1cp}, t_{n2cp}, t_{n3cp}, t_{n4cp}$); времени томления ($\tau_{\text{том}}$), при котором перепад температуры в слитке перед ковкой снижается до необходимого (50 °C) при температуре печи ($t_{\text{том}}$).

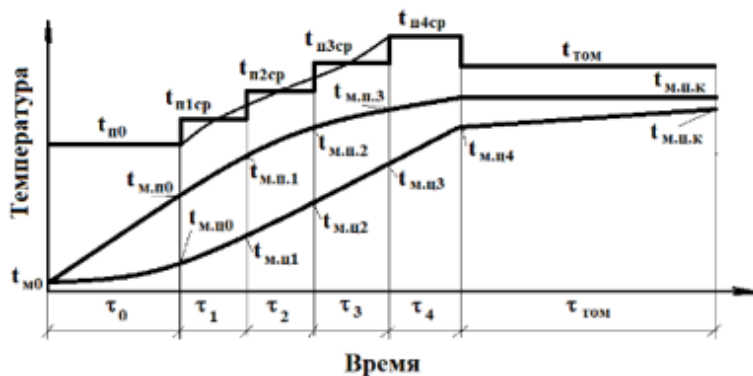


Рис. 1. Режим нагрева исследуемых слитков в топливной камерной печи

С использованием математического пакета MathConnex (часть MathCad Pro) [10–12] была разработана блок-схема, приведенная на рис. 2, которая включает блок с исходными данными (Исх.-дан); блоки (0-0; 1-1; 2-2; 3-3; 4-4), в которых происходит расчет теплотехнических параметров металла (толщины нагреваемого слоя, теплоемкости, теплопроводности, плотности, суммарного коэффициента теплоотдачи,

времени нагрева), а также – расчетные блоки (0; 1; 2; 3; 4) – для определения температурного поля в исследуемых слитках.

Стрелки на блок-схеме указывают направление перемещения исходных и расчетных данных между блоками, а цифровые данные – параметры, рассчитанные в соответствующих блоках. На рис. 3 представлен блок для расчета температурного поля в исследуемых слитках.

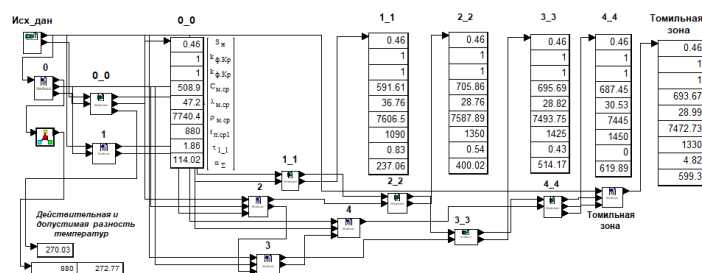


Рис. 2. Блок-схема для расчета теплотехнических параметров нагреваемого металла, времени его нагрева и температурного поля

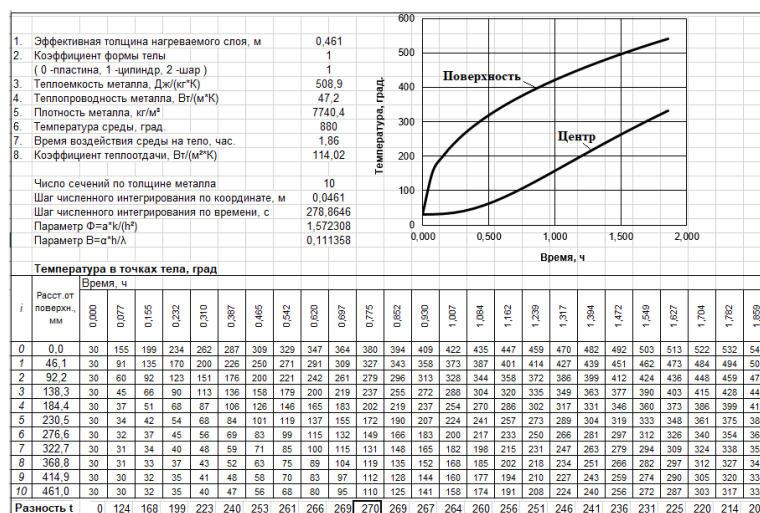


Рис. 3. Блок для расчета температурного поля для исследуемых слитков

В таблице для слитков различной массы из стали 20Х20Н14С2 с использованием рис. 1–3 приведены данные о температурах «всада», при которых происходит загрузка слитков различной массы в разогретую печь (0-0) и время его нагрева; температуры печи в каждом интервале нагрева и время нагрева слитков; температуры поверхности и центра в начале томильной зоны и суммарное время нагрева слитков.

Из рис. 4 следует, что с повышением масс и максимальных диаметров слитков температура, при которой слитки должны загружаться в печь (температура «всада») снижается. Высокие значения достоверности аппроксимации для масс слитков – 0,9886 и max диаметров – 0,9772 говорят о достаточно точном описании полученных уравнений в результате моделирования нагрева.

Результаты расчета параметров слитков различной массы из стали 20Х20Н14С2

Масса слитка, т	Температура (0-0) «всада», °С/ч	1 интервал (1-1), температура/время, °С/ч	2 интервал (2-2), температура/время, °С/ч	3 интервал (3-3), температура/время, °С/ч	4 интервал (4-4), температура/время, °С/ч	Томильная зона, температура/время, °С/ч	Температура поверхности и центра в начале томильной зоны, °С	Время нагрева суммарное, ч
3	725/2	791/1	922/1	1083/1	1250/1,24	1220/0,74	1170/1010	6,95
		797/1	941/1	1114/1	1300/0,16	1220/0,797	1170/983	5,95
		803/1	959/1	1146/1	1350/0,09	1220/0,75	1170/994	5,84
		809/1	978/1	1177/1	1400/0,05	1220/0,7	1170/1012	5,75
		816/1	997/1	1208/1	1450/0,02	—	1170/1030	5,02
		822/1	1016/1	1239/0,917	—	—	1170/	4,917
13,3	595/2	677/2	841/2	1034/2	1250/1,36	1220/2,62	1170/925	11,98
		683/2	859/2	1066/2	1300/0,58	1220/2,98	1170/842	11,56
		689/2	878/2	1097/2	1350/0,25	1220/3,05	1170/822	11,30
		696/2	897/2	1128/2	1400/0,12	1220/3,03	1170/827	11,15
		762/2	916/2	1159/2	1450/0,08	1220/2,97	1170/844	11,05
		708/2	934/2	1191/2	1500/0,05	1220/2,9	1170/862	10,95

Окончание таблицы

Масса слитка, т	Температура (0-0) «всада»/ время, °C/ч	1 интервал (1-1), температура/время, °C/ч	2 интервал (2-2), температура/время, °C/ч	3 интервал (3-3), температура/время, °C/ч	4 интервал (4-4), температура/время, °C/ч	Томильная зона, температура/ время, °C/ч	Температура поверхности и центра в начале томильной зоны, °C	Время нагрева суммарное, ч
31,75	545/2	639/2,5	828/2,5	1047/2,5	1300/1,49	1220/5,9	1170/739	16,89
		646/2,5	847/2,5	1078/2,5	1350/0,74	1220/6,18	1170/674	16,42
		652/2,5	866/2,5	1109/2,5	1400/0,36	1220/6,26	1170/650	16,12
		658/2,5	884/2,5	1141/2,5	1450/0,17	1220/6,27	1170/646	15,94
		664/2,5	903/2,5	1172/2,5	1500/0,1	1220/6,24	1170/656	15,84
79,19	4302	539/3	756/3	1004/3	1300/1,49	1220/11,98	1170	24,47
		545/3	775/3	1035/3	1350/0,69	1220/12,2	1170/453	23,89
		551/3	794/3	1066/3	1400/0,31	1220/12,26	1170/440	23,57
		558/3	813/3	1098/3	1450/0,12	1220/12,3	1170/430	23,42
		564/3	831/3	1129/3	1500/0,1	1220/12,26	1170/439	23,70
170,6	410/2	521/3	744/3	996/3	1300/4,42	1220/22,96	1170/320	36,38
		528/3	763/3	1028/3	1350/1,07	1220/24,22	1170/247	36,29
		534/3	781/3	1059/3	1400/0,47	1220/24,7	1170/220	36,17
		540/3	800/3	1090/3	1450/0,1	1220/24,9	1170/200	36,00
		546/3	819/3	1121/3	1500/0,07	1220/24,92	1170/208	35,99

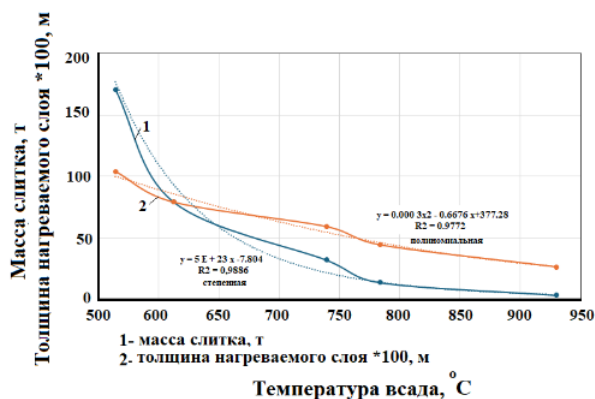


Рис. 4. Влияние массы и толщины нагреваемого слоя слитков из стали 20Х20Н14С на температуру «всада»

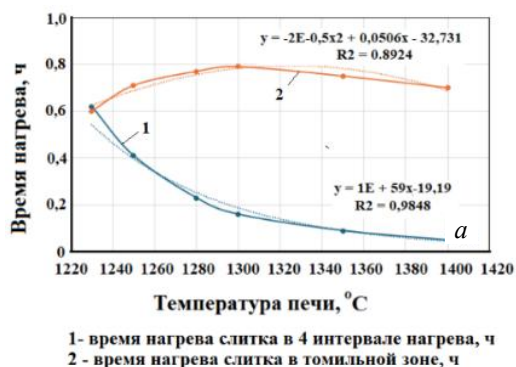
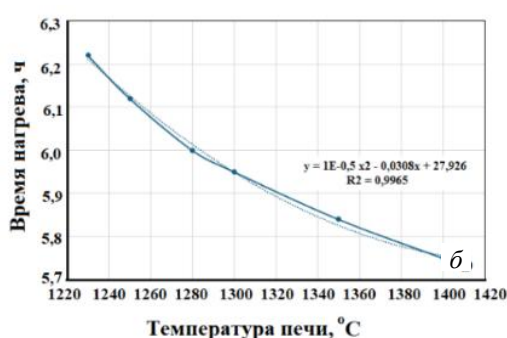


Рис. 5. Влияние максимальной температуры печи на время нагрева слитка массой 3 т из стали 20Х20Н14С2 перед томильной зоной и суммарное время



На рис. 6 показано влияние коэффициента температуропроводности сталей различных марок и масс на температуру «всада»: более высокие значения коэффициента теплопроводности, являющегося комплексным показателем,

учитывающим коэффициент теплопроводности (λ_m), теплоемкость (C_m) и плотность (ρ_m) металла ($a_m = \lambda_m / (C_m \cdot \rho_m)$), способствуют возрастанию температуры «всада» соответственно для сталей марок 20Х20Н14С2, 30ХН3А и 20.

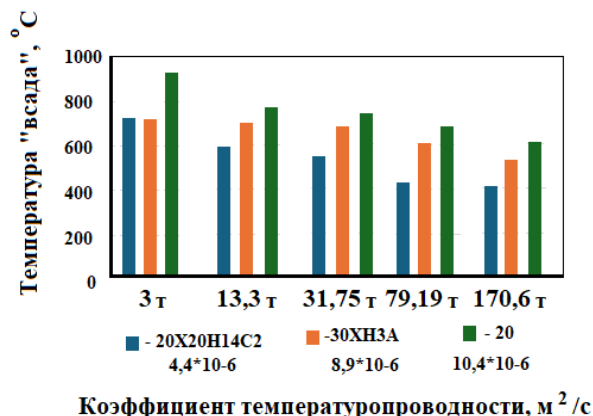


Рис. 6. Влияние коэффициента температуропроводности на температуру «всада» слитков различного развеса и марок стали

Выводы

На основании разработанного рационального режима нагрева холодных слитков различной массы и марок стали с использованием математического пакета MathConnex (часть MathCad Pro) установлено: с повышением масс и максимальных диаметров слитков температура, при которой слитки должны загружаться в печь (температура «всада»), снижается; с увеличением тах температуры печи время томления металла возрастает, а время нагрева слитка до томильной зоны снижается, что способствует снижению суммарного времени нагрева слитков; стали с более высокими значениями коэффициента температуропроводности, являющегося комплексным показателем, учитывающим коэффициент теплопроводности (λ_m), теплоемкость (C_m) и плотность (ρ_m) металла, имеют более высокую температуру «всада» соответственно для сталей марок 20, 30XНЗА и 20X20H14C2; использование предложенного режима нагрева холодных слитков способствует получению годной заготовки без трещин, оптимизации времени нагрева слитков, снижению расхода топлива, повышению производительности печи, снижению угара металла и полосчатости структуры ковальной заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панферов, В. И. Об экономичном управлении нагревом металла в промышленных печах / В. И. Панферов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Компьютерные технологии, управление, радиоэлектроника». – 2018. – Т. 18, № 2. – С. 71–80.
2. Парсункин, Б. Н. Оптимальные топливосберегающие режимы нагрева непрерывнолитых заготовок в методических печах / Б. Н. Парсункин, С. М. Андреев, Д. Ю. Жадинский, А. У. Ахметова // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. – 2015. – № 3. – С. 89–96.
3. Панферов, В. И. К решению задачи об управляемости нагрева металла в промышленных печах / В. И. Панферов, С. В. Панферов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2019. – Т. 19, № 2. – С. 79–85.
4. Андреев, С. М. Прогнозирование времени нагрева заготовок в условиях нестационарного режима работы методических печей / С. М. Андреев // Электротехнические системы и комплексы. – 2017. – № 3(36). – С. 35–40.
5. Смирнова, Д. А. Режимы охлаждения, термостатирования нагрева слывов на линии «машина непрерывного литья заготовок-термостат-нагревательная печь» / Д. А. Смирнова, С. В. Обушенко // Вестник науки и образования. – 2019. – № 3(57). – Часть 1. – С. 15–19.
6. Lee D. E., Kim M. Y. Optimum residence time for steel productively and energy saving in a hot rolled reheating furnace // Journal of Mechanical Science and Technology, vol. 27, is. 9, pp. 2869–2877 (2013).
7. Семенов, Е. И. Ковка и штамповка : справочник. В 4 т. / Е. И. Семенов ; под ред. д-ра тех. наук Д. Р. Матвеева. – Москва, 1985.
8. Крючков, О. Б. Выбор рационального режима нагрева крупных холодных слитков под обработку металлов давлением с использованием компьютерного моделирования / О. Б. Крючков, П. И. Маленко, Л. Г. Саранин, А. Е. Болдырев. Черные металлы (Chernye Metally). – 2023. – № 6. – С. 17–23.
9. Крючков, О. Б. Расчет температурного напора в томильной зоне топливной печи при нагреве холодных слитков под ковку / О. Б. Крючков, П. И. Маленко // Черные металлы (Chernye Metally). – 2024. – № 11. – С. 74–80. – DOI: 10.17580/chm.2024.11.13
10. Крючков, О. Б. Влияние расположения заготовок в камерных печах на время их нагрева и перепад температуры по сечению при холодном и горячем посяде / О. Б. Крючков, А. В. Крохалев, А. А. Белов, П. И. Маленко // Черные металлы. – 2021. – № 6. – С. 20–26.
11. Крючков, О. Б. Использование математического пакета MathConnex для теплотехнического расчета нагревательных печей / О. Б. Крючков, Н. И. Габельченко, П. И. Маленко, Л. Г. Саранин // Черные металлы. – 2019. – № 12. – С. 52–60.
12. Моделирование и теплотехнические расчеты процессов в нагревательных и термических печах [Электронный ресурс]: учеб. пособие. Ч. 2: Использование вычислительной техники для расчета времени нагрева металлических изделий / О. Б. Крючков, В. М. Волчков, А. В. Крохалев; ВолгГТУ. – Изд. 2-е, стер. – Волгоград: ВолгГТУ, 2017. – 184 с. – ISBN 978-5-9948-2434-4.
13. Кривандин, В. А. Металлургические печи / В. А. Кривандин, Б. Л. Марков. – М. : Металлургия, 1977. – 464 с.
14. Мاستрюков, Б. С. Теория, конструкция и расчеты металлургических печей. В 2 т. Т. 2. Расчеты металлургических печей / Б. С. Мастрюков. – М. : Металлургия, 1986. – 376 с.
15. Cinnarizine, A. A mixed variational method for linear coupled thermoelastic analysis / A. Cannarozzi, F. Ubertini // International Journal of Solids and Structures. 2001. № 38. P. 717 – 739.
16. Bathe, K. J. The inf-sup condition and its evaluation for mixed finite element methods / K.J. Bathe // Computers & Structures. 79. 2001. P. 243 – 252.
17. Металлургическая теплотехника : учеб. для студ. металлург. спец. вузов. Т. 1: Теоретические основы / под ред. В. А. Кривандина. – М. : Металлургия, 1986. – 422 с.
18. Металлургическая теплотехника : учеб. для студ. металлург. спец. вузов. Т. 2: Конструкция и работа печей / под ред. В. А. Кривандина. – М. : Металлургия, 1986. – 590 с.

Ответственный за выпуск
Наталья Ильинична **ГАБЕЛЬЧЕНКО**

Оригинал-макет и электронная версия издания
подготовлены редакционно-издательским отделом
Издательства ВолгГТУ

Корректурa **Н. Н. Кваши**
Компьютерная верстка: **Е. В. Макарова**

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Учредитель:
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолгГТУ)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: ianovakov@vstu.ru

Темплан 2025 г. Поз. № 9ж. Дата выхода в свет 08.07.2025 г. Формат 60 x 84 1/8. Бумага офсетная. Гарнитура Times.
Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,39. Уч.-изд. л. 11,02. Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 287.

Отпечатано в типографии Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.