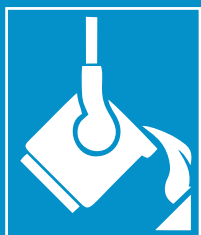


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия

Металлургия

16+

№ 7 (278)

2023

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

Редакционная коллегия:

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

Серия
«МЕТАЛЛУРГИЯ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Кидалов Н. А.,
д.т.н., проф.

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

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

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

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

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

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Матлин М. М., д.т.н., проф.

Гуревич Л. М., д.т.н., доц.

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

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

Тел.: 8(8442) 24-80-91

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.
Индекс журнала
по 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 (278)
Июль
2023

УЧРЕДИТЕЛЬ

**ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»**

Адрес редакции:

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

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

Editorial board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

SERIES
«METALLURGY»

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

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

Editorial board:

Chairman

Kidalov N. A.,

D. Sc. (Engineering), Prof.

Lysak V. I., Academician of RAS,

Honored Scientist of the Russian

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

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

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

Honored Scientist of the Russian

Federation, Prof., (Don State

Technical University, Rostov-on-Don)

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

Mathematical Sciences (Institute

of Metal Physics, Ural Division

of RAS Ekaterinburg, Russia)

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

Prof. (Novosibirsk State Technical

University)

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

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

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

Prof.

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

Associate Prof.

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

Prof. Chief research worker

(RAS Institute of Metallurgy

and Material Science named after

A. A. Baykov)

Gabelchenko N. I., Cand. Sc.

(Engineering), Associate Prof.

(executive secretary)

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 (278)

July

2023

FOUNDER

FSBEI of Higher Education

“Volgograd State Technical University”

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

E-mail: president@vstu.ru

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

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

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

Volgograd State Technical University

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

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

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

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агеев Е. В. 30
Агеева А. Е. 35
Агеева Е. В. 47
Адамова А. С. 42
Астахов Ф. Л. 55
Аушев В. В. 55
Афонин Д. С. 72
Безмогорычный М. Д. 42
Белов А. А. 83
Бескровный Р. А. 14
Бондарева О. П. 14, 24, 52, 60
Бондаренко Л. В. 46
Бурлаков Н. А. 72
Габельченко Н. И. 55, 69, 89
Гаманюк С. Б. 72
Гоник И. Л. 14, 52
Гребнев Д. Ю. 69, 79
Гребнев Ю. В. 69, 79
Гулевский В. А. 83, 96
Гуревич Л. М. 18
Даненко В. Ф. 18
Джумагалиев Р. А. 55
Ефимов М. В. 55
Жаркова В. Ф. 69, 79
Зюбан Н. А. 28, 65, 72
Карпова Е. Ю. 55, 89
Кидалов Н. А. 42, 83, 96
Кириличев М. В. 65, 72
Киселев К. С. 79
Киселев П. Д. 69
Королев М. С. 47
Косова Е. А. 65
Крохалев А. В. 7
Кругляков О. В. 30, 35
Крючков В. В. 89
Крючков О. Б. 24, 60
Кузьмин С. В. 7
Леушин И. О. 39
Лысак В. И. 7
Магамаев Р. Р. 18
Машенцев И. Д. 42
Мирошкин Н. Ю. 83, 96
Млинский С. С. 69
Молоканова Я. Ю. 28, 65
Никитин М. С. 65
Новиков Е. П. 35
Нургалиев К. К. 83
Павлов Е. И. 60
Переверзев А. С. 47
Петренко О. А. 52
Поданов В. О. 30
Ракитин С. Р. 39
Руцкий Д. В. 28, 65, 72
Саяпин А. С. 52
Седов Д. Э. 14, 24, 60
Седов Э. В. 14, 24, 52, 60
Титов А. В. 39
Тужиков О. О. 7
Фомиченко М. Ю. 79
Харламов В. О. 7
Хе Д. Е. 60
Цурихин С. Н. 83, 96
Цюцюра В. Ю. 18
Черников Д. Р. 7
Шелухина Ю. М. 28
Шишкин Д. А. 24
Шуклин А. А. 65

СОДЕРЖАНИЕ

Часть I. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Крохалев А. В., Черников Д. Р., Харламов В. О., Тужиков О. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i>	
Анализ влияния фазового состава материалов системы «титан-железо» на водородную емкость при первичном гидрировании.....	7
<i>Бондарева О. П., Седов Э. В., Гоник И. Л., Седов Д. Э., Бескровный Р. А.</i>	
Влияние термического цикла сварки на структуру и свойства феррито-аустенитных сталей 08Х22Н6Т и 08Х18Г8Н2Т.....	14
<i>Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., Цюцюра В. Ю., Магамаев Р. Р.</i>	
О построении диаграммы пластичности углеродистой стали различной структуры.....	18
<i>Седов Э. В., Бондарева О. П., Седов Д. Э., Крючков О. Б., Шишкин Д. А.</i>	
Исследование влияния взрывной обработки полимера на прочностные характеристики получаемых железисто-титановых композиционных материалов.....	24
<i>Шелухина Ю. М., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Молоканова Я. Ю.</i>	
Влияние смещения внеосевой ликвационной неоднородности на механические свойства крупногабаритных изделий из легированной конструкционной стали.....	28
<i>Агеев Е. В., Кругляков О. В., Поданов В. О.</i>	
Исследование микротвердости и износостойкости жаропрочных сплавов, полученных искровым плазменным спеканием электроэрозионных порошков сплава ЖС6У.....	30
<i>Новиков Е. П., Кругляков О. В., Агеева А. Е.</i>	
Твердость и прочность спеченного электрокорунда из электроэрозионных порошков.....	35

Часть II. ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

<i>Леушин И. О., Титов А. В., Ракитин С. Р.</i>	
Исследования остаточной прочности жидкостекольных стержневых смесей с добавкой измельченных отходов силоксановых резин.....	39
<i>Кидалов Н. А., Адамова А. С., Машенцев И. Д., Безмогорычный М. Д.</i>	
Определение активной глины в составе формовочной смеси.....	42
<i>Агеева Е. В., Королев М. С., Переверзев А. С.</i>	
Оптимизация процесса получения свинцово-сурьмянистых сплавов из электроэрозионной шихты, полученной из отходов сплава ССуЗ.....	47
<i>Гоник И. Л., Бондарева О. П., Седов Э. В., Саяпин А. С., Петренко О. А.</i>	
О применении замасленной окалины в составе окалиноуглеродного брикетированного шихтового материала.....	52
<i>Габельченко Н. И., Карпова Е. Ю., Аушев В. В., Астахов Ф. Л., Ефимов М. В., Джумагалиев Р. А.</i>	
Повышение качества чугунных отливок путем микролегирования медью....	55
<i>Крючков О. Б., Павлов Е. И., Хе Д. Е., Седов Э. В., Бондарева О. П., Седов Д. Э.</i>	
Исследование возможности снижения окисления стоп листов при нагреве под термообработку за счет нанесения защитных покрытий.....	60
<i>Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В., Никитин М. С., Шуклин А. А., Молоканова Я. Ю., Косова Е. А.</i>	
Особенности строения непрерывнолитой заготовки из стали марки С45Е....	65

<i>Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Гребнев Д. Ю., Габельченко Н. И., Киселев П. Д., Млинский С. С.</i>	
Выплавка высококачественного чугуна в электродуговой печи с кислой футеровкой.....	69
<i>Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В., Афонин Д. С., Бурлаков Н. А.</i>	
Исследование влияния скорости и способа разливки расплава на развитие осевой зоны в модельных слитках.....	72
<i>Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Фомиченко М. Ю., Гребнев Д. Ю., Киселев К. С.</i>	
Разработка мероприятий по снижению дефектов в отливке «Радиатор отопления».....	79
<i>Мирошкин Н. Ю., Гулевский В. А., Белов А. А., Цурихин С. Н., Кидалов Н. А., Нургалиев К. К.</i>	
Разработка литейной технологии получения пористого композиционного материала на основе алюминия.....	83
 Часть III. ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ	
<i>Карпова Е. Ю., Габельченко Н. И., Крючков В. В.</i>	
Разработка технологии проверки технологической точности автоматической литейной линии.....	89
<i>Цурихин С. Н., Гулевский В. А., Мирошкин Н. Ю., Кидалов Н. А., Бондаренко Л. В.</i>	
Корреляционная зависимость влияния структуры и формы включений графита чугуна сталеразливочных изложниц на их стойкость.....	96

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 546.3-19'72'821'11'171.1
DOI: 10.35211/1990-5297-2023-7-278-7-13

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

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ «ТИТАН-ЖЕЛЕЗО» НА ВОДОРОДНУЮ ЕМКОСТЬ ПРИ ПЕРВИЧНОМ ГИДРИРОВАНИИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

Рассмотрены водородсорбционные свойства фаз в материалах системы Ti-Fe. Показано, что увеличение содержания в их структуре β -Ti и Ti_2Fe сопровождается существенным увеличением поглощения водорода при первичном гидрировании. С применением методов математической обработки данных, базирующихся на использовании классического уравнения Авраами – Ерофеева, выявлено, что насыщения водородом рассматриваемых материалов начинается с образования твердых растворов водорода в исходных фазах материала и по истечению латентного периода продолжается с формированием гидридных фаз.

Ключевые слова: железо, титан, водород-аккумулирующий интерметаллид, фазовый состав, водородная емкость при первичном гидрировании.

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

ANALYSIS OF THE EFFECT OF THE PHASE COMPOSITION OF MATERIALS IN THE TITANIUM-IRON SYSTEM ON THE HYDROGEN CAPACITY DURING PRIMARY HYDROGENATION

Volgograd State Technical University

The hydrogen adsorption properties of the phases in the materials of the Ti-Fe system have been considered. It has been shown that an increase in the content of β -Ti and Ti_2Fe in their structure is accompanied by a significant increase in hydrogen absorption during primary hydrogenation. The methods of mathematical data processing based on the classical Avraham-Yerofeev equation allowed us to reveal that hydrogen saturation of the materials under consideration starts from formation of hydrogen solid solutions in the initial material phases and continues with formation of the hydride phases after the latent period.

Keywords: iron, titanium, hydrogen-accumulating intermetallide, phase composition, hydrogen capacity during primary hydrogenation.

В настоящее время водород принято рассматривать как источник экологически чистой энергии. Среди различных методов его хранения наибольший интерес представляют собой сплавы на основе интерметаллидов, способные хранить водород с высокой объемной плотностью при относительно низком давлении. В частности, сплав на основе TiFe – интерметаллического соединения типа АВ – считается одним из наиболее перспективных материалов для коммерциализации благодаря как низкой стоимости сырья, так и высокой способности аккумулировать водород [1].

Сплав-аккумулятор водорода на основе TiFe имеет естественные оксидные пленки, которые, как известно, предотвращают поглощение водорода. Для запуска начального поглощения водорода необходимо применять процесс термической активации [2]. Данный процесс заключается в отжиге, проводимом в высоком вакууме или атмосфере водорода, и помогает удалить оксидную пленку и обеспечить возможность начала абсорбции водорода.

Проблема активации может быть решена также путем добавления к TiFe небольшого избытка Ti [3] или его легирования такими эле-

ментами, как Cr, Mn, V, Y и Zr [4]. При этом в ряде случаев в структуре появляются β -Ti (часто называемый ВСС фазой или Ti_4Fe) и метастабильная фаза Ti_2Fe (которую иногда идентифицируют как Ti_4Fe_2O), которые действуют как своего рода «ворота» для водорода в фазу TiFe и снижают ее чувствительность к воздуху [5–7]. Кроме устранения необходимости активации в ряде работ [3; 4; 8–10] отмечается увеличение водородной емкости полученных материалов при первичном гидрировании (табл. 1), что свидетельствует о поглощении водорода не только основной фазой материала TiFe, но и вторичными – β -Ti и Ti_2Fe .

Для определения растворимости водорода в каждой из присутствующих в структуре мате-

риалов фаз был использован регрессионный анализ. Основываясь на аддитивности общего содержания водорода в материале после первичного гидрирования, по приведенным в табл. 1 данным строилось линейное уравнение регрессии без свободного члена. Для выявления статистически незначимых коэффициентов регрессии и исключения их из модели применялась стандартная процедура последовательного исключения (backward selection), в которой в качестве порогового принималось значение F-критерия, равное 4,0. Расчеты проводились с использованием статистического пакета STATGRAPHICS Centurion 19. Пороговое значение доверительной вероятности составляло 0,95.

Таблица 1

Составы, методы получения и водородная емкость материалов на основе TiFe, не требующих активации

Состав	Способ получения	Наличие фаз	Водородная емкость при первичном гидрировании	Ссылка
$Ti_{1,2}Fe_{0,8}$	Дуговая плавка Гомогенизационный отжиг 1473 К –10 ч	TiFe (80 мас.%) Ti_2Fe (4 мас.%) Ti_4Fe (ОЦК) (16 мас.%)	2 мас.% H 20 ч 20 бар при 25 °С	[8]
TiFe+2 мас.% Mn +4 мас.% Zr	Индукционная плавка Без термической обработки	TiFe (70 мас. %) Ti_2Fe (28 мас. %) Ti (2 мас. %)	2 мас.% H ~10 ч 2 МПа при 25 °С	[9]
TiFe _{0,9}	Индукционная плавка Отжиг 1273 К –168 ч Закалка в воде	TiFe (91 мас.%) β -Ti (5 мас.%) Ti_4Fe_2O (4 мас.%)	1,66 мас.% H ~10 ч 2,5 МПа при 25 °С	[10]
TiFe _{0,85} Mn _{0,05}		TiFe (94,8 мас.%) β -Ti (2,8 мас.%) Ti_4Fe_2O (2,4 мас.%)	1,73 мас.% H ~ 7 ч 2,5 МПа при 25 °С	
TiFe _{0,80} Mn _{0,05}		TiFe (93,1 мас.%) β -Ti (5,8 мас.%) Ti_4Fe_2O (1,1 мас.%)	1,55 мас.% H ~6 ч 2,5 МПа при 25 °С	
TiFe _{0,80} Mn _{0,10}		TiFe (97 мас.%) β -Ti (1,7 мас.%) Ti_2Fe (1,3 мас.%)	1,68 мас.% H 2,5 МПа при 25 °С	[3]
$Ti_{1,1}Fe_{0,9} + 4$ мас.% Zr	Дуговая плавка Без термической обработки	TiFe (68 мас.%) Ti_2Fe (28 мас.%) BCC (4 мас.%)	2,1 мас.% H 2 ч 2 МПа при 25 °С	[4]
$Ti_{1,15}Fe_{0,85} + 4$ мас.% Zr		TiFe (65 мас.%) Ti_2Fe (25 мас.%) BCC (10 мас.%)	2,25 мас.% H 2 ч 2 МПа при 25 °С	
$Ti_{1,2}Fe_{0,8} + 4$ мас.% Zr		TiFe (57 мас.%) Ti_2Fe (19 мас.%) BCC (24 мас.%)	2,4 мас.% H 2 ч 2 МПа при 25 °С	

В результате расчетов было получено уравнение регрессии, включающее в себя все три рассматриваемые переменные и объясняющее

99,8685 % изменчивости приведенных в табл. 1 данных:

$$H = 1,53699 * \frac{[TiFe]_m}{100} + 3,21251 * \frac{[Ti_2Fe]_m}{100} + 3,84707 * \frac{[Ti_4Fe]_m}{100}, \quad (1)$$

где H – водородная емкость материала, мас.%; $[TiFe]_m$, $[Ti_2Fe]_m$ и $[Ti_4Fe]_m$ – содержание в его составе фаз $TiFe$, Ti_2Fe и $\beta-Ti$ соответственно, мас.%.
Сопоставление результатов расчета по урав-

нению (1) с экспериментальными данными (рис. 1) подтверждает возможность его использования для прогноза значений водородной емкости при первичном гидрировании материалов системы $Ti-Fe$ с различным фазовым составом.

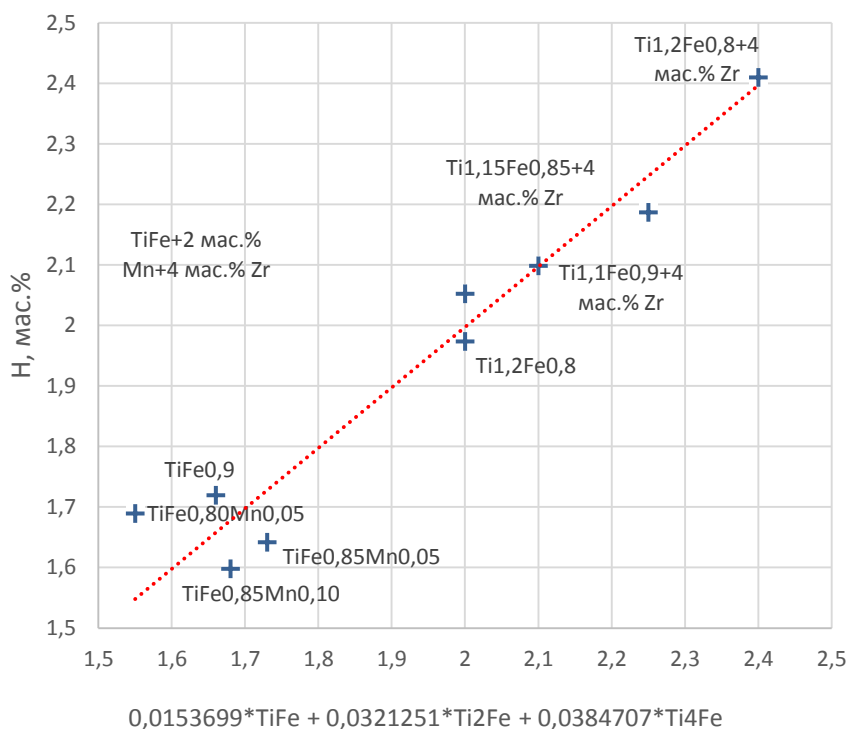


Рис. 1. Сопоставление экспериментальных значений поглощения водорода при первичном гидрировании (H) с их расчетными значениями

Из уравнения (1) следует, что для трехфазных материалов системы $Ti-Fe$ водородная емкость $TiFe$ равна 1,54 мас.% (что близко к экспериментально определенной емкости гидрида $TiFeH$ 1,7–1,85 мас.% [9]); емкость $\beta-Ti$ равна 3,85 мас.% (что соответствует емкости гидрида Ti_4FeH_8 3,7 мас.% [8]), а емкость Ti_2Fe достигает 3,21 мас.% (что несколько превышает теоретические оценки – образование гидрида $Ti_2FeH_{4,75}$ с 3,09 мас.% H [8]). Интересно отметить, что в присутствии вторичных фаз – $\beta-Ti$

и Ti_2Fe – основная фаза $TiFe$ гидрида $TiFeH_2$ с максимальной водородной емкостью 1,8–1,98 мас.% [9], по-видимому, не образуется.

Используя сведения о плотности каждой из фаз в структуре приведенных в табл. 1 материалов ($\rho_{TiFe}=6,6$ г/см³, $\rho_{Ti_2Fe}=5,7$ г/см³ и $\rho_{Ti_4Fe}=5,2$ г/см³ [8]), можно вычислить их объемное содержание и построить уравнение регрессии, позволяющее оценить объемную водородную емкость фазовых составляющих:

$$H' = 101,597 * \frac{[TiFe]_v}{100} + 182,958 * \frac{[Ti_2Fe]_v}{100} + 199,51 * \frac{[Ti_4Fe]_v}{100}, \quad (2)$$

где H' – водородная емкость материала, кг/м³; $[TiFe]_v$, $[Ti_2Fe]_v$ и $[Ti_4Fe]_v$ – содержание в его составе фаз $TiFe$, Ti_2Fe и $\beta-Ti$ соответственно, об.%.

Уравнение (2) имеет такие же аппроксимирующие свойства, как и уравнение (1) (охватывает 99,8609 % изменчивости приведенных в табл. 1 данных), но более удобно для практического использования, так как для определе-

ния содержания каждой из фаз не требует достаточно сложного и зачастую неоднозначного кристаллографического анализа рентгеновских дифрактограмм исследуемых материалов, а позволяет ограничиться простыми методами количественной металлографии.

Анализ полученных уравнений дает возможность сделать однозначное заключение, что

наиболее перспективным путем увеличения водородной емкости материалов системы Ti-Fe при первичном гидрировании является использование существенного избытка Ti по сравнению со стехиометрическим значением (50 ат.%), что приведет к появлению в структуре вторичных фаз – β -Ti и Ti_2Fe , – водородная емкость которых является существенно более высокой, чем водородная емкость основной фазы TiFe.

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. Режим прессования обеспечивал уплотнение исходной порошковой смеси до практически беспористого состояния. Реакционное спекание проводилось в заваренной стальной ампуле с засыпкой порошка титана. При этом исходные компоненты прессовок прореагировали друг с другом, в результате чего спеченные материалы имели структуру (рис. 2), состоящую из интерметаллидов TiFe и Ti_2Fe с незначительным количеством β -Ti.

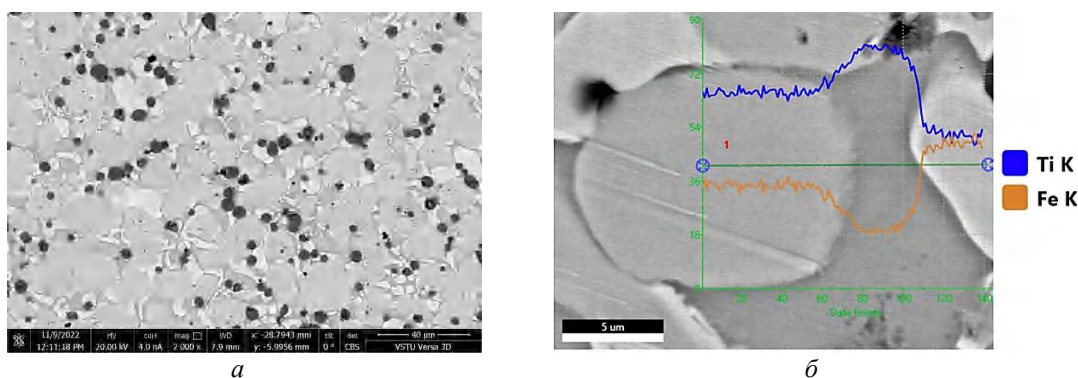


Рис. 2. Структура (а) и распределение элементов между фазами (б) материалов системы Ti-Fe, полученных при помощи взрывного прессования и реакционного спекания

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

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

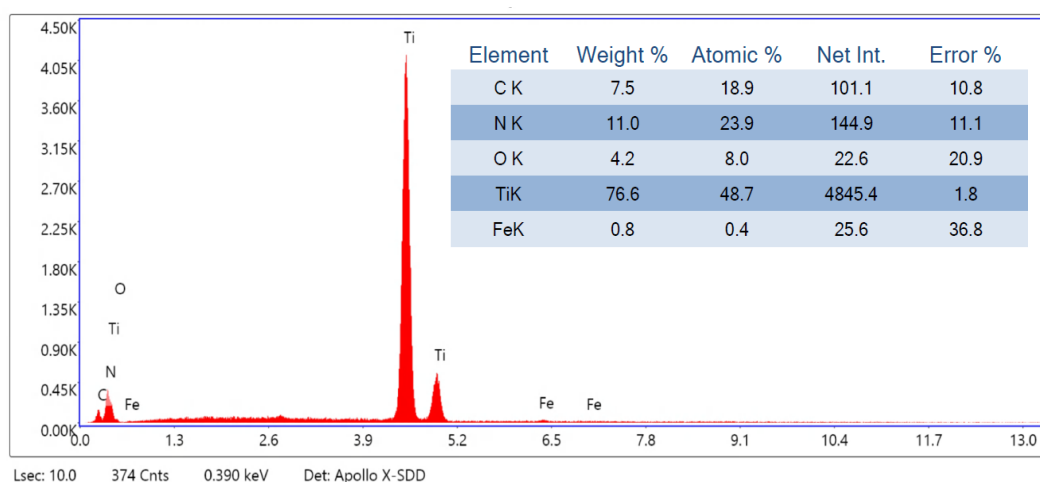


Рис. 3. Состав оксикарбонитридной фазы материала, полученного в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe

Количественное содержание фаз в структуре исследованных материалов приведено на рис. 4. Представленные на нем данные показы-

вают, что с увеличением содержания титана в прессовках количество интерметаллидной фазы TiFe в их структуре уменьшается, а содер-

жание интерметаллида Ti_2Fe 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 [11]. Гидрирование проводили при температуре 20 °С и атмосферном давлении. Измерения осуществляли в трехэлектродной ячейке с 9 М водным раствором KOH в качестве электролита, $Ni(OH)_2/NiOOH$ -противоэлектродом и Hg/HgO-электродом сравнения на потенциостате Electrochemical Instruments P-40X. Потенциал насыщения устанавливался

максимально возможным в пределах ограниченный, 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. Полученные хроноамперометрические кривые пересчитывались в количественное содержание водорода с использованием постоянной Фарадея по обычной методике [11] с отнесением результата к площади поверхности насыщения.

Проведение опытов показало, что кривые кинетики поглощения водорода в общем случае имеют четкую тенденцию к затуханию скорости процесса (рис. 5).

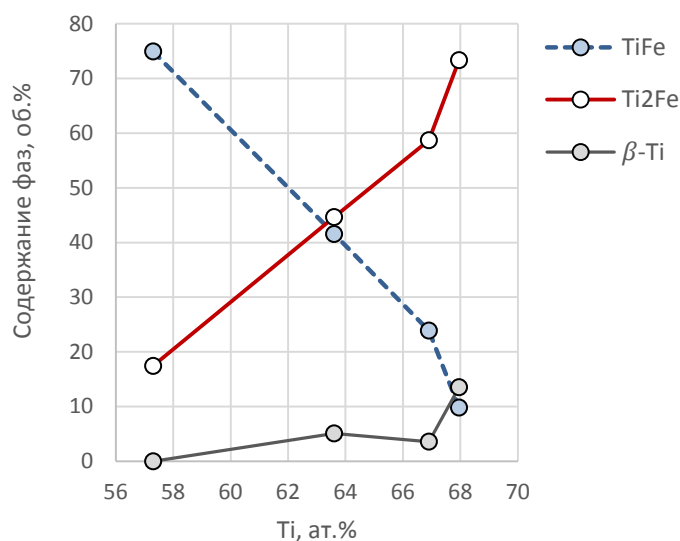


Рис. 4. Влияние содержания Ti на фазовый состав материалов, полученных в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe

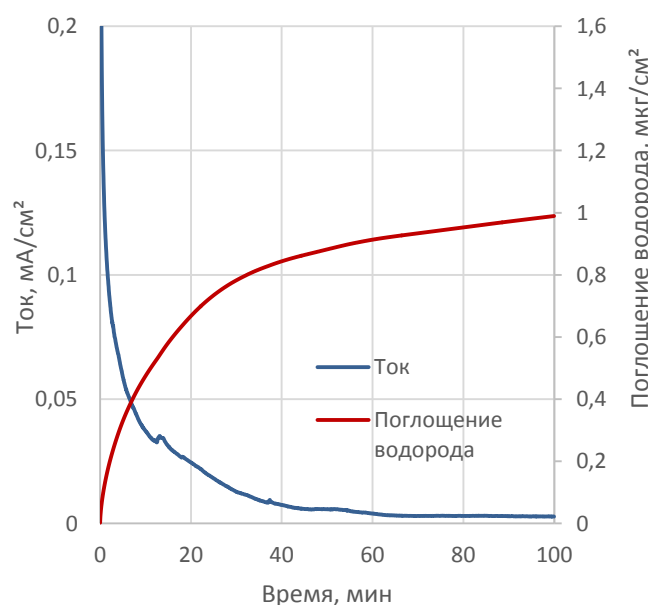


Рис. 5. Зависимость тока и количества поглощенного водорода от продолжительности гидрирования материала с 57 ат.% Ti

Для ее количественного описания и определения максимальных значений поглощения водорода (соответствующих бесконечно длительной выдержке при насыщении) в настоящее время активно применяется уравнение Авраами – Ерофеева [12–14], записываемое в наиболее общем виде как

$$\frac{C(\tau)}{C_{\max}} = \begin{cases} 0, \tau \leq \tau_0 \\ 1 - \exp\left[-\left(\frac{\tau - \tau_0}{\tau_R}\right)^n\right], \tau > \tau_0 \end{cases}, \quad (3)$$

где $C(\tau)$ и $C_{\max}$ – текущее и максимально возможное количество поглощенного водорода; τ – время; τ_0 – длительность инкубационного периода; τ_R – постоянная времени процесса; n – фактор Авраами.

Процессы насыщения водородом интерметаллидных материалов, как правило, отличаются достаточно сложной кинетикой, что связано

как с образованием нескольких фаз (твердых растворов водорода в интерметаллиде и гидридов на их основе), так и с существенным торможением диффузии сжимающими напряжениями, возникающими за счет объемных эффектов фазовых превращений при гидрировании. В этой связи хорошей аппроксимации экспериментальных данных уравнением (3) можно ожидать только при использовании в его правой части как минимум двух слагаемых с различным набором параметров $C_{\max}$, τ_0 , τ_R и n [14].

Для отыскания численных значений этих параметров (параметрической идентификации модели) использовали алгоритм минимизации суммы квадратов разности между прогнозируемыми моделью результатами и опытными данными (МНК) методом обобщенного приведенного градиента (ОПГ) [15]. Результаты расчета представлены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты параметрической идентификации модели

Общее содержание Ti, ат.%	Слагаемое	$C_{\max}$, мкг/см ²	n	τ_R , мин.	τ_0 , мин.	$C_{\max 1} + C_{\max 2}$, мкг/см ²
57,3	1	0,989283	0,752776	17,0592	0	1,100799
	2	0,111516	1,46412	76,4616	72,5515	
63,6	1	1,227539	1,033311	15,5484	0	3,990423
	2	2,762884	2,16039	63,5532	4,3441	
66,9	1	1,435949	0,719286	55,3967	0	3,903910
	2	2,46796139	1,053661	454,7154	19,1346	
67,95	1	3,0783802	0,993509	12,3814	0	4,964531
	2	1,886151	1,135757	81,4902	17,8621	

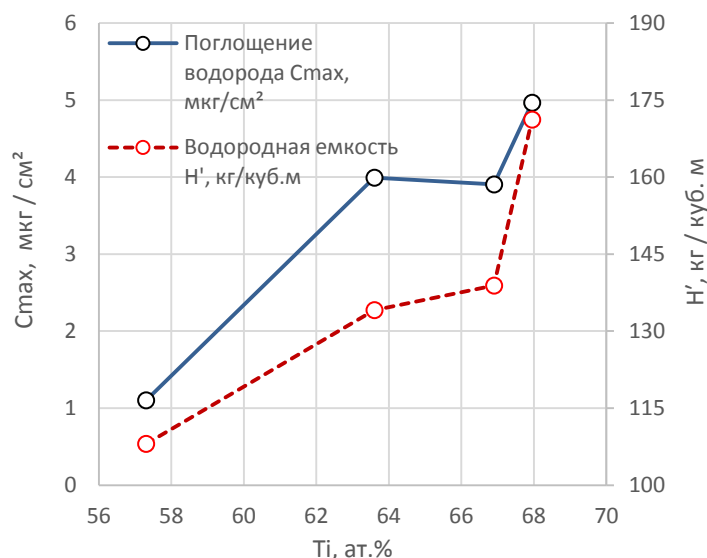


Рис. 6. Влияние содержания Ti на водородную емкость и предельное поглощение водорода поверхностью материалов системы Ti и Fe при первичном гидрировании

Приведенные в таблице данные подтверждают тот факт, что увеличение содержания Ti в составе материалов (сопровождающееся в соответствии с рис. 4 увеличением содержания в их структуре Ti_2Fe и $\beta-Ti$) приводит к росту общего предельного поглощения водорода поверхностью материала при первичном гидрировании (рис. 6).

Численные значения C_{max} на позволяют непосредственно вычислить величину водородной емкости полученных материалов, так как остается неизвестной глубина гидрированного слоя, экспериментальное определение которой крайне проблематично. Однако весьма близкое совпадение характера изменения C_{max} при изменении содержания Ti в составе материалов с характером изменения их объемной водородной емкости H' , вычисленной по уравнению (2), исходя из содержания способных растворять в себе водород фаз (рис. 4), позволяет с достаточной степенью достоверности утверждать, что это уравнение может быть использовано и в нашем случае, а прогнозируемые с его помощью значения водородной емкости соответствуют действительности.

Выводы

1. Решение проблемы активации водородсорбционных материалов на основе TiFe путем использования избытка Ti или легирования приводит к появлению в их структуре вторичных фаз – $\beta-Ti$ и Ti_2Fe , – водородная емкость которых оказывается существенно более высокой, чем водородная емкость основной фазы TiFe. Это сопровождается существенным увеличением поглощения водорода при первичном гидрировании.

2. Использование исходных содержаний Ti в интервале 64–68 ат.% и применение специальных технологий компактирования смесей порошков титана и железа (взрывного прессования) и последующей термической обработки (реакционного спекания при 1100 °C) позволяет получить в структуре материалов системы Ti-Fe до 75 об.% Ti_2Fe и до 15 об.% $\beta-Ti$ без использования легирования и добиться увеличения емкости материалов при первичном гидрировании при комнатной температуре в 1,6–1,75 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Dematteis E. M. et al. Substitutional effects in TiFe for hydrogen storage: a comprehensive review // *Materials Advances*. – 2021. – Т. 2. – № 8. – С. 2524–2560.
2. Schober T., Westlake D. G. Activation of FeTi for hydrogen storage: a different view // *Scr. Metall.*; (United States). – 1981. – Т. 15. – № 8.
3. A. Guéguen, M. Latroche. 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) // *J Alloys Compd* 2011, 509: 5562–5566.
4. 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). *Int J Hydrogen Energy* 2021; 46(77).
5. Manna J, Tougas B, Huot J. First hydrogenation kinetics of Zr and Mn doped TiFe alloy after air exposure and reactivation by mechanical treatment. *Int J Hydrogen Energy* 2020; 45(20).
6. Lv P, Liu Z. Effect of high zirconium content on hydrogenation properties and anti-poisoning ability of air-exposed TiFe alloy. *J Mater Res Technol* 2019;8(6):5972e83.
7. Manna J, Tougas B, Huot J. Mechanical activation of air exposed TiFe þ 4 wt% Zr alloy for hydrogenation by cold rolling and ball milling. *Int J Hydrogen Energy*.
8. Ulate-Kolitsky, E.; Tougas, B.; Huot, J. First Hydrogenation of TiFe with Addition of 20 wt.% Ti. *Hydrogen* 2022, 3, 379–388.
9. Patel AK, Duguay A, Tougas B, Schade C, Sharma P, Huot J. Microstructure and first hydrogenation properties of TiFe alloy with Zr and Mn as additives. *Int J Hydrogen Energy* 2019; 45(1).
10. Dematteis Erika Michela, Capurso Giovanni, Jepsen Julian, Cuevas Fermin, Latroche Michel. Fundamental hydrogen storage properties of TiFe-alloy with partial substitution of Fe by Ti and Mn. *J Alloys Compd* 2021; 874.
11. Корреляция между характеристиками процессов газифазного и электрохимического гидрирования интерметаллических соединений / А. А. Володин, П. В. Фурсиков, Э. Э. Фокина, Б. П. Тарасов // *Журнал физико-химии*. – 2020. – Т. 94. – № 5. – С. 796–802.
12. M. Lototsky, J.M. Sibanyoni, R.V. Denys, M. Williams, B.G. Pollet, V.A. Yartys. Magnesium-carbon hydrogen storage hybrid materials produced by reactive ball milling in hydrogen. *Carbon* 2013, 57: 146–160.
13. Луданов, К. И. Аккумуляция водорода. Кинетика поглощения водорода в металлах / К. И. Луданов, Т. И. Братанич // *Відновлювана енергетика*. – 2016. – № 1: 5–12.
14. Особенности гидрирования магния с Ni-графеновым покрытием / Б. П. Тарасов, С. А. Можжухин, А. А. Арбузов, А. А. Володин, Э. Э. Фокина, П. В. Фурсиков, М. В. Лотоцкий, В. А. Яртыс // *Журнал физической химии*. – 2020. – Т. 94. – № 5. – С. 772–777.
15. Шадрин, Н. И. Решение задач оптимизации в Microsoft Excel-2010 : учеб. пособие / Н. И. Шадрин, Н. Д. Берман ; науч. ред. Э. М. Вихтенко. – Хабаровск : Изд-во Тихоокеан. гос. ун-та, 2016. – 101 с.

УДК 621.791.051

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-7-278-14-18

*О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник, Д. Э. Седов, Р. А. Бескровный***ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА
ФЕРРИТО-АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 08X22H6T И 08X18Г8Н2Т****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru

Приведены результаты исследований по влиянию термического цикла сварки на структуру и фазовые превращения в металле зоны термического влияния сварных соединений сталей 08X22H6T и 08X18Г8Н2Т. Показано, что при автоматической сварке под флюсом в сварных соединениях феррито-аустенитных сталей наблюдается падение пластичности. Установлено, что ударная вязкость участка перегрева зоны термического влияния при нормальной температуре имеет высокие значения ударной вязкости, а при температуре испытания минус 20 °С были получены значения ударной вязкости ниже 0,4 МДж/м².

Ключевые слова: зона термического влияния, термический цикл сварки, околошовная зона, ударная вязкость.

*O. P. Bondareva, E. V. Sedov, I. L. Gonik, D. E. Sedov, R. A. Beskrovny***INFLUENCE OF THE WELDING HEAT CYCLE ON THE STRUCTURE
AND PROPERTIES OF 08Cr22Ni6Ti AND 08Cr18Mn8Ni2Ti
FERRITE AUSTENITIC STEELS****Volgograd State Technical University**

The results of researches on influence of thermal cycle of welding on structure and phase transformations in metal of heat-affected zone of welded joints of 08Cr22Ni6Ti and 08Cr18Mn8Ni2Ti steels are presented. It is shown, that at automatic submerged-arc welding of welded joints of ferrite-austenite steels the fall of plasticity is observed. It is established that the impact toughness of overheat section of heat affected zone at normal temperature has high values of impact toughness, and at test temperature of minus 20 °C values of impact toughness below 0.4 MJ/m² were obtained.

Keywords: heat-affected zone, welding heat cycle, seam area, impact toughness.

По сравнению с аустенитными сталями двухфазные стали обладают более высокими значениями предела прочности и предела текучести, что обеспечивает им преимущества по сравнению с аустенитными сталями: становятся возможными более высокие рабочие давления; уменьшается толщина стенок колонн и сосудов, работающих под давлением [1, 2]. Однако характерной особенностью двухфазных феррито-аустенитных сталей является снижение пластичности и стойкости к хрупкому разрушению в процессе сварки, связанное с ростом ферритного зерна, изменением соотношения структурных составляющих [3–5].

Несмотря на большое количество работ, посвященных свариваемости сталей 08X22H6T и 08X18Г8Н2Т, недостаточно изучено влияние термического цикла сварки (ТЦС) на структуру и фазовые превращения в металле зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений этих сталей толщиной более 10 мм.

Исследования проводили на металле промышленной плавки, осуществляемой в дуговой

электропечи. Химический состав исследуемых сталей представлен в табл. 1. Температура нагрева заготовки под прокатку на лист толщиной 16 мм составляла 1150–1200 °С. Окончательная термообработка листа – закалка в воду от 1000 °С. Листы из сталей 08X22H6T, 08X18Г8Н2Т толщиной 16 мм поставляются согласно ГОСТ 7350–77. Исследования проводили на образцах, вырезанных из основного металла в состоянии поставки и сварных соединений, а также на образцах с имитированной ЗТВ.

Стыковые сварные соединения заготовок толщиной 16 мм были выполнены методом автоматической дуговой сварки под флюсом АН 26, проволокой Св-06Х21Н7БТ (ЭП-500) диаметром 4,0 мм. Режимы сварки сварных соединений приведены в таблице 2. Имитацию термического цикла автоматической сварки осуществляли на установке скоростного электронагрева. В процессе нагрева имитировали участки ЗТВ сварного соединения, выполненные автоматической сваркой под флюсом.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Ti
08X18Г8Н2Т (КО-3)	0,06	0,43	7,04	18,2	3,23	0,012	0,019	0,32
08X22Н6Т (ЭП-53)	0,06	0,51	0,20	21,4	5,7	0,020	0,015	0,31

Таблица 2

Режимы сварки сталей 08X22Н6Т и 08X18Г8Н2Т

Марка стали	Форма разделки кромок	Погонная энергия сварки, Дж/см	Номер прохода	Сварочный ток I , А	Напряжение на дуге U , В	Скорость сварки $V_{св}$, м/ч
08X22Н6Т	V-образная разделка кромок	628,8	1	400 - 420	29 - 31	25 - 27
			2	400 - 420	29 - 31	25 - 27
			3	400 - 420	29 - 31	25 - 27
			4	550 - 600	38	25
	Без разделки кромок	1183,3	1	600 - 650	40	12
			2	600 - 650	40	12
08X18Г8Н2Т	V-образная разделка кромок	590,9	1	370-400	29 - 31	25 - 27
			2	370-400	29 - 31	25 - 27
			3	370- 400	29 - 31	25 - 27
			4	500 - 520	38	25
	Без разделки кромок	1099,9	1	520 - 540	40	25
			2	520 - 540	40	25

Образцы для механических испытаний из сварных соединений сталей 08X22Н6Т и 08X18Г8Н2Т вырезали поперек шва. Ударную вязкость различных участков зоны термического влияния определяли на образцах с имитированным термическим циклом сварки. Механические испытания осуществляли на ударных образцах тип XI ГОСТ 9454–78 и на разрывных образцах, тип III № 6 ГОСТ 1497–84. Испытания сварного соединения на статический изгиб проводили на образцах XXVI ГОСТ 6996–66.

Для выявления микроструктуры металлографические шлифы подвергали электролитическому травлению в растворе хромового ангидрида, с последующим окрашиванием ферритной составляющей в реактиве Гросбека.

Металлографическим анализом установлено, что основной металл в состоянии поставки имеет феррито-аустенитную структуру с примерно одинаковым количеством структурных составляющих (рис. 1).

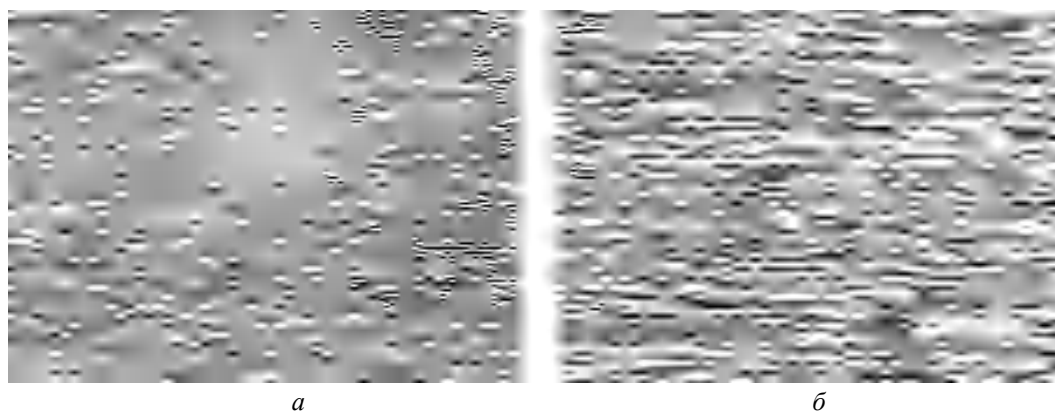


Рис. 1. Микроструктура сталей 08X22Н6Т (а), 08X18Г8Н2Т (б) в состоянии поставки, х 100

Под действием термического цикла сварки в зоне, примыкающей к шву и нагреваемой до температур $1200\text{ }^{\circ}\text{C} - T_{\text{сол.}}$ у исследуемых ста-

лей образуются крупные равноосные зерна феррита, по границам которых выпадает вторичный аустенит (рис. 2).

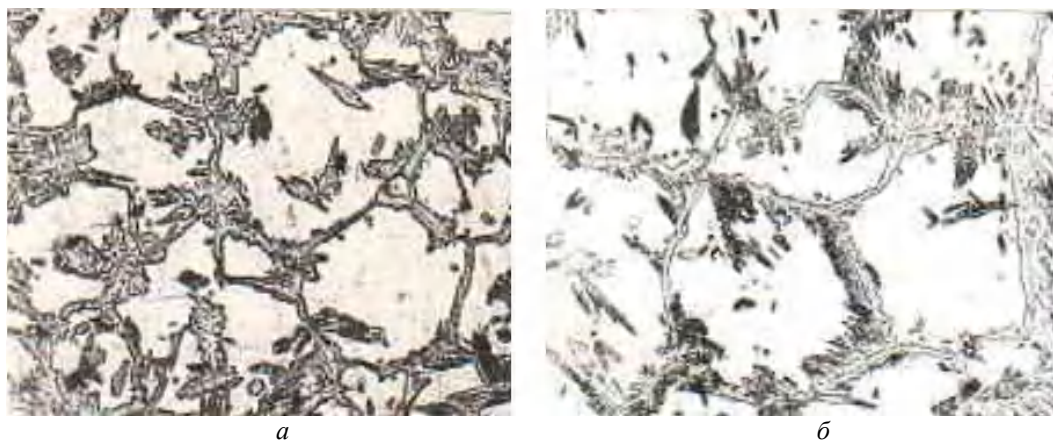


Рис. 2. Микроструктура металла участка перегрева ЗТВ сварных соединений сталей 08X22H6T (а), 08X18Г8Н2Т (б), $\times 100$

Сварку пластин осуществляли с разделкой и без разделки кромок. Для одной и той же толщины металла погонная энергия сварки была разной. Так, для случая сварки пластин без разделки кромок сварку производили в два прохода, за счет существенно больших значений $I_{\text{св}}$

и $U_{\text{д}}$. Сварку пластин со скосом кромок осуществляли на более «мягком» режиме, за четыре прохода.

Результаты механических испытаний исследуемых сталей в исходном состоянии и их сварных соединений представлены в табл. 3.

Таблица 3

Механические свойства сталей 08X22H6T и 08X18Г8Н2Т и их сварных соединений

Марка стали	Основной металл				Погонная энергия сварки, Дж/см	Форма разделки кромок	Сварное соединение			
	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %			$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %
08X22H6T	680	410	40	45	628,8	V-образная разделка кромок	671	400	34	45
					1183,3	Без разделки кромок	670	395	35	46
08X18Г8Н2Т	650	365	35	32	628,3	V-образная разделка кромок	630	365	35	32
					1183,3	Без разделки кромок	628	363	33	34

Анализ результатов механических испытаний на статическое разрушение сварных соединений из стали 08X22H6T (без разделки и с разделкой кромок) показывает, что сварные соединения имеют более низкие значения предела прочности, предела текучести, относительного удлинения, чем основной металл. Значения относительного сужения для основного металла и сварного соединения находятся на одном уровне. Для сварных соединений из стали 08X18Г8Н2Т также наблюдается снижение зна-

чений предела прочности с 650 до 628 МПа, а значения предела текучести, относительного удлинения и относительного сужения соответствуют значениям основного металла (см. табл. 3). Следует отметить, что разрушение сварных соединений, из исследуемых марок сталей, происходило по шву, что свидетельствует о том, что применяемые сварочные материалы отличаются более низкими прочностными свойствами, чем основной металл и требуют доработки.

Результаты испытаний на ударный изгиб основного металла, металла шва и различных участков ЗТВ, а также угол загиба сварных соединений представлены в табл. 4.

Результаты испытаний на ударный изгиб сварных соединений сталей 08X22H6T и 08X18Г8Н2Т свидетельствуют о том, что металл сварного шва имеет высокую ударную вязкость как при нормальной температуре, так и при температуре минус 20 °С.

В ЗТВ сварных соединений феррито-аустенитных сталей следует выделить три участка, охрупчивание которых связано с нагревом при различных температурах. Непосредственно к шву примыкает участок, нагреваемый при сварке до температур, примерно от 1200 °С до

$T_{\text{сол}}$, способствующих интенсивному росту зерна (участок перегрева). Затем располагается участок, который подвергается воздействию температур активного карбидообразования (500–800 °С). Свойства следующего участка могут быть обусловлены влиянием температур 300–500 °С, на этом участке проявляется склонность металла к 475-градусной хрупкости. Следует отметить, что в «чистом» виде в реальных сварных соединениях возможно наличие лишь третьего участка, в то время как участок перегрева подвержен воздействию всех указанных температур, а металл, нагреваемый в области карбидообразования, в процессе охлаждения некоторое время будет находиться при 300–500 °С.

Таблица 4

Ударная вязкость и угол загиба сварных соединений сталей 08X22H6T и 08X18Г8Н2Т

Марка стали	Форма разделки кромок	Погонная энергия сварки, Дж/см	Ударная вязкость KCV, МДж/ м ²										Угол загиба, α ⁰
			Основной металл		Шов		Зона термического влияния						
							1200–Т _{сн}		500–800		300–500		
			20 °С	-20 °С	20 С	-20 С	20 С	-20 С	20 С	-20 С	20 С	-20 С	
08Х22Н6Т	V-образная разделка кромок	628,8	1,20	0,60	1,35	0,87	1,05	0,26	1,00	0,50	1,11	0,60	76
	Без разделки кромок	1183,3	То же	То же	1,10	0,70	1.00	0.24	0.95	0.40	1,08	0,55	68
08Х18Г8Н2 Т	V-образная разделка кромок	628,8	1.10	0,50	1,43	0,89	1,28	0,28	1,00	0,45	1,15	0,43	61
	Без разделки кромок	1128,3	То же	То же	1,20	0,60	1,10	0,26	1,10	0,42	1,00	0,42	51

Ударная вязкость участка перегрева ЗТВ исследуемых сталей, нагреваемого до температуры от 1200 °С до $T_{\text{сол}}$, при нормальной температуре имеет высокие значения ударной вязкости, а при температуре испытания минус 20 °С были получены значения ударной вязкости ниже 0,4 МДж/м², что не удовлетворяет требованиям ОСТ 26-291-79. Ударная вязкость металла других участков ЗТВ сталей 08X22H6T и 08X18Г8Н2Т при всех температурах испытаний для сварки с разделкой кромок выше по сравнению со сваркой без разделки кромок и соответствует требованиям ОСТ 26-291-79 (см. табл. 4).

Для исследуемых марок сталей угол загиба, согласно ОСТ 26-231-79, должен быть равен 80°. При испытании на статический изгиб определяли способность стыкового сварного соединения принимать заданный по размеру и форме изгиб.

Эта способность характеризуется углом изгиба α, при котором в растянутой зоне образца образуется первая трещина, развивающаяся в процессе испытания. Результаты испытаний сварных соединений показывают, что угол загиба сварных соединений сталей 08X22H6T и 08X18Г8Н2Т, выполненных автоматической дуговой сваркой под флюсом, ниже требований ОСТ 26-291-79 (табл. 4). Для обеих сталей угол загиба сварных соединений, выполненных с разделкой кромок выше, чем при сварке без разделки кромок. Для стали 08X22H6T угол загиба составляет 76 и 68°, соответственно. Для стали 08X18Г8Н2Т – 61 и 51°, соответственно. Большие значения угла загиба сварных соединений, выполненных с V-образной разделкой кромок, по-видимому, связаны с меньшей величиной погонной энергии сварки. При загибе всех образ-

цов трещины образовывались в участке перегрева ЗТВ сварного соединения, т. е. в зоне крупного ферритного зерна.

Выводы:

1. Установлено, что при автоматической сварке под флюсом в сварных соединениях сталей 08Х22Н6Т и 08Х18Г8Н2Т наблюдается падение пластичности. Разрушение сварных соединений происходило по шву, что свидетельствует о том, что применяемые сварочные материалы отличаются более низкими прочностными свойствами, чем основной металл и требуют доработки.

2. Результаты испытаний на ударный изгиб металла сварного шва имеют высокие значения ударной вязкости как при нормальной температуре, так и при температуре минус 20 °С.

3. Ударная вязкость участка перегрева ЗТВ при нормальной температуре имеет высокие значения ударной вязкости, а при температуре испытания минус 20 °С были получены значения ударной вязкости ниже 0,4 МДж/м². Это связано с ростом ферритного зерна, изменением соотношения структурных составляющих – феррита и аустенита.

4. Ударная вязкость металла других участков ЗТВ, при всех температурах испытаний,

для сварки с разделкой кромок выше по сравнению со сваркой без разделки кромок и соответствует требованиям ОСТ 26-291-79.

5. Результаты испытаний сварных соединений показывают, что угол загиба сварных соединений сталей ниже значений ОСТ 26-291-79. При загибе всех образцов трещины образовывались в участке перегрева ЗТВ сварного соединения, т. е. в зоне крупного ферритного зерна.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сокол, И. Я. Двухфазные стали / И. Я. Сокол. – М. : Металлургия, 1974. – 216 с.
2. Каховский, Н. И. Сварка нержавеющей стали / Н. И. Каховский. – Киев : Техника, 1968. – 312 с.
3. Бондарева, О. П. Влияние термоциклической обработки на структуру и свойства металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2016. – № 7. – С. 45–48.
4. Бондарева, О. П. 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.
5. Исследование показателей ударной вязкости стали 08Х21Н6М2Т при различных температурах / О. П. Бондарева, Э. В. Седов, И. Л. Гоник, Д. Э. Седов, О. Б. Крючков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (266) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Металлургия»). – С. 44–47.

УДК 669.017:621.778.1.01

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-18-24

В. Ф. Даненко¹, Л. М. Гуревич¹, В. Ю. Цюцюра², Р. Р. Магамаев¹

О ПОСТРОЕНИИ ДИАГРАММЫ ПЛАСТИЧНОСТИ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРЫ

¹Волгоградский государственный технический университет

²АО «Волжский трубный завод»

e-mail: omd@vstu.ru

Проведено испытание на одноосное растяжение цилиндрических образцов (гладких и с выточкой), изготовленных из сорбитизированной с прокатного нагрева и патентированной в свинцовых ваннах катанки из углеродистой стали 70. Результаты испытаний позволили получить дополнительные данные для построения диаграмм пластичности стали. Полученные диаграммы пластичности могут служить ориентиром технологом при выборе стали, ее микроструктуры, прогнозировать способность к холодной деформации при обработке давлением.

Ключевые слова: сорбитизированная катанка, патентирование, микроструктура, диаграмма пластичности, напряженное состояние, деформация сдвига, разрушение.

V. F. Danenko, L. M. Gurevich, V. Yu. Tsyutsyura, R. R. Magamaev

ON CONSTRUCTION OF THE PLASTICITY DIAGRAM OF CARBON STEEL OF DIFFERENT STRUCTURE

¹ Volgograd State Technical University

² Volga pipe plant

A test for uniaxial stretching of cylindrical samples (smooth and with a recess) made of carbon steel wire rod 70, sorbitized from rolling heating and patented in lead baths, was carried out. The test results allowed us to obtain additional data for constructing diagrams of the plasticity of steel. The obtained plasticity diagrams can serve as a guide for technologists when choosing steel, its microstructure, and predict the ability to cold deformation during pressure treatment.

Keywords: sorbitized wire rod, patenting, microstructure, plasticity diagram, stress state, shear deformation, fracture.

Для оценки деформируемости металла и прогнозирования его разрушения при обработке давлением широкое применение получила феноменологическая теория разрушения [1, 2], основанная на физических представлениях о закономерностях разрушения металла при пластической деформации. Экспериментально показано, что накопление поврежденности металла при пластической деформации происходит пропорционально степени деформации, а интенсивность накопления повреждений зависит от физической природы металла, условий и характера деформации. При холодной деформации значительное влияние на интенсивность пластического разрыхления оказывает *схема напряженного состояния*.

В работе [1] было высказано предположение, что пластичность металлов должна быть поставлена в зависимость от двух независимых показателей напряженного состояния:

относительного среднего нормального напряжения (σ/T) – отношения гидростатического напряжения и интенсивности касательных напряжений:

$$\frac{\sigma}{T} = \frac{\sqrt{6} \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{3 \cdot \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}} \quad (1)$$

показателя Лоде (μ_σ), характеризующего вид девиатора напряжений:

$$\mu_\sigma = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3}, \quad (2)$$

где σ_1 , σ_2 и σ_3 – главные нормальные напряжения.

Принятой мерой пластичности является деформация сдвига A_p , накопленная металлом к моменту разрушения, записываемая в виде функции:

$$A_p = A_p(\sigma/T, \mu_\sigma). \quad (3)$$

Полученная зависимость пластичности металла от показателей напряженного состояния была названа диаграммой пластичности. В. Л. Колмогоров предложил использовать несколько видов испытаний металлов для по-

строения диаграммы пластичности [3]. Им была разработана методика расчета показателя напряженного состояния и степени деформации сдвига в момент образования макроскопической трещины при испытании на растяжение, скручивание, изгиб и осадку. В дальнейшем была разработана методика определения пространственных (трехмерных) диаграмм пластичности, в которой независимое варьирование показателей σ/T и μ_σ достигалось проведением разнотипных испытаний под гидростатическим давлением [4].

Анализ диаграмм пластичности [3] говорит о том, что существуют критические значения показателей напряженного состояния для каждого сплава: при одних показателях σ/T и μ_σ $A_p \rightarrow 0$, и происходит переход из пластического состояния в хрупкое, а при других показателях $A_p \rightarrow \infty$ – металл переходит в состояние неограниченной пластичности. Различное структурное состояние углеродистой стали, полученное по разным режимам термической обработки, дает возможность оценить влияние микроструктуры на пластические свойства стали при волочении (при анализе диаграммы пластичности). Из результатов исследования напряженно-деформированного состояния процессов ОМД следует [1], что характерным для процесса волочения проволоки является изменение показателя σ/T в пределах от $-1,15$ до $0,58$, при постоянстве $\mu_\sigma = -1$.

Цель работы – определение вида зависимости предельной пластичности высокоуглеродистой стали с различной структурой от напряженного состояния при холодной деформации.

Материалы, образцы и методика исследований

Испытанию на растяжение подвергались гладкие цилиндрические образцы $\varnothing 6$ мм, а также образцы $\varnothing 8$ мм, в которых сложное напряженное состояние создавалось за счет кольцевых концентраторов с радиусами кривизны $R = 2,50; 2,70; 3,90$ и $5,0$ мм (рис. 1).

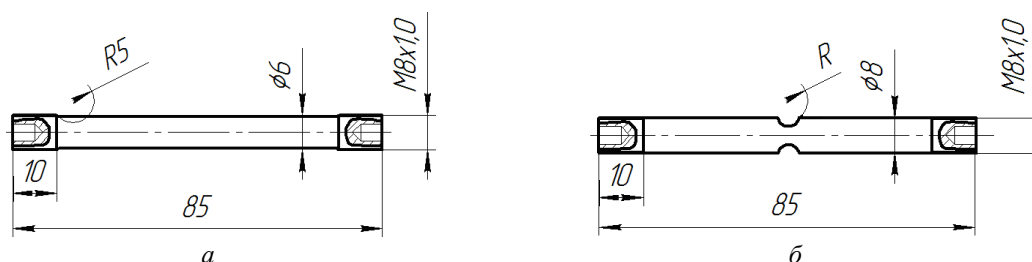


Рис. 1. Образцы для испытаний:
а – гладкий; б – с выточкой

Заготовкой для изготовления образцов служила поставляемая Череповецким металлургическим комбинатом катанка из стали 70, предназначенная для изготовления канатной и пружинной проволоки.

В зависимости от структуры испытывались образцы двух типов:

- 1) ускоренно охлажденные с прокатного нагрева (сорбитизированные);
- 2) термообработанные (патентированные) по режиму: предварительный нагрев до 950 °С, выдержка в расплаве свинца при 450 °С с последующим охлаждением на воздухе.

Применение сорбитизированной с прокатного нагрева катанки для производства метизов рассматривалось в работах [5–7]. Сорбитизирование с прокатного нагрева позволяет повысить производительность по сравнению с патентированием. Оборудование для ускоренного ох-

лаждения (сорбитизации) устанавливают в линию непрерывного проволочного стана за последней чистовой клетью. На выходе из этой клетки катанка подвергается водяному охлаждению до температуры поверхностных слоев несколько ниже точки мартенситного превращения, что вызывает формирование мартенситной структуры в тонком слое. После прекращения подачи воды происходит своеобразный «самоотпуск» витков катанки за счет сохранившегося тепла в ее более глубоких слоях. Это приводит к формированию в поверхностном слое сорбита отпуска с высокой деформационной способностью. Микроструктуру стали (процентное содержание сорбита и величину межпластинчатого расстояния) оценивали по ГОСТ 5639–82. Содержание сорбита отпуска для образцов 1-го типа составляло ~40 %, а для 2-го типа ~80 % (рис. 2).

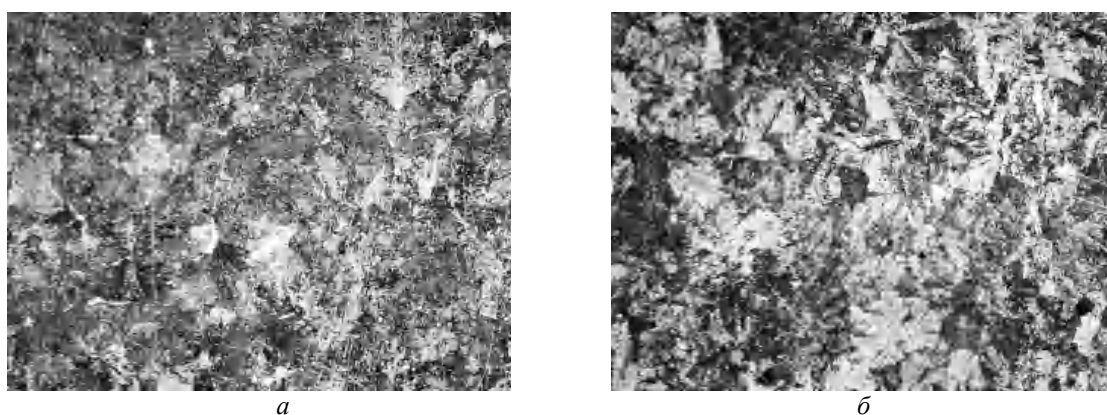


Рис. 2. Структура заготовки из стали 70 с 40 % сорбита (а) и 80 % сорбита (б) (×500)

Испытания образцов на растяжение с последующим разрушением проводились на разрывной машине УМЭ-10Т с гидравлическим приводом. Крепление образца с выточкой в захватах испытательной машины показано на рис. 3.

При растяжении образцов с выточкой область пластической деформации начинается

в вершине выточки, а затем распространяется к середине сечения образца. В дальнейшем при растяжении как гладких, так и надрезанных образцов деформация в определенный момент локализуется и протекает с образованием естественной шейки. В месте разрыва образца деформация развивается монотонно. При этом степень деформации сдвига одинакова во всех

точках поперечного сечения [1] и определяется по формуле $\Lambda = 2\sqrt{3} \ln(d_0/d)$, где d_0 и d – начальный и текущий диаметры образца.



Рис. 3. Образец с выточкой в захватах испытательной машины УМЭ-10Т

Степень деформации сдвига Λ_p , соответствующая моменту разрушения, определяется при подстановке в формулу значения диаметра образца при разрушении $d = d_p$.

$$\Lambda_p = 2\sqrt{3} \ln(d_0/d_p) \quad (4)$$

Для определения напряженного состояния в шейке образца (рис. 4) Н. Н. Давиденковым и Н. И. Спиридоновой [8] предлагаются уравнения

$$\sigma_r = \sigma_\phi = \sigma_s (d^2 - 4r^2)/4d \cdot R - p;$$

$$\sigma_z = \sigma_s [1 + (d^2 - 4r^2)/4d \cdot R] - p,$$

где r – расстояние от оси образца; p – гидростатическое давление в испытательной камере.

Из рисунка видно, что при отсутствии гидростатического давления p в сечении шейки на наружной поверхности образца ($r = d/2$) напряжения $\sigma_r = \sigma_\phi = 0$, а $\sigma_z = \sigma_s$. В центре шейки при $r = 0$ напряжения $\sigma_r = \sigma_\phi = \sigma_s \cdot d/4R$; $\sigma_z = \sigma_s (1 + d/4R)$.

Напряженное состояние на оси образца в сечении шейки соответствует схеме трехосного растяжения, которая, при отсутствии гидростатического давления p , характеризуется двумя независимыми показателями [1]:

$$\frac{\sigma}{T} = \frac{1}{\sqrt{3}} \left(1 + \frac{3}{4} \frac{d}{R}\right) \text{ и } \mu_\sigma = -1, \quad (5)$$

где d – диаметр образца; R – радиус кривизны в шейке.

Показатель Лоде μ_σ не зависит ни от формы шейки образца, ни от давления p и остается неизменным в процессе испытания.

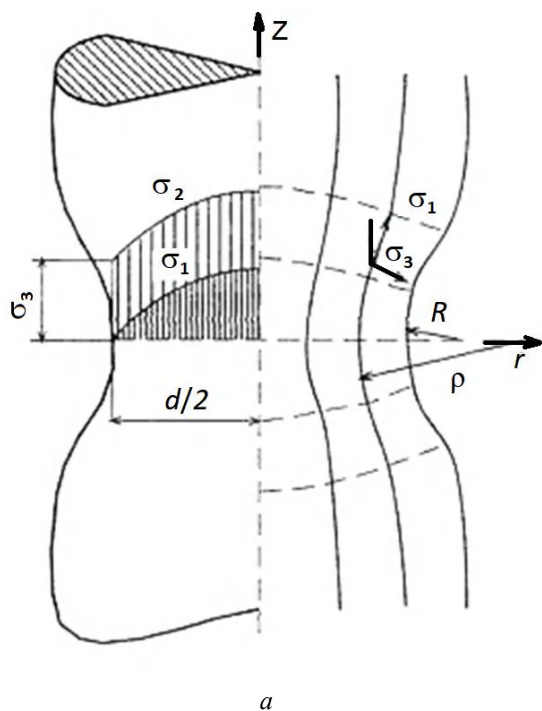


Рис. 4. Напряженное состояние (а) и разрушение металла в шейке (б) цилиндрического образца при растяжении

Зависимость $\Lambda_p = \Lambda_p(\sigma/T)$ при $\mu_\sigma = \text{const}$ всегда убывающая. Она показывает, что рост сжимающих напряжений всегда повышает пластичность металла при прочих равных условиях. Согласно [2], зависимость $\Lambda_p = \Lambda_p(\sigma/T)$ при $\mu_\sigma = \text{const}$ хорошо аппроксимируется экспонентой. Известный вид математической модели может существенно сократить число опытов при экспериментальном определении диаграмм пластичности.

Результаты исследования и их обсуждение

Результаты испытаний на растяжение цилиндрических образцов при атмосферном давлении приведены в таблице ниже. Полученные значения размеров образцов позволили определить по уравнениям (4) и (5) предельную степень деформации сдвига Λ_p и показатель напряженного состояния σ/T .

Показатели напряженно-деформированного состояния цилиндрических образцов при растяжении

Радиус кривизны профиля образца, мм	Диаметр образца, мм		Показатель напряженного состояния, $K=\sigma/T$	Степень деформации сдвига, Λ_p
	начальный, d_0	конечный, $d_{ш}$		
40 % сорбит				
Гладкий $R=\infty$	5,850	4,650	0,58	0,8
$R=2,50$	6,465	5,810	1,58	0,37
$R=5,00$	5,795	5,092	1,018	0,447
80 % сорбит				
Гладкий $R=\infty$	4,840	4,000	0,58	0,668
$R=2,70$	5,958	5,522	1,463	0,263
$R=3,90$	6,137	5,523	1,19	0,365

Обобщение экспериментально определенных значений показателей Λ_p , σ/T и данных работы [5] позволило графически изобразить за-

висимость предельной пластичности стали 70 с различной структурой от показателя напряженного состояния (рис. 5).

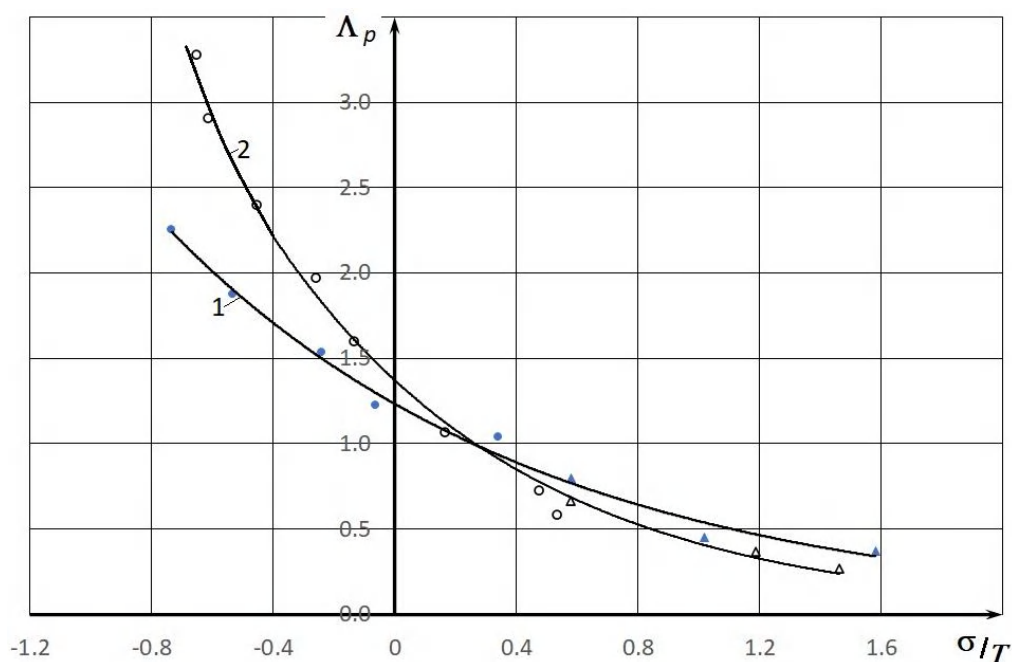


Рис. 5. Диаграммы пластичности стали 70:

1 – ~40 % сорбита; 2 – ~80 % сорбита:

○● – данные работы [5]; ▲ – данные авторов

Вид кривых, показанных на рис. 5, подтверждает мнение [2] об экспоненциальном характере зависимости $\Lambda_p = \Lambda_p(\sigma/T)$ при $\mu_\sigma = \text{const}$.

$$\Lambda_p = A \cdot e^{-B \cdot \frac{\sigma}{T}}. \quad (6)$$

Определение постоянных A и B проводили путем линеаризации формулы (6) ($\ln \Lambda_p = -B \cdot \frac{\sigma}{T} + \ln A$) и применения метода наименьших квадратов.

Обработка данных рис. 5 показала, что зависимость $\Lambda_p = \Lambda_p(\sigma/T)$ для стали 70, ускоренно охлажденной с прокатного нагрева (содержание сорбита ~40 %), может быть записана в виде

$$\Lambda_p = 1,234 \cdot e^{-0,815 \frac{\sigma}{T}}, \quad (7)$$

а для стали 70 после патентирования (содержание сорбита ~80 %):

$$\Lambda_p = 1,345 \cdot e^{-1,139 \frac{\sigma}{T}}. \quad (8)$$

Оценка силы (тесноты) линейной связи между переменными σ/T и $\ln \Lambda_p$ с помощью выборочного коэффициента корреляции r_b показала, что для образцов первого типа $r_b = -0,99$, а для образцов второго типа $r_b = -0,95$. Для уровня значимости $\alpha = 5\%$ и числа степеней свободы $k = n-2 = 8-2 = 6$ для образцов первого типа значение квантили $r_{(0,95; 6)} = 0,707$; для образцов второго типа ($k = n-2 = 11-2 = 9$) значение $r_{(0,95; 9)} = 0,602$. Выполнение условия $|r_b| > r$ говорит о значимости в обоих случаях выборочного коэффициента корреляции. Отрицательное значение r_b указывает, что с уменьшением показателя напряженного состояния предельная пластичность образцов первого и второго типа увеличивается.

Из рис. 5 следует, что пластичность растёт за счет сжимающих компонент главных напряжений и уменьшается с увеличением растягивающих напряжений. При значениях $\sigma/T > 0,3$ значения предельной пластичности Λ_p стали с ~40 % сорбита отпуска выше, чем стали с ~80 % сорбита отпуска. Это подтверждается экспериментальными данными при определении показателя сужения ψ образцов обоих типов при разрыве: при $\sigma/T = 0,58$ степень деформации сужения для образца первого типа на 16 % выше, чем для образца второго типа. Известно, что с увеличением процентного содержания сорбита при патентировании стали и увеличением степени дисперсности структуры изменяются и механические свойства стали (возрастают твердость и прочность и одновременно уменьшаются пластичность и вязкость).

Для стали с содержанием сорбита отпуска 80 % интенсивность изменения пластичности (кривая 2) выше, чем для стали с 40 % сорбита отпуска (кривая 1). При значениях $\sigma/T < 0,3$ предельная степень деформации сдвига патентированной стали выше, чем сорбитизированной с прокатного нагрева. Таким образом, микроструктура стали играет важную роль в сохранении ресурса пластичности при холодной деформации.

Выводы

Проведено испытание на одноосное растяжение при атмосферном давлении цилиндрических образцов (гладких и с надрезанной выточкой), изготовленных из сорбитизированной с прокатного нагрева (40 % сорбита отпуска) и патентированной в свинцовых ваннах (80 % сорбита отпуска) катанки из углеродистой стали 70. Результаты испытаний позволили дополнить число исходных данных, полученных с помощью феноменологической теории разрушения, для построения диаграмм пластичности стали.

Показано, что зависимость предельной пластичности стали Λ_p от показателя напряженного состояния $K = \sigma/T$ при коэффициенте Лоде $\mu_\sigma = \text{const}$ хорошо аппроксимируется экспонентой, что подтверждается полученными значениями выборочного коэффициента корреляции. Установление вида зависимости $\Lambda_p = \Lambda_p(\sigma/T)$ позволит сократить число опытов при экспериментальном определении диаграммы пластичности.

Полученная диаграмма пластичности может служить ориентиром технологам при выборе стали, параметров термической обработки и получаемой микроструктуры, прогнозировать способность к холодной деформации при обработке давлением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Богатов, А. А. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением / А. А. Богатов, О. И. Мижирицкий, С. В. Смирнов. – М. : Металлургия, 1984. – 144 с.
2. Колмогоров, В. Л. Механика обработки металлов давлением : Учебник для вузов / В. Л. Колмогоров. – М. : Металлургия, 1986. – 688 с.
3. Напряжения, деформация, разрушение / В. Л. Колмогоров [и др.]. – М. : Металлургия, 1970. – 230 с.
4. Смирнов-Аляев, Г. А. Сопротивление материалов пластическому деформированию / Г. А. Смирнов-Аляев. – 3-е изд., перераб. и доп. – Л. : Машиностроение, 1978. – 368 с.
5. Некоторые подходы к выбору материала и технологии изготовления проволоки под холодную высадку /

Ал-р А. Соколов, В. И. Артюхин, Г. С. Гун, Ал-й А. Соколов // Труды пятого конгресса прокатчиков. – М. : Черметинформация, 2004. – С. 450–452.

6. Соколов, А. А. Обеспечение качества дюбелей совершенствованием технологических пределов производства проволоки : автореф. дис. ... канд. техн. наук / А. А. Соколов. – Магнитогорск : МГТУ им. Г. И. Носова, 2005. – 22 с.

7. Оценка эффективности применения сорбитизиро-

ванной катанки для производства метизов / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (257) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 68–74.

8. Давиденков, Н. Н. Анализ напряженного состояния в шейке растянутого образца / Н. Н. Давиденков, Н. И. Спиридонова // Заводская лаборатория. – 1945. – Т. XI. – № 6. – С. 583–593.

УДК 678.743.539.2

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-24-27

Э. В. Седов, О. П. Бондарева, Д. Э. Седов, О. Б. Крючков, Д. А. Шишкин

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ ПОЛИМЕРА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛУЧАЕМЫХ ЖЕЛЕЗОФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

Приведены результаты исследований по влиянию обработки взрывом полимера на физико-механические свойства железофторопластовых композиционных материалов. Показано, что прочность при сжатии у материалов, полученных с применением обработки взрывом, выше, чем у аналогичных материалов, компактированных статическим прессованием. Установлены оптимальные температурно-временные параметры спекания железофторопластовых материалов, обеспечивающие высокие показатели прочности и стабильность геометрических форм и размеров заготовок.

Ключевые слова: железофторопластовые композиционные материалы, обработка взрывом, прочность при сжатии.

E. V. Sedov, O. P. Bondareva, D. E. Sedov, O. B. Kryuchkov, D. A. Shishkin

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF EXPLOSIVE PROCESSING OF POLYMER ON THE STRENGTH CHARACTERISTICS OF THE OBTAINED FERROFLUOROPLAST COMPOSITE MATERIALS

Volgograd State Technical University

The results of studies on the effect of polymer explosion treatment on the physical and mechanical properties of ferrofluoroplast composite materials are presented. It is shown that the compressive strength of materials obtained using blast treatment is higher than that of similar materials compacted by static pressing. Optimal temperature and time parameters of sintering of ferrous-fluoroplastic materials have been established, providing high strength and stability of geometric shapes and sizes of workpieces.

Keywords: ferrofluoroplast composite materials, explosive processing, compressive strength.

При производстве уплотнительных элементов подвижных соединений и изделий триботехнического назначения широкое использование получили наполненные металлофторопластовые композиционные материалы [1, 2]. Одними из перспективных представляются композиты на основе политетрафторэтилена (фторопласта-4) из-за его уникальных свойств, таких как высокая коррозионная стойкость практически во всех агрессивных средах, высокие антифрикционные свойства (фторопласт имеет самый низкий коэффициент трения по стали), отличные диэлектрические характеристики [3]. Кроме этого, данные материалы

практически не набухают во влажной среде, имеют относительно низкую плотность и широкий температурный интервал эксплуатации, который составляет более 500 градусов, от –269 до 260 °С. Однако невысокая адгезионная прочность композитов на основе фторопласта-4 существенно ограничивает области применения этих материалов из-за их низкого предела хладотекучести под нагрузкой. Данная проблема преодолевается модифицированием компонентов композиции с целью повышения их адгезионной активности [2, 4, 5]. Опыт Волгоградского технического университета по ударно-волновой обработке (УВО) энергией взрыва поли-

мерных материалов показал, что явления, наблюдаемые при высокоэнергетическом воздействии на вещество, приводят к протеканию в нем различных физических и химических превращений, что способствует повышению адгезионного взаимодействия между полимером и металлом и, тем самым, обеспечивает более высокую прочность получаемых металлополимерных композиционных материалов [2, 4, 6].

В данной работе исследованию подвергались железифторопластовые дисперсно-упрочненные композиционные материалы со степенью наполнения до 20 %. С целью повышения адгезионной способности предложено в традиционную схему порошковой металлургии получения металлофторопластовых композитов добавить обработку полимера взрывом (рис. 1).



Рис. 1. Технологическая схема получения металлополимерных заготовок методом порошковой металлургии

Для этого полимер предварительно подвергался обработке энергией взрыва накладным зарядом по плоской схеме нагружения давлением 1,9–2,0 ГПа. Полученная таким образом полимерная прессовка измельчалась и смешивалась с порошком железа марки ПЖР5 дисперсностью 50–100 мкм. Далее металлополимерная смесь подвергалась одностороннему прессованию и последующему компрессионному спеканию. В ходе этого процесса заготовка приобретала окончательную когезионную прочность. В работе проводились сравнительные испытания образцов, полученных по традиционной технологии (смешивание + прессование + спекание) и по предложенной с применением взрывной обработки.

Для оценки влияния взрывной обработки на свойства получаемых композиционных материалов в работе применялись физико-механические испытания: оценивалась плотность образцов гидростатическим методом по ГОСТ

15139; проводились термомеханический анализ на установке ТМИ-1 и испытание на сжатие. При испытаниях на сжатие по ГОСТ 4651 применяли образцы полимеров и композиционных материалов цилиндрической формы диаметром 12 мм и высотой 10 мм. Определяли предел прочности при сжатии, соответствующей 20 % относительной деформации. Поскольку изменение толщины образца связано только с изменением его диаметра, величину относительной деформации определяли по формуле

$$\varepsilon_n = \frac{d_h - d_o}{d_o} 100, \quad (1)$$

где d_o – начальный диаметр; d_h – диаметр образца после заданного пребывания под нагрузкой, соответствующей 20 % относительной деформации.

Нагружающая система машины для сжатия обеспечивала плавное приложение нагрузки со скоростью 10 мм/мин. Напряжения сжатия рассчитывались по формуле

$$\sigma_{сж} = \frac{4N}{\pi d_n^2}, \quad (2)$$

где N – сжимающая нагрузка.

По результатам проведенных исследований выявлено, что технология получения железопорошковых композиционных материалов с использованием обработанного взрывом полимера не оказывает существенного влияния на плотность получаемых образцов. Плотность испытуемых материалов, компактированных по традиционной схеме с применением статического прессования и по предложенной с использованием обработанного взрывом фторопласта, была практически на одном уровне и составляла 90–95 % от теоретической.

Термомеханический анализ показал, что композиты, полученные с использованием обработанного взрывом полимера, во всем диапазоне

степени наполнения железом, имеют более низкую деформационную способность в интервале температур эксплуатации, вплоть до 260 °С.

Установлено, что железопорошковые материалы, полученные с использованием обработанного взрывом полимера, имеют более высокую прочность при сжатии по сравнению с материалами, получаемыми по традиционной технологии (рис. 2). И если при малых степенях наполнения до 10 % железа прирост прочности незначителен (6–8 %), то при наполнении 15–20 % железа прочность возрастает существенно (на 16–18 %). Наибольшей прочностью обладают композиты фторопласта-4 с 20 % железа, причем у материала, полученного с использованием обработанного взрывом полимера $\sigma_{сж}$ составляет 22–23 МПа, тогда как у материала, полученного по традиционной технологии, $\sigma_{сж}$ = 18–19 МПа.

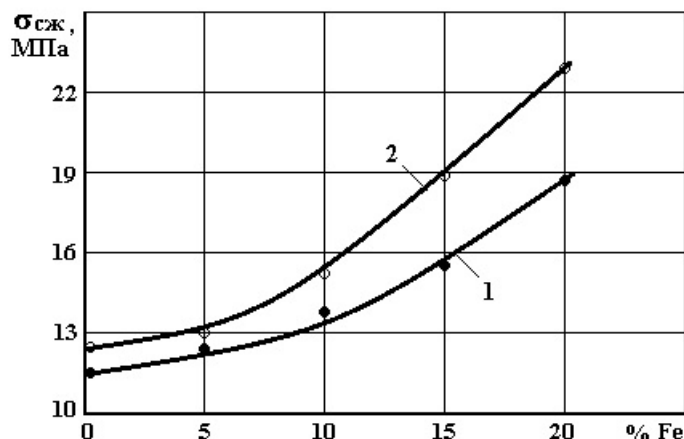


Рис. 2. Зависимость прочности при сжатии железопорошковых материалов от степени наполнения железом:
1 – статическое прессование; 2 – с использованием прессования взрывом

исследования технологических параметров спекания железопорошковых композитов показали (рис. 3), что максимальные значения прочностных характеристик ($\sigma_{сж}$ = 18–24 МПа)

реализуются в интервале температур 380–410 °С. Более высокие температуры спекания не применяются из-за возможной деструкции фторопласта-4.

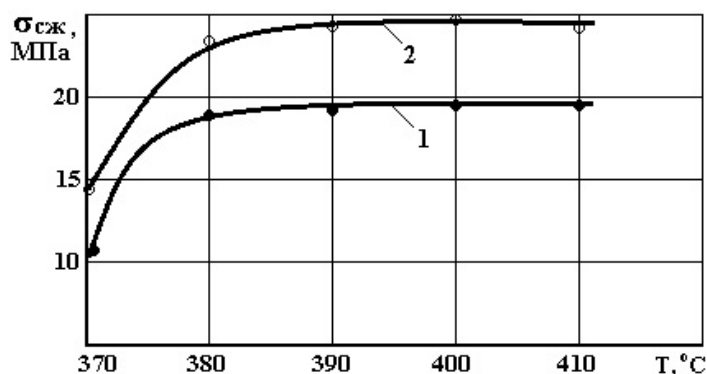


Рис. 3. Зависимость прочности композита фторопласта-4 + 20 железа от температуры спекания:
1 – статическое прессование; 2 – с использованием прессования взрывом

Оптимальная длительность выдержки при спекании составляет 80–100 минут (рис. 4). При этом для достижения максимальных значений прочности при сжатии образцов, полученных по

традиционной схеме необходимо более длительное спекание, тогда как время спекания образцов, полученных с применением обработанного взрывом полимера, сокращается на 20 минут.

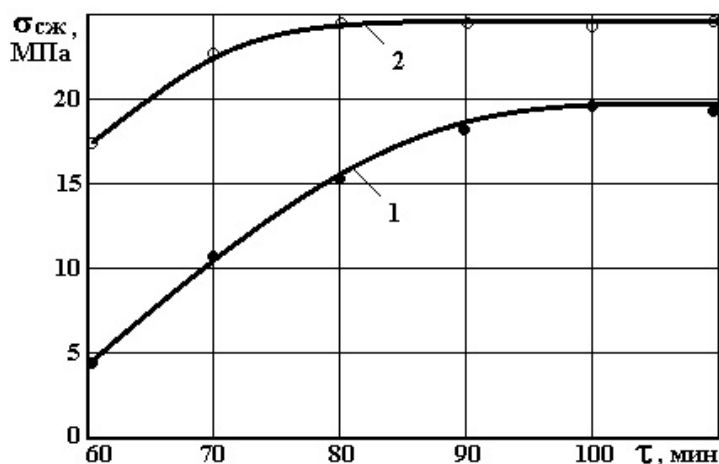


Рис. 4. Зависимость прочности композита фторопласт-4 + 20 железа от длительности спекания при температуре 390 °С:
1 – статическое прессование; 2 – с использованием прессования взрывом

Таким образом, в результате проведенных экспериментов по выявлению оптимальных температурно-временных параметров спекания удалось повысить прочностные показатели композиционного материала фторопласт-4 + 20 % железа, полученного с использованием обработанного взрывом полимера до 25 МПа, что почти на 20 % больше, чем у материалов, полученных статическим прессованием.

Выводы:

1. Выявлено, что использование обработанного взрывом полимера при получении железо-фторопластовых композиционных материалов приводит к увеличению их прочности при сжатии по сравнению с аналогичными материалами, полученными по традиционной схеме с применением статического прессования.

2. Установлено, что стабильность геометрических форм и размеров заготовок из композиционного материала фторопласт-4 + 20 % железа и максимальные значения прочности при сжатии ($\sigma_{сж} = 25$ МПа) реализуются в интер-

вале температур спекания 380–410 °С и длительности выдержки 80–100 минут.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Семенов, А. П. Новые области применения металлофторопластовых подшипников / А. П. Семенов // Машиностроитель. – 1997. – № 9. – С. 16–29.
2. Опыт применения фторполимерных материалов в авиационной технике / Э. Я. Бейдер, А. А. Донской, Г. Ф. Железина, Э. К. Кондрашов, Ю. В. Сытый, Е. Г. Сурнин // Российский химический журнал. – 2008. – Т. ЛП. – № 3. – С. 38 с.
3. Панин, Ю. А. Фторопласты / Ю. А. Панин, С. Г. Малкевич, Ц. С. Дунаевская. – М.: Химия, 1978. – 230 с.
4. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций: монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
5. Структура и свойства обработанных взрывом дисперсных термопластов / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, Э. В. Седов, А. В. Фетисов // Материаловедение. – 2001. – № 1. – С. 36–40.
6. Адаменко, Н. А. Свойства фторопластовых композиционных материалов, полученных взрывным прессованием / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, Э. В. Седов // Перспективные материалы. – 1999. – № 4. – С. 68–72.

УДК 621.73.019:620.192.43

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-28-30

*Ю. М. Шелухина, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, Я. Ю. Молоканова***ВЛИЯНИЕ СМЕЩЕНИЯ ВНЕОСЕВОЙ ЛИКВАЦИОННОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ
ИЗ ЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: julsheluhina@rambler.ru

В работе приведены результаты исследования влияния внеосевой ликвационной неоднородности на механические свойства кововой заготовки роторного вала стали 38ХНЗМФА. Изменение режимаковки с последующей термообработкой повлияло на классическое расположение внеосевой ликвации. Смещение внецентренной ликвации привело к образованию трещин и выходу их на поверхность поковки. Механические испытания образцов из дефектной зоны показали снижение пластических и вязкостных свойств на 30–47,6 %.

Ключевые слова: внеосевая ликвация, ковка, термообработка, механические свойства, пластичность, ударная вязкость.

*Yu. M. Shelukhina, D. V. Rutskiy, N. A. Zyuban, Ya. Yu. Molokanova***INFLUENCE OF DISPLACEMENT OF EXTRACENTRIC LIQUATION
INHOMOGENEITY ON MECHANICAL PROPERTIES
OF LARGE-SIZED PRODUCTS MADE OF ALLOY STRUCTURAL STEEL****Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of a study of the effect of extracentric liquation inhomogeneity on the mechanical properties of the forged billet of the rotary shaft of 38CrNi3MoV steel. Changing the forging mode with subsequent heat treatment affected the classical location of the extracentric liquation. The displacement of the off-center liquor led to the formation of cracks and their exit to the forging surface. Mechanical tests of samples from the defective zone showed a decrease in plastic and viscous properties by 30–47.6%.

Keywords: extracentric liquation, forging, heat treatment, mechanical properties, plasticity, toughness.

Получение крупногабаритных изделий ответственного назначения, роторов валов турбогенераторов, корпусов реакторов и тому подобных связано с изготовлением слитков массой от 20 до 500 тонн.

С ростом массы слитка усиливается его пораженность различного рода дефектами. К ним относится общая ликвационная неоднородность, наиболее ярко выражающаяся в наличии области отрицательной ликвации в нижней трети слитка, а также в повышенном содержании ликватов в верхней части осевой зоны. Неоднородность химического состава металла наблюдается как по высоте, так и по сечению. Получение однородного по химическому составу слитка усложняется с увеличением массы кованных деталей и соответственно слитков для их производства (до 500т) [1–6]. Этот рост обусловлен постоянным увеличением требуемой единичной мощности агрегатов. Ряд дефектов, таких как осевая рыхлость и пористость, может устраняться при определенных операцияхковки. Но есть неустраняемые дефекты, наследу-

емые готовым изделием, как например, внеосевая ликвационная неоднородность [7].

На данный момент существует несколько гипотез образования внеосевой ликвации. В основу практически всех положен факт избирательной кристаллизации и скопления ликватов в межосных пространствах и перед фронтом кристаллизации. Различаются они, главным образом, трактовкой ведущего звена процесса формирования внеосевой ликвации [8].

В связи с влиянием внеосевой ликвационной неоднородности на качество металла представляется интересным случай образования трещины на заготовках стали марки 38ХНЗМФА при термообработке. Дефект образовался при изменении технологииковки. Изменили место закатки цапф под патрон кантователя. Если ранее закатку цапф производили с прибыли, то по измененной технологии – с поддона. При макроконтроле поволоков было обнаружено смещение осевой зоны и внеосевой ликвации на торце заготовки со II (прибыльного) конца. Эти заготовки были допущены на упрочняющую тер-

мооработку. Термообработка состояла из закалики и отпуска. Температура закалки – 870 °С; время подстуживания – 30–40 мин; охлаждение в масло – 6 часов; температура отпуска – 645 °С. При закалке в масле на цапфах прибыльного конца образовались продольные трещины с выходом на торцевые поверхности заготовок. Протяженность трещин на поверхности цапф составила 300 мм и по каналу – 60 мм. При отпуске трещины распространялись на протяженное состояние по телу слитка, а по наружной поверхности заготовок длина их доходила до 2110 мм. Максимальное раскрытие трещин составило 3 мм (изменению технологииковки подверглись слитки массой 100–125 т). Снятие серного отпечатка с торца цапф показало, что трещины располагались в зоне максимального смещения внеосевой ликвации. В дальнейшем было установлено, что смещение ликвации вызывается малой степенью обжатия при вытяжке в сочетании с малым углом кантовки [9]. Эти два фактора приводили к закрутке волокон и шнуров внеосевой ликвации, а незначительный отход металла со стороны прибыли при закатке цапф с поддона и создавал смещение (показано на рис. 1). Установление причин смещения ликвации позволило усовершенствовать технологию изготовления поковок и тем самым

исключить брак без уменьшения выхода годного металла. С этой целью цапфы под патрон стали закатывать, как и ранее, со стороны прибыли. Однако проведенное сравнение прочностных и пластических свойств металла на тангенциальных образцах из здоровой зоны и из зоны со смещенной ликвацией представляет особый интерес (данные приведены ниже в таблице). На рис. 2 представлена схема отбора проб на механические испытания с диска заготовки роторного вала.

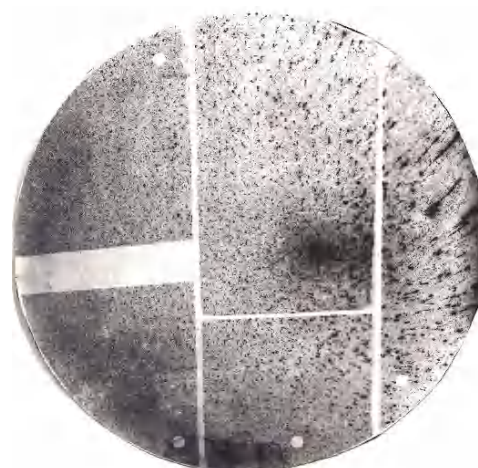


Рис. 1. Смещение внеосевой ликвации на цапфе заготовки роторного вала со стороны верх слитка, х 0,4

**Механические свойства зоны основного металла
и зоны со смещенной внеосевой ликвацией**

Зона	№№ образцов	Механические свойства				
		σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/м ²
Зона основного металла	1	676	813	22,5	56,5	1246
	3	676	804	18,5	39,5	1315
	5	666	815	16,0	37,5	981
	7	686	815	20,0	55,5	1236
	9	676	815	20,5	55,5	1315
	11	676	804	19,0	56,5	1393
	Среднее	676	810	19,42	50,16	1248
Зона со смещенной внеосевой ликвацией	1	676	804	23	56,5	922
	3	686	794	6,5	3,0	883
	5	686	843	13,5	16,0	451
	7	686	818	16	22,0	844
	9	686	823	14	30,0	1079
	11	701	843	8,5	30,5	–
	Среднее	687	821	13,58	26,3	836
Снижение свойств		–	–	30,0%	47,6%	33,0%

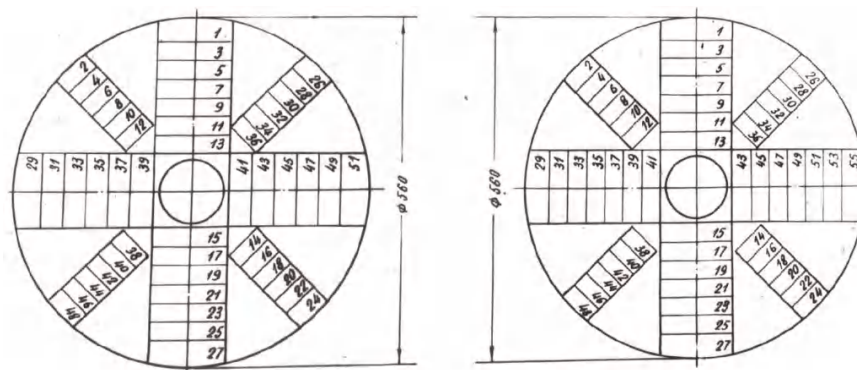


Рис. 2. Схема вырезки образцов из диска заготовки роторного вала

Согласно табличным данным в зоне со смещенной ликвационной неоднородностью наблюдается снижение пластических и вязкостных свойств на 30–47,6 %.

Данное исследование показывает, какое большое влияние оказывает внеосевая ликвация на качество металла из крупных слитков. Уменьшение степени развития внеосевой ликвации является одним из основных резервов повышения качества поковок ответственного назначения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зюбан, Н. А. Совершенствование технологии отливки крупных слитков с целью повышения надежности и эксплуатационной стойкости получаемых из них роторов турбогенераторов (Improvement of the casting technology for large ingots for rise of reliability and operating durability of a turbine set rotors manufactured of these ingots) / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий // Черные металлы (Chernye Metally). – 2018. – № 2 (1034). – С. 32–38.
2. Загрязненность металла крупного слитка оксидными, сульфидными и окисульфидными включениями / С. Б. Гаманюк, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, Л. В. Палаткина // Металлург. – 2017. – № 1. – С. 23–28.
3. Features of the distribution non-metallic inclusions in the structural zones of a 24.2 ton ingot of 38ХНЗМФА steel / С. Б. Гаманюк, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, Л. В. Палаткина // CIS Iron and Steel Review. – 2016. – Vol. 11. – С. 40–44.
4. Влияние формы донной части слитков на распределение неметаллических включений, химическую неоднородность и механические свойства получаемых поковок / С. Б. Гаманюк, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, С. С. Коновалов, Д. Г. Шулешко // Технология машиностроения. – 2014. – № 2 (140). – С. 14–17.
5. Кузнечные слитки: проблемы качества и новые подходы / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, С. С. Коновалов // Черные металлы. – 2014. – № 7. – С. 17–21.
6. Жульев, С. И. Производство и проблемы качества кузнечного слитка : Монография / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – 168 с.
7. Зюбан, Н. А. Развитие технологии получения крупных слитков и проблемы качества металла / Н. А. Зюбан, С. И. Жульев // Металлург. – 2009. – № 6. – С. 48–50.
8. Влияние технологии отливки слитков в вакууме на развитие зон ликвационной неоднородности / Ю. М. Шелухина, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, Ал. А. Шуклин, М. А. Черкашев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (261) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 71–76.
9. Охрименко, Я. М. Теория процессовковки / Я. М. Охрименко, В. А. Тюрин. – М. : Высшая школа, 1977. – 296 с.

УДК 621.761.27

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-30-35

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

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВОРДОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИСКРОВОМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННЫХ ПОРОШКОВ СПЛАВА ЖС6У*

Юго-Западный государственный университет

e-mail: ageev_ev@mail.ru

Представлены результаты исследования микротвердости и износостойкости жаропрочных сплавов, полученных искровым плазменным спеканием порошков, изготовленных электроэрозионным диспергированием отходов сплава ЖС6У в воде дистиллированной. Проведение намеченных мероприятий позволит решить проблему рециклинга отходов сплавов ЖС6У и дальнейшее их использование и тем самым снизить себестоимость производства конечного продукта.

Ключевые слова: отходы жаропрочного сплава ЖС6У, электроэрозионное диспергирование, вода, порошок, искровое плазменное спекание, микротвердость, износостойкость.

© Агеев Е. В., Кругляков О. В., Поданов В. О., 2023.

* Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ (НИШ-596.2022.4).

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

**INVESTIGATION OF MICROHARDNESS AND WEAR RESISTANCE
OF HEAT-RESISTANT ALLOYS OBTAINED BY SPARK PLASMA
SINTERING OF ELECTROEROSIVE POWDERS OF THE ALLOY ZHS6U**

South-West State University

The results of the study of microhardness and wear resistance of heat-resistant alloys obtained by spark plasma sintering of powders made by electroerosive dispersion of waste of the alloy ZhS6U distilled water are presented. Carrying out the planned measures will solve the problem of recycling waste of ZhS6U alloys and their further use and, thereby, reduce the cost of production of the final product.

Keywords: waste of heat-resistant alloy ZhS6U, electroerosive dispersion, water, powder, spark plasma sintering, microhardness, wear resistance.

Введение

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

В настоящее время одна из основных проблем использования сплава ЖС6У связана с наличием в его составе дорогостоящих компонентов, таких как Cr, Co, Ni, Nb, Mo, Ti и W, и необходимостью его повторного использования путем измельчения [6–9]. Одним из эффективных, но недостаточно изученных металлургических способов измельчения металлоотходов является электродиспергирование (ЭД).

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

Целью настоящей работы являлось исследование микротвердости и износостойкости жаропрочных сплавов, полученных искровым плазменным спеканием порошков, изготовленных электроэрозионным диспергированием отходов сплава ЖС6У в воде дистиллированной.

**Материалы и методы
проведения исследований**

Для получения никелевого порошка использовали отходы жаропрочного сплава марки ЖС6У, которые измельчали методом электроэрозионного диспергирования в дистиллированной воде на экспериментальной установке [10]. При диспергировании отходов ЖС6У использовали следующие параметры установки: напряжение на электродах 190...210 В; емкость конденсаторов 55...60 мкФ; частота следования импульсов 180...200 Гц. В результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами произошло разрушение отходов сплава с образованием частиц жаропрочного никелевого порошка.

Спекание жаропрочного никелевого порошка осуществляли в системе SPS 25-10 «Thermal Technology» (США) при температуре $T = 1300$ °С, давлении $P = 40$ МПа и времени выдержки $t = 10$ мин. Блок-схема методики спекания электроэрозионной шихты представлена на рис. 1.

Микротвердость сплавов определяли с помощью прибора «Instron 402 MVD» (Великобритания) при нагрузке на индентор 200 г по десяти отпечаткам со свободным выбором места укола в соответствии с ГОСТ 9450–76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников». Время нагружения индентора составляло 15 с.

Блок-схема методики исследования микротвердости сплавов представлена на рис. 2.

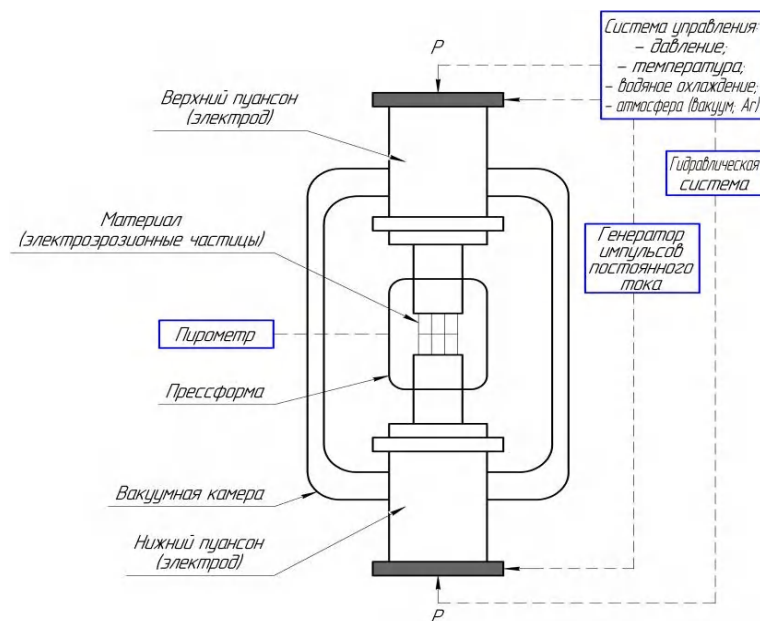


Рис. 1. Схема спекания электроэрозионной шихты ИПС



Микровердомер цифровой DM8



Испытания проводили при нагрузке на индентор 0,981 Н по десяти отпечаткам со свободным выбором места укола в соответствии с ГОСТ 9450-76 (Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников). Время нагружения индентора составило 15 секунд



Выгрузка отчета, отображающего величину применяемой нагрузки, время нагружения, размеры диагоналей отпечатка, значение твердости, количество проведенных измерений, среднее значение твердости, статистика измерений.

Рис. 2. Блок-схема методики исследования микротвердости сплавов

Износостойкость образцов исследовали по стандартной схеме испытания «шарик – диск» на автоматизированной машине трения «Tribometer, CSM Instruments» (Швейцария).

Блок-схема методики исследования износостойкости сплавов представлена на рис. 3.



Рис. 3. Блок-схема методики исследования износостойкости сплавов

Результаты исследований

Результаты исследования микротвердости сплавов представлены в табл. 1.

Экспериментально установлено, что новые жаропрочные сплавы, полученные искровым плазменным спеканием жаропрочного никелевого порошка, обладают более высокой микротвердостью по сравнению с промышленными сплавами. Данный эффект достигается при искровом плазменном спекании диспергированных электроэрозией частиц практически беспористой структурой и наличием высокотвердых фазовых составляющих.

Результаты исследования объемного износа испытуемых образцов и зависимости коэффи-

Таблица 1

Микротвердость исследуемых сплавов

Номер отпечатка индентора	Значение микротвердости, $HV_{0.2}$
1	546
2	542
3	538
4	211
5	566
6	523
7	318
8	475
9	534
10	348
Среднее значение	460

циента трения от пути трения представлены в табл. 2 и на рис. 4 (исследования износостойкости сплавов проводили по стандартной схеме испытания «шарик – диск» на автоматизированной машине трения «Tribometer, CSM Instruments»).

Экспериментально установлено, что новые жаропрочные сплавы, полученные искровым плазменным спеканием жаропрочного никелевого порошка, имеют меньший объемный износ по сравнению с промышленными сплавами.

Таблица 2

Объемный износ исследуемых сплавов

Исследуемый параметр	Марка сплава
	ЖС6У
Объемный износ, мм ³	<u>1,286</u>
	1,788

Примечание: в знаменателе представлены значения параметров промышленных сплавов.

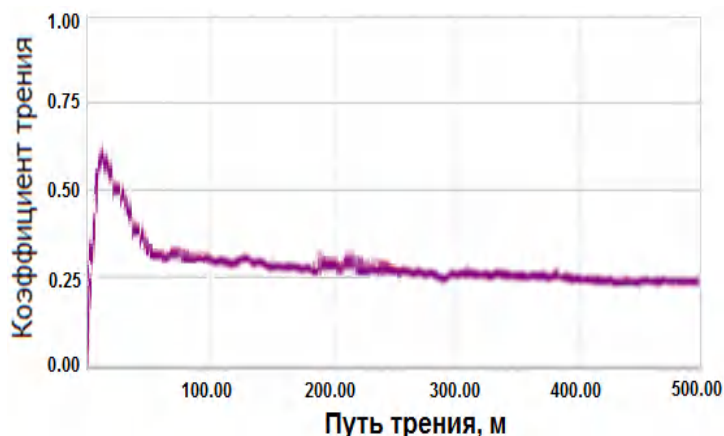


Рис. 4. Зависимость коэффициента трения жаропрочных сплавов из электроэрозионной шихты от пути трения

Повышению износостойкости жаропрочных сплавов, полученных искровым плазменным спеканием жаропрочного никелевого порошка, способствуют высокая микротвердость, а также относительно мелкий размер зерна и беспористая бездефектная структура.

Исследование зависимостей коэффициента трения поверхности образцов исследуемых сплавов при нагрузке 5 Н и линейной скорости 15 см/с, радиусом кривизны износа 3 мм после многократных проходов показало, что его величина на пути трения 500 м составляет порядка 0,25.

Отмечен скачок коэффициента трения в первоначальный момент трибологических испытаний образцов, который связан с относительно высокой шероховатостью, и износ характеризуется сглаживанием твердых выступов поверхности образца.

Оптическое изображение пятна износа контртела (шарика) после многократных проходов по исследуемой поверхности образца, полученное на пути трения 500 м с использованием микроскопа OLYMPUS GX51, показало, что при использовании в качестве контртела (шарика) из стали марки Stainless Steel AISI 420 происходит частичный износ контртела и на-

липание продуктов изнашивания образца на контртело. При контакте поверхности образцов с контртелом из стали Stainless Steel AISI 420, выступы (шероховатость) на поверхности образцов являются ловушками для карбидов, задерживают их, в результате чего происходит сглаживание твердых выступов и перенос материала образца на контртело.

Выводы

1. На основании проведенных экспериментов, направленных на исследования микротвердости и износостойкости жаропрочных сплавов, полученных искровым плазменным спеканием порошков, изготовленных электроэрозионным диспергированием отходов сплава ЖС6У в воде дистиллированной, показана высокая эффективность применения технологии искрового плазменного спекания, которая за счет короткого времени рабочего цикла, высокого давления и равномерного распределения тепла по образцу при воздействии на него импульсного электрического тока и так называемого «эффекта плазмы искрового разряда» обеспечивает при спекании порошков высокие физико-механические свойства сплава.

2. Проведение намеченных мероприятий позволит решить проблему рециклинга отходов

сплавов ЖС6У и дальнейшее их использование и тем самым снизить себестоимость производства новых жаропрочных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Исследование структуры сплава ЖС6У методом атомно-силовой микроскопии / Е. Н. Еремин, Ю. О. Филиппов, Н. А. Давлеткильдеев, Г. Н. Миннеханов // Омский научный вестник. – 2011. – № 1 (97). – С. 24–29.
2. Еремин, Е. Н. Исследование карбидных фаз в сплаве ЖС6У / Е. Н. Еремин, Ю. О. Филиппов, А. Е. Маталасова // Омский научный вестник. – 2014. – № 3 (133). – С. 59–63.
3. Исследование фазовых превращений в сплаве ЖС6У методами термического анализа / Е. Н. Еремин, Ю. О. Филиппов, Г. Н. Миннеханов, Б. Е. Лопаев // Омский научный вестник. – 2013. – № 1 (117). – С. 63–68.
4. Belyaev M. S., Morozova L. V., Gorbovets M. A., Slavin A. V. High-cycle fatigue of single-crystal heat-resistant nickel alloy under the conditions of stress concentration // Metallurgist. – 2020. – Т. 63. – № 11–12. – С. 1237–1247.
5. Chekhovskoi V. Ya., Peletskii V. E. The thermophysical properties of khn55vmtkyu nickel-based heat-resistant alloy // High Temperature. – 2005. – Т. 43. – № 1. – С. 51–57.
6. Svistunova T. V., Estulin G. V. Effect of rare earth metals on the properties of heat-resistant nickel-chrome alloy // Metal Science and Heat Treatment. – 1961. – Т. 3. – № 9–10. – С. 432–434.

7. Baskov F. A., Bychkova M. Y., Sentyurina Z. A., Logachev I. A., Logacheva A. I. Structure and properties of ep741np heat-resistant nickel alloy produced by selective laser melting // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2021. – Т. 62. – № 3.

8. Korostelev A. B., Zhrebtsov S. N., Sokolov I. P., Chumak-Zhun D. A. Modification of heat-resistant nickel alloy with a combined inoculator // Metallurgist. – 2011. – Т. 54. – № 9–10. – С. 711–713.

9. Применение газоизостатического прессования для повышения эксплуатационной надежности лопаток турбины из жаропрочного сплава типа ЖС6У / О. В. Новикова, В. А. Кочетков, А. И. Виноградов, А. А. Жуков, А. А. Тихонов, С. Ф. Маринин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. – № 8. – С. 54–56.

10. Ageeva E. V., Ageev E. V., Podanov V. O. X-Ray Methods for Studying Powders Produced by Electrical Dispersion of the Waste Products of ZhS6U Heat-Resistant Nickel Alloy in Kerosene // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2023. – Vol. 17, No. 1. – Pp. 168–173.

11. Ageev, E. B. Оптимизация процесса изготовления жаропрочного никелевого сплава путем искрового плазменного спекания порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов ЖС6У в воде / Е. В. Агеев, В. О. Поданов, А. Е. Агеева // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2023. – № 4. – С. 170–174.

12. Изучение микроструктуры, легирующих элементов и распределения фаз в образцах сплава ЖС6У, спеченных из порошков электроэрозионного диспергирования отходов / Е. В. Агеев, Е. В. Агеева, В. О. Поданов, М. И. Силенский // Электрометаллургия. – 2023. – № 4. – С. 34–38.

УДК 621.761.27

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-35-38

Е. П. Новиков, О. В. Кругляков, А. Е. Агеева

ТВЕРДОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ СПЕЧЕННОГО ЭЛЕКТРОКОРУНДА ИЗ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННЫХ ПОРОШКОВ*

Юго-Западный государственный университет

e-mail: evgeniy-novikov-92@mail.ru

Представлены результаты исследования твердости и прочности электрокорунда, изготовленного искровым плазменным спеканием порошков, полученных электроэрозионным диспергированием электротехнического алюминия в дистиллированной воде. Показана высокая эффективность рециклинга электротехнического алюминия марки АД0Е путем его переработки электроэрозионным диспергированием в порошки и повторными применением в качестве шихты при получении электрокорунда искровым плазменным спеканием.

Ключевые слова: отходы алюминия, электроэрозионное диспергирование, электрокорунд, твердость, прочность.

E. P. Novikov, O. V. Kruglyakov, A. E. Ageeva

HARDNESS AND STRENGTH OF CORUNDUM OBTAINED FROM ELECTROEROSIVE POWDERS

South-West State University

The results of the study of the hardness and strength of electrocorundum produced by spark plasma sintering of powders obtained by electroerosive dispersion of electrical aluminum in distilled water are presented. The high efficiency of recycling electrical aluminum grade AD0 by processing it by electroerosive dispersion into powders and repeated application as a charge for obtaining electrocorundum by spark plasma sintering is shown.

Keywords: aluminum waste, electroerosive dispersion, electrocorundum, hardness, strength.

© Новиков Е. П., Кругляков О. В., Агеева А. Е., 2023.

* Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ (МК-2539.2022.4).

Введение

В настоящее время порошки оксида алюминия (корунда) широко используются в производстве абразивных тугоплавких материалов для металлообрабатывающей, машиностроительной и химико-металлургической промышленности [1–3]. На данный момент существуют различные способы их производства.

Один из наиболее распространенных промышленных способов получения порошкового $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (корунда) заключается в высокотемпературном (выше 1200 °С) обжиге на воздухе гидроксида алюминия (гидраргиллита) или оксигидроксида алюминия (бемита) без или с добавками кристаллов-затравок и/или легирующих веществ [4–6].

Одним из наиболее перспективных способов получения оксидов металлов с низкой себестоимостью, невысокими энергетическими затратами и экологической чистотой процесса является способ электроэрозионного дисперги-

рования (ЭЭД) [7–10]. Однако свойства электрокорунда, изготовленного из порошков, полученных электроэрозионным диспергированием, изучены недостаточно, что затрудняет их практическое применение.

Целью настоящей работы являлось исследование твердости и прочности электрокорунда, изготовленного искровым плазменным спеканием порошков, полученных электроэрозионным диспергированием электротехнического алюминия марки АД0Е в дистиллированной воде.

Материалы и методы проведения исследований

Для получения порошков оксида алюминия на экспериментальной установке методом электроэрозионного диспергирования использовали отходы электротехнического алюминия марки АД0Е, предварительно нарезанные по 5...7 см [7–10]. Куски проволоки загружали в реактор, заполненный рабочей жидкостью – дистилли-



Рис. 1. Блок-схема методики исследования твердости по Роквеллу

рованной водой. При этом использовали следующие электрические параметры установки: частота следования импульсов – 50 Гц; напряжение на электродах – 90 В; емкость конденсаторов – 65 мкФ.

Спекание полученной электроэрозионной шихты проводили на установке искрового плазменного спекания SPS 25-10 «Thermal Technology» (США) при давлении 30 МПа, температуре 560 °С и времени выдержки 3 минуты.

Твердость электрокорунда определяли с помощью прибора «Instron 600 MRD» (Великобритания). Блок-схема методики исследования твердости по Роквеллу представлена на рис. 1.

Предел прочности электрокорунда определяли с помощью прибора «Instron 300 LX-B1-C3-J1C» (Великобритания). Блок-схема методики исследования предела прочности при поперечном изгибе представлена на рис. 2.



Рис. 2. Блок-схема методики исследования предела прочности при поперечном изгибе

Результаты исследований

Результаты исследования твердости и предела прочности при изгибе исследуемого электрокорунда представлены ниже в таблице.

Экспериментально установлено, что электрокорунд, полученный искровым плазменным спеканием электроэрозионной шихты, обладает значительной твердостью. Данный результат

был достигнут благодаря применению искрового плазменного спекания электроэрозионной шихты, которое за счет короткого времени рабочего цикла, высокого давления и равномерного распределения тепла по образцу способствует образованию мелкодисперсной беспористой микроструктуры.

Исследуемые параметры

Исследуемый параметр	Значение параметра
Твердость HRA	<u>84,7</u> 83,5
Предел прочности при сжатии, МПа	<u>3720</u> 2900

Примечание: в знаменателе представлено значение параметра промышленного электрокорунда, полученное в аналогичных условиях испытаний.

Экспериментально установлено, что электрокорунд, полученный искровым плазменным спеканием электроэрозионной шихты, обладает более высоким пределом прочности по сравнению с промышленным.

Повышению прочности электрокорунда, полученного искровым плазменным спеканием электроэрозионной шихты, способствует высокая дисперсность и сферическая форма частиц, а также относительно мелкий размер зерна и беспористая бездефектная структура.

Выводы

1. Показана высокая эффективность рециклинга электротехнического алюминия марки АД0Е путем его переработки электроэрозионным диспергированием в порошки и повторным применением в качестве шихты при получении электрокорунда искровым плазменным спеканием.

2. Электрокорунд, получаемый электроэрозионным диспергированием алюминиевых отходов, может быть использован в металлообрабатывающей, машиностроительной и химико-металлургической промышленности. Также корунд можно применять как огнеупорный материал. Керамика на основе оксида алюминия обладает высокой твердостью, огнеупорностью и антифрикционными свойствами, а также является хорошим изолятором. Она используется в горелках газоразрядных ламп, подложек интегральных схем, в запорных элементах кера-

мических трубопроводных кранов, в зубных протезах и так далее.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Афанасьев, Н. Г. Стандартный образец ориентации из монокристаллов корунда / Н. Г. Афанасьев, К. А. Кабачный, Е. К. Колесников // Приборы. – 2019. – № 9 (231). – С. 42–45.
2. Печенкин, И. Г. Вклад ВИМСа в создание отечественных синтетических корундов / И. Г. Печенкин, И. Г. Луговская // Разведка и охрана недр. – 2019. – № 8. – С. 8–19.
3. Паляницин, П. С. К вопросу ресурсо- и энергосбережения в производстве корунда / П. С. Паляницин, П. А. Петров, В. Ю. Бажин // Вестник Иркутского государственного технического университета. – 2020. – Т. 24. – № 6 (155). – С. 1347–1356.
4. Зенкин, М. И. Композиционная керамика на основе корунда, армированная углеродными нанотрубками / М. И. Зенкин, А. А. Атапин, Н. А. Макаров // Успехи в химии и химической технологии. – 2019. – Т. 33. – № 4 (214). – С. 78–80.
5. Сорокина, Е. С. Зависимость формы кристаллов корунда от состава примесей / Е. С. Сорокина // Записки Российского минералогического общества. – 2021. – Т. 150. – № 3. – С. 145–153.
6. Кисон, В. Э. Разработка новой плазменной технологии получения чистого белого корунда / В. Э. Кисон, А. С. Мустафаев, В. С. Сухомлинов // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. – 2021. – Т. 21. – № 3. – С. 380–385.
7. Новиков, Е. П. Свойства порошков корунда, полученных электродиспергированием металлоотходов / Е. П. Новиков, В. О. Поданов, А. Е. Агеева // Вестник ВолгГТУ. – 2022. – № 7 (266). – С. 90–94.
8. Агеева, А. Е. Размерный анализ частиц порошка электрокорунда, полученного электродиспергированием отходов алюминия марки АД0Е / А. Е. Агеева, Е. П. Новиков // Современные материалы, техника и технологии. – 2022. – № 4 (43). – С. 12–21.
9. Агеев, Е. В. Оптимизация процесса получения частиц электрокорунда электродиспергированием отходов алюминия марки АД0Е в воде / Е. В. Агеев, Е. П. Новиков, А. Е. Агеева // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия : Техника и технологии. – 2022. – Т. 12, № 3. – С. 72–89.
10. Параметрические показатели формы частиц электрокорунда, полученного электродиспергированием отходов электротехнического алюминия марки АД0Е / Е. В. Агеев, А. И. Пыхтин, Е. П. Новиков, А. Е. Агеева // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия : Техника и технологии. – 2022. – Т. 12, № 4. – С. 40–53.

ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

УДК 621.74

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-39-42

И. О. Леушин, А. В. Титов, С. Р. Ракитин

ИССЛЕДОВАНИЯ ОСТАТОЧНОЙ ПРОЧНОСТИ ЖИДКОСТЕКЛЯНЫХ СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ С ДОБАВКОЙ ИЗМЕЛЬЧЕННЫХ ОТХОДОВ СИЛОКСАНОВЫХ РЕЗИН

Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева

e-mail: andavt95@rambler.ru

В статье представлены результаты испытаний стандартных образцов, изготовленных из легковыбиваемой жидкостекляной смеси с добавкой измельченных отходов силиконовых (силоксановых) резин (ОСР). Получены зависимости изменения остаточной прочности от температуры прокалики стержней. Показана возможность использования разработанной смеси для изготовления стержней в производстве алюминиевого литья при прогреве стержня до температур порядка 400–600 °С.

Ключевые слова: литейные стержни, жидкостекляная стержневая смесь, выбиваемость стержней, остаточная прочность, отходы силиконовых резин.

I. O. Leushin, A. V. Titov, S. R. Rakitin

STUDIES OF THE RESIDUAL STRENGTH OF LIQUID-GLASS CORE MIXTURES WITH THE ADDITION OF CRUSHED SILOXANE RUBBER WASTE

Nizhny Novgorod State Technical University R. E. Alekseeva

The article presents the results of testing standard samples made from an easily knocked out liquid glass mixture with the addition of crushed waste silicone (siloxane) rubber (OSR). The dependences of the change in residual strength on the temperature of the calcination of the rods are obtained. The possibility of using the developed mixture for the manufacture of rods in the production of aluminum castings when the rod is heated to temperatures of about 400 - 600°C is shown.

Keywords: casting cores, liquid glass core mixture, core knockout, residual strength, silicone rubber waste.

Главным сдерживающим фактором использования литейных стержней на жидкостекляном связующем является их плохая выбиваемость из отливок. Для устранения этого недостатка было предложено множество решений [1], среди которых экономически наиболее выгодным можно считать применение в составе стержневой смеси разупрочняющих добавок, полученных из отходов различных производств [2]. Однако требования, предъявляемые к качеству стержней, неуклонно растут. Стержни должны обладать высокой манипуляторной и эксплуатационной прочностью, газопроницаемостью, податливостью, низкой осыпаемостью и газотворностью. Кроме того, при использовании стержневых смесей в атмосферу цеха не

должно выделяться в недопустимом количестве токсичных и вредных для здоровья человека веществ.

Для решения проблемы авторами статьи была разработана жидкостекляная стержневая смесь с улучшенной выбиваемостью [3]. Кроме жидкого стекла в состав смеси входит формовочная глина для повышения сырой (манипуляторной) прочности смеси и водный 6%-й раствор поливинилового спирта для снижения осыпаемости стержней. Основным разупрочняющим компонентом является добавка измельченных отходов силиконовых (силоксановых) резин (ОСР).

Для оценки возможности применения разработанной стержневой смеси при изготовле-

нии отливок из различных сплавов были проведены испытания образцов на остаточную прочность при их нагреве до различных температур.

Для проведения экспериментов были использованы следующие материалы:

- сухой кварцевый песок марки 2К₁О₂02 (ГОСТ 2138–91);
- жидкое стекло (ГОСТ 13078–81);
- глина формовочная марки ПЗ (ГОСТ 3226–93);
- водный 6%-й раствор поливинилового спирта;
- измельченные ОСР.

В качестве исходного материала для приготовления разупрочняющей добавки использовались выведенные из эксплуатации силиконовые формы для изготовления изделий из пластмасс. Измельчение и рассев до нужной фракции ($\leq 0,5$ мм) были проведены с помощью режущей мельницы модели Retsch SM100.

Образцы изготавливали и испытывали по стандартным методикам (ГОСТ 23409.7–78, ГОСТ 23409.6–78, ГОСТ 23409.9–78). Отверждение проводили с помощью продувки углекислым газом. Варьировалось процентное содержание измельченных ОСР от 0,5 до 3,0 % (по массе). Для определения остаточной прочности образцы нагревались в муфельной печи до температур 200, 300, 400, 500, 600, 700, 800 °С

в течение часа и затем охлаждались до 20 °С на воздухе. Далее испытания на прочность (на сжатие) проводились по стандартной методике.

Результаты проведенных исследований, приведенные в таблице, показывают, что остаточная прочность образцов, изготовленных из всех испытываемых смесей при использовании температур прокалики от 200 до 500 °С, снижается и достигает минимума при температуре 600 °С (см. рисунок ниже). Действие измельченных ОСР как порообразующей разупрочняющей добавки начинает проявляться после прокалики смесей до 400 °С. При этой температуре происходит полная деструкция частиц силикона с образованием углекислого газа и аморфного диоксида кремния.

После прокалики образцов (изготовленных без применения разупрочняющей добавки) при температуре 800 °С остаточная прочность резко возрастает, однако использование в составе смеси измельченных ОСР позволяет снизить ее в несколько раз. При увеличении содержания измельченных ОСР в составе смеси практически при всех температурах прокалики образцов их остаточная прочность уменьшается. Однако применять смеси с добавкой отходов более 2,0 % нельзя из-за образующейся в отливках пористости (пробные отливки изготавливались из алюминиевого сплава АК7ч).

Состав и характеристики исследуемых стержневых смесей

№ п/п	Компоненты и характеристики смесей	Состав смесей, масс. %					
		№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5	№ 6
1	2	3	4	5	6	7	8
1	Жидкое стекло	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0
2	Формовочная глина	4,0	4,0	4,0	4,0	4,0	4,0
3	Добавка измельченных ОСР	–	0,5	1,0	1,5	2,0	3,0
4	Водный 6%-й раствор поливинилового спирта	–	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5
5	Кварцевый песок	Остальное	Остальное	Остальное	Остальное	Остальное	Остальное
6	Предел прочности на сжатие во влажном состоянии, МПа	0,05	0,08	0,08	0,07	0,09	0,07
7	Предел прочности на сжатие в отвержденном состоянии, МПа	2,00	2,00	1,98	1,97	1,95	1,88
8	Газопроницаемость, ед.	200	200	203	200	200	200
9	Предел прочности на разрыв в отвержденном состоянии, МПа	0,85	0,85	0,84	0,84	0,83	0,79
10	Осыпаемость, %	0,20	0,20	0,24	0,26	0,27	0,29
11	Остаточная прочность после прокалики образцов при температуре 200 °С, МПа	>3,00	>3,00	>3,00	>3,00	3,00	2,55
12	Остаточная прочность после прокалики образцов при температуре 300 °С, МПа	>3,00	>3,00	>3,00	>3,00	2,82	2,44

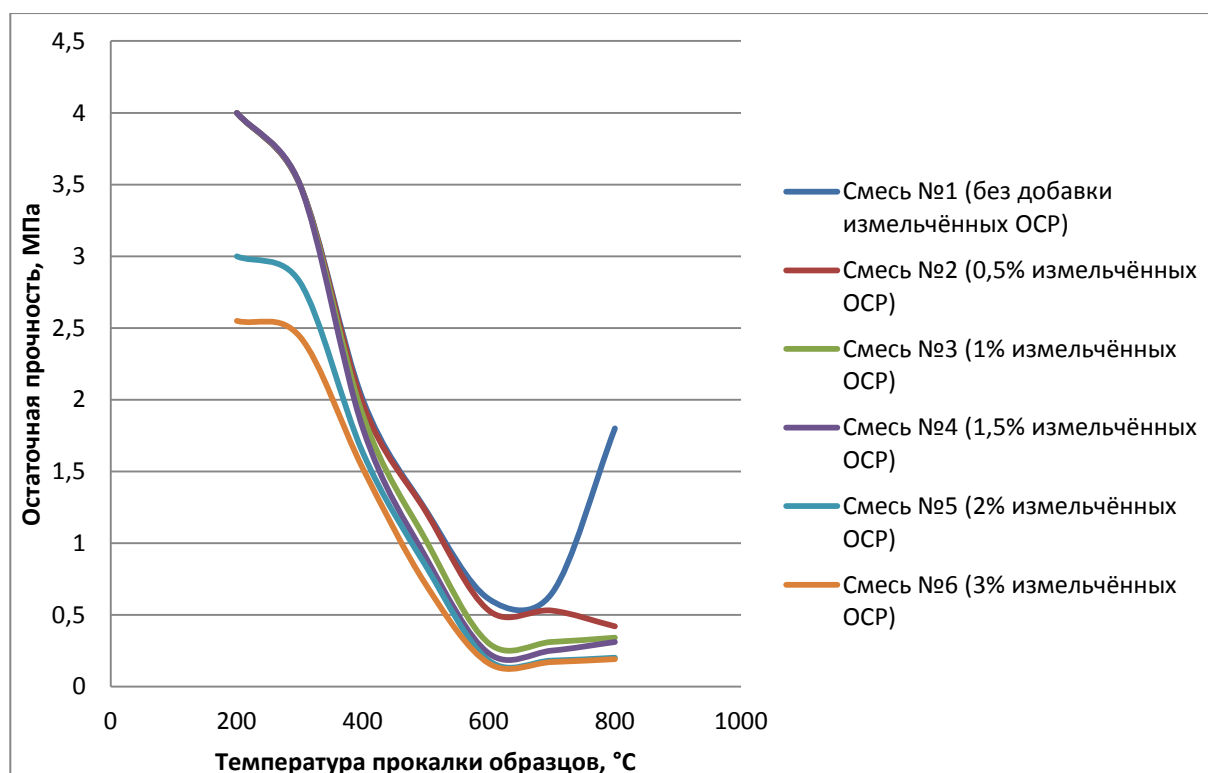
Окончание таблицы

1	2	3	4	5	6	7	8
13	Остаточная прочность после проковки образцов при температуре 400 °С, МПа	2,00	1,97	1,89	1,80	1,63	1,52
14	Остаточная прочность после проковки образцов при температуре 500 °С, МПа	1,23	1,22	1,02	0,90	0,84	0,71
15	Остаточная прочность после проковки образцов при температуре 600 °С, МПа	0,61	0,53	0,30	0,23	0,18	0,16
16	Остаточная прочность после проковки образцов при температуре 700 °С, МПа	0,65	0,53	0,31	0,25	0,18	0,17
17	Остаточная прочность после проковки образцов при температуре 800 °С, МПа	1,8	0,42	0,34	0,31	0,20	0,19
18	Газовая пористость в отливке	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Есть

Из литературных источников [4] известно, что при заливке алюминиевых сплавов жидкостекольная стержневая смесь прогревается до температур порядка 200–400 °С для тонкостенных и до 400–600 °С для толстостенных отливок. Исходя из этого, можно сделать вывод, что разработанная стержневая смесь может быть успешно использована для изготовления небольших по массе и габаритным размерам отливок из алюминиевых сплавов; в этом случае

стержни прогреваются до температур порядка 400–600 °С.

При заливке чугунов и сталей стержни прогреваются до температуры 800 °С и выше [5]. Вероятно, применять разработанную легковываемую смесь в производстве чугунных и стальных отливок будет также выгодно, поскольку максимальный разупрочняющий эффект наблюдается именно при таких высоких температурах прогрева стержня.



Зависимости остаточной прочности смесей с различным содержанием добавки измельченных ОСП от температуры проковки образцов

Авторами статьи планируется провести проверку разупрочняющего действия разработанной смеси при изготовлении чугунного и стального литья, поскольку при разливке высокотемпературных сплавов возрастает опасность проникновения газов, выделяющихся при деструкции измельченных ОСР, в отливку.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Оценка применения разупрочняющих добавок в практике производства литейных стержней / И. О. Леушин [и др.] // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. – 2020. – Т. 18. – № 3. – С. 25–33.
2. Леушин, И. О. Применение отходов различных производств в качестве разупрочняющих добавок для литейных стержней / И. О. Леушин, А. В. Титов, К. А. Маслов // Литейное производство. – 2022. – № 8. С. 18–22.
3. Пат. 2793659 РФ, МПК В 22 С 1/10 (2006.01), В 22 С 1/18 (2006.01). Смесь для изготовления литейных форм и стержней / И. О. Леушин, А. В. Титов, С. Р. Ракитин. – № 2022132436 : заявл. 12.12.2022 ; опубл. 04.04.2023. – 8 с.
4. Выявление основных температурных интервалов разупрочнения литейных стержней на жидкостекольном связующем / Н. А. Кидалов, Н. В. Григорьева, В. Ф. Жаркова [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7(266) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Металлургия»). – С. 48–51. – DOI: 10.35211/1990-5297-2022-7-266-48-51.
5. Сварика, А. А. Формовочные материалы и смеси : Справочник / А. А. Сварика. – К. : Техника, 1983. – 144 с.

УДК 621.742

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-42-47

Н. А. Кидалов, А. С. Адамова, И. Д. Машенцев, М. Д. Безмогорычный

ОПРЕДЕЛЕНИЕ АКТИВНОЙ ГЛИНЫ В СОСТАВЕ ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: adamova@vstu.ru

Данная работа посвящена определению содержания активной глины в формовочных смесях в зависимости от их состава. Показано, что обработка глинистого связующего оказывает влияние на количество активного бентонита в смеси.

Ключевые слова: песчано-глинистая форма, активная глина, активный бентонит, обменные катионы, ионный обмен.

N. A. Kidalov, A. S. Adamova, I. D. Maschencev, M. D. Bezmogorychnny

DETERMINATION OF ACTIVE CLAY IN THE COMPOSITION OF THE MOLDING MIXTURE

Volgograd State Technical University

This article is devoted to determining the content of active clay in molding mixtures depending on their composition. It is shown that the processing of the clay affects the amount of active bentonite in the mixture.

Keywords: sandy-clay form, active clay, active bentonite, exchangeable cations, ion exchange.

В промышленности подавляющее число деталей изготавливается методом литья. При этом основную массу отливок (около 44 %) получают в песчано-глинистые формы, изготовленные из смеси песка и глины [1]. Качество отливок напрямую зависит от качества формовочной смеси, брак отливок по вине формы составляет до 60 % [2].

Одним из показателей качества формовочных песчано-глинистых смесей является количество активной глины. Активная глина, или активный бентонит – это количество катионов глины, находящихся на поверхности частицы, способных к обмену. Иными словами, процент содержания активной глины – это ее обменная

емкость. Поддержание удовлетворительного уровня количества активной глины позволяет сократить расходы на приобретение новых исходных материалов, увеличить длительность использования формовочных песчано-глинистых смесей без введения освежения, а также повысить физико-механические свойства смесей и, следовательно, качество форм и получаемой продукции. Считается, что формовочная смесь пригодна к использованию, когда содержание в ней активной глины составляет не менее 8 % [3].

Основным способом восполнить содержание активной глины является введение освежения – новой, свежей глины. Однако это означает дополнительные траты на материалы, кото-

© Кидалов Н. А., Адамова А. С., Машенцев И. Д., Безмогорычный М. Д., 2023.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ в рамках научного проекта № 08/556-23.

рые могут достигать 60 % на отливку. По данным Счетной палаты РФ в настоящее время Россия на 89,6 % зависит от импорта бентонитов для литейного производства; около 70 % каолина поставляется из Украины [4, 5]. В сложившейся экономической и политической ситуации поставки сырья задерживаются или невозможны.

В данной работе проводится исследование содержания активной глины в формовочных песчано-глинистых смесях для литейного производства в зависимости от их состава и способа обработки глинистого связующего. Определение количества активной глины проводилось

с помощью теста на окрашивание метиленовым голубым. Принцип данного теста основан на химической реакции ионного обмена, где легкообмениваемые положительные ионы, находящиеся на отрицательной поверхности глинистой частицы, замещаются катионами метиленового голубого, которые выделяются красителем в процессе его разложения в воде (рис. 1). Способ позволяет количественно определить способность формовочной смеси поглощать ионы путем измерения количества метиленового голубого, необходимого для покрытия всей (внешней и внутренней) поверхности частиц глины, содержащихся в смеси.

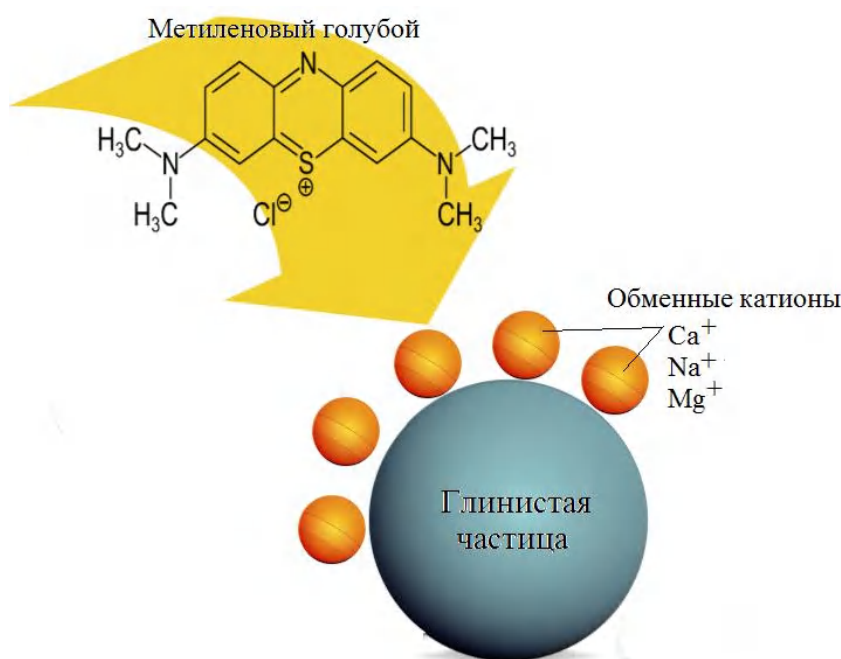


Рис. 1. Обмен катионов, адсорбированных на поверхности глинистых минералов метиленовым голубым

К способам повышения содержания активной глины в формовочных смесях можно отнести активацию глины (химическую, механическую, комплексную), ультразвуковую обработку, добавку освежения и другие. В работе проводились исследования содержания активной глины в составах формовочных песчано-глинистых смесей. Исследовались следующие смеси:

1) отработанная формовочная песчано-глинистая смесь, бывшая в употреблении, то есть прошедшая несколько раз заливку жидким металлом и подверженная воздействию высоких температур;

2) отработанная формовочная смесь с добавлением освежения – свежих компонентов –

песка (7 %) и глины (3 %). Добавка свежих материалов позволила повысить физико-механические свойства формовочных смесей, в частности – газопроницаемость (за счет ввода песка) и предел прочности при сжатии во влажном состоянии (за счет ввода глины);

3) песчано-глинистая смесь, приготовленная с использованием свежих материалов – песка и глины, – которые не контактировали с жидким металлом;

4) песчано-глинистая смесь, где глина была добавлена в виде высококонцентрированной водно-глинистой суспензии с понизителем вязкости – углещелочным реагентом [6];

5) песчано-глинистая смесь с использованием водно-глинистой суспензии, обработанной

ультразвуком при следующих параметрах: частота 20 кГц; время обработки 15 минут;

б) песчано-глинистая смесь на основе глины, прошедшей активацию химическим веществом – гидрокарбонатом натрия NaHCO_3 .

Использовались следующие исходные компоненты:

– песок кварцевый марки $1\text{K}_2\text{O}_3\text{03}$ (ГОСТ 2138–91);

– бентонитовая глина марки C1T_2 Латненского месторождения Воронежской области (ГОСТ 28177–89).

Составы исследуемых формовочных песчано-глинистых смесей приведены ниже в таблице.

Составы формовочных смесей

Номер смеси	Обозначение	Содержание компонентов в смеси, масс. %				
		Отработанная	Песок	Глина	ВГС (15 %)	Вода
1	Отработанная	100	-	-	-	5, сверх 100
2	Отработанная + освежение	90	7	3	-	5, сверх 100
3	Глина	-	95	5	-	5, сверх 100
4	Суспензия	-	94	-	6	-
5	Ультразвук	-	94	-	6	-
6	Хим. активация	-	95	5	-	5, сверх 100

Состав бентонитовой водно-глинистой суспензии следующий:

Бентонитовая глина	15 масс. %	45 г
Вода	85 масс. %	255 г

Обработка глины ультразвуком проводилась в ультразвуковой ванне ПСБ-2828-05, которая включает в себя генератор ультразвуковых колебаний и преобразователь. Генератор вырабатывает электрические импульсы, которые преобразуются в механические волны (волны давления) в жидкости для вибрационного ультразвукового действия. Эти волны давления вызывают образование и схлопывание крошечных пузырьков в жидкости – процесс, известный как кавитация. Это приводит к высвобождению энергии и давления, что создает интенсивное воздействие на погруженный в ванну объект, в данном случае – водно-глинистую суспензию.

Химическая активация глины проводилась с использованием гидрокарбоната натрия – соды NaHCO_3 . Для активации навеску глины помещали в ступку, добавляли 1 % соды и перемешивали в течение 5 минут. За это время происходило замещение катионов (Ca^{2+} , Mg^{2+} , Fe^{3+} и прочих) диффузного слоя глины катионами Na^+ , кроме того – измельчение размера частиц глины, увеличение удельной площади поверхности, что положительно сказывалось на набухаемости, водопоглощении и, как следствие, связующей способности глин.

Для определения содержания активного бентонита, то есть для выявления количества

обменных катионов глины, использовали краситель метиленовый голубой ($\text{C}_{16}\text{H}_{18}\text{ClN}_3\text{S}$) ТУ 6-09-40-5171-84. Навеску 5 г исследуемой формовочной смеси помещали в колбу, доливали 50 мл дистиллированной воды и кипятили в течение 5 минут. После остывания добавляли 2 мл 5%-го нормального раствора серной кислоты (H_2SO_4). Серная кислота увеличивает концентрацию ионов водорода в глине, что, в свою очередь, нейтрализует отрицательный заряд глинистых минералов. Этот процесс нейтрализации способствует высвобождению обменных катионов из частиц глины. Далее в полученный

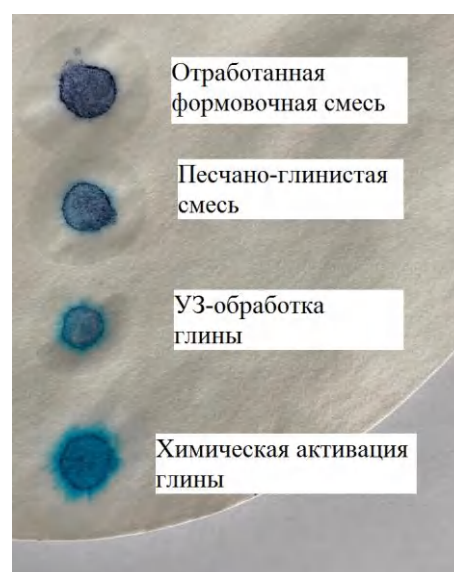


Рис. 2. Капли формовочных смесей с метиленовым голубым

раствор формовочной смеси добавляли по 1 мл метиленового голубого (приготовленного из расчета 3,74 г на 1 л дистиллированной воды), перемешивали и стеклянной палочкой наносили каплю смеси на фильтровальную бумагу до появления светло-голубого ореола вокруг пятна от раствора смеси с метиленовым голубым. По количеству израсходованного метиленового голубого, используя калибровочную кривую, судили о процентном содержании активного бентонита в составе формовочной песчано-глинистой смеси.

На рис. 2 представлены капли растворов исследуемых формовочных смесей с красителем

метиленовым голубым, нанесенные на фильтровальную бумагу. Видно, что капля формовочной смеси, бывшей в употреблении, имеет слабый ореол, а формовочная смесь, содержащая глину, активированную химическим способом в присутствии гидрокарбоната натрия NaHCO_3 , напротив, имеет яркий голубой ореол. Это говорит о различном содержании обменных катионов, находящихся на поверхности глинистых частиц.

Результаты проведенных исследований по определению активной глины представлены на рис. 3.

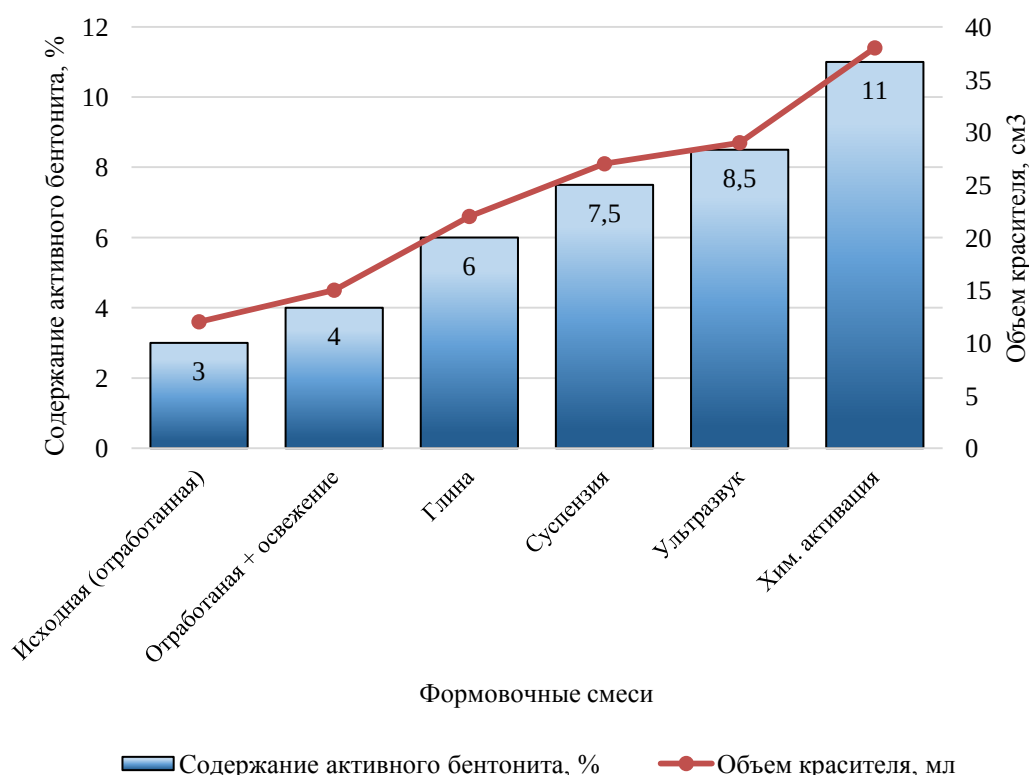


Рис. 3. Зависимость содержания активного бентонита в формовочных смесях от их состава

Наименьшее содержание активного бентонита имеет смесь, бывшая в употреблении — 3 % (для определения потребовалось 12 мл красителя). Это значение говорит о том, что качество смеси низкое, при ее многократном использовании будет низкое качество поверхности отливок. Частица отработанной формовочной смеси, подвергаясь воздействию высоких температур, растрескивается, что понижает газопроницаемость и увеличивает склонность к образованию пригара.

Данный факт согласуется с литературными данными, где говорится о том, что глина в составе формовочной смеси при многократном

воздействии высоких температур теряет свои пластичные и связующие свойства, которые в дальнейшем не восстанавливаются. В этом случае неактивная глина становится вредной примесью. Для улучшения физико-механических и технологических свойств формовочной смеси отработанную формовочную смесь нужно регенерировать и освежать. Освежение подразумевает собой введение в состав смеси 7–10 % свежих песка и глины, частицы которых восполняют растресканные компоненты формовочных материалов (таким образом повышаются физико-механические свойства смеси и, следовательно, качество отливок).

При добавлении к отработанной смеси осеживания в виде свежих песка и глины повышается содержание активного бентонита до 4 % (использовалось 15 мл красителя). Рост активного бентонита происходит за счет добавки новой порции глины, тем не менее его содержание не удовлетворяет требованиям – считается, что формовочная смесь должна иметь как минимум 8 % активной глины.

Таким образом, применение отработанных формовочных смесей требует постоянного контроля их технологических свойств, включения в производственный цикл операции регенерации, что сопровождается ростом производственных затрат, материалов и оборудования.

Определялось содержание активного бентонита в составе формовочной смеси, приготовленной на основе песка и глины. Результаты показали, что емкость обменных катионов составляет 6 %, для ее определения было задействовано 22 мл красителя, что по сравнению с анализом отработанной смеси выше в 2 раза.

Применение в составе смеси глины в виде водно-глинистой суспензии повышает емкость активных катионов до 7,5 % (27 мл. красителя). Использование глины в виде суспензии позволяет увеличить активную глину на 1,5 % из-за особенности строения глинистых частиц: частицы в составе водно-глинистой суспензии полностью окружены водой; молекулы воды проникают между пакетами глины, раздвигая их, из-за чего глина набухает. Разделение пакетов глины высвобождает новые катионы, которые способны к обмену, вследствие этого увеличивается емкость обменного комплекса, или содержание активного бентонита.

Формовочные смеси на основе глины в виде сухом и в виде водно-глинистой суспензии имеют активный бентонит не более 8 %, что также не удовлетворяет требованиям ТУ, следовательно, было принято решение о дополнительной обработке глинистого связующего с помощью ультразвука и химической активации.

Формовочная песчано-глинистая смесь на основе водно-глинистой суспензии, обработанной ультразвуком, имеет 8,5 % активного бентонита; для его определения потребовалось 29 мл красителя метиленового голубого. Рост активной глины объясняется тем, что воздействие ультразвука способствует диспергации глинистых частиц, то есть их измельчению; при этом каждая глинистая частица окружена водой. По литературным данным [7] при воздей-

ствии ультразвука увеличение удельной поверхности бентонитовых глины составляет 50 %, что означает увеличение гидрофильности монтмориллонита, а это говорит о том, что гораздо быстрее происходит процесс мицеллообразования и, следовательно, больше молекул воды проникает между пакетами (происходит более полное их набухание, улучшаются эксплуатационные свойства бентонитовых глины, что ведет к увеличению прочностных характеристик формовочных смесей).

Исследовалось содержание активного бентонита в составе формовочной смеси на основе глины, которая была активирована гидрокарбонатом натрия – содой NaHCO_3 . Химическая активация способствует ионному обмену между обменными катионами глины и натрием, входящим в состав этой добавки. В исследуемом образце при химической активации происходит рост содержания активной глины до 11 %; для определения потребовалось 38 мл красителя, рост по сравнению с исходной смесью увеличился в 3,6 раз. Это происходит благодаря тому, что идет ионный обмен между обменными катионами глины и ионами натрия самой добавки, что увеличивает емкость обменного комплекса.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что качество отливок напрямую зависит от качества формовочной смеси и одним из важных показателей является количество содержания активной глины, то есть количество тех катионов глины, которые способны к ионному обмену. Состав формовочной смеси влияет на содержание активной глины. Так, наиболее высокие показатели содержания активной глины – 11 % – имеет формовочная смесь, изготовленная на основе глины, которая была активирована химическим способом в присутствии гидрокарбоната натрия NaHCO_3 . Наименьшие показатели имеет отработанная формовочная смесь – 3 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дибров, И. А. Состояние и перспективы развития литейного производства России / И. А. Дибров // Литейное производство и металлургия 2021. Беларусь [Электронный ресурс] : 29-я Международная научно-техническая конференция и информационная выставка : Труды участников конференции / Белорусский национальный технический университет ; под общ. ред. Е. И. Маруковича ; ред.: С. В. Машканова [и др.]. – Минск : БНТУ, 2021. – С. 6–11.
2. Берг, П. П. Качество литейной формы / П. П. Берг. – М. : Машиностроение, 1971. – 291 с.

3. Категоренко, Ю. И. Технология литейного производства / Ю. И. Категоренко. – Екатеринбург : Издательство РГППУ. – 2018. – 684 с.

4. Счетная палата оценила риски, которые мешают импортозамещению дефицитных полезных ископаемых [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://ach.gov.ru/checks/12888> (дата обращ. 27.05.2023).

5. РИА Новости. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://web.telegram.org/z/#-1101170442> (дата обращ. 27.05.2023).

6. 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.

7. Матвеев, И. В. О результатах измельчения огнеупорных глин до наноразмерного состава / И. В. Матвеев, А. А. Соколов // Литейное производство. – 2011. – № 3. – С. 11–13.

УДК 621.761.27

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-47-52

Е. В. Агеева, М. С. Королев, А. С. Переверзев

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ СВИНЦОВО-СУРЬМЯНИСТЫХ СПЛАВОВ ИЗ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ШИХТЫ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ ОТХОДОВ СПЛАВА СС_u3

Юго-Западный государственный университет

e-mail: ageeva-ev@yandex.ru

Представлены результаты оптимизации процесса получения свинцово-сурьмянистых сплавов методом SPS-синтеза из электроэрозионной шихты, изготовленной из отходов сплава СС_u3 в дистиллированной воде и в осветительном керосине. Оптимизацию процесса получения свинцово-сурьмянистых сплавов проводили по параметру микротвердости. Проведение намеченных мероприятий позволит получить оптимальные параметры микротвердости свинцово-сурьмянистых сплавов и тем самым расширить сферы их дальнейшего использования.

Ключевые слова: отходы свинцово-сурьмянистого сплава, СС_u3, электроэрозионное диспергирование, вода, керосин, порошок, искровое плазменное спекание, микротвердость, полный факторный эксперимент.

E. V. Ageeva, M. S. Korolev, A. S. Pereverzev

OPTIMIZATION OF THE PROCESS OF OBTAINING LEAD-ANTIMONY ALLOYS FROM THE ELECTROEROSION CHARGE OBTAINED FROM THE WASTE OF THE SS_u3 ALLOY

South-West State University

The results of optimization of the process of obtaining lead-antimony alloys by the method of SPS synthesis from an electroerosion charge made from waste of the SS_u3 alloy in distilled water and in lighting kerosene are presented. Optimization of the process of obtaining lead-antimony alloys was carried out according to the microhardness parameter. Carrying out the planned measures will allow to obtain optimal microhardness parameters of lead-antimony alloys and thereby expand the scope of their further use.

Keywords: lead-antimony alloy waste, SS_u3, electroerosive dispersion, water, kerosene, powder, spark plasma sintering, microhardness, full factor experiment.

Введение

Свинцово-сурьмянистые сплавы получили широкое распространение в промышленности благодаря своим уникальным физико-химическим свойствам, а также большому количеству содержащихся в земной коре металлов, из которых состоит данный сплав. Свинцово-сурьмянистые сплавы используют для производства ружейной дроби, химической посуды, коррозионностойкой аппаратуры, в качестве литер типографских шрифтов, однако наибольшее распространение эти сплавы получили в аккумуляторной промышленности. В настоящее время они применяются для производства

положительных пластин кислотных аккумуляторных стартерных батарей, которыми оснащают автомобили [1–5].

Ресурс современных аккумуляторных батарей составляет от 3 до 5 лет, это обусловлено условиями эксплуатации, недостатками конструкции и процессами, протекающими во время циклов заряда и разряда. Отслужившие свой срок аккумуляторные батареи отправляются на переработку, с целью извлечения электролита и пластин из свинцово-сурьмянистого сплава, которые можно переработать и повторно использовать. Повторное использование свинцово-сурьмянистых сплавов позволяет снизить

потребности промышленности в исследовании почв и добычи руд, повысить энергоэффективность относительно добычи новых материалов и снизить стоимость производства аккумуляторных батарей. Однако свинцово-сурьмянистые сплавы являются опасными для здоровья людей, в том числе для работников, занятых в процессе переработки аккумуляторных батарей [6–9].

Используемые в настоящее время способы переработки отходов свинцово-сурьмянистых сплавов являются энергоемкими и недостаточно экологичными. Одним из эффективных, но недостаточно изученных металлургических способов измельчения металлоотходов является электродиспергирование (ЭД) [10–12].

Пластины кислотных аккумуляторов из сплава ССуЗ подвергали разрушению в установке для электроэрозионного диспергирования в двух рабочих средах – керосине осветительном и воде дистиллированной – и получали на их основе металлическую шихту. Из этой шихты методом искрового плазменного спекания получили два сплава, обладающих отличными от исходного сплава составами, структурой и свойствами. Однако процесс искрового плазменного спекания может варьироваться такими параметрами, как температура, при которой производится спекание; давление внутри матрицы и временем выдержки образца, поэтому необходимо оптимизировать процесс получения сплавов. Параметром оптимизации был выбран наиболее технологичный и информативный параметр микротвердости.

Целью настоящей работы являлась оптимизация процесса получения свинцово-сурьмянистых сплавов методом SPS-синтеза из шихты, полученной методом электродиспергирования отходов пластин кислотного аккумулятора из сплава ССуЗ в двух средах, по параметру микротвердости.

Материалы и методы проведения исследований

Для получения свинцово-сурьмянистого порошка использовали отходы свинцово-сурьмянистого сплава марки ССуЗ, которые измельчали методом электроэрозионного диспергирования в дистиллированной воде и керосине осветительном на экспериментальной установке. При диспергировании отходов ССуЗ использовали оптимальные параметры установки: напряжение на электродах 200 В; емкость конденсаторов 65,5 мкФ; частота следования импульсов 75 Гц. В результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами произошло разрушение отходов сплава с образованием электроэрозионных частиц [10–12] свинцово-сурьмянистого порошка.

Спекание свинцово-сурьмянистого порошка осуществляли в системе SPS 25-10 «Thermal Technology» (США) при температуре $T = 250 \dots 350$ °С; давлении $P = 30 \dots 50$ МПа и времени выдержки $t = 0,05 \dots 0,15$ ч. Блок-схема методики спекания электроэрозионной шихты представлена на приведенном ниже рисунке.

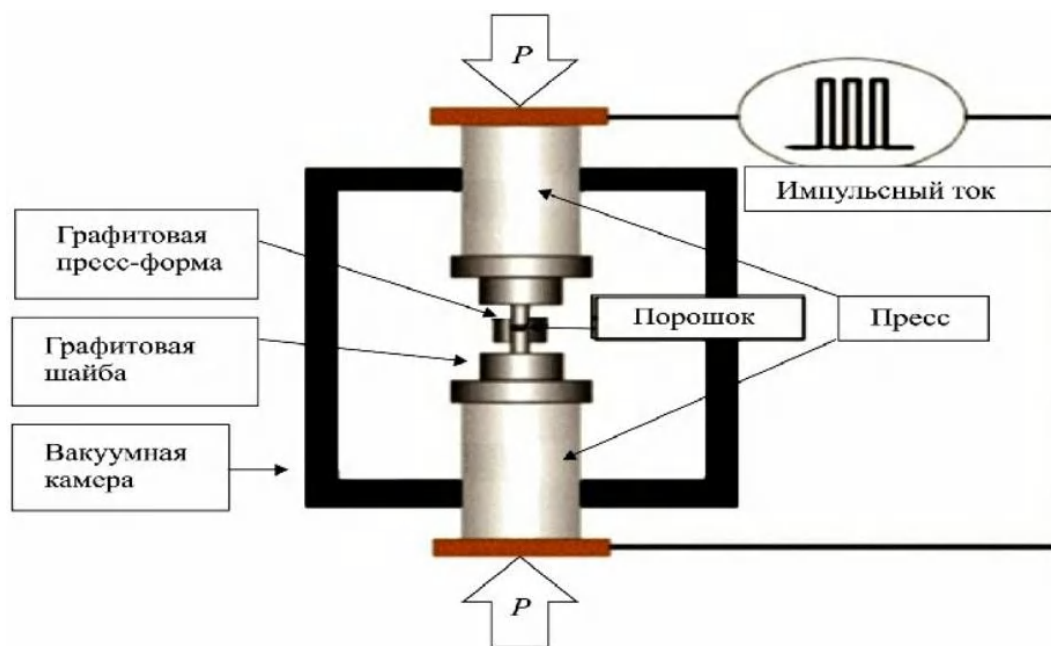


Схема спекания электроэрозионной шихты ИПС

Микротвердость сплавов определяли с помощью прибора «Instron 402 MVD» (Великобритания) при нагрузке на индентор 100 г по десяти отпечаткам со свободным выбором места укола в соответствии с ГОСТ 9450–76 («Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников»). Время нагружения индентора составило 15 с.

Результаты исследований

Согласно блок-схемам методики проведения полного факторного эксперимента были выбраны уровни и интервалы варьирования (табл. 1, 3) и составлена матрица планирования эксперимента (табл. 2, 4). Ниже представлены условия для постановки полного факторного эксперимента для сплава из шихты свинцово-сурьмянистого сплава, полученной в воде дистиллированной.

Таблица 1

Уровни и интервалы варьирования (вода дистиллированная)

Уровень варьируемых факторов	Обозначение кодированное	T, °C	P, МПа	t, ч
		X ₁	X ₂	X ₃
		вода	вода	вода
Основной уровень	0	300	40	0,1
Интервал варьирования	Δx_i	50	10	0,05
Верхний уровень	+1	350	50	0,15
Нижний	-1	250	30	0,05

Таблица 2

Матрица планируемого эксперимента (вода дистиллированная)

№ опыта	X ₀	X ₁	X ₂	X ₃	X ₁ X ₂	X ₁ X ₃	X ₂ X ₃	X ₁ X ₂ X ₃	y ₁	y ₂	y ₃	$\bar{y}_i$	S ² _{воспр}
1	+	-	-	-	+	+	+	-	23	23,3	24,5	23,6	0,63
2	+	+	-	-	-	-	+	+	33	32,1	32,1	32,4	0,27
3	+	-	+	-	-	+	-	+	27,4	27,6	27,2	27,4	0,04
4	+	+	+	-	+	-	-	-	32,8	32,5	32,2	32,5	0,09
5	+	-	-	+	+	-	-	+	27,9	30,3	30,6	29,6	4,17
6	+	+	-	+	-	+	-	-	34,8	34,3	36,5	35,2	1,33
7	+	-	+	+	-	-	+	-	30,7	31	31	30,9	0,03
8	+	+	+	+	+	+	+	+	37,2	38,4	37,5	37,7	0,39

Такой же эксперимент поставили для сплава из шихты свинцово-сурьмянистого сплава, по-

лученной в керосине осветительном. Условия и результаты представлены в таблицах ниже.

Таблица 3

Уровни и интервалы варьирования (керосин осветительный)

Уровень варьируемых факторов	Обозначение кодированное	T, °C	P, МПа	t, ч
		X ₁	X ₂	X ₃
		вода	вода	вода
Основной уровень	0	300	40	0,1
Интервал варьирования	Δx_i	50	10	0,05
Верхний уровень	+1	350	50	0,15
Нижний уровень	-1	250	30	0,05

Таблица 4

Матрица планируемого эксперимента (керосин осветительный)

№ опыта	X ₀	X ₁	X ₂	X ₃	X ₁ X ₂	X ₁ X ₃	X ₂ X ₃	X ₁ X ₂ X ₃	y ₁	y ₂	y ₃	$\bar{y}_i$	S ² _{воспр}
1	+	-	-	-	+	+	+	-	13,5	13,7	14,8	14	0,49
2	+	+	-	-	-	-	+	+	17,1	18	16,5	17,2	0,57
3	+	-	+	-	-	+	-	+	14,5	15	14,6	14,7	0,07
4	+	+	+	-	+	-	-	-	17	16,9	18	17,3	0,37
5	+	-	-	+	+	-	-	+	16,4	16,6	16,2	16,4	0,04
6	+	+	-	+	-	+	-	-	18,4	18,1	19,6	18,7	0,63
7	+	-	+	+	-	-	+	-	16,3	17,1	17	16,8	0,19
8	+	+	+	+	+	+	+	+	24,3	25	24,2	24,5	0,19

Согласно проведенным расчетам были получены уравнения регрессии для математического описания процесса прессования и сплав-

ления шихты, полученной в воде дистиллированной (1) и керосине осветительном (2):

$$\hat{y} = 31,1625 + 3,2875X_1 + 0,9625X_2 + 2,1875X_3 - 0,3125X_1X_2 - 0,1875X_1X_3 - 0,0125X_2X_3 - 0,605X_1X_2X_3; \quad (1)$$

$$\hat{y} = 17,45 + 1,975X_1 + 0,875X_2 + 1,65X_3 + 0,6X_1X_2 + 0,525X_1X_3 + 0,675X_2X_3 + 0,75X_1X_2X_3. \quad (2)$$

В результате проверки статистической значимости коэффициентов все коэффициенты уравнения (1), моделирующего полный факторный эксперимент сплавления шихты, полученной в дистиллированной воде, кроме b_{12} , b_{13} и b_{23} оказались статистически значимыми. Все коэффициенты уравнения (2), моделирующего

полный факторный эксперимент сплавления шихты, полученной в керосине осветительном, оказались статистически значимыми. После исключения статистически незначимых коэффициентов уравнения регрессии принимают вид (вода и керосин соответственно):

$$\hat{y} = 31,1625 + 3,2875X_1 + 0,9625X_2 + 2,1875X_3 - 0,605X_1X_2X_3; \quad (3)$$

$$\hat{y} = 17,45 + 1,975X_1 + 0,875X_2 + 1,65X_3 + 0,6X_1X_2 + 0,525X_1X_3 + 0,675X_2X_3 + 0,75X_1X_2X_3. \quad (4)$$

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

Полученные уравнения были использованы для расчета крутого восхождения по поверхности отклика. Крутое восхождение начинали из нулевых точек (основных уровней) (табл. 5, 6).

Согласно проведенной серии опытов опре-

делены предельные значения параметра оптимизации $\hat{y}$ (микротвердости), которые составили: для заготовок свинцово-сурьмянистых сплавов из шихты, полученной в воде – 37,7 Па при 50 МПа, температуре 350 °С и времени выдержки 0,15 ч; для заготовок свинцово-сурьмянистых сплавов из шихты, полученной в керосине – 24,5 Па при 50 МПа, температуре 350 °С и времени выдержки 0,15 ч.

Таблица 5

Расчет крутого восхождения (вода дистиллированная)

Наименование	X_1 (Т, °С)	X_2 (Р, МПа)	X_3 (t, ч)	$\hat{y}$, HV
Основной уровень	300	40	0,1	–
Коэффициент b_i	3,28	0,96	2,19	–
Интервал варьирования ξ_i	50	10	0,05	–
$b_i \cdot \xi_i$	164	9,6	0,1095	–
Шаг Δ_i	82	4,8	0,05475	–
Округленный шаг	82	5	0,1	–
Опыт 1	350	45	0,11	35,463
Опыт 2	350	50	0,12	36,576
Опыт 3	350	50	0,13	37,144
Опыт 4	350	50	0,14	37,712
Опыт 5 (max)	350	50	0,15	38,28

Таблица 6

Расчет крутого восхождения (керосин осветительный)

Наименование	X_1 (Т, °С)	X_2 (Р, МПа)	X_3 (t, ч)	$\hat{y}$, HV
Основной уровень	300	40	0,1	–
Коэффициент b_i	1,98	0,8	1,65	–
Интервал варьирования ξ_i	50	10	0,05	–
$b_i \cdot \xi_i$	99	8	0,0825	–
Шаг Δ_i	49,5	4	0,04125	–
Округленный шаг	50	4	0,1	–
Опыт 1	350	44	0,11	20,5404
Опыт 2	350	48	0,12	21,8796
Опыт 3	350	50	0,13	22,996
Опыт 4	350	50	0,14	23,718
Опыт 5 (max)	350	50	0,15	24,44

Выводы

1. В ходе проведенных экспериментальных исследований, направленных на оптимизацию процесса получения свинцово-сурьмянистых сплавов методом SPS-синтеза шихты, полученной из отходов сплава ССуЗ методом электродиспергирования в двух средах по параметру микротвердости, найдены параметры установки, при которых полученные сплавы обладают наибольшей микротвердостью. Предельные значения параметра оптимизации $\hat{y}$ (микротвердости) составили: для заготовок свинцово-сурьмянистых сплавов из шихты, полученной в воде – 37,7 Па при 50 МПа, температуре 350 °С и времени выдержки 0,15 ч; для заготовок свинцово-сурьмянистых сплавов из шихты, полученной в керосине – 24,5 Па при 50 МПа, температуре 350 °С и времени выдержки 0,15 ч.

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

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванов, Н. И. Особенности исследования макро-структуры межэлементных соединений свинцово-кислотных аккумуляторных батарей / Н. И. Иванов, П. Ю. Борисов // Технология машиностроения. – 2021. – № 5. – С. 26–31.
2. Иноземцева, Е. В. Электрохимические и физико-механические свойства свинцово-сурьмяных и свинцово-кальциевых сплавов для герметизированных свинцово-кислотных аккумуляторов : автореф. дис. ... канд. хим. наук / Иноземцева Елена Владиславовна. – Саратов, 2009. – 21 с.
3. Организация производства свинцово-сурьмянистой дроби высокого качества / П. А. Василевский, С. А. Москалев, Л. М. Железняк, С. А. Голованов // Металлург. – 2014. – № 9. – С. 118–121.

4. Бессер, А. Д. Переработка использованных свинцово-кислотных аккумуляторных батарей – основа рециклинга свинца / А. Д. Бессер, В. С. Сорокина // Цветная металлургия. – 2008. – № 10. – С. 18–27.
5. Исаева-Парцвания, Н. В. Малоотходная экологически безопасная комплексная переработка отработанных свинцово-кислотных аккумуляторов / Н. В. Исаева-Парцвания, А. И. Сердюк // Современное промышленное и гражданское строительство. – 2008. – Т. 4. – № 2. – С. 93–102.
6. Зайков, Ю. П. Электродные потенциалы сплавов Pb-Sb в расплавленных хлоридах калия и свинца / Ю. П. Зайков, П. А. Архипов, К. А. Плеханов // Расплавы. – 2006. – № 6. – С. 30–35.
7. Ниезов, О. Х. Потенциодинамическое исследование сплава SSu_3 , легированного кальцием в среде электролита NaCl / О. Х. Ниезов, И. Н. Ганиев, Н. М. Муллоева, С. У. Худойбердизода // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2018. – № 1 (23). – С. 37–41.
8. Влияние стронция на теплоемкость и изменение термодинамических функции свинцового сплава SSu_3 / И. Н. Ганиев, О. Х. Ниезов, А. Г. Сафаров, Н. М. Муллоева // Известия Санкт-Петербургского государственного технологического института (технического университета). – 2018. – № 47 (73). – С. 36–42.
9. Температурная зависимость теплоемкости и изменение термодинамических функций свинцового сплава SSu_3 с кальцием / О. Х. Ниезов, И. Н. Ганиев, А. Г. Сафаров, Н. М. Муллоева, У. Ш. Якубов // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия : Металлургия. – 2019. – Т. 19. – № 3. – С. 33–43.
10. Определение основных закономерностей процесса получения порошков методом электроэрозионного диспергирования / Е. В. Агеев, Е. В. Агеева, А. С. Чернов, Г. С. Маслов, Е. И. Паршина // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2013. – № 1 (46). – С. 085–090.
11. Агеева, Е. В. Морфология и элементный состав медных электроэрозионных порошков, пригодных к спеканию / Е. В. Агеева, Н. М. Хорьякова, Е. В. Агеев // Вестник машиностроения. – 2014. – № 10. – С. 66–68.
12. Исследование алюминиевого порошка, полученного методом электроэрозионного диспергирования в дистиллированной воде / Р. А. Латыпов, Е. В. Агеев, Е. В. Агеева, Е. П. Новиков // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2016. – № 4. – С. 19–22.

УДК 669.01:622.788.32

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-52-55

И. Л. Гоник, О. П. Бондарева, Э. В. Седов, А. С. Саяпин, О. А. Петренко

О ПРИМЕНЕНИИ ЗАМАСЛЕННОЙ ОКАЛИНЫ В СОСТАВЕ ОКАЛИНОУГЛЕРОДНОГО БРИКЕТИРОВАННОГО ШИХТОВОГО МАТЕРИАЛА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

Представлены результаты исследований применения в составе окалиноуглеродных брикетов замасленной окалины сталепрокатного производства, а также результаты лабораторной плавки брикетов из замасленной прокатной окалины.

Ключевые слова: рециклинг отходов металлургического производства, замасленная окалина, моющее вещество, холодное брикетирование, окалиноуглеродный брикет.

I. L. Gonik, O. P. Bondareva, E. V. Sedov, A. S. Sayapin, O. A. Petrenko

ON THE USE OF OILED SCALE IN THE COMPOSITION OF A CARBON-SCALE BRIQUETTED CHARGE MATERIAL

Volgograd State Technical University

The results of studies on the use of oiled scale of steel rolling production in the composition of oxide-carbon briquettes, as well as the results of laboratory melting of briquettes from oiled rolling scale are presented.

Keywords: recycling of metallurgical production waste, oiled scale, detergent, cold briquetting, carbon-scale briquette.

Ежегодно в отвалах и шламохранилищах металлургических предприятий Российской Федерации накапливается большое количество металлосодержащих отходов. Большую ценность представляют такие отходы, как окалина прокатных и кузнечных цехов, стальная и чугунная стружка, отсеиваемая стальной и чугунной дробью. Утилизация замасленной окалины, до недавнего

времени, вызывала определенные трудности, связанные с малой эффективностью ее предварительной обработки. Наиболее рациональным методом утилизации замасленной окалины является применение ее для изготовления брикетированного шихтового материала. Но остается актуальной задача очистки замасленной окалины от частиц масла перед брикетированием [1].

В ВолгГТУ, на кафедре «Технология материалов», проводятся исследования и разработка технологии применения замасленной окалины для изготовления брикетируемого шихтового материала.

В исследовании оценена возможность удаления остаточного масла различными вещества-

ми, которые обладают очищающей способностью. Навески замасленной окалины промывали в моющем растворе, а затем в воде и сушили на открытом воздухе [2]. В табл. 1 представлен химический состав замасленной окалины, которую использовали в исследованиях; в табл. 2 приведена характеристика моющих растворов.

Таблица 1

Химический состав замасленной окалины

Содержание компонентов, %									
Fe _{общ}	Fe ₂ O ₃	FeO	Fe ₃ O ₄	SiO ₂	MnO	S	P	C	O ₂ , связанный с Fe
74,9	30,25	55,2	14,55	0,11	0,18	0,008	0,04	0,12	24,84

Таблица 2

Характеристика моющих растворов

Номер навески окалины	Тип моющего средства	Состав	Область применения
1	Известковый водный раствор (пушонка)	17 % Ca(OH) ₂	Производство строительных материалов
2	Синтетические моющие	>30% H ₂ O; <5% АПАВ(RCOONa, RCOOK); <5% NaCl; <5% НПАВ (C _n H _{2n} + 1C ₆ H ₄ O (C ₂ H ₄ O) _m HC _n H _{2n} + 1C ₆ H ₄ O (C ₂ H ₄ O) _m H) <5% АмФПАВ (RNH(CH ₂) _n COOH).	Для удаления жировых загрязнений
3	Вода	H ₂ O	—
4	Данный образец не подвергался промывке моющими средствами		

Удаление масла с поверхности окалины оценивали гравиметрическим методом; результаты измерений представлены в табл. 4. Химического влияния различных моющих сред непосредственно на окалину выявлено не было. Навески окалины после промывки и сушки использовали для изготовления серии окалино-углеродных брикетов. Технологическая схема изготовления брикетов: шихтовка, формование, сушка и обжиг. Сушку проводили при температуре 200 °С в течение 2 часов, после сушки – восстановительный обжиг при температуре 800 °С, выдержка 1 час, охлаждение с пе-

чью [3]. В табл. 3 представлен компонентный состав экспериментальных брикетов, на рис. 1 – внешний вид серии брикетов после сушки и обжига.

Последующие исследования включали опытные плавки брикетов и исследование химического состава и микроструктуры выплавленного металла. Плавки проводили в камерной электрической печи СНОЛ 12/16, температура – 1550 °С. В результате опытных плавок были получены слитки массой от 26,5 до 28,8 г; микроструктура полученного сплава представлена на рис. 2.

Таблица 3

Компонентный состав экспериментальных брикетов

Компонентный состав брикета, %			
Замасленная прокатная окалина	Углерод (электродный бой)	Связующее вещество (SiO ₂ -B ₂ O ₃ -CaO-K ₂ O)	Водный раствор жидкого стекла, сверх 100 % массы смеси (Na ₂ O×nSiO ₂)
80	10	10	5



Рис. 1. Внешний вид экспериментальных брикетов из замасленной окалины:
а – после сушки; б – после обжига

Таблица 4

**Результаты гравиметрических измерений навесок окалины
и экспериментальных брикетов**

Номер образца	Масса навески окалины, г	Масса навески после промывки, г	Масса навески после сушки на воздухе, г	Масса брикета после холодного брикетирования, г	Масса брикета после сушильного шкафа, г
1	25	31,4	26,25	31,45	29,38
2		27,84	23,01	27,61	25,245
3		27,5	22,98	27,58	24,56
4		–	–	30	26,8

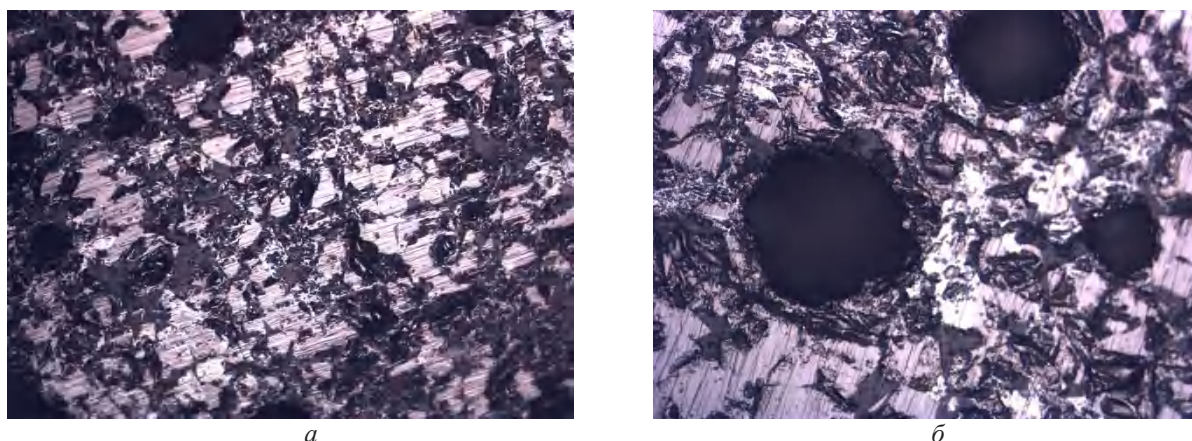


Рис. 2. Микроструктура железоуглеродистых сплавов из брикетов:
а – феррит – перлит (×250); б – феррит – перлит (×400, после травления 3%-м HNO₃)

В проведенных исследованиях в состав окалиноуглеродных брикетов вводили 10 % С (бой графитовых электродов электродуговых печей). Химический анализ полученных образцов же-

лезоуглеродистых сплавов проводили на оптико-эмиссионном анализаторе PMI-MASTER UVR PRO. Результаты химического анализа представлены в табл. 5.

Таблица 5

Химический состав сплавов, полученных из брикетов

№	Элемент, %												
	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Ti	S	P
1	98,42	0,27	0,001	0,003	0,002	0,03	0,57	0,06	0,28	0,32	0,001	0,008	0,04
2	98,0	0,48	0,022	0,227	0,030	0,04	0,58	0,05	0,26	0,26	0,006	0,008	0,04

Заклучение

1. Для брикетирования замасленной окалины возможно применение технологии холодного брикетирования и последующего восстановительного обжига.

2. Лабораторные плавки брикетов из замасленной окалины позволили получить железоуглеродистый сплав, аналогичный сплавам, полученным при плавке окалиноуглеродных брикетов из чистой прокатной окалины.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малашенкова, А. В. Проблема утилизации замасленной окалины [Электронный ресурс] / А. В. Малашенкова. – [2009]. – Режим доступа : http://econo.ru/index.php?option=com_content&view=article&id
2. Азоева, О. В. Исследование возможностей применения в составе оксидоуглеродных брикетов замасленной окалины / О. В. Азоева, И. Л. Гоник // XVIII Региональная конференция молодых исследователей Волгоградской области (Волгоград, 5–8 ноября 2013 г.) : тез. докл. / отв. ред. В. И. Лысак ; Волгогр. гос. техн. ун-т [и др.]. – Волгоград, 2014. – С. 147–148.
3. Гоник, И. Л. Использование замасленной окалины для производства брикетированного шихтового материала / И. Л. Гоник, Н. А. Новицкий, В. А. Соловьев // Черные металлы. – 2013. – № 7. – С. 20–23.

УДК 621.745.55:620.18

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-55-60

*Н. И. Габельченко, Е. Ю. Карпова, В. В. Аушев, Ф. Л. Астахов
М. В. Ефимов, Р. А. Джумагалиев*

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК ПУТЕМ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ МЕДЬЮ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе приведены исследования по повышению качества отливок блока цилиндров двигателя СМД 72, достижению равнопрочности и стабильности свойств чугуна во всем объеме отливки, и получения оптимальной литой структуры путем применения микролегирувания.

Ключевые слова: чугун, микролегирувание, механические свойства, химический состав, микроструктура.

*N. I. Gabelchenko, E. Yu. Karpova, V. V. Aushev, F. L. Astakhov
M. V. Efimov, R. A. Djumagaliev*

IMPROVING THE QUALITY OF IRON CASTINGS BY COPPER MICROALLOYING

Volgograd State Technical University

The paper presents studies on improving the quality of castings of the cylinder block of the SMD 72 engine, achieving equal strength and stability of cast iron properties in the entire volume of the casting, and obtaining an optimal cast structure through the use of microalloying.

Keywords: cast iron, microalloying, mechanical properties, chemical composition, microstructure.

Введение

Тенденция к повышению мощности и энергонасыщенности двигателей тракторов и автомобилей влечет за собой высокие требования к блоку цилиндров по прочности и герметичности и вызывает необходимость поиска эффективных путей повышения качества этих отливок.

Блок цилиндров двигателя СМД72 представляет собой сложную разностенную отливку, у которой толщина стенок меняется от 5 до 30 мм при наличии тепловых узлов сечением до 60 мм. Изготавливают блоки цилиндров литьем из серого чугуна, по механическим свойствам соответствующего марке СЧ21 по ГОСТ 1412.

Работы по оптимизации состава чугуна для изготовления блоков цилиндров проводились постоянно [1–6]. Вначале чугун для блоков легировали 0,25–0,1 % хрома и 0,10–0,25 % никеля, т. е. отношение никеля к хрому составляло в среднем 1:2. Однако блоки, изготовленные из этого чугуна, имели недостаточную эксплуатационную стойкость. В первую очередь образовывались трещины в перемычках между цилиндрами и проседали «постели» коренных подшипников. Кроме того, в отдельных сечениях твердость была ниже требуемой. То есть чугун не обеспечивал требуемый уровень изотропности механических свойств из-за неста-

бильной структуры и твердости в сечениях отливок различной толщины.

Внедрение для блоков цилиндров чугуна с повышенным содержанием никеля (0,30–0,55 %) и измененным отношением его к хрому (2:1,5) повысило уровень изотропности механических свойств и улучшило качество отливок, однако требуемый уровень свойств полностью достигнут не был, дефектность отливок по холодным трещинам оставалась очень высокой.

В связи с этим целью работы было повышение качества отливок блока цилиндров двигателя СМД 72, достижение равнопрочности и стабильности свойств чугуна во всем объеме отливки, и получение оптимальной литой структуры путем применения микролегирования.

Методика исследований

Из анализа современной научно-технической литературы и передового отечественного и зарубежного производственного опыта следует, что наиболее перспективным техническим решением проблемы повышения качества и эксплуатационных характеристик крупных

корпусных отливок из серого чугуна следует считать микролегирование медью.

При проведении лабораторных экспериментов чугуны выплавляли в индукционных печах емкостью 30 кг. Из каждого ковша заливали цилиндрические заготовки (для изготовления образцов для механических испытаний и микроисследований) Ø 30 и 80 мм, которые имитировали условия охлаждения тонких и массивных частей блоков цилиндров, клиновые пробы на отбел и пробы для определения химического состава.

Температура перегрева составляла 1480–1500 °С, температура заливки 1380–1420 °С.

В ходе проведения экспериментальных плавок чугуна в лабораторной печи исследовали различные уровни легирования медью как отдельно, так и в сочетании с хромом.

Для сравнения во второй серии экспериментов определяли влияние хрома и никеля на структуру и свойства того же базового чугуна.

Результаты исследований

Химический состав лабораторных плавок приведен в табл. 1. Каждая точка является средней величиной по данным трех опытов.

Таблица 1

Химический состав чугунов

№ серии	№ плавки	Содержание элементов, масс. %						
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
1	1	3,24	2,13	0,19	0,07	0,03	Следы	Следы
	2	3,26	2,13	0,19	0,07	0,03	Следы	0,40
	3	3,20	2,14	0,19	0,07	0,03	Следы	0,66
	4	3,21	2,13	0,19	0,07	0,03	0,17	0,65
2	5	3,26	1,95	0,20	0,08	0,04	0,05	Следы
	6	3,26	1,95	0,20	0,08	0,04	0,15	Следы
	7	3,25	1,95	0,20	0,08	0,04	0,26	Следы
	8	3,25	1,95	0,20	0,08	0,04	0,32	Следы

В соответствии с методикой исследования определялись механические свойства и структура металла каждой плавки образцов Ø 30 и 80 мм из чугунов, выплавленных в лабораторных условиях, см. табл. 2.

Анализируя полученные результаты, необходимо отметить, что максимальные значения прочностных характеристик соответствуют образцам с максимальными присадка-

ми меди и хрома, плавки 3, 4 и 7, 8 (см. рис. 2).

Микроструктуру чугуна исследовали на шлифах, вырезанных из экспериментальных образцов Ø 30 мм чугуна лабораторных плавок. Шлифы подвергали химическому травлению 4%-м нителем (4%-м спиртовым раствором азотной кислоты) и изучали при увеличениях от ×100 до ×1000 с помощью оптического микроскопа.

Таблица 2

Микроструктура и механические свойства

№ плавки по табл. 2	Свойства на образцах Ø30мм				Свойства на образцах Ø80мм	
	σ_b , МПа	Твердость НВ	$K=\sigma_b/HB$	Микроструктура	Твердость НВ	Микроструктура
1	212	197	1,08	П85+Г _д 25-180	131	П65+Г _д 350-750
2	218	207	1,05	П96+Г _д 180	170	П75+Г _д 180-350
3	253	217	1,17	П+Г _д 25-90	179	П70+Г _д 180
4	262	229	1,14	П+Г _д 25-90	197	П+Г _д 90-180
5	220	197	1,12	П92+Г _д 15-90	170	П80+Г _д 180-350
6	230	207	1,11	П95+Г _д 15-90	179	П90+Г _д 180-350
7	254	217	1,17	П+Г _д 25-90	187	П85+Г _д 180-350
8	231	235	0,98	П+Г _д 25-90+Ц4	197	П+Г _д 180

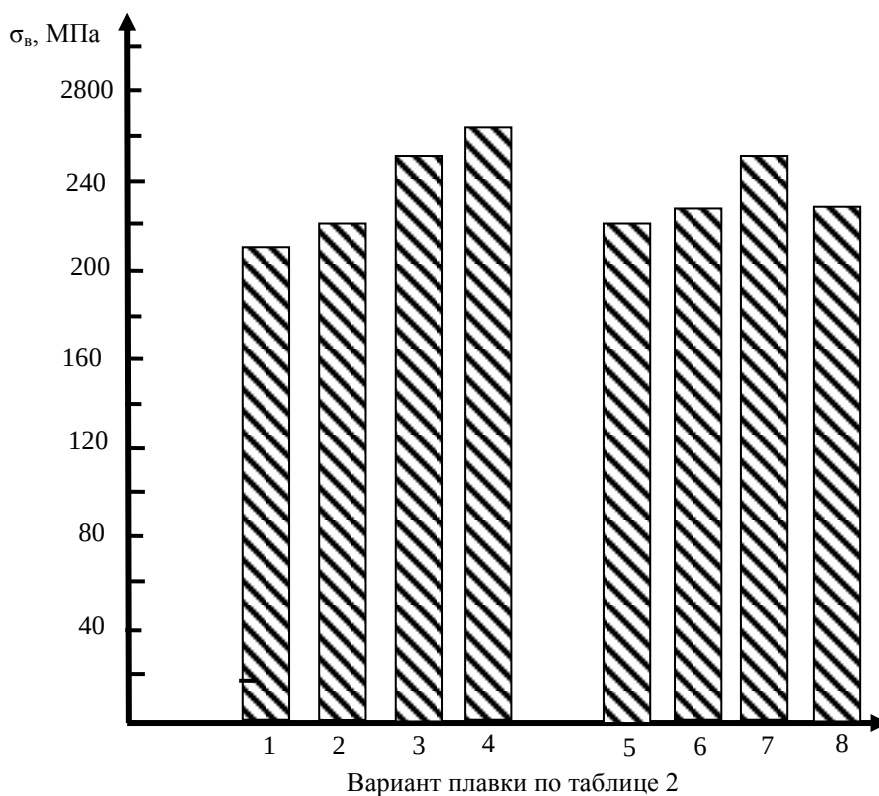
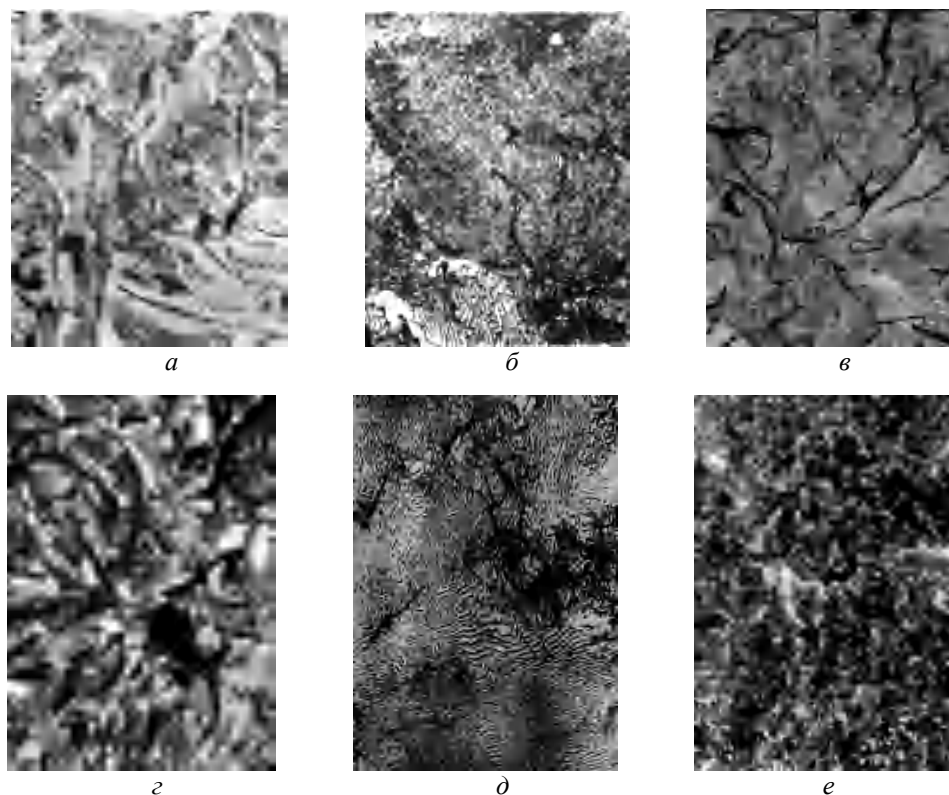


Рис. 1. Предел прочности чугунов, лабораторных плавков

Как следует из рис. 2, микроструктура образцов первой и пятой плавков, в составе которых не присутствуют ни медь, ни хром, содержит в своей основе до 30 % феррита и пластинчатый и точечный графит (рис. 2, а), причем в пятой плавке феррита значительно меньше (10 %), а графит – крупнопластинчатый и крупный. Введение меди в состав чугуна повышает процент перлита (см. рис. 2, б) и при содержании 0,6 % меди, плавка 3, чугун имеет полностью перлитную основу. Также и введение в со-

став чугуна хрома, плавки 5–8, повышает количество перлита в основе и при содержании 0,26 % чугуна становится полностью перлитным (см. рис. 2, д). Дальнейшее увеличение в содержании чугуна хрома способствует переходу пластинчатого перлита в зернистый (см. рис. 2, е).

Если же учитывать и механические свойства образцов (табл. 2), то наилучшее сочетание механических свойств и структуры (полностью перлитная основа) отмечается в металле плавки 4, в состав которой входят и хром, и медь.



№ 1 – *a*; № 2 – *б*; № 4 – *в*; № 5 – *г*; № 7 – *д*; № 8 – *е* $\times 100$

Рис. 2. Микроструктуры образцов

Далее проводили опытно-промышленные эксперименты при выплавке чугуна в вагранке. Легирование чугуна осуществляли путем ковшевых добавок меди, никеля и ферросиликохрома. По каждому варианту состава заливали отливки блоков цилиндров СМД72, пробы для определения механических свойств и химического состава.

Образцы из блоков цилиндров вырезали из трех характерных участков: перемычек между цилиндрами, постелей подшипников и задней торцевой стенки, в которой часто наблюдается усадочная пористость.

Химический состав представлен в табл. 3, микроструктура и механические свойства приведены в табл. 4.

Полученные данные в целом подтвердили результаты лабораторных экспериментов. Наиболее оптимальным является комплексное легирование чугуна медью и хромом. При этом в отливках получали требуемый уровень механических свойств при минимальной зависимости структуры и твердости чугуна от толщины стенки. Усадочные дефекты в отливках отсутствовали.

Таблица 3

Химический состав чугунов ваграночной плавки

№№ пп	Схема легирования	Содержание элементов, масс. %							
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
1	Хром	3,38	2,15	0,65	0,11	0,07	0,15	0,03	0,05
2	Хром+никель	3,4	2,16	0,65	0,11	0,07	0,34	0,55	0,05
3	Медь+хром	3,35	2,18	0,65	0,11	0,07	0,15	0,03	0,52

Таблица 4

Микроструктура и механические свойства чугунов

№ пп*	σ_b , МПа	Блок цилиндров					
		Стенка		Постели подшипника		Перемычка	
		НВ	Микроструктура**	НВ	Микроструктура	НВ	Микроструктура
1	207	170	Перлит (П)+25–30 % феррита (Ф), графит (Г) среднепластинчатый и розеточный	156	П+Ф(13–50 %), Г – среднепластинчатый + участки крупного	140	П+Ф(25–30 %), Г – мелкопластинчатый и розеточный
2	221	187	П+Ф(1–2 %), Г – среднепластинчатый	170	П+Ф(2–3 %), Г – среднепластинчатый + отдельные включения крупного	163	П+Ф(10–15 %), Г – средне-, мелкопластинчатый и розеточный
3	238	187	П+Ф(1–2 %), Г – среднепластинчатый и мелкопластинчатый	179	П+ФЭ(1–2 %), Г – среднепластинчатый + отдельные включения крупного	179	П+Ф(5–10 %), Г – среднепластинчатый и розеточный

* Нумерация по таблице 3.

** П – перлит; Ф – феррит; Г – графит; ФЭ – фосфидная эвтектика.

Затем, с целью определения возможности использования медистого доменного чугуна в составе шихты для отливки блоков цилиндров и отработки технологического процесса плавки,

было проведено промышленное опробование.

В течение четырех смен чугунов для блоков цилиндров выплавляли в вагранке на основе следующей шихты:

Медистый чугун марки Л4ТМ	9–11 %
Чугун литейный	30 %
Брикет стальной стружки	10 %
Брикет чугунной стружки	12 %
ФС20	По расчету
ФСХ	То же
Возврат	Остальное

Медистый чугун имел следующий средний химический состав, масс. %: С – 4,0; Si – 1,47; Mn – 0,65; P – 0,16; S – 0,02; Cr – 0,45; Ni – 0,26; Cu – 6,0; Ti – 0,4; Fe – остальное.

В ковше чугун модифицировали ферросилицием ФС75 (0,1–0,2 %) и лигатурой ФС30Р30 (0,11–0,3 %).

В процессе плавки и разлива опытного чугуна каждые 30 минут контролировали его химический состав и глубину отбела на клиновой пробе. Три раза в смену заливали образцы для определения механических свойств чугуна, а также отбирали для исследования блоки цилиндров и гильзы цилиндров.

Обработка данных по качеству литья показала, что средняя дефектность блоков цилиндров по металлургическим причинам при отливке из медистого чугуна несколько ниже, чем средний брак серийных блоков до и после эксперимента.

Содержание легирующих элементов в составе чугуна по ходу промышленного опробования

было достаточно стабильным. Содержание меди находилось в пределах 0,4–0,6 %, хрома – 0,15–0,30 %. Склонность к отбелу была несколько ниже значений, характерных для действующего процесса. Механические свойства, определенные на стандартных образцах, находились в относительно узких пределах и соответствовали техническим требованиям к материалу блока цилиндров ($\sigma_b = 210–240$ МПа; твердость НВ 179–229).

Результаты исследования блоков цилиндров, отобранных в ходе производственного опробования, подтвердили отмеченное ранее существенное улучшение однородности структуры и твердости по сечениям по сравнению с блоками, отливаемыми из серийного сплава.

Выводы

Анализ результатов показал, что влияние меди на свойства серого чугуна сопоставимо с суммарным воздействием хрома и никеля. Медь обеспечивает перлитизацию структуры, повышает твердость и прочность чугуна.

Наиболее благоприятное сочетание прочности, твердости и микроструктуры отмечено при комплексном легировании чугуна 0,4–0,6 % меди и 0,15–0,30 % хрома.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сильман, Г. И. Чугуны. Рекомендации по выбору вида и марки чугуна для литых деталей машин и оборудования / Г. И. Сильман. – Брянск : БГИТА, 1999. – 56 с.
2. Каубрак, Е. В. Особенности влияния меди на строение в чугуне / Е. В. Каубрак, В. С. Чуркин // Литейное производство. – 1993. – № 7. – С. 9–11.

3. Могилев, В. К. Справочник литейщика / В. К. Могилев, О. И. Лев. – М. : Машиностроение, 1988. – 272 с.

4. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении / В. М. Воздвиженский [и др.]. – М. : Машиностроение, 1984. – 432 с.

5. Жуков, А. А. Температурная зависимость влияния меди и алюминия на склонность чугуна к графитизации / А. А. Жуков, С. В. Давыдов, И. И. Добровольский // Литейное производство. – 1999. – № 5. – С. 17–19.

6. Сильман, Г. И. Медь в отливках из чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом / Г. И. Сильман, В. А. Тейх, Г. С. Сосновская // Литейное производство. – 1975. – № 10. – С. 8–9.

УДК 621.785

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-60-64

О. Б. Крючков, Е. И. Павлов, Д. Е. Хе, Э. В. Седов, О. П. Бондарева, Д. Э. Седов

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ СНИЖЕНИЯ ОКИСЛЕНИЯ СТОП ЛИСТОВ ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ТЕРМООБРАБОТКУ ЗА СЧЕТ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:olegk@vstu.ru

Нагрев металлических изделий под термообработку и обработку металлов давлением сопровождается потерей массы металла, называемой угаром. Для защиты поверхности металла от окисления используют нагрев заготовок: в продуктах неполного сгорания топлива при коэффициенте избытка воздуха менее единицы; в расплавленных солях; в защитных средах и путем нанесения защитных покрытий на поверхность нагреваемого металла, например, с использованием пульверизатора, который хорошо работает при использовании крупных изделий. При нагреве стоп листов нанесение покрытий на каждый лист представляет собой трудную задачу, поэтому в настоящей работе был опробован метод защиты стоп из листов от окисления при их нагреве под термообработку за счет нанесения жидкого стекла кистью на различные поверхности стоп: торцевые, верхнюю и нижнюю.

Ключевые слова: защитное покрытие из жидкого стекла, угар, обезуглероживание, нагрев под термообработку и обработку металлов давлением.

O. B. Kryuchkov, E. I. Pavlov, D. E. He, E. V. Sedov, O. P. Bondareva, D. E. Sedov

INVESTIGATION OF THE POSSIBILITY OF REDUCING THE OXIDATION OF STOP SHEETS WHEN HEATED FOR HEAT TREATMENT BY APPLYING PROTECTIVE COATINGS

Volgograd State Technical University

Heating of metal products for heat treatment and metal treatment by pressure is accompanied by a loss of metal mass, called carbon monoxide. To protect the metal surface from oxidation, heating of workpieces is used: in products of incomplete combustion of fuel with an excess air coefficient of less than one; in molten salts; in protective media and by applying protective coatings to the surface of the heated metal, for example, using a spray gun that works well when using large products. When heating the stop sheets, coating each sheet is a difficult task, therefore, in this work, a method was tested to protect the stop sheets from oxidation when they were heated for heat treatment by applying liquid glass with a brush to various stop surfaces: end, upper and lower.

Keywords: protective coating of liquid glass, carbon monoxide, decarburization, heating for heat treatment and metal pressure treatment.

Нагрев заготовок и деталей под термообработку и обработку металлов давлением сопровождается химическим взаимодействием поверхности нагреваемого металла с окислительной печной атмосферой, в результате которого

происходит его окисление, т. е. потеря массы металла, называемая угаром [1].

Окалина в поверхностных слоях нагреваемых заготовок состоит из гематита, магнетита и вюститита, которые образуются при взаимодей-

ствии металла с кислородом, углекислым газом, сернистым газом и водяным паром, в разных количествах присутствующих в атмосфере печи. Окисление поверхности заготовок начинается уже при комнатной температуре, но более интенсивно проявляется, начиная с 700 °С и особенно критично происходит при температурах более 900 °С. На величину угара оказывают влияние: температура печи, состав атмосферы рабочего пространства печного агрегата, длительность нагрева, марка стали, форма и размеры нагреваемых заготовок, а также – способы их укладки в печи [2].

Отрицательное влияние угара проявляется в потерях массы нагреваемых заготовок, что способствует необходимости повышения припусков на механическую обработку; окалина, из-за высокой твердости внешнего слоя гематита, составляющего около 1030 ед. по шкале Виккерса, а также располагающегося под ним тоже твердого слоя магнетита, в разы увеличивает износ токарного инструмента и оборудования для обработки металлов давлением: штампов, бойков, прокатных валков и др. Окалина является агрессивной и при взаимодействии с подом и футеровкой способствует их разрушению.

Одновременно с железом окисляется углерод, что приводит к обезуглероживанию поверхностных слоев нагреваемых заготовок за счет соединения углерода с кислородом и водородом, небольшое количество которых всегда присутствует в печной атмосфере, и в конечном итоге – к снижению прочности поверхностных слоев металла.

Снижению величины угара и обезуглероживания на поверхности нагреваемого металла может способствовать повышение качества сжигания топлива, например, за счет правильного подбора соотношения газ-воздух, позволяющего снизить содержание кислорода в продуктах сгорания; разработки оптимального режима нагрева, способствующего сокращению времени нагрева; использования автоматизации нагрева [3].

К более радикальным способам защиты поверхности нагреваемого металла от окисления и обезуглероживания можно отнести нагрев заготовок в продуктах неполного сгорания топлива при коэффициенте избытка воздуха менее единицы. В составе продуктов сгорания при таком сжигании появляются защитные газы – оксид углерода и водород. Также хорошо защи-

щают поверхность металла от окисления и обезуглероживания нагрев деталей небольшого размера (например, режущего инструмента) в расплавленных солях, содержащих хлористые барий, натрия и другие, позволяющие сократить время нагрева заготовок в сравнении с традиционным нагревом в два-три раза за счет большей величины коэффициента теплоотдачи. Эффективна защита металла от окисления и обезуглероживания при нагреве и в специальных средах, например, в среде, заполненной эндогазом состава: 20 % CO, 40 % N₂, 40 % H₂, который вводится под муфель, например, в колпаковых печах.

Для защиты металла от окисления и обезуглероживания используется метод, связанный с нанесением защитных покрытий на поверхность нагреваемого металла. При этом наносимое покрытие должно быть доступным и технологичным в приготовлении; выдерживать удары, не разрушаясь; при нагреве заготовок в печи долго и равномерно задерживаться на ее поверхности и сохранять стабильность свойств; быть нетоксичным для окружающей среды и не оказывать вредного воздействия на поверхность металла [4–6].

Известен способ нанесения защитных покрытий с использованием пульверизатора на крупные изделия перед его нагревом с последующим его удалением. Вместе с тем нанесение и удаление защитного покрытия с металлических листов связано с технологическими трудностями и трудоемко. Иногда для термообработки листов их укладывают в печи в виде стоп. В этой связи возникла идея нанесения защитного покрытия не на каждый лист, а на всю стопу.



Рис. 1. Стопы листов из стали 3 с защитным покрытием жидкого стекла

Целью настоящей работы было исследование возможности снижения угара стоп из стальных листов при их нагреве под термообработку за счет нанесения защитного покрытия на различные поверхности металла.

В качестве материала для исследования использовались листы из стали 3 с размерами $50 \times 40 \times 2,7$ мм, уложенные в стопы по пять штук и представленные на рис. 1.

Методика проведения эксперимента

Каждый лист до проведения эксперимента взвешивался на весах с точностью до третьего знака после запятой, после чего формировались стопы по пять листов, которые увязывались проволокой; затем сверху в стопе просверливалось отверстие для хромель-алюмелевой термопары для замера температуры нагреваемого металла. В качестве защитного покрытия использовалось жидкое стекло, наносимое на стопы с помощью кисти. Одна стопа служила эталоном, на которую не наносилось покрытие. На второй стопе защитное покрытие наносилось только на четыре боковых торца. На третьей стопе покрытие наносилось на четыре боковых торца и верхнюю поверхность стопы. На последнюю четвертую стопу покрытие наносилось на все открытые и закрытые поверхности: четыре боковых торца, верхнюю и нижнюю поверхности стопы.



Рис. 2. Расположение четырех стоп листов с установленными хромель-алюмелевыми термопарами в камерной электрической муфельной печи

Нагрев четырех стоп (20 листов) проводился в камерной электрической муфельной печи вместе с печью с начальной средней температурой металла $24,5$ °С до конечной температуры металла, равной 1019 °С. Хромель-алюмелевые термопары устанавливались в отверстие, высверленное сверху стопы до среднего листа. Установка стоп в печи представлена на рис. 2.

После полного охлаждения стоп и механического удаления защитных покрытий и окалины с каждого листа они повторно взвешивались. Угар образцов рассчитывался по формуле

$$U = \frac{m_{oi} - m_i}{m_{oi}} \cdot 100 \%, \quad (1)$$

где m_{oi} – масса образца до нанесения защитного покрытия и нагрева, г; m_i – масса образца после удаления защитного покрытия и окисленного слоя после нагрева, г.

Результаты исследования влияния защитных покрытий на угар листов, сложенных в стопы, представлены в табл. 1, из которой следует, что нанесение защитного покрытия из жидкого стекла наиболее эффективно со всех сторон стопы и способствует снижению угара по сравнению со стопой без покрытия на $47,36$ %. Нанесение защитного покрытия из жидкого стекла на четыре торцевые поверхности и одну верхнюю менее эффективно по сравнению с предыдущим вариантом, но все равно довольно высокое: способствует снижению угара на $43,34$ %. Наконец, менее эффективным оказался вариант нанесения защитного покрытия только на четыре торцевые поверхности: снижение угара по сравнению с эталонной стопой составило $28,17$ %.

Толщину слоя металла, перешедшего в окалину, можно рассчитать [7] по формуле

$$\delta_c = \sqrt{\delta_1^2 \cdot \tau_1 + \delta_2^2 \cdot \tau_2 + \dots + \delta_n^2 \cdot \tau_n}, \quad (2)$$

где $\delta_1, \delta_2 \dots \delta_n$ – толщины слоев, перешедших в окалину при постоянной температуре поверхности металла соответственно при $t_{m1}, t_{m2} \dots t_{m,n}$, мм; $\tau_1, \tau_2 \dots \tau_n$ – время нагрева на отдельных участках печи при средних значениях $t_{m1}, t_{m2} \dots t_{m,n}$, ч.

Таблица 1

**Результаты исследования влияния защитных покрытий на угар образцов,
сложенных в стопы**

Защитное покрытие	Расположение листа в стопе	Масса листа исходная, г	Масса после нагрева и очистки окалины, г	Угар, %	Средняя величина угара, %	Процент снижения угара
Без защитного покрытия	Верх	44,830	41,625	7,149	5,344	-
	2	41,995	40,020	4,703		
	3	43,665	41,830	4,202		
	4	44,415	43,020	3,141		
	Низ	42,995	39,760	7,524		
Покрытие жидкого стекла на четыре торца	Верх	44,325	41,735	5,843	3,839	28,17
	2	45,420	44,445	2,147		
	3	44,140	42,765	3,115		
	4	45,605	44,510	2,401		
	Низ	43,600	41,120	5,688		
Покрытие жидкого стекла на четыре торца и верх стопы	Верх	45,545	43,920	3,568	3,028	43,34
	2	44,930	43,675	2,793		
	3	45,665	44,440	2,683		
	4	45,955	45,060	1,948		
	Низ	45,800	43,900	4,148		
Покрытие жидкого стекла на четыре торца, верх и низ стопы	Верх	45,015	43,885	2,510	2,813	47,36
	2	44,640	43,420	2,733		
	3	44,965	43,785	2,624		
	4	44,565	43,560	2,255		
	Низ	42,470	40,795	3,944		

Толщины слоев металла, перешедшие в окалину $\delta_1, \delta_2 \dots \delta_n$, автор работы [8] приводит в своей публикации по материалам исследований окисления стали в нагревательных печах для диапазона температур 800–1350 °С.

Изменения температуры исследуемых стальных стоп из листов по времени отображены на рис. 3. В табл. 2 приведены данные из рис. 3 для расчета по формуле (2) толщин слоев металла, перешедшего в окалину.

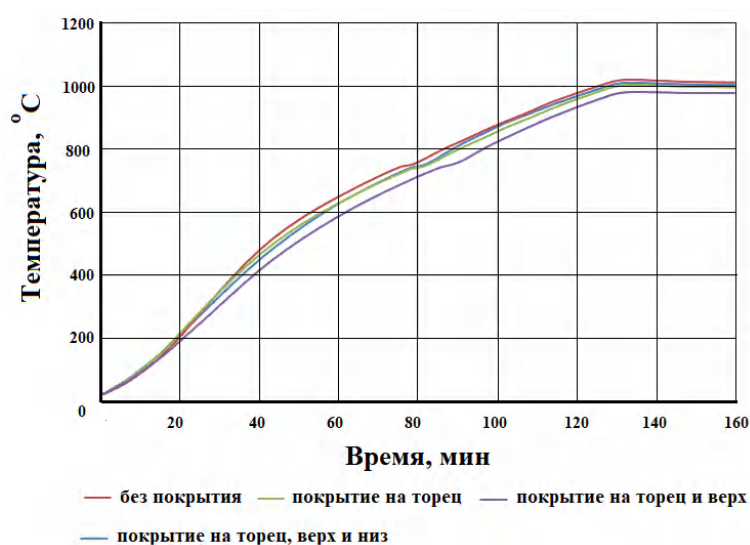


Рис. 3. Изменения температуры стоп по времени

Таблица 2

Данные из рисунка 3 для расчета по формуле (2) толщин слоев металла, перешедшего в окалину, в исследуемых стопах листов

Время, ч	Без покрытия. Температура °С	Время, ч	Покрытие на торце. Температура °С	Время, ч	Покрытие на торце и верхней поверхности. Температура °С	Время, ч	Покрытие на торце и верхней и нижней поверхностях. Температура °С
0,0758	800,46	0,0703	800,28	0,0598	800,4	0,0716	800,29
0,0758	825,92	0,0703	824,77	0,0598	824,13	0,0716	828,52
0,0758	852,13	0,0703	848,64	0,0598	845,18	0,0716	854,73
0,0758	877,40	0,0703	872,55	0,0598	865,92	0,0716	880,07
0,0758	900,40	0,0703	894,92	0,0598	886,40	0,0716	901,75
0,0758	924,50	0,0703	916,69	0,0598	905,94	0,0716	922,61
0,0758	949,39	0,0703	938,31	0,0598	923,37	0,0716	942,80
0,0758	969,61	0,0703	958,19	0,0598	940,48	0,0716	962,13
0,0758	989,07	0,0703	977,15	0,0598	956,89	0,0716	980,07
0,0758	1007,69	0,0703	995,12	0,0598	972,31	0,0716	988,04
0,0758	1019,06	0,0703	1005,02	0,0598	981,06	0,0716	1009,01
0,4600	1010,45	0,455	997,68	0,458	979,11	0,465	1003,03
Толщина слоя металла, перешедшего в окалину, мм (2)							
	0,413		0,397		0,370		0,365

Выводы

1. Нанесение защитного покрытия из жидкого стекла на поверхности стоп из стальных листов способствует снижению угара.

2. Эффективность защитного покрытия возрастает при нанесении только на торцевую часть стопы на 28,17 % (толщина слоя металла, перешедшего в окалину, 0,397 мм); на торцевую и верхнюю поверхности – 43,34 % (0,370 мм); на все поверхности рулона – 47,36 % (0,365 мм).

3. Ввиду того, что опорная часть стопы является закрытой и угар с нее минимальный, наносить защитное покрытие из жидкого стекла необходимо только на торцевую и верхнюю поверхности стопы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Маслакова, Л. П. Применение обработки металлов давлением в автотракторостроении : Учебное пособие /

Л. П. Маслакова, Д. С. Фатюхин ; МАДИ (ГТУ). – М., 2003. – 105 с.

2. Дистергоф, И. М. Новый способ уменьшения угара, обезуглероживание и наводороживания металла при нагреве в пламенных печах / И. М. Дистергоф // Сталь. – 2008. – № 1. – С. 86–93.

3. Солнцев, С. С. Защитные покрытия металлов при нагреве : справочное пособие / С. С. Солнцев, А. Т. Туманов. – М. : Машиностроение, 1976.

4. Манюров, Ш. Б. Разработка технологии снижения поверхностного окисления и обезуглероживания стальных заготовок при нагреве с применением кратковременных технологических защитных покрытий : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Ш. Б. Манюров. – М., 2014.

5. Губинский, В. И. Уменьшение окалинообразования при производстве проката / В. И. Губинский, А. Н. Минаев, Ю. В. Гончаров. – Киев : Техника, 1981. – 135 с.

6. Окисление и обезуглероживание стали / под ред. А. И. Ващенко. – М. : Металлургия, 1973. – 336 с.

7. Спивак, Э. И. Методы ускоренных расчетов нагревательных печей / Э. И. Спивак. – М. : Металлургия, 1988. – 141 с.

8. Спивак, Э. И. Прогноз угара и обезуглероживания при нагреве перед прокаткой / Э. И. Спивак. – Металлург. – 184. – № 2. – С. 28–29.

УДК 621.746.01

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-65-68

*Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев, М. С. Никитин
А. А. Шуклин, Я. Ю. Молоканова, Е. А. Косова*

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ СТАЛИ МАРКИ С45Е

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

В работе приведены результаты идентификации и особенности распределения неметаллических включений (НМВ) по сечению непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) квадратного сечения 360х360 мм из стали марки С45Е. Идентификация включений методами оптической и электронной микроскопии показала, что в металле НЛЗ преобладают три основные группы неметаллических включений (НМВ): оксиды, сульфиды и оксисульфиды. Оксидные включения представлены включениями двух типов (алюмомагнезиальная шпинель в оболочке алюмината кальция типа $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, силикаты типа $3\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{SiO}_2$), сульфидные включения – сульфидами MnS и CaS , оксисульфидные включения (оксиды в оболочке сульфидов). Распределение включений по сечению – неравномерное, максимальную загрязненность имеют поверхностные и центральные слои НЛЗ. В работе показано, что причина повышения количества включений в центре НЛЗ вызвана увеличением количества сульфидных включений (третичных НМВ); высокое содержание включений в поверхностных слоях НЛЗ вызвано высоким содержанием оксидных и оксисульфидных включений (первичные и вторичные НМВ).

Ключевые слова: непрерывнолитая заготовка (НЛЗ), неметаллические включения (НМВ), оксиды, сульфиды, оксисульфиды, затвердевание.

*D. V. Rutskiy, N. A. Zyuban, M. V. Kirilichev, M. S. Nikitin
A. A. Shuklin, Ya. Yu. Molokanova, E. A. Kosova*

FEATURES OF THE STRUCTURE OF A CONTINUOUSLY CAST BLANK MADE OF C45E STEEL

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of identification and features of the distribution of non-metallic inclusions (NMI) along the cross-section of a continuously cast blank (CCB) with a square cross-section of 360x360 mm made of C45E grade steel. Identification of inclusions by optical and electron microscopy showed that three main groups of NMI prevail in the CCB metal: oxides, sulfides and oxysulfides. Oxide inclusions are represented by inclusions of two types (aluminates spinel in a shell of calcium aluminate type $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, silicates of type $3\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{SiO}_2$), sulfide inclusions are represented by sulfides MnS and CaS , oxysulfide inclusions (oxides in a shell of sulfides). The distribution of inclusions across the cross-section is uneven, the surface and central layers of the CCB have the maximum contamination. The paper shows that the reason for the increase in the number of inclusions in the center of CCB is caused by an increase in the number of sulfide inclusions (tertiary NMI), the high content of inclusions in the surface layers of CCB, caused by a high content of oxide and oxysulfide inclusions (primary and secondary NMI).

Keywords: continuous cast billet (CCB), nonmetallic inclusions (NMI), oxides, sulfides, oxysulfides, solidification.

В настоящее время на большинстве металлургических заводов, специализирующихся на получении металлопроката, основным способом получения первичной заготовки для дальнейшего передела в прокат является непрерывная разливка стали. На данный момент способом непрерывной разливки получают до 90 % всей стали, выплавляемой в высокомошных сталеплавильных печах. Применение непрерывной разливки значительно снижает затраты на производство металлопроката. Однако возрастающие требования к металлопродукции

обуславливают необходимость получения сталей высокого качества. Авторами в работах [1–4] показано, что качество стали обеспечивается химическим составом и соответствующей макро- и микроструктурой. В настоящее время получение сталей с низким содержанием вредных примесей (S и P) возможно обеспечить путем применения современных высокотехнологичных способов внепечной обработки, а также использования методов переплава. Однако весь положительный эффект, который достигнут во время внепечной обработки, может быть

полностью утрачен во время непрерывной разливки и затвердевания. Одно из последствий разливки и затвердевания – развитие химической и физической неоднородности литого металла, а также загрязненность неметаллическими включениями (НМВ) [5, 6]. Загрязненность НМВ оказывает значительное влияние на качественные показатели металлопроката, такие как уровень механических свойств, коррозионная стойкость и т. д. [7–11]. Стадия разливки стали является не менее важной, так как во время разливки нет благоприятных условий для удаления включений, а яв-

ления ликвации и избирательная кристаллизация способствуют выделению в затвердевающем металле кристаллизационных НМВ, которые в дальнейшем неизбежно наследуются металлопрокатом.

Целью работы являлись идентификация и определение особенностей распределения неметаллических включений по сечению непрерывнолитой заготовки сечением 360х360 мм.

Сталь для НЛЗ выплавлялась по схеме: сталеплавильная печь → внепечная обработка → непрерывная разливка. Окончательный состав стали приведен ниже в таблице.

Химический состав стали С45Е

C	Si	Mn	S	Al	Cr	Ni	P
					не более		
Содержание элементов, % вес (EN 10083-2:2006)							
0,42–0,50	0,20–0,35	0,5–0,8	0,020–0,035	0,015–0,050	0,40	0,030	0,030
Содержание элементов, % вес (фактический)							
0,45	0,28	0,65	0,025	0,018	0,15	0,020	0,018

Исследование особенностей распределения НМВ проводили в пробах, отобранных от края к центру НЛЗ, через каждые 25 мм. Идентификацию неметаллических включений осуществляли совмещением сканирующей электронной микроскопии (SEM) и энергодисперсионной спектроскопии (EDS); обработка данных велась с помощью программного обеспечения Axalut Soft и EDAX Particle/Phase Analysis Software. Программа EDAX Particle/Phase Analysis. Анализ загрязненности НМВ проводился автоматизированным подсчетом с помощью программного обеспечения Axalut Soft, согласно ГОСТ 1778–70 (метод П).

Химический состав стали на образцах, отобранных с НЛЗ, определяли спектральным ме-

тодом на оптико-эмиссионном спектрометре «Spectrolab LAVM 10» по ГОСТ Р 54153.

Идентификация неметаллических включений показала, что большая часть включений в затвердевшей НЛЗ из стали С45Е представлена:

- силикатами (Si, Mn, Al)O (см. рис. 1, а), алюминатами (Ca, Al, Mg) O (см. рис. 1, б); их доля составляет 1,5–2,0 % от общего количества НМВ;
- сульфидами типа (Ca, Mn) S (см. рис. 1, в) их доля составляет до 80–90 %;
- окисульфидами (см. рис. 1, г) – 5,0–7,0 %;
- нитридными включениями (TiN) (см. рис. 1, д) – 1,0–2,0 %.



Рис. 1. Характерные НМВ, выявленные в НЛЗ, х10000:
а – силикатные включения типа $3\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{SiO}_2$; б – алюмомagneзиальная шпинель $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$ в оболочке алюмината кальция $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; в – сульфидные включения

Распределение неметаллических включений по сечению НЛЗ приведена на рис. 2.

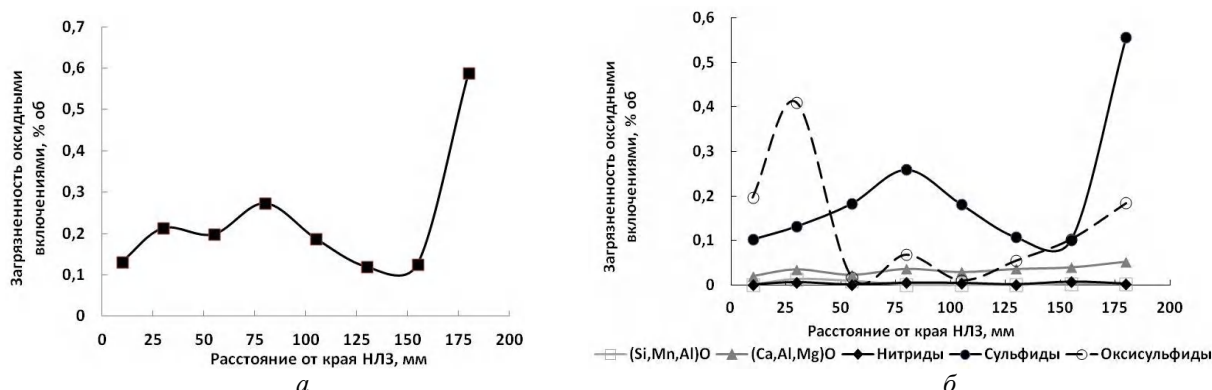


Рис. 2. Распределение неметаллических включений по сечению НЛЗ:
а – суммарная загрязненность НМВ; б – загрязненности различными типами НМВ

Суммарная загрязненность всеми типами НМВ имеет неравномерный характер. Суммарная загрязненность НМВ увеличивается на 1/3 радиуса заготовки и достигает максимального значения в центре НЛЗ, при этом содержание включений увеличивается до 0,60 % в центре заготовки (см. рис. 2, а).

Содержание сульфидов увеличивается до 0,3 % на расстоянии 75 мм от края заготовки (1/3 радиуса НЛЗ), что соответствует границе зон столбчатых и мелких равноосных кристаллов и достигает максимума (0,55 %) в осевой части НЛЗ (см. рис. 2, б). Неравномерное распределение сульфидов связано с явлением ликвации серы при переходе из жидкого в твердое состояние, что приводит к обогащению приграничного слоя расплава серой и образованию в нем сульфидов, преимущественно сульфидов MnS (см. рис. 1, в). Чистые сульфидные включения представлены MnS, это связано с наличием Mn в стали, содержание которого составляет 0,65 % вес и нормированным содержанием серы (не менее 0,025 % вес) (см. табл. 1). Высокое сродство Mn к S при переходе расплава из жидкого в твердое состояние приводит к образованию сульфидов MnS по реакции $[Mn] + [S] \rightarrow (MnS)$, при этом стандартная энергия Гиббса при 1600 °C (1873 K) образования MnS согласно [12] составляет $\Delta G^\circ = -158\,000$ Дж/моль. Сульфидные включения MnS имеют неблагоприятное расположение (по границам зерна), но их высокая температура плавления (1615 °C) не приводит к дальнейшей краснотомкости сталей при последующих переделах.

Оксисульфидные включения представлены сложными комплексными включениями, содержащими в основе тугоплавкие НМВ типа алюмомагнезимальной шпинели $Al_2O_3 \cdot MgO$

($T_{пл} = 2135$ °C) или алюмината кальция $CaO \cdot Al_2O_3$ ($T_{пл} = 1600$ °C) в оболочке CaS.

Распределение оксисульфидных включений носит противоположный сульфидным включениям характер распределения (см. рис. 2, б). Поверхностные слои имеют максимальную загрязненность оксисульфидными НМВ, при этом загрязненность сульфидами минимальная. Данное распределение объясняется тем, что при затвердевании поверхностных слоев НЛЗ на имеющихся тугоплавких оксидных включениях, как на подложках, образуется сульфидная фаза. При этом сульфидная фаза в оксисульфидных НМВ представлена преимущественно сульфидом CaS (см. рис. 1, з). Образование сульфида CaS вызвано наличием Ca в виде CaO в оксидных включениях, так как в стали содержание Ca составляет 0,0016 % вес. Высокое сродство Ca к S приводит к образованию сульфидов CaS по реакции $[Ca] + [S] \rightarrow (CaS)$, при этом стандартная энергия Гиббса при 1600 °C (1873 K) образования CaS согласно [12] составляет $\Delta G^\circ = -336\,130$ Дж/моль, для сравнения MnS значение $\Delta G^\circ = -158\,000$ Дж/моль, более высокое сродство кальция к сере приводит к образованию включений CaS на оксидах.

При дальнейшем затвердевании при отсутствии тугоплавких включений серы выделяется в виде чистых MnS (см. рис. 1, в), при этом загрязненность сульфидными включениями увеличивается, оксисульфидными – уменьшается (см. рис. 2, б).

Причиной такого распределения включений в поверхностных слоях НЛЗ являются первичные НМВ, образовавшиеся на стадии выплавки. К ним относятся преимущественно оксидные НМВ и вторичные НМВ, попавшие в НЛЗ при непрерывной разливке. Источником образова-

ния тугоплавких оксидных включений, кроме продуктов плавки, являются отложения на внутренней поверхности погружного разливочного стакана; включения, попавшие в результате колебаний зеркала металла в кристаллизаторе; включения, образовавшиеся при непрерывной разливке в промежуточном ковше.

В осевой части НЛЗ содержание оксисульфидных и сульфидных включений увеличивается, что связано с протеканием явлений ликвации и образованием зон концентрационного переохлаждения в затвердевающей НЛЗ.

Распределение оксидных и нитридных включений по сечению НЛЗ равномерное и колеблется в интервале 0,005–0,010 % об. Оксидные и нитридные включения расположены равномерно по сечению НЛЗ, максимальный размер не превышает 10 мкм.

Выводы

Идентификация включений показала, что в стали марки С45Е, имеющей согласно EN 10083-2:2006 нормируемое содержание серы, на 80 % включения представлены сульфидом MnS. Сульфиды имеют неблагоприятное расположение, но благоприятный химический состав; высокая температура плавления MnS препятствует развитию красноточности при последующей горячей деформации. Однако высокая загрязненность MnS может привести образованию горячих трещин на поверхности, при выходе из зоны I-го охлаждения при непрерывной разливке.

Поверхностные слои НЛЗ имеют минимальную загрязненность, а центральная часть заготовки имеет максимальную загрязненность сульфидными НМВ.

Поверхностные слои НЛЗ имеют максимальную загрязненность оксисульфидными НМВ со сложным химическим составом. Оболочка оксисульфидных НМВ представлена сульфидом CaS. Источником образования оксисульфидных включений являются тугоплавкие оксидные включения, попавшие в НЛЗ из сталеразливочного тракта.

Распределение оксидных и нитридных включений по сечению НЛЗ равномерное.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Особенности строения микроструктуры низколегированных трубных сталей / М. Ю. Чубуков, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, Д. П. Усков // *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. – 2018. – Вып. 1 (1417). – С. 73–77.
2. Влияние химического состава стали на особенности строения непрерывнолитой заготовки диаметром 410 мм / М. Ю. Чубуков, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев // *Черные металлы (Chernye Metally)*. – 2019. – № 4 (1048). – С. 15–21.
3. *Эфрон, Л. И.* Металловедение в большой металлургии. Трубные стали / Л. И. Эфрон. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
4. Влияние перитектического превращения на характер затвердевания, структуру и свойства стальных отливок / В. И. Семенов, В. В. Назаратин, В. В. Андреев, Ф. А. Нуралиев // *Сталь*. – 2016. – № 11. – С. 58–64.
5. Исследование химической неоднородности металла непрерывнолитой заготовки диаметром 460 и 550 мм производства ЭСПК «Железный озон 32» / А. А. Сафронов [и др.] // *Сталь*. – № 8. – 2013. – С. 18–22.
6. Критерии оценки склонности стали к ликвации в кузнечных слитках / А. Н. Ромашкин, В. С. Дуб, Д. С. Толстых, И. А. Иванов, А. Н. Мальгинов // *Металлург*. – 2017. – № 10. – С. 35–40.
7. Влияние неметаллических включений на свойства труб из сталей категории прочности K48–K52 / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. Ю. Чубуков, Д. П. Усков, В. Ф. Петрова, М. В. Кириличев // *Известия ВолгГТУ: научный журнал* № 7 (230) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. (Серия «Металлургия»). – С. 13–19.
8. Неметаллические включения в низколегированной трубной стали / А. В. Дуб [и др.] // *Металлург*. – 2005. – № 4. – С. 67–73.
9. Влияние неметаллических включений новых типов на качество непрерывнолитых заготовок и проката из высокопрочных низколегированных сталей / И. Г. Родионова [и др.] // *Металлург*. – 2016. – № 7. – С. 48–53.
10. Влияние неметаллических включений на коррозионную стойкость углеродистых низколегированных сталей для нефтепромысловых трубопроводов / И. Г. Родионова [и др.] // *Сталь*. – 2017. – № 10. – С. 41–48.
11. The effect of forging practices and sulfide inclusions on the mechanical properties and fatigue performance of large crank shafts / Jon R. Pales, William P. Edwards and W.H. Clay Beriger // *Proc. IFM 2011, 18 th International Forgemasters Meeting, Santander, Pittsburgh PA USA, 12–15 September 2011*, Pp. 443–448.
12. Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов: учеб. пособие для вузов / В. А. Григорян [и др.]. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.

УДК 669.15

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-69-71

*Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Д. Ю. Гребнев
Н. И. Габельченко, П. Д. Киселев, С. С. Млинский*

**ВЫПЛАВКА ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННОГО ЧУГУНА
В ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЕЧИ С КИСЛОЙ ФУТЕРОВКОЙ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Рассматривалась возможность снижения затрат на производство высокопрочного чугуна путем выплавки исходного низкоуглеродистого расплава в электродуговой печи с кислой футеровкой с последующим науглероживанием и силицированием отходом возвратной шихты производства карбида кремния.

Ключевые слова: карбид кремния, синтетический чугун, отход возвратной шихты, горячебрикетированное железо, электродуговая печь.

Yu. V. Grebnev, V. F. Zharkova, D. Yu. Grebnev, N. I. Gabelchenko, P. D. Kiselev, S. S. Mlinsky

**SMELTING OF HIGH-QUALITY CAST IRON IN AN ELECTRIC
ARC FURNACE WITH ACID LINING**

Volgograd State Technical University

The possibility of reducing the cost of producing high-strength cast iron by smelting the initial low-carbon melt in an electric arc furnace with an acidic furnace with subsequent carburization and silicification by waste of the return charge of silicon carbide production was considered.

Keywords: silicon carbide, synthetic cast iron, return charge waste, hot-briquetted iron, electric arc furnace.

Введение

По данным Российской ассоциации литейщиков [1] литые заготовки в Российской Федерации в основном производятся в небольших литейных цехах объемом производства не более 10 000 тонн годных отливок в год. Основные требования к подобным цехам – это возможность производства широкой номенклатуры, качественных отливок из различных сплавов с использованием ограниченного набора оборудования, с минимальными затратами на производство. При выполнении этих взаимоисключающих требований постоянно возникают технические противоречия. Для частичного разрешения этих противоречий была разработана технология производства высокопрочного чугуна в электродуговой печи ДСП-5м с использованием в качестве науглероживателя и легирующего компонента отходов производства карбида кремния. Футеровка дуговой печи кислая, так как в ней выплавляются углеродистые и низколегированные стали и серый чугун. Производство высокопрочного чугуна составляет не более 5 % от общего объема выплавки железоуглеродистых сплавов. Перефутеровка печи основными огнеупорами для получения высокопрочного чугуна марок ВЧ40 ... ВЧ60 на основе рафинированных железоуг-

леродистых расплавов признана экономически нецелесообразной.

В работе [2] описана технология эффективного применения отработанных абразивных карбидокремниевых кругов для получения расплавов высококачественных синтетических чугунов, которые возможно использовать для последующего модифицирования на высокопрочный чугун. Недостатками предложенной технологии, ограничивающими ее эффективность, являются следующие факторы:

1. Необходимость проведения процесса десульфурации, который возможен только в электродуговой печи с основной футеровкой при повышенном расходе электроэнергии и вспомогательных материалов.

2. Необходимость дополнительного науглероживания расплава.

3. Ограниченность ресурсов, содержащих карбид кремния.

Для повышения экономической эффективности процесса производства расплава синтетического чугуна было предложено проводить плавку в электродуговой печи с кислой футеровкой с использованием в шихте материалов, содержащих минимальное количество вредных технологических примесей – серы и фосфора. В качестве науглероживателя и легирующего

кремнием материала использовался отход возвратной шихты (ОВШ) процесса производства карбида кремния.

Химический состав ОВШ находится в следующих пределах:

30–40 % SiC; 30–35 % C;
35–40 % SiO₂; S – следы.

Образование ОВШ в ОАО «Волжский абразивный завод» достигает 1000 тонн в год. ОВШ вывозится для хранения на полигон промышленных отходов.

В качестве шихтовых материалов, содержащих минимальное количество вредных примесей, были выбраны следующие компоненты:

1. Стальной лом, покупаемый непосредственно в подразделениях ОАО РЖД: рельсы; колесные пары; рамы боковые; балки надрессорные; автосцепки. Содержание серы и фосфора в металле этих изделий не превышает 0,04 % каждого.

2. Горячебрикетированное железо (ГБЖ) Лебединского ГОКа. Химический состав ГБЖ:

до 90 % Fe; 1,0–2,5 % C;
≤0,02 % S; ≤0,02 % P.

В ГБЖ также отмечается очень низкое содержание примесей цветных металлов.

Существенным недостатком ГБЖ является содержание в брикетах до 10 % оксидов железа, кремния и других химических элементов.

В настоящее время из-за санкций, которые Евросоюз ввел в отношении России, в металлургической промышленности стоимость ГБЖ снижается и приближается к стоимости качественного стального лома.

Методика работы и результаты исследования

Целью работы было снижение затрат на производство высокопрочного чугуна путем выплавки исходного низкоуглеродистого расплава в электродуговой печи с кислой футеровкой с последующим науглероживанием и силицированием отходом возвратной шихты производства карбида кремния.

В ходе экспериментальных работ было проведено восемнадцать плавов по двум вариантам шихтовок. Характеристики экспериментальных плавов сравнивались с характеристиками контрольных плавов, выполненных по действующей технологии. Составы шихты для экспериментальных и контрольных плавов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Составы шихты для выплавки синтетического чугуна

Наименование шихтового материала	Содержание материала в шихте плавов, %		
	Эксперимент № 1	Эксперимент № 2	Контроль
Лом стальной углеродистый марки 2А	-	3,6	68,2
Лом покупаемый в ОАО «РЖД»	71	-	-
Возврат собственного производства	27,5	27,5	27,5
ГБЖ	-	35,9	-
Ферросилиций ФС65	0,2	0,3	3,8
Ферромарганец ФМн78	0,8	1,1	1,1
ОВШ (сверх 100 %)	11	11	-
Стружка электродная (сверх 100 %)	-	-	3,3

ОВШ в ходе экспериментов загружался на подину печи в виде брикетов Ø120×100 мм. Брикетировались на стержневой встряхивающей машине. В качестве связующего использовалось жидкое стекло в количестве 5–6 %. После формовки брикеты отверждались в сушиле при температуре 180–220 °С в течение 50–60 минут.

Одновременно с брикетами на подину загружался известняк флюсовый в количестве 3,5 % к весу металлической шихты.

Таким образом, усвоение углерода и кремния из ОВШ начиналось уже на этапе плавления металлической шихты, что позволяло экономить технологическое время и электроэнергию.

Сравнительный анализ «хода» экспериментальных и контрольных плавов показал следующие закономерности:

1. Продолжительность экспериментальных плавов по двум вариантам шихтовок на 23 минуты меньше, чем продолжительность контрольных плавов. Науглероживание и силици-

рование расплава брикетами из ОВШ протекает в процессе расплавления шихты, что позволяет экономить технологическое время и, соответственно, электроэнергию.

2. Снижение расхода электроэнергии на тонну жидкого металла в экспериментальных плавках составило:

вариант шихтовки № 1 с использованием железнодорожного лома – 21 кВт/час;

вариант шихтовки № 2 с использованием ГБЖ – 17 кВт/час.

3. Достигнуто снижение расхода ферросплавов на тонну жидкого металла:

вариант № 1: ферросилиция ФС65 – 36 кг; ферромарганца ФМн78–3 кг;

вариант № 2: ферросилиция ФС65 – 35 кг.

4. Отмечен повышенный угар углерода в экспериментальных плавках, что легко компенсируется дополнительными присадками брикетов ОВШ. Себестоимость брикетов определяется стоимостью транспортировки исходного материала и затратами на изготовление брикетов. Себестоимость одной тонны брикетов составляет 1530 рублей.

5. В экспериментальных плавках отмечено повышенное образование шлака на тонну жид-

кого металла по сравнению с плавками, выполненными по действующей технологии:

вариант № 1 – на 28 кг;

вариант № 2 – на 43 кг.

6. Химический состав металла плавов, проведенных по двум вариантам экспериментальных шихтовок, полностью соответствует требованиям к расплавам для последующего модифицирования на высокопрочный чугун. Содержание серы во всех восемнадцати плавках не превышает 0,03 %. В контрольных плавках, выполненных по действующей технологии, содержание серы находится в пределах 0,05–0,07 %.

После получения заданного химического состава расплав разогревался до температуры 1420–1440 °С и сливался в стендовый ковш, в котором проводилось модифицирование методом «Сэндвич». В качестве модификатора использовалась лигатура «Сферомат-8» в количестве 1,8 % от массы жидкого металла. Дополнительно для повышения эффекта модифицирования в расплав вводилась редкоземельная лигатура ФС30РЗМ30.

Результаты механических испытаний модифицированного чугуна приведены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства чугуна после модифицирования

Вариант выплавки чугуна	Предел прочности на растяжение σ_B , МПа	Твердость, НВ
Эксперимент № 1	450–520	180–240
Эксперимент № 2	450–540	180–240
Контроль*	300–430	170–260

* Приведены результаты испытаний 10 плавов. Металл одной из плавов был забракован по причинам: «недомодифицирование», наличие в микроструктуре «черных пятен» и низких механических свойств. Содержание серы в металле этой плавки 0,078 %.

Заключение

Сравнительный анализ расхода шихтовых материалов, «хода» экспериментальных и контрольных плавов, результатов механических испытаний позволяет сделать следующие выводы:

1. Отход возвратной шихты производства карбида кремния является полноценным заменителем ферросилиция и науглероживателей при выплавке высококачественного синтетического чугуна.

2. Из двух предложенных экспериментальных вариантов плавки наиболее эффективным является процесс выплавки синтетического чугуна с использованием в шихте железнодорожного лома и брикетов из отхода возвратной шихты.

3. Себестоимость тонны жидкого чугуна, выплавленного с использованием в шихте железнодорожного лома и брикетов из отхода возвратной шихты ниже, чем чугуна, выплавленного по действующей технологии, на 4200 рублей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дибров, И. А. Литейное производство – прогресс машиностроения / И. А. Дибров // Литейщик России. – 2019. – № 8. – С. 13–23.
2. Выплавка синтетического чугуна с использованием материалов, содержащих карбид кремния / Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Д. Ю. Гребнев, А. И. Габельченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (266) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Металлургия»). – С. 94–97.

УДК 621.746.01

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-72-79

*С. Б. Гаманюк, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев, Д. С. Афонин, Н. А. Бурлаков***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ И СПОСОБА РАЗЛИВКИ РАСПЛАВА
НА РАЗВИТИЕ ОСЕВОЙ ЗОНЫ В МОДЕЛЬНЫХ СЛИТКАХ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru.

В работе представлены результаты лабораторных исследований влияния способа и скорости разливки расплава на процесс затвердевания и особенности формирования осевой зоны крупного слитка. Исследования проводили методом физического (холодного) моделирования на модели слитка массой 19,6 тонн. В качестве моделирующего раствора использовали натрий серноватисто-кислый (кристаллический гипосульфит). Разливка расплава в изложницу-кристаллизатор выполнялась сверху. Показано, что изменение скорости разливки расплава оказывает существенное влияние на протяженность осевой зоны. Установлено, что уменьшение скорости разливки расплава приводит к увеличению направленности кристаллизации и улучшению структуры осевой зоны слитка. Установлено, что модельные слитки, которые были отлиты с доливкой прибыльной части расплавом через определенный интервал времени после заливки тела слитка, затвердевают в 1,4 раза быстрее, чем слиток, отлитый по классической технологии.

Ключевые слова: физическое моделирование, разливка сверху, доливка прибылью расплавом, изложница-кристаллизатор, скорость разливки расплава, процесс затвердевания, осевая зона, крупный слиток.

*S. B. Gamanyuk, D. V. Rutsii, N. A. Zyuban, M. V. Kirilichev, D. S. Afonin, N. A. Burlakov***INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE MELT CASTING SPEED
AND METHOD ON THE DEVELOPMENT OF THE AXIAL ZONE IN MODEL INGOTS****Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of laboratory studies of the effect of the method and speed of casting the melt on the solidification process and the features of the formation of the axial zone of a large ingot. The research was carried out by the method of physical (cold) modeling on a model of an ingot weighing 19.6 tons. Sodium sulfurous acid (crystalline hyposulfite) was used as a modeling solution. The casting of the melt into the mold-mold was carried out from above. It is shown that the change in the melt casting rate has a significant effect on the length of the axial zone. It is established that a decrease in the melt casting rate leads to an increase in the direction of crystallization and an improvement in the structure of the axial zone of the ingot. It has been found that model ingots that were cast with refilling of the profitable part by melt after a certain time interval after pouring the ingot body, solidify 1.4 times faster than the ingot cast according to classical technology.

Keywords: physical simulation, pouring from above, topping up with melt, crystallization mould, teeming rate, solidification, axial zone, a large forging ingot.

Введение

Затвердевание крупных стальных слитков сопровождается образованием многочисленных внутренних дефектов, особенно в осевой зоне. Сокращение дефектов, сконцентрированных в осевой зоне, является важной задачей, так как ее значительное развитие не всегда устраняется при обработке давлением (свободная ковка, прокатка), что приводит к наследованию дефектов осевой зоны готовым изделием (поковка, прокат и т. д.) и, как следствие, последующей отбраковке при УЗК контроле готовой продукции [1–6].

В настоящее время существует довольно много способов, позволяющих уменьшить степень

развития дефектов, сосредоточенных в осевой зоне. Одним из основных способов получения относительно плотной осевой зоны в крупном слитке является увеличение объема прибыльной части до 25 %, что позволяет уменьшить осевую пористость и рыхлость в получаемых поковках [7–8].

Увеличение объема прибыльной части не является эффективным способом, так как приводит к снижению выхода годного металла. Общеизвестным является преобладающее влияние на развитие осевой зоны геометрических параметров слитка, таких как отношения H/D , конусности, типа слитка (укороченный, нормальный, удлиненный, сдвоенный постоянного и переменного сечения) [10–14].

© Гаманюк С. Б., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В., Афонин Д. С., Бурлаков Н. А., 2023.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00973, <https://rscf.ru/project/23-29-00973/>.

В связи с тем, что процесс образования осевой зоны неразрывно связан с усадочными явлениями, которые определяются температурными условиями и теплофизическими процессами во время разливки и затвердевания, способ и скорость разливки металла должны оказывать существенное влияние на формирование осевых дефектов слитка.

В работах С. Я. Скобло [14] и А. Н. Смирнова [9] проведен анализ данных по влиянию скорости разливки на качество поверхности слитков. Показано, что пониженная скорость разливки так же, как и пониженная температура приводят к появлению заворотов корки, а разливка с недостаточной скоростью ведет к усиленному образованию и заворотам корочки.

Для гарантированного формирования твердой корочки надлежащей толщины, устранения или минимизирования формирования продольных трещин крупные кузнечные слитки заполняют с меньшей скоростью. Уменьшение скорости разливки приводит к увеличению времени наполнения изложниц, в результате чего охлаждается зеркало металла, поднимающееся в изложнице при разливке, что приводит к образованию на ней твердой окисленной «корочки» и к ее заворотам [15].

Целью данной работы являлось изучение влияния способа и скорости разливки на процесс затвердевания, особенности формирования и развитие осевой зоны в модели слитка массой 19,6 тонн.

Материал и методика проведения исследований

В настоящее время для проведения предварительных исследований процесса затвердевания слитков пользуются методами моделирования. Для описания процессов затвердевания широкое распространение получают методы компьютерного [13, 15] и физического моделирования [16–21]. Физическое моделирование позволяет наглядно определить кинетику процесса продвижения твердой и твердожидкой фаз, при одновременном протекании процессов конвективного перемешивания металлического расплава.

В данной работе использовался метод физического моделирования слитков, для проведения которого была разработана и изготовлена лабораторная установка (изложница-кристаллизатор) [22], с помощью которой визуально изучали процессы, происходящие при затвердевании и структурообразовании модельных слитков. Изложница-кристаллизатор представляет собой плоский алюминиевый кристаллизатор, имеющий форму наружного контура слитка. Внутри кристаллизатора находятся технологические отверстия для подвода хладагента (охлаждающей жидкости – воды), которая подавалась в обе стенки кристаллизатора для обеспечения равномерного теплоотвода. С боковых сторон пространство между стенками кристаллизатора закрывается органическим стеклом. Геометрические параметры реального промышленного и модельного слитков представлены в табл. 1.

Таблица 1

Геометрические параметры промышленного и модельного слитков

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

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

Соответствие процессов, происходящих на модели и в реальных условиях отливки промышленных слитков, оценивалось с помощью

критериев подобия: критерия Фруда (Fr), критерия Рейнольдса (Re), критерия Вебера (We), критерия Био (Bi), критерия гомохронности Фурье (Fo), полученных на основе теории размерностей исходя из анализа физико-химических процессов, происходящих при разливке и кристаллизации слитка. Кроме приведенных выше известных критериев использовали также

критерий затвердевания (фазового перехода) N , который описывает отношение теплоты фазового перехода к теплоте охлаждения [16, 20, 21]. Расчет критериев подобия (Bi , N , Fo , Fr , We) для данного вещества показал, что они находятся в одном порядке, как и для стали.

Разливка расплава в изложницу-кристаллизатор осуществлялась сверху через промежуточный ковш. Технологические параметры от-

ливки модельных слитков, отлитых с различной скоростью разливки расплава сверху, представлены в табл. 2. Для изменения скорости разливки расплава использовали разливочные стаканы различного диаметра. Характеристика условий проведения экспериментов по доливке прибыльной части слитка расплавом через определенный интервал времени после заливки тела слитка представлена в табл. 3.

Таблица 2

Технологические параметры отливки модельных слитков при разливке расплава сверху

Параметр	Условное обозначение	Разливка сверху		
Температура заливки тела слитка, °C	$T_{\text{разл}}$	80		
Температура хладагента, °C	$T_{\text{охл}}$	7		
Время заливки тела слитка, сек	$\tau_{\text{т.сл.}}$	25		
Время заливки прибыли, сек	$\tau_{\text{пр.}}$	25		
Масса расплава, г	$M_{\text{распл}}$	685		
Диаметр разливочного стакана/отверстия, мм	$D_{\text{ст}}$	3	11	18
Массовая скорость разливки, г/сек	$v_{\text{масс.}}^{\text{т.сл.}}$	20	51	72

Таблица 3

Характеристика условий проведения эксперимента

Технология разливки	Классическая технология разливки сверху	Доливка прибыльной части слитка расплавом, через определенный интервал времени после заливки тела слитка	
		10 мин	20 мин
T заливки тела слитка, °C	60	60	60
Время заливки тела слитка τ , сек	30	30	30
Температура заливки прибыли T , °C	60	60	60
Время заливки прибыли τ , сек	30	30	30
Температура охлаждающей жидкости, °C	7	7	7
Масса тела слитка/прибыльной части, г	550/150	550/150	550/150

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

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

ны модельного слитка: определялись протяженность и средний диаметр осевой зоны.

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам лабораторных исследований были построены зависимости влияния скорости разливки расплава сверху на динамику нарастания твердой фазы в вертикальном (рис. 1, *a*) и горизонтальном направлениях (рис. 1, *б*).

Установлено, что изменение скорости разливки расплава не влияет на рост твердой фазы в вертикальном направлении и приближается к линейному закону (рис. 1, *a*). Результаты показывают, что изменение скорости разливки расплава влияет на рост твердой фазы в горизон-

тальном направлении, для которого характерно наличие горизонтального участка спустя 50 % от времени затвердевания слитков (рис. 1, б). Опре-

делено, что у слитков, отлитых при меньших скоростях, на протяжении большего времени затвердевания величина твердой фазы выше (рис. 1).

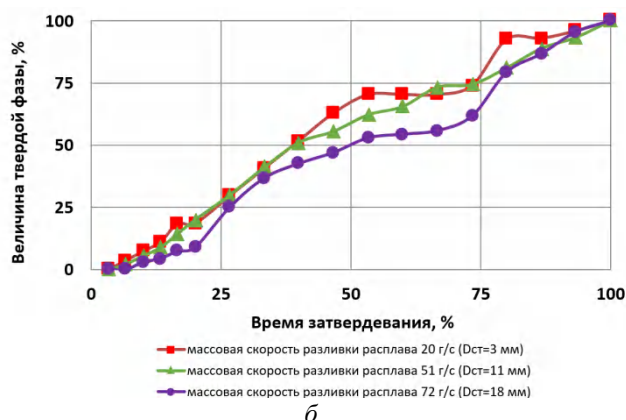
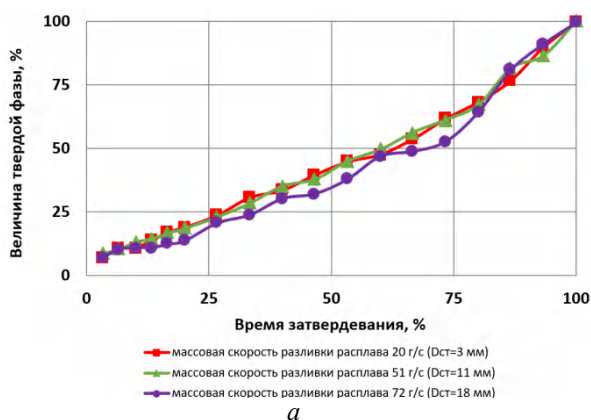


Рис. 1. Динамика нарастания твердой фазы в вертикальном (а) и горизонтальном (б) направлениях

Установлено, что в начале затвердевания слитков (до 25 %) рост твердой фазы в горизонтальном направлении близок к вертикальному, а затем существенно его опережает (рис. 1). Данный рост, по-видимому, связан с уменьшением температурного градиента, который возникает в результате роста толщины затвердевшего расплава от стенок изложницы-кристаллизатора к центру, что, в свою очередь, приводит к замедлению процесса затвердевания на данном промежутке времени.

Продолжению роста твердой фазы в гори-

зонтальном направлении способствует эффект «концентрационного» переохлаждения, который возникает в результате накопления примесей перед плоскостью раздела в жидком расплаве, что, в свою очередь, и приводит к кристаллизации расплава по объемному механизму, за счет образования в данной области отдельных кристаллов на «подложках» мелких частиц.

В табл. 4 и на рис. 2 и 3 представлены результаты влияния скорости разлива расплава на протяженность и ширину осевой зоны модельных слитков.

Таблица 4

Параметры осевой зоны в модельных слитках

Наименование показателя	Массовая скорость разлива, (г/с)		
	20	51	72
Средняя ширина осевой зоны, (мм)	24	29	29
Протяженность осевой зоны, (мм)	70	86	91
Протяженность осевой зоны, (%)	51,9	63,7	67,4



Рис. 2. Макроструктура модельных слитков:

а – массовая скорость разлива расплава 20 г/с ($D_{cr}=3$ мм); б – массовая скорость разлива расплава 51 г/с ($D_{cr}=11$ мм); в – массовая скорость разлива расплава 72 г/с ($D_{cr}=18$ мм)



Рис. 3. Изменение протяженности и средней ширины осевой зоны модельных слитков

Результаты показали, что с увеличением скорости разливки расплава возрастает протяженность и ширина осевой зоны (рис. 2, 3). Установлено, что модельные слитки, отлитые при малой скорости разливки расплава, обладают минимальными значениями ширины и протяженности осевой зоны. По-видимому, это связано с тем, что при малой скорости разливки расплава увеличивается его степень переохлаждения, что способствует возрастанию скорости кристаллизации.

По результатам обработки данных слитков,

отлитых с различным интервалом доливки прибыльной части расплавом, были построены графики, отражающие скорость нарастания твердой фазы в горизонтальном (рис. 4, а) и вертикальном (рис. 4, б) направлениях. В отличие от слитка, отлитого по классической технологии для всех опытных слитков с доливкой прибыльной части, в начальный период затвердевания характерно возрастание скорости кристаллизации в вертикальном направлении и последующее плавное понижение (см. рис. 4, б).

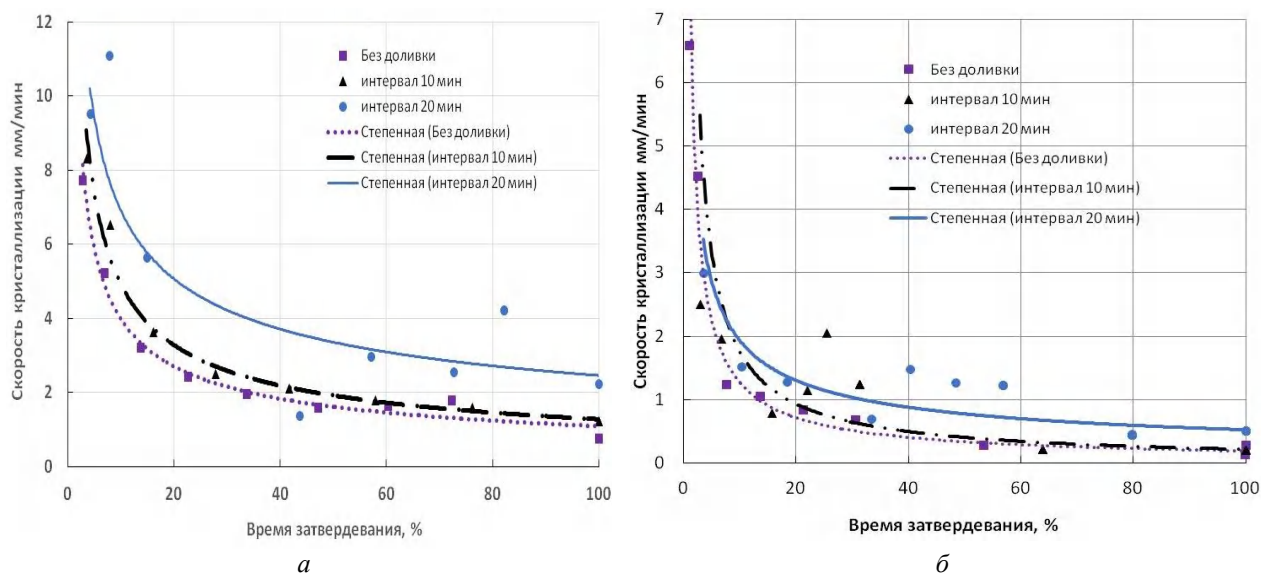


Рис. 4. Скорость кристаллизации модельных слитков в горизонтальном (а) и вертикальном направлениях (б)

Полученные результаты показали (см. рис. 4), что доливка прибыли приводит к увеличению скорости затвердевания, и чем позже происхо-

дит доливка, тем больше увеличивается динамика продвижения твердой фазы. При этом максимальные скорости затвердевания харак-

Таблица 5

Общее время затвердевания модельных слитков

Модельный слиток	Без доливки	Интервал доливки прибыли	
		10 мин	20 мин
Время затвердевания, мин	234	183	174

терны для горизонтальной составляющей продвигающейся твердой фазы (см. рис. 4, а). После доливки прибыльной части горячим расплавом через 10 мин, после окончания заливки тела слитка, происходит небольшое увеличение динамики продвижения твердой фазы. После 20-минутной выдержки и заливки скорость продвижения твердой фазы увеличивается в 1,5–2,0 раза – при этом максимальное увеличение скорости характерно для горизонтальной составляющей затвердевания (см. рис. 4, а).

Такая динамика затвердевания при заливке модельных слитков может быть связана со значительным перепадом температуры между долитыми горячими порциями расплава и затвердевшей твердой фазой.

В слитке, отлитом по классической технологии, нарастание твердой фазы в вертикальном направлении равномерное, а в слитках с доливкой прибыли расплавом наблюдаются пики, что связано с увеличением толщины затвердевшего слоя по оси слитков за счет смыкания горизонтальных фронтов затвердевания из-за большей скорости в горизонтальном направлении (см. рис. 4, а).

Данные, приведенные в табл. 5, показывают, что доливка прибыли расплавом приводит к увеличению скорости затвердевания модельного слитка и, как следствие, к уменьшению общего времени затвердевания в 1,4 раза.

Оценка развития структурных зон модельных слитков, представленная на рис. 5, показала, что по сравнению со слитком, отлитым по классической технологии, в слитках, отлитых с доливкой прибыли через определенный интервал времени после заливки тела слитка, увеличивается на 20 % объемная доля зоны столбчатых кристаллов и на 28 % – зона конуса осаждения. При этом объемная доля корковой зоны и зоны различно ориентированных кристаллов уменьшилась на 52 и 54 %, соответственно. Определено, что зона столбчатых кристаллов существенно увеличилась в слитках, у которых доливка прибыли расплавом проводилась через 15 и 20 минут после заливки тела слитка.

Результаты показали (рис. 5), что у слитка, отлитого с доливкой прибыли расплавом через 10 минут после заливки тела слитка, возрастает протяженность осевой зоны, а для слитка, отлитого с доливкой прибыли расплавом через 20 минут, она наименьшая.

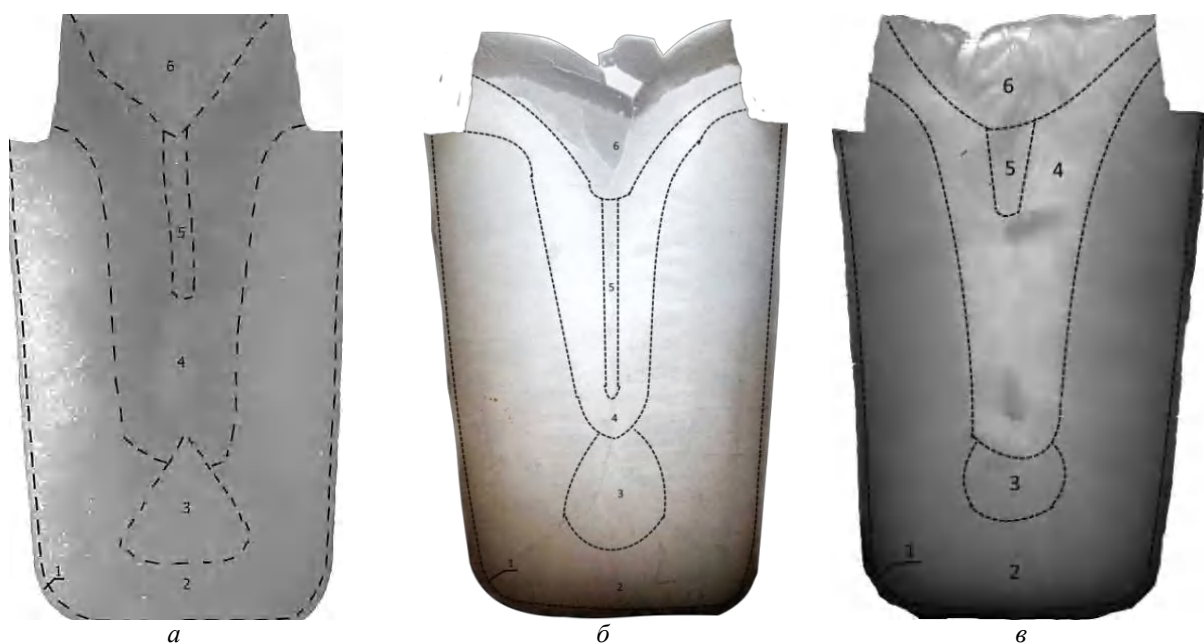


Рис. 5. Структурные зоны модельных слитков:

а – слиток, отлитый по классической технологии; б – слиток, отлитый с доливкой прибыльной части расплавом, через 10 минут после заливки тела слитка; в – слиток, отлитый с доливкой прибыльной части расплавом, через 20 минут после заливки тела слитка; 1 – корковая зона; 2 – зона столбчатых кристаллов; 3 – зона конуса осаждения; 4 – зона различно ориентированных кристаллов; 5 – зона осевой рыхлости; 6 – усадочная раковина

Анализ структурных зон модельных слитков (рис. 5), отлитых с доливкой прибыльной части расплавом, показал, что с увеличением интервала доливки сокращается зона различно ориентированных кристаллов. Это происходит вследствие увеличения скорости кристаллизации от поверхности стенок изложницы-кристаллизатора к оси, что, в свою очередь, ведет к снижению внутренних дефектов слитков.

Заключение

Результатами лабораторных исследований по физическому (холодному) моделированию установлено:

- увеличение скорости разливки расплава приводит к росту протяженности осевой зоны;
- уменьшение скорости разливки расплава приводит к увеличению направленности кристаллизации и улучшению структуры осевой зоны модельного слитка.
- модельные слитки, отлитые с доливкой прибыльной части расплавом через определенный интервал времени после заливки тела слитка, затвердевают в 1,4 раза быстрее, чем слиток отлитый по классической технологии;
- для слитка, отлитого с доливкой прибыльной части расплавом через 20 минут после заливки тела слитка, в начальный период затвердевания характерна максимальная скорость затвердевания в горизонтальном направлении;

Регулируя скорость разливки расплава в изложницу можно оказывать воздействие на процесс затвердевания стали и развитие дефектов усадочного происхождения.

Доливка прибыльной части расплавом позволяет увеличить скорость затвердевания слитка, что способствует увеличению направленности процесса затвердевания и увеличению плотности структуры осевой зоны слитка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зюбан, Н. А. Развитие технологии получения крупных стальных слитков и проблемы качества металла / Н. А. Зюбан, С. И. Жульев // *Металлург.* – 2009. – № 6. – С. 48–50.
2. Жульев, С. И. Стальные слитки: проблемы качества и новые технологии : моногр. / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – 176 с.
3. Исследование дефектов литой структуры осевой зоны слитков стали 38ХНЗМФА и их поведение во время осадки / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, А. Н. Стяжин, А. А. Сидоров // *Сталь.* – 2011. – № 4. – С. 24–27.
4. Определение геометрии слитков с минимальным развитием дефектов осевой зоны и их применение для получения сортового проката диаметром более 300 мм / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, С. Б. Гаманюк, М. Ю. Чубуков, М. В. Кириличев // *Металлург.* – 2018. – № 11. – С. 33–39.
5. Галкин, А. Н. Исследование физической неоднородности и распределения неметаллических включений в слитке стали 38ХНЗМФА, отлитом с прибылью-холодильником / А. Н. Галкин, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий // *Металлург.* – 2014. – № 10. – С. 28–31.
6. Анализ внутренних дефектов слитка массой 103 т стали 38ХНЗМФА и оценка их влияния на качество поковок роторов турбогенераторов / Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, Н. А. Зюбан, М. Ю. Чубуков // *Технология металлов.* – 2010. – № 10. – С. 15–18.
7. Жульев, С. И. Производство и проблемы качества кузнечного слитка : моногр. / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. – 168 с.
8. Дурынин, В. А. Исследование и совершенствование технологии производства с целью повышения ресурса стальных изделий из крупных поковок ответственного назначения / В. А. Дурынин, Ю. П. Солнцев. – Спб. : ХИМИЗДАТ, 2006. – 272 с.
9. Крупный слиток : моногр. / А. Н. Смирнов, С. Л. Макаров, В. М. Сафонов, А. Ю. Цупрун ; Донец. нац. техн. ун-т. – Донецк : Вебер, 2009. – 279 с.
10. Жульев, С. И. Разработка кузнечных слитков переменного сечения для получения полых ступенчатых поковок с повышенной однородностью механических свойств / С. И. Жульев, Д. В. Руцкий, К. Ю. Бод // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* – 2009. – № 1. – С. 26–30.
11. Руцкий, Д. В. Development of defect zones and cast metal structure in elongated two-piece Cr–Ni–Mo steel ingots / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан // *CIS Iron and Steel Review (Москва).* – 2015. – № 10. – С. 14–18.
12. Руцкий, Д. В. Особенности строения и затвердевания удлиненных сдвоенных слитков для полых поковок. Часть I / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. Ю. Чубуков // *Металлург.* – 2016. – № 2. – С. 35–41.
13. Влияние геометрии слитка на объем осевой рыхлости в нем / А. Н. Ромашкин [и др.] // *Компьютерные исследования и моделирование.* – 2015. – Т. 7. – № 1. – С. 107–112.
14. Скобло, С. Я. Слитки для крупных поковок / С. Я. Скобло, Е. А. Казачков. – М. : Металлургия, 1973. – 247 с.
15. Особенности технологии сифонной отливки слитков / А. Н. Ромашкин, А. Н. Мальгинов, В. С. Дуб, Э. Ю. Колпишон // *Электromеталлургия.* – № 1. – 2013. – С. 18–23.
16. Эльдарханов, А. С. Процессы формирования отливок и их моделирование / А. С. Эльдарханов, В. А. Ефимов, А. С. Нурадинов. – М. : Машиностроение, 2001. – 208 с.
17. Анализ кинетики затвердевания стальных кузнечных слитков различной конфигурации. Часть I. Результаты холодного моделирования / В. С. Дуб [и др.] // *Металлург.* – 2015. – № 11. – С. 41–56.
18. Massive Formation of Equiaxed Crystals by Avalanches of Mushy Zone Segments / A. Ludwig, M. Stefan-Kharicha, A. Kharicha and M.Wu // *Metallurgical and materials transaction A.* 2017. Volume 48A. Pp. 2927–2930.
19. Review of Ammonium Chloride-Water Solution Properties / M. Stefan-Kharicha, A. Kharicha, J. Mogeritsch, M.Wu and A. Ludwig // *Journal of chemical and engineering.* 2018. Volume 63. Pp. 3170–3183.
20. Исследование кинетики затвердевания слитков на основе физического моделирования разливки и кристаллизации расплава / С. Б. Гаманюк, Д. В. Руцкий, Н. А. Зю-

бан, А. Я. Пузиков, Е. Р. Кофтунов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2019. – Т. 75, № 7. – С. 818–827.

21. Использование физического моделирования для оценки влияния способа и скорости разливки на формирование осевой зоны крупного слитка (Application of physical simulation to evaluate the impact of teeming method and rate on axial zone formation of large ingots) / С. Б. Гаманюк, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев, М. С.

Никитин, Д. Н. Гурулев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия / Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenii, Chernaya Metallurgiya / Izvestiya. Ferrous Metallurgy. – 2022. – Т. 65, № 11. – С. 814–823. – DOI: 10.17073/0368-0797-2022-11-814-823.

22. П. м. 169365 U1 РФ, МПК B22D7/08. Устройство для исследования процесса кристаллизации слитков в изложнице / С. Б. Гаманюк, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. В. Палаткин ; ВолгГТУ. – 2017.

УДК 621.74

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-79-83

Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, М. Ю. Фомиченко, Д. Ю. Гребнев, К. С. Киселев

РАЗРАБОТКА МЕРОПРИЯТИЙ ПО СНИЖЕНИЮ ДЕФЕКТОВ В ОТЛИВКЕ «РАДИАТОР ОТОПЛЕНИЯ»

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Исследовались причины появления дефектов в отливке «Радиатор отопления» и предложены рекомендации по устранению их появления.

Ключевые слова: литье под давлением, брак, радиатор, неметаллические включения.

Yu. V. Grebnev, V. F. Zharkova, M. Yu. Fomichenko, D. Yu. Grebnev, K. S. Kiselev

DEVELOPMENT OF MEASURES TO REDUCE DEFECTS IN THE CASTING «RADIATOR HEATING»

Volgograd State Technical University

The reasons for the appearance of defects in the casting of the “Heating Radiator” were investigated and recommendations were made to eliminate their appearance.

Keywords: injection molding, marriage, radiator, non-metallic inclusions.

Введение

До некоторых пор производство приборов отопления в нашей стране, где отопительный сезон составляет добрую половину года, было сконцентрировано главным образом на выпуске чугунных батарей отопления. С появлением новых материалов, технологий, новых типов отопительных устройств российские производители получили возможность развивать национальное производство современной отопительной техники.

В последнее время на рынке стали появляться радиаторы отопления российского производства, и он начал пополняться российскими радиаторами, сделанными из современных материалов – алюминия и биметаллов.

Алюминиевые радиаторы изготавливаются по двум технологиям: методом литья под давлением и экструзией. От способа изготовления зачастую зависят качество и долговечность прибора [1]. Мелкие фирмы, как правило, применяют второй способ. Так называется метод

изготовления отливок с использованием пресс-форм. В них заливается сплав алюминия с кремнием, который придает радиатору прочность и возможность эксплуатации при внутреннем давлении в 16 атмосфер. Данная конструкция отличается хорошей теплоотдачей [2].

Материалы и методы исследования

Целью работы являлось определение причин появления брака отливки «Радиатор отопления», выпускаемой ООО «Форте Металс ГмбХ». Для выявления причин необходимо было выяснить, на какой стадии изготовления отливки появлялись неметаллические включения, приводящие к браку. Дефекты расположены по линии разреза пресс-формы (рис. 1) и представляют собой раковины, образовавшиеся под воздействием газов и засоров. В отдельных раковинах по поверхности обнаружены выделения (предположительно сажи). Отмечено также образование засорных раковин – крупных неметаллических включений.

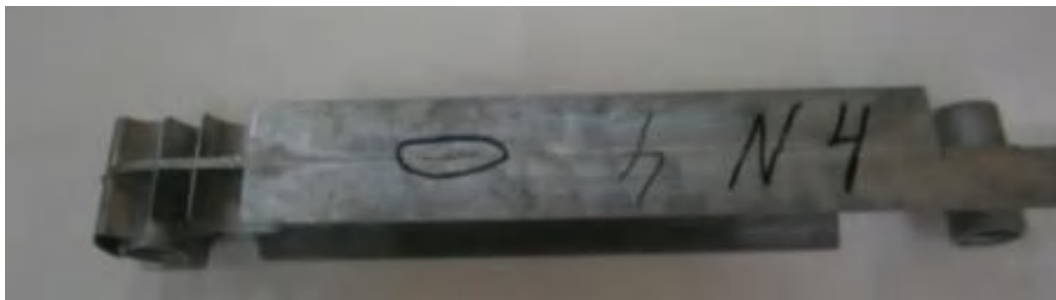


Рис. 1. Радиатор с дефектами по линии разъема пресс-формы

Микроскопические дефекты на поверхности готовых изделий представляют собой корольки, газовые и засорные раковины.

Исследование проводилось в два этапа.

На первом этапе исследования был проведен анализ химического состава алюмосплава. Химический состав металла всех исследованных образцов соответствует требованиям ГОСТ 1583 на литейный алюминиевый сплав марки АК12М2.

Исследование металла чушек на микроскопе Levenhuk DTX30 показало практически полное отсутствие неметаллических включений.

Цель работы второго этапа – проведение

сравнительных исследований металла на различных этапах изготовления отливок радиаторов и определение причины образования дефектов в отливках.

На участке производства отопительных радиаторов были отобраны:

1. Образец № 1 – часть чушки исходного сплава.
2. Образец № 2 – проба металла из плавильной печи.
3. Образец № 3–2 – отливка с литниково-питающей системой.
4. Образец № 4 – Промывники (боковые и верхние).



Рис. 2. Образец № 2 – проба металла из плавильной печи

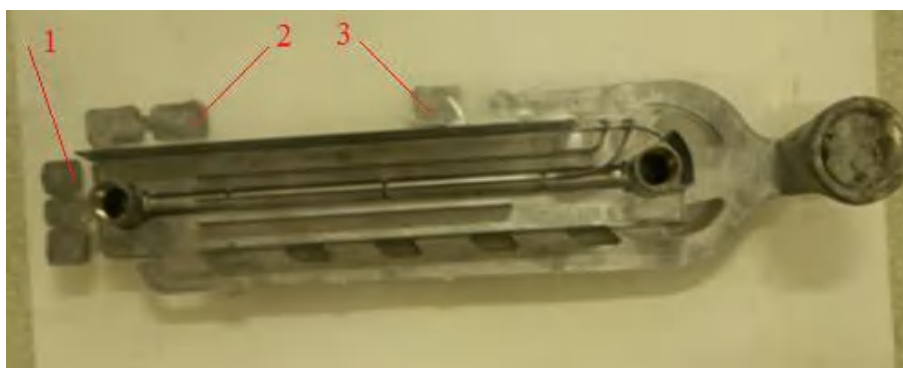


Рис. 3. Образец № 3–2 – отливка с литниково-питающей системой:
1 – промывник верхний; 2 – промывник боковой прямой; 3 – промывник боковой «косой»

Методика работы

Химический состав алюмосплава определялся в химической лаборатории ВгТЗ в соответствии с требованиями ГОСТ 7727 (табл. 1).

Неметаллические включения в исходном металле и радиаторе выявлялись на шлифах и изломах с помощью электронного микроскопа Levenhuk DTX30 при увеличении $\times 200$.

Таблица 1

Химический состав исследуемого сплава

Наименование изделия	№ обр.	Содержание элементов, %						
		Мп	Si	Mg	Fe	Сп	Zn	Al
Чушка	1	0,27	12,01	0,13	0,78	2,11	0,51	Основа
Металл из печи	2	0,20	11,57	0,08	0,90	2,40	0,34	-/-

Изучение дефектов в изделиях и неметаллических включениях в отливках и промывниках проводили на электронном микроскопе – микроанализаторе Versa-D при увеличениях от 100 до 4000 раз.

В результате исследования было установлено, что химический состав металла всех исследованных образцов № 1, 2 соответствует требованиям ГОСТ 1583 на литейный алюминиевый сплав марки АК12М2.

Исследование металла чушки (образец № 1) на микроскопе Levenhuk DTX30 показало незначительное количество неметаллических включений.

В металле пробы, отобранной из печи (образец № 2), количество неметаллических включений несколько больше, чем в образце № 1.

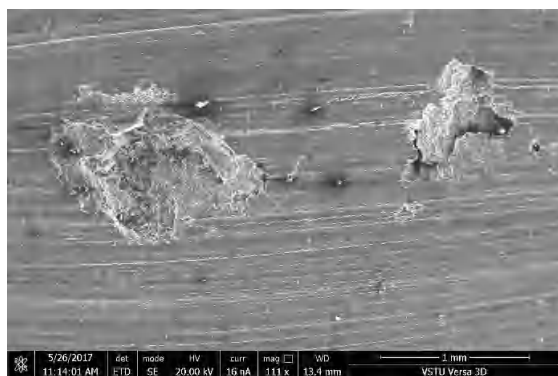
В металле отливки и промывников обнару-

жено большое количество неметаллических включений.

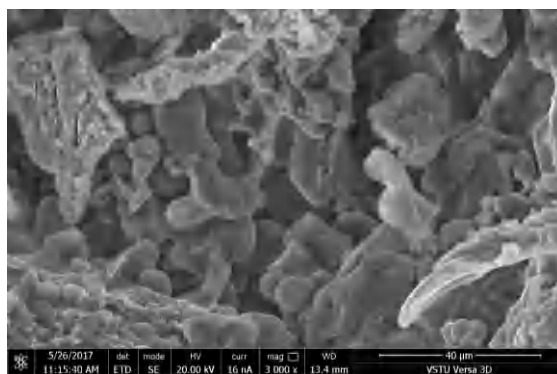
Следует отметить, что в металле промывников боковых «косых» (3 штуки) данным исследованием отмечено меньшее количество неметаллических включений, чем в промывниках боковых прямых (4 штуки) и промывниках верхних (6 штук) (что может свидетельствовать о том, что боковые «косые» промывники работают менее эффективно, чем боковые прямые и верхние).

Микроскоп Versa-3D позволяет увеличивать изображение в 10 000 раз и одновременно проводить спектральный химический анализ в любых выбранных точках на образце.

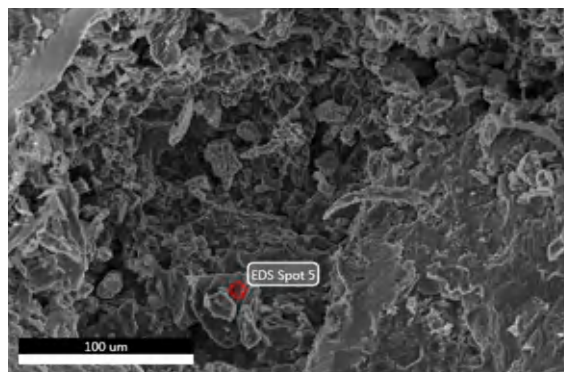
Микрофотографии и результаты микрозондирования дефектов отливки и неметаллических включений в металле представлены на рис. 4.



а



б



в

Рис. 4. Крупные неметаллические включения по линии разреза пресс-формы:
а – $\times 100$; б – $\times 800$; в – $\times 3000$

На рис. 4, б показана точка, в которой проводилось микрозондирование (локальный химический анализ материала).

На графике (рис. 5) и в табл. 2 показаны результаты микрозондирования. В выбранной точке анализатор фиксирует наличие 94,27 весовых процентов углерода.

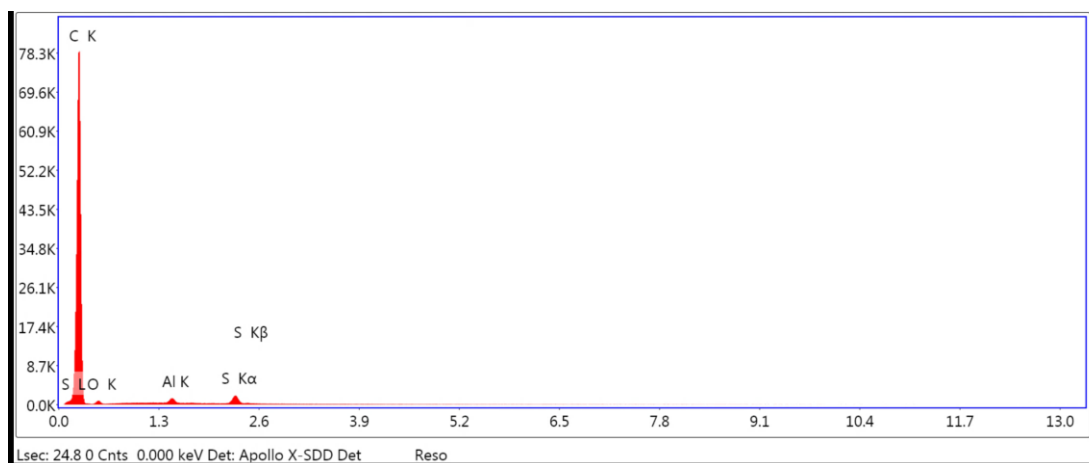


Рис. 5. Химический состав в точке исследования

Результаты исследования
eZAF Smart Quant Results

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
C K	94.27	96.08	18193.86	3
O K	4.43	3.39	268.63	11.49
Al K	0.42	0.19	324.37	4.56
S K	0.89	0.34	664.75	2.39

Таблица 2

Проведенные исследования позволяют предположить, что неметаллические включения являются продуктами горения смазки пресс-формы перед заливкой. Также технологически неудачное расположение промывников не дает возможности удалить неметаллические включения из отливки. Рекомендуемый суммарный объем всех промывников, предназначенных для удаления металлогазовой смеси – 20–40 % объема отливки [1].

На основании проведенных исследований были разработаны рекомендации по технологии смазки пресс-формы и новая конструкция пресс-формы с дополнительным количеством промывников и газоотводных каналов (рис. 6).

Выводы:

1. Образцы исходного чушкового алюминия и металла из плавильной печи соответствуют требованиям ГОСТ 1583. Количество неметаллических включений в металле незначительно.

2. В поверхностных дефектах и в неметаллических включениях металла отливок в результате микроанализа обнаружено значительное содержание углерода (сажи), что может свидетельствовать о воздействии на металл продуктов горения смазки.

3. При разработке новой конструкции литниково-питающей системы были учтены законы литейной гидравлики.



Рис. 6. Рекомендуемая схема расположения промывников и газоотводных каналов

4. Внедрение рекомендаций по изменению конструкции пресс-формы и технологии ее смазки позволило снизить количество дефектов отливки «Радиатор отопления» на 97 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Беккер, М. Б. Литье под давлением / М. Б. Беккер. – М. : Машиностроение, 1990. – 400 с.
2. Галдин, Н. М. Цветное литье / Н. М. Галдин. – М. : Машиностроение, 1989. – 528 с.

УДК 669-498.43:539.31

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-83-88

*Н. Ю. Мирошкин¹, В. А. Гулевский², А. А. Белов¹
С. Н. Цурихин¹, Н. А. Кидалов¹, К. К. Нургалиев¹*

**РАЗРАБОТКА ЛИТЕЙНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРИСТОГО
КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ**

¹Волгоградский государственный технический университет

²Волгоградский индустриальный техникум

e-mail: mitlp@vstu.ru

Работа посвящена разработке технологии получения композиционного материала на основе алюминиевого сплава с заданной морфологией пор за счет применения в качестве порообразователей полых металлических сфер.

В ходе выполнения работы были проведены следующие исследования: выбор материала-формообразователя полых металлических сфер, формирующих структуру и физико-механические свойства пористого алюминия; исследование влияния вида связующего на равномерность токопроводящего покрытия по поверхности формообразователя; исследование влияния режимов электролиза на сплошность металлического покрытия по поверхности токопроводящего слоя формообразователя; получение пористого алюминия методом литейной технологии. Показано, что применение полых металлизированных сфер в качестве порообразователя позволило снизить плотность опытного образца из сплава АК12 на 40 %.

Ключевые слова: пористый металл, полые металлизированные сферы, алюминиевый сплав, электрохимическое покрытие.

*N. Y. Miroshkin¹, V. A. Gulevsky², A. A. Belov¹
S. N. Tsurikhin¹, N. A. Kidalov¹, K. K. Nurgaliev¹*

**DEVELOPMENT OF FOUNDRY TECHNOLOGY FOR THE PRODUCTION
OF AN ALUMINIUM-BASED POROUS COMPOSITE MATERIAL**

¹Volgograd State Technical University

²Volgograd Industrial College

The work is devoted to the development of technology for obtaining composite material based on aluminium alloy with a given morphology of pores by using hollow metal spheres as pore formers.

In the course of work the following researches have been carried out: selection of material-former of hollow metal spheres forming the structure and physical and mechanical properties of porous aluminum; study of influence of binder type on uniformity of conductive coating on the surface of form-former; study of influence of electrolysis modes on continuity of metal coating on the surface of conductive layer of formformer; production of porous aluminum by foundry technology. It is shown that the use of hollow metallized spheres as a pore former allowed to reduce the density of the AK12 alloy prototype by 40%.

Keywords: porous metal, hollow metallised spheres, aluminium alloy, electrochemical coating.

В последние годы проявляется повышенный интерес к пористым материалам на основе алюминия, обладающим привлекательными свойствами. В процессе развития разных сфер промышленности перед многими отраслями возникали новые потребности в получении перспективных легких материалов с заданными технологическими свойствами. Одним из при-

меров таких материалов стал пористый металл, в частности, пористый алюминий [1]. Главное преимущество пористого алюминия перед классическим – это еще более низкий удельный вес, теплопроводность, способность поглощать акустические и электромагнитные колебания, способность деформироваться при постоянном напряжении. Пористый металл находит применение

ние в различных отраслях промышленности, таких как медицина, строительство, аэрокосмическая и авиационная промышленность [2, 3, 4].

Наиболее широкое распространение получили следующие технологии получения пористого алюминия: вспенивание (создание пор) расплава продувкой газами, введение в расплав порофоров и метод порошковой металлургии с последующим выжиганием полимерных порообразователей. Общие недостатки: сложность, многостадийность процесса получения такого материала, использование дорогостоящего оборудования и материалов, что приводит к увеличению стоимости готовой продукции и, как следствие, ограничению применения в различных отраслях промышленности. Также к числу ключевых недостатков можно отнести морфологическую неоднородность пор в теле отливки [3, 4]. Это является сдерживающим фактором при использовании данного материала при производстве деталей ответственного назначения, имеющих повышенные требования к однородности физико-механических свойств по всему объему изделия и идентичности свойств в рамках серийного производства. Для раскрытия потенциала пористого алюминия необходима технология, устраняющая данные недостатки. Задельные исследования в этом направлении были проведены специалистами кафедры «Машины и технология литейного производства» ВолГГТУ, в результате чего была разработана и запатентована технология получения пористого алюминия за счет использования в качестве порообразователя сфер из пенополистирола с различными огнеупорными неметаллическими покрытиями (глинозем, магнезит, кремнезем и др.) [5, 6]. Однако и данная технология имеет ряд недостатков: применение неметаллических материалов в качестве оболочки порообразователя приводит к засорению металла неметаллическими включениями; высокая вероятность получения неоднородного и неравномерного покрытия на гранулах пенополистирола; неметаллические покрытия на основе глинозема, магнезита, кремнезема при длительном хранении склонны к поглощению влаги из окружающей среды.

Избежать данных недостатков можно, используя в качестве оболочки порообразователя металлические покрытия, имеющие температуру плавления выше, чем у заливаемого в литейную форму расплава [7]. Таким образом, обеспечивается однородность формы и размера пор по всему телу пористого металла [8].

Материалы и методы исследования

В качестве формообразователя («порофора») полых металлических сфер, формирующих структуру и физико-механические свойства пористого алюминия использовали гранулированный пенополистирол. Данный материал удовлетворяет следующим требованиям: температура деструкции не более 300 °С, что позволяет использовать низкотемпературные печи для его выжигания при формировании полых металлических сфер; возможность получения материала «порофора» сферической формы с заданным размером от 2 до 8 мм; низкая плотность; высокий модуль упругости, обеспечивающий сохранение формы формообразователя после приложения нагрузки и снижение его износа во время выполнения технологических операций при получении полых металлических сфер.

Учитывая, что вспененный пенополистирол является диэлектриком, для обеспечения его металлизации необходимо нанесение токопроводящего покрытия, равномерность распределения которого по поверхности формообразователя зависит от вида применяемого связующего.

В качестве токопроводящего покрытия для нанесения на поверхность формообразователя полых металлических сфер был выбран графитовый порошок. Нанесение токопроводящего слоя на поверхность формообразователя полых металлических сфер варьировалось следующим образом: без связующего, путем помещения заготовок в прибор модели 022 (рис. 1); с предварительным погружением гранул вспененного пенополистирола в емкость, наполненную клеем марки БФ-2 и последующей обсыпкой графитовым порошком; с применением связующего в виде суспензии мелкодисперсного графита



Рис. 1. Общий вид прибора модели 022

в техническом спирте; нанесение суспензии на поверхность формообразователя при этом производилось методом окунания.

Наиболее эффективным способом нанесения металлических покрытий на поверхности материалов, к которым предъявляются высокие требования относительно равномерности распределения покрытия и его плотности, является электрохимический метод.

Нанесение медного покрытия на поверхность заготовок формообразователя диаметром 4 мм осуществлялось с использованием гальванической установки (рис. 2).



Рис. 2. Общий вид гальванической установки для нанесения металлического покрытия

С целью определения наиболее эффективного режима нанесения медного покрытия на поверхности заготовок плотность тока варьировалась от 0,2 до 1,2 А/дм² (с шагом 0,2 А/дм²), продолжительность нанесения – 20 минут. Равномерность нанесения покрытия оценивалась визуальным методом.

Получение отливок из композиционного материала, представляющего собой алюминиевый сплав АК12 в качестве матрицы и полые металлизированные сферы в качестве наполнителя, осуществлялось методом гравитационной заливки в песчано-глинистую литейную форму (рис. 3, а) состава: 6 % (масс.) бентонитовой глины БС1Т₂, 94 % (масс.) кварцевого песка марки 2К₂О₂02. Влажность смеси составляла 4 %. Плавка алюминиевого сплава осуществлялась в камерной электрической печи сопротивления марки СНОЛ 80/12. Температура заливки составляла 760 °С. Отливки представляли собой цилиндры: диаметр основания составлял – 25 мм, высота – 20 мм. Для оценивания полученных результатов изготавливались контрольные цельнолитые (без укладки порообразователей в полость литейной формы) отливки из сплава АК12. В качестве формообразователя полых металлических сфер использовались гранулы вспененного полистирола диаметром 4 мм. Изготовление литейной формы с последующей укладкой в ее полость металлизированных сфер осуществлялось методом ручной формовки.



а



б

Рис. 3. Общий вид полуформы низа (а) и полученного КМ (б)

Результаты и их обсуждение

В результате исследований влияния способа нанесения электропроводящего покрытия на поверхность гранул пенополистирола установ-

лено, что наиболее эффективным способом является применение связующего в виде суспензии мелкодисперсного графита в техническом спирте (рис. 4).



Рис. 4. Фотоснимки гранул вспененного полистирола после нанесения токопроводящего слоя различными способами:

a – без применения связующего; *б* – с использованием клея БФ-2; *в* – с использованием суспензии графита в техническом спирте

Из рисунка видно, что только в случае применения технического спирта в качестве связующего материала между гранулой формообразователя и токопроводящим материалом достигается требуемая равномерность покрытия без существенного искажения геометрической формы заготовки.

Исследование влияния силы тока при электроосаждении медного покрытия на равномерность нанесения покрытия на поверхности формообразователя (рис. 5) показало, что увеличение плотности тока свыше $0,4 \text{ А/дм}^2$ при нанесе-

нии медного покрытия на поверхность заготовок из-за снижения рассеивающей способности электролита приводит к росту дендритов на покрытии, что недопустимо ввиду повышения шероховатости покрытия, а значит, снижения адгезии при взаимодействии с алюминиевым расплавом в процессе получения отливок из пористого алюминия. Снижение плотности тока ниже установленной величины в свою очередь приводит к росту равномерного покрытия по всей площади заготовки, однако повышает время выдержки заготовок в гальванической ванне.

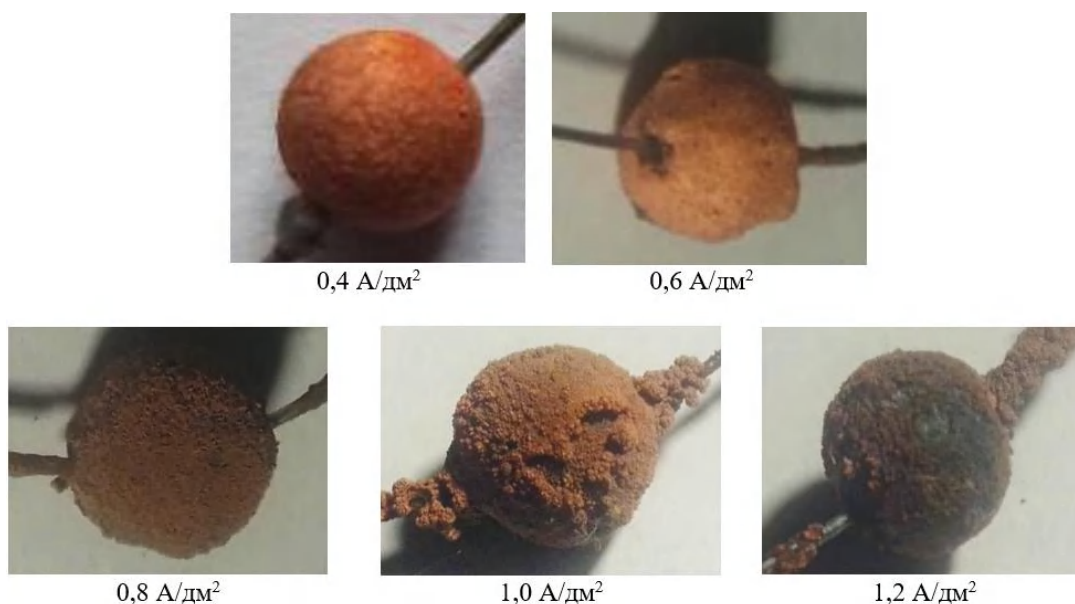


Рис. 5. Образцы порообразователя после металлизации при различной плотности тока и времени выдержки 60 минут

Качество полученного композиционного материала (рис. 3, б) оценивалось путем сравнения теоретической (табл. 1) и экспериментальной плотностей опытных и контрольных (без укладки металлизированных сфер в полость литейной формы) образцов методом гидростатического взвешивания в дистиллирован-

ной воде на установке Hildebrand Electronic Densimeter H-300S (табл. 2).

Определение теоретической плотности композиционного материала производилось исходя из предварительного расчета: объема и массы отливки, металлизированных сфер, электрохимического покрытия и формообразователя (гранулы вспененного полистирола).

Таблица 1

Исходные данные для расчета теоретической плотности КМ

Наименование характеристики	Ед. измерения	Значение
Диаметр основания отливки	м	25×10^{-3}
Высота отливки	м	20×10^{-3}
Диаметр металлизированных сфер	м	$4,1 \times 10^{-3}$
Диаметр формообразователя	м	4×10^{-3}
Количество металлизированных сфер*	шт.	114
Толщина электрохимического покрытия	м	100×10^{-6}
Плотность сплава АК12 (матрица КМ)	кг/м ³	2650
Плотность ЭХП (покрытие наполнителя КМ)	кг/м ³	8940

*Определялось путем моделирования с использованием программного обеспечения «AutoCAD».

Таблица 2

Результаты определения теоретической и экспериментальной плотностей КМ и контрольного сплава

Наименование материала отливки	Плотность, кг/м ³	
	расчетная	экспериментальная
Алюминиевый сплав АК12	2650	2684
Композиционный материал	1648	1662

Таким образом, применение полых металлизированных сфер в качестве порообразователя позволило снизить плотность композиционного материала опытной отливки на 40 %.

Микроструктурный анализ композиционного материала показал, что при выбранном режиме ($0,4 \text{ А/Дм}^2$) нанесения медного электрохимического покрытия его толщина за 20 минут достигает порядка 80–100 мкм. Как видно на рис. 6, этой толщины достаточно для исклю-

чения деформации полый металлической гранулы (порообразователя) при взаимодействии с расплавленным алюминиевым сплавом в процессе заливки металла в форму и его кристаллизации.

Выводы

1. В качестве материала формообразователя порообразователей пористого алюминия выбран вспененный полистирол с температурой деструкции не более 300°C , что впоследствии позволило получить полые металлизированные заготовки сферической формы с внешним диаметром 4 мм.

2. Экспериментально установлено, что применение технического спирта в качестве связующего материала между гранулой вспененного полистирола и графита дает возможность сформировать равномерное токопроводящее покрытие, позволяющее нанести медное покрытие электрохимическим способом на поверхность формообразователя.

3. Показано, что металлизация гранул вспененного полистирола диаметром 4 мм после нанесения токопроводящего слоя в гальванической установке с плотностью тока $0,4 \text{ А/дм}^2$ в течение 20 мин привела к формированию

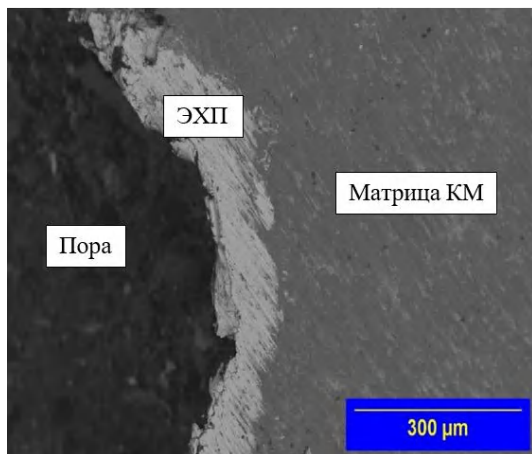


Рис. 6. Микроструктура композиционного материала, $\times 100$

равномерного медного электрохимического покрытия; увеличение плотности тока и времени выдержки при этом приводит к дефектам покрытия.

4. Применение полых металлизированных сфер в качестве порообразователя позволило снизить плотность опытного образца из сплава АК12 на 40 %.

5. Установлено, что нанесение медного электрохимического покрытия толщиной 80–100 мкм $\pm$ 5 мкм на поверхность формообразователя обеспечило сохранение целостности полых металлических сфер при взаимодействии с расплавленным алюминиевым сплавом в процессе заливки металла в форму и его кристаллизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Shapovalov, V. I.* A new class of porous materials / V. I. Shapovalov, L. Gasar Boyko // *Advanced Engineering Materials*. – 2004. – N 6. – P. 407–410.
2. *Banhart, J.* Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams / J. Banhart // *Progress in Materials Science*. – 2001. – Vol. 46, № 6. – P. 559–632.
3. Method of manufacture of porous articles : pat. 5181549 USA : IPC C22C1/08 / V. I. Shapovalov, Current Assignee USP HOLDINGS Inc. – № US07/693 920 ; application. 29.04.1991. ; publication. 26.01.1993.
4. Получение пористых литых заготовок вакуумной пропиткой с использованием в качестве порообразователя гранулированного пенополистирола / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков, А. В. Торошин // *Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст.* № 6 (109) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 7). – С. 115–119.
5. Пат. 128 136 Российская Федерация, МПК B22D 25/00. Устройство для изготовления пористых отливок вакуумной пропиткой / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков ; заявитель и патентообладатель ВолгГТУ. – № 2012158182/02 ; заявл. 28.12.2012 ; опубл. 20.05.2013.
6. *Кукса, А. В.* Устройство для изготовления пористых отливок вакуумной пропиткой и экспериментальная оценка его работоспособности / А. В. Кукса, Н. А. Кидалов, П. В. Рожков // *Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст.* № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 126–128.
7. Энергопоглощающий материал, полученный пропиткой полых сфер / С. Н. Цурихин, В. А. Гулевский, Н. Ю. Мирошкин [и др.] // *Известия ВолгГТУ : научный журнал* № 7(266) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – С. 98–101.
8. Study of a Highly Porous Composite Material Based on an Aluminum Matrix with an Ordered Cellular Structure Formed by Hollow Copper–Graphite Spherical Granules / V. A. Gulevskiy, S. N. Tsurikhin, V. V. Gulevskiy [et al.] // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2022. – Vol. 13, No. 2. – P. 480–484. – DOI 10.1134/S2075113322020150.

ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

УДК 621.74.02

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-89-95

Е. Ю. Карпова, Н. И. Габельченко, В. В. Крючков

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОВЕРКИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ТОЧНОСТИ АВТОМАТИЧЕСКОЙ ЛИТЕЙНОЙ ЛИНИИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

На основании проведенного анализа разработана методика периодического контроля технологической точности автоматической литейной линии и ее оснастки, а также назначены технические мероприятия по восстановлению технологической точности действующей в производстве автоматической литейной линии.

Ключевые слова: автоматическая литейная линия, технологическая точность, технологический процесс, операции технического контроля.

E. Y. Karnova, N. I. Gabelchenko, V. V. Kryuchkov

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY FOR VERIFICATION OF TECHNOLOGICAL ACCURACY OF AUTOMATIC CASTING LINE

Volgograd State Technical University

Based on the analysis, a method of periodic control of the technological accuracy of the automatic foundry line and its equipment has been developed, as well as technical measures have been assigned to restore the technological accuracy of the automatic line operating in production.

Keywords: automatic casting line, technological accuracy, technological process, technical control operations.

Изготовление отливок – это комплексный многофакторный технологический процесс (ТП), предполагающий такие самостоятельные операции, как выпуск определенного вида и марки сплава с возможной внепечной его обработкой; переработку исходных формовочных материалов с доведением их до состояния, пригодного для изготовления в дальнейшем технологических смесей, пригодных для производства форм и стержней; термическую обработку готовой продукции и подготовку литых заготовок к последующей механической обработке.

Любую из перечисленных операций можно считать самостоятельным технологическим процессом, каждый из которых базируется на своих физико-механических законах, практическая реализация которых не гарантирует стопроцентную точность их выполнения. Это приводит к браку или дефектам продукции конечной технологической операции. А так как

совокупность этих операций составляет один технологический процесс получения конечной продукции, то вероятность получения ее сильно снижается.

Повышение эффективности получения литых заготовок достигается совершенствованием отдельных технологических операций и учетом взаимного влияния физико-химических свойств каждого полуфабриката друг на друга.

Однако самые совершенные ТП, реализуемые на технически и конструктивно несовершенном оборудовании, не обеспечат ожидаемого качества литейной продукции. Поэтому при проектировании оборудования в его основу закладывают самые современные способы реализации перспективных процессов и надежные кинематические схемы с жизнеспособными функциональными механизмами.

Слабым звеном в функциональном перечне компонентов массового производства отливок

является технологическое оборудование, в особенности автоматические литейные линии (АЛЛ), как наиболее конструктивно сложные и энергонасыщенные комплексы. Дело в том, что изготовленные, смонтированные и запущенные в производстве АЛЛ изначально соответствуют технологической документации и их механизмы строго выполняют все операции технологического процесса. Однако в процессе эксплуатации под воздействием различных внешних факторов нарушается конструктивная точность этих механизмов, что приводит к некачественному выполнению отдельными механизмами соответствующих операций и вызывает их непредвиденный выход из строя; появлению пооперационного брака, в итоге – брака готовой продукции. В результате – при качественном ТП эффективность производства падает.

Поэтому для стабилизации производства и его технико-экономических характеристик появляется необходимость периодического контроля физического состояния АЛЛ и другого оборудования на предмет соответствия их параметров нормативным данным.

Для решения поставленной задачи требуется: проанализировать технологическое состояние линии в позициях, существенно влияющих на качество промежуточной и основной литейной технологии; разработать методику пооперационного контроля технологического состояния линии с точки зрения ее технологической точности; определить перечень технологических мероприятий по устранению отклонения узлов и деталей линии от параметров технической документации.

Общие положения, касающиеся технологической точности

Технологической называется точность (ТТ), с которой отливки передаются на механическую обработку. Технологическая точность оборудования (ТТО) – это степень приближения его параметров к нормативным.

Нормативные данные конструктивных параметров оборудования разрабатываются при его проектировании с назначением допусков, обеспечивающих в течение определенного времени целостность конструкции, исполнения технических и технологических требований к изготавливаемым отливкам.

Проверка ТТО осуществляется при монтаже нового оборудования, после его ремонта и в принудительном порядке в процессе его эксплуатации.

Проверка ТТ должна проводиться в полном соответствии с предлагаемой методикой, составленной на основе общих рекомендаций для оборудования РД 24.022.09–87, ГОСТ Р 52745–2021 и оснастки – ГОСТ 31.0000.01–90 [1, 2, 3].

Периодичность проверки определяется графиком проверок технического состояния АЛЛ, составленным главным механиком цеха, на которого возлагается и организация этого мероприятия. Проверке ТТ необходимо подвергать не менее 10 % всех эксплуатируемых на линии опок. При этом, если нормам ТТ не отвечают более 1/3 проверенных опок, то проверке следует подвергнуть все опоки.

Настоящий ТП разработан для автоматической формовочной линии ИЛ 225, но может быть использован и для других АЛЛ, подобных по компоновке использованных функциональных агрегатов и технологических транспортных средств [4, 5].

Определение достаточного перечня операций технического контроля и разработка содержания пооперационного контроля

Перечень проверок определяется исходя из того, что их объем должен быть минимальным, но достаточным для оценки ТТО. Причем назначаются только те позиции контроля, которые непосредственно влияют на точность выполнения закрепленных за конкретными агрегатами соответствующих технологических операций [5].

Практически любое литейное оборудование (в особенности формовочное) при монтаже устанавливается на фундамент. Под действием вибрации, инерционных нагрузок и прочего, возникающих во время работы этого оборудования, фундамент проседает, деформируется, изменяя при этом установочное положение механизма.

Применительно к АЛЛ – это относится к формовочным автоматам, в которых нарушается их установочное положение (рабочий стол отклоняется от горизонтали; перпендикулярные ему элементы отклоняются от вертикали). Это приводит к неравномерному распределению плотности смеси в объеме опоки, что сказывается на чистоте поверхности отливок; к ускоренному износу функционирующих штырей на модельной плите и втулок в опоке; вызывает брак по смещению контура отливки в плоскости разъема опок.

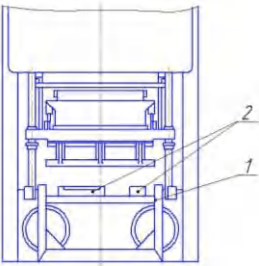
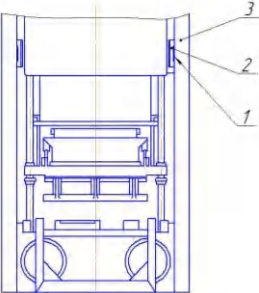
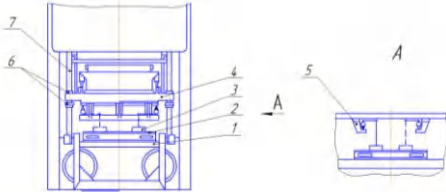
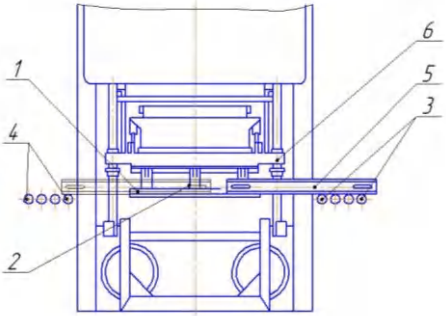
Элементом силового воздействия на формовочную смесь в автомате АЛЛ является прес-

совая плита, которая жестко крепится на подвижной плите автомата, а последняя перемещается по его вертикальной направляющей.

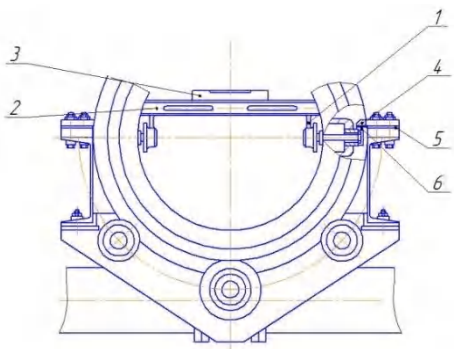
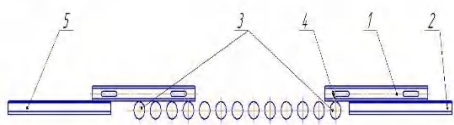
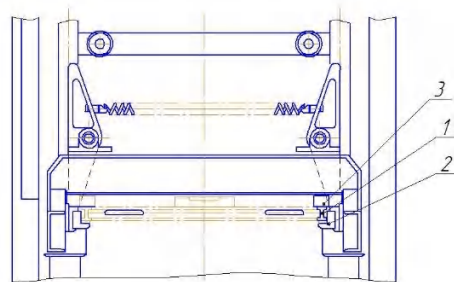
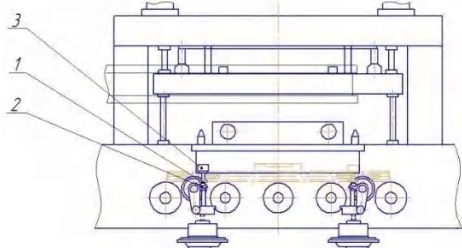
Износ подвижных элементов в месте контакта приводит к увеличению зазора между

ними, относительному перекосу при движении и, в конечном счете, несовпадению прессовой плиты с размерами в свету опоки; негоризонтальному контрладу полуформы (см. таблицу ниже, п. 1).

Требуемые операции технического контроля

№ п/п	Перечень операций технического контроля	Схема контрольной операции	Содержание операции
1	Проверка точности установки автомата на фундаменте		Положить на подмодельную плиту 1 автомата уровень 2 и, переставляя его в продольном и поперечном направлениях, зафиксировать положение автомата по наибольшему показанию уровня
2	Проверка зазоров в направляющих подвижной плиты автомата		Зафиксировать шупом 1 зазор между направляющими 2 подвижной плиты и рабочими поверхностями колонн 3 на всей длине движения плиты
3	Проверка параллельности этих операций элементов относительно друг друга		1. Положить на подмодельную плиту 1 поверочную линейку 2 и установить на нее штатив с индикатором 3 так, чтобы его наконечник касался нижней поверхности наполнительной рамки 4. 2. Проверить параллельность нижней поверхности наполнительной рамки подмодельной плиты, перемещая индикатор по линейке вдоль четырех сторон периметра наполнительной рамки. Отклонение определить как разность наибольшего и наименьшего показаний индикатора. 3. Повторить переходы 1 и 2 для рабочих поверхностей рамки 5
4	Проверка расположения в одной плоскости рабочих поверхностей направляющих наполнительной рамки автомата и поверхностей опорных точек падающего и приемного рольгангов		1. Установить наполнительную рамку 1 в верхнее положение, при котором рабочие поверхности ее направляющих 2 находятся на уровне рабочих точек роликов падающего 3 и приемного 4 рольгангов. 2. Положить линейку 5 на опорные точки роликов подающего рольганга так, чтобы она одним концом лежала на рабочих поверхностях направляющих наполнительной рамки. 3. Замерить шупом 6 зазор между линейкой и рабочими поверхностями направляющих наполнительной рамки. 4. Повторить п.2 для приемного рольганга. 5. Замерить шупом зазор между линейкой и опорными точками роликов приемного рольганга

Продолжение таблицы

№ п/п	Перечень операций технического контроля	Схема контрольной операции	Содержание операции
5	Проверка горизонтальности рольгангов кантователя		1. Положить на обе стороны рольганга кантователя, зафиксированного упорами в горизонтальном положении, две поверочные линейки 1, поперек которых сверху установить поверочную линейку 2. 2. Установить уровень 3 на линейку 2 и, переустанавливая его вдоль линейки 1, найти отклонение от горизонтального расположения как разность максимальных показателей уровня
6	Проверка расположения в одной плоскости поперечного рольганга и обеих подъемных рамок, находящихся в верхнем положении		1. Положить поверочную линейку 1 на одну из направляющих 2 подъемной рамки, находящейся в верхнем положении таким образом, чтобы один конец линейки находился над первым роликом поперечного рольганга 3. 2. Замерить щупом 4 зазор между роликом и линейкой. 3. Положить линейку на ролики рольганга так, чтобы ее конец находился на одной из направляющих 5 подъемной рамки. 4. Замерить щупом зазор между линейкой и направляющей. 5. Повторить переходы 1...4 для двух других направляющих
7	Проверка расположения в горизонтальной плоскости направляющих верхней полуформы		1. Положить поверочную линейку 1 на одну из направляющих 2 верхней полуформы механизма сборки форм. 2. Установить уровень 3 на линейку и зафиксировать его показания. 3. Повторить переходы 1...2 для других направляющих. 4. Положить линейку так, чтобы она обоими концами лежала на двух направляющих верхней полуформы. 5. Установить уровень на линейку и зафиксировать максимальное показание его, передвигая линейку вдоль направляющих
8	Проверка направляющих подъемной рамки механизма сборки		1. Положить поверочную линейку 1 на одну из направляющих 2 подъемной рамки механизма сборки форм. 2. Установить уровень 3 на линейку и зафиксировать его показания. 3. Повторить переходы 1 и 2 для другой направляющей. 4. Положить линейку так, чтобы она обоими концами легла на обе направляющие подъемной рамки. Установить уровень на линейку и зафиксировать максимальное показание уровня, передвигая линейку вдоль направляющих

Окончание таблицы

№ п/п	Перечень операций технического контроля	Схема контрольной операции	Содержание операции
9	Проверка точности посадки втулок на штыри при спаривании полуформ		1. Установить с помощью толкателя полуформу низа на направляющие подъемной рамки сборщика форм до упора. 2. Повторить то же для полуформы верха. 3. Произвести спаривание полуформ, следя за точностью посадки втулок на штыри
10	Проверка износа штырей и втулок подмодельных плит и плоскости рабочей поверхности подмодельной плиты		1. Замерить диаметр круглого штыря 1 подмодельной плиты низа. 2. Замерить внутренний диаметр круглой втулки 3 подмодельной плиты верха 4
11			1. Положить поверочную линейку 5 на рабочую поверхность подмодельной плиты 2 2. Замерить щупом 6 зазоры между линейкой и рабочей поверхностью плиты, переставлявая линейку по эскизу
12	Проверка расположения торцов штоков протяжки в плоскости, параллельной плоскости подмодельной плиты		1. Установить подмодельную плиту 1 и плиту-стул 2 на нижнюю плиту 3 автомата. 2. Положить поверочную линейку 4 на подмодельную плиту так, чтобы один ее конец находился над торцом штока 5, установленного в нижнее положение. 3. Замерить щупом 6 зазоры между линейкой и торцом четырех штоков. 4. Перевести штоки протяжки в верхнее положение. 5. Замерить штангенрейсмасом 7 расстояние от рабочей поверхности плиты до торцов четырех штоков и сравнить показания
13	Определение технического состояния оснастки в план проверки технологической точности		1. Положить поверочную линейку 1 на внутреннюю часть бурта короткой стороны опоки 2. 2. Замерить щупом 3 величину износа (зазора) края бурта длинной стороны опоки. 3. Повторить переходы 1 и 2 на противоположной стороне опоки
14			1. Положить поверочную линейку 1 на одну из сторон лада опоки 2. 2. Замерить щупом 3 зазоры между поверхностью лада и линейки, переустанавливая линейку на каждые стороны опоки
15			1. Замерить диаметр круглого штыря 4 опоки низа. 2. Замерить внутренний диаметр круглой втулки 5 опоки верха

В качестве наполнительной рамки на автомате служит плита определенной толщины, которая перемещается вверх-вниз по направляющим. Нижняя поверхность наполнительной рамки, плоскость направляющих и верхний торец опоки должны быть параллельны друг другу. В противном случае при движении вниз наполнительной рамки (плиты) опока будет с перекосом садиться на штыри модельной плиты, вызывая быстрый износ пары «штырь – втул-

ка». При движении вверх полуформа будет с трудом сниматься со штырей, вызывая подрыв или обвал полуформы (см. таблицу выше, п. 2).

На позицию формовки пустая опока подается на автомат приводным рольгангом, и готовая полуформа с направляющих наполнительной рамки сталкивается в направлении движения потока на рольганг. Важно, чтобы в первом случае ролики рольганга не находились ниже опорных площадок направляющих наполни-

тельной рамки, во втором – выше. Настроечный вариант – на одном уровне. В противном случае линию приходится останавливать из-за сбоя темпа АЛЛ на позиции формовки. Это может произойти из-за нарушения точности установки рольганга на фундамент или, что чаще всего, из-за абразивного износа контактных поверхностей направляющих наполнительной рамки и буртов опоки (см. таблицу, п. 3).

Кантователь линии представляет собой барабан, состоящий из двух колец, соединенных между собой двумя коробами, в которых установлены ролики так, что их ряд является продолжением падающего и принимающего роликов транспортных ветвей линии (см. таблицу, п. 4). Ролики имеют диаметр на 5...10 мм меньше, чем расстояние между буртами опоки. Опока, вдвигаемая в кантователь, верхним буртом движется по роликам. При повороте барабана на 180° опока будет опираться на те же ролики, но другим буртом. Для фиксации положения барабана существует амортизирующий ограничитель поворота.

Для этой позиции важно, чтобы при остановке барабана его ролики занимали строго горизонтальное положение и лежали в одной плоскости с роликами подающего и приемного рольгангов; в противном случае будет происходить сбой темпа работы линии. Это случается из-за разрегулированности ограничителя поворота барабана и нарушения надежности крепления деталей данного узла в результате динамического режима работы конструкции.

Охлаждающая ветвь АЛЛ представляет собой двухярусный роликовый рольганг. По верхнему ярусу формы на подопочных штырях перемещаются в сторону участка выбивки. На последней позиции щиток с формой надвигается на подъемную рамку пневматического подъемного устройства, которая находится в верхнем положении – на уровне роликов поперечного приемного рольганга, и форма сталкивается со щитком на выбивное устройство. Подъемным механизмом рамка с щитком опускается на уровень нижнего рольганга. Щиток сталкивается с рамки и движется в обратном направлении. В конце пути щиток надвигается на рамку другого подъемного устройства, которое поднимает ее вверх – на уровень роликов поперечного падающего рольганга (см. таблицу, п. 5). С этого рольганга форма сталкивается на подготовленный щиток, который движется в сторону выбивки. Важно, чтобы рабочие по-

верхности обеих рамок в своем верхнем положении находились в одной плоскости с роликами поперечных рольгангов; в противном случае происходит сбой режима работы АЛЛ.

Механизм сборки форм представляет собой подъемное устройство, расположенное в пересечении двух рольгангов. Полуформы для сборки заталкиваются в этот механизм одновременно, перпендикулярно друг другу и на разных уровнях. Полуформы верха с поперечного рольганга подвигаются на свои направляющие, смонтированные на верхней каретке устройства. Полуформы низа попадают в устройство с подающего приводного рольганга на направляющие подъемной рамки.

При сборке полуформ каретка опускается вниз и соединяет их. Важно обеспечить абсолютную горизонтальность плоскостей направляющих верхних полуформ и направляющих подъемной рамки механизма сборки форм с целью сохранения не этой позиции параллельности плоскостей подъема форм, которая нарушается в результате абразивного износа этих направляющих и рабочих поверхностей буртов опоки (см. таблицу, п. 6). Возникающие отклонения от размерной точности этих деталей приводят к зависанию полуформ верха на штырях и их разрушению при внешнем воздействии для устранения нештатного положения.

Предыдущие позиции контролируют перекос (отсутствие параллельности) плоскостей разъема полуформ верха и низа относительно друг друга при сборке форм (см. таблицу, п. 7, 8). Однако недопустимо и смещение полуформ верха и низа относительно друг друга на позиции сборки. В этом случае выбирается зазор поля допуска фиксирующей положение опок пары «штырь – втулка», они трутся друг об друга при сборке формы и быстро изнашиваются.

Поэтому допустима дополнительная контрольная операция (см. таблицу, п. 9), заключающаяся в проверке точности посадки втулок на штыри при спаривании полуформ.

Операция получения полуформ на автомате АЛЛ включает в себя посадку на штыри модельной плиты пустой опоки, заполнение ее формовочной смесью и уплотнение смеси, протяжку готовой полуформы. В результате этих манипуляций происходит абразивный износ трущихся деталей «втулка – штырь» и модельной плиты в месте контакта с опокой.

В результате этого в первом случае происходит смещение полуформ по линии разъема

с соответствующим изменением геометрии отливки, во втором – поднятие лада полуформы относительно плоскости разъема и заход металла при заливке в образовавшийся зазор между полуформами.

Для исключения брака отливок по вышеназванным причинам необходимы контрольные позиции (см. таблицу, п. 10, 11), которые предусматривают проверку износа штырей и втулок подмодельных плит и плоскости рабочей поверхности подмодельной плиты.

Протяжка моделей на автомате АЛЛ производится условно в два этапа. На первом этапе полуформа снимается со штырей подмодельной плиты с помощью штоков протяжного устройства, которые перемещаются вверх за счет срабатывания кривошипного механизма, обеспечивая целостность полуформе. На втором этапе полуформа подхватывается направляющими движущейся вверх плитой наполнительной рамки. Для соблюдения этого условия в план проверки технической точности необходимо включать контрольную операцию (см. таблицу, п. 12), которая предусматривает проверку расположения торцов штоков протяжки в плоскости, параллельной плоскости подмодельной плиты.

При выверенной технологической точности оборудования на качество продукции влияет износ оснастки: рабочей поверхности подмодельной плиты (см. таблицу, п. 11); поверхностей опок, скользящих по направляющим, штырей и втулок опок и подмодельных плит, коробление опок.

Для определения технического состояния оснастки в план проверки ТТ закладываются контрольные операции № 13, 14 и 15 (см. таблицу, п. 13, 14, 15).

На основании определения минимального перечня технического контроля разработан пооперационный контроль ТТ механизмов АЛЛ.

Выводы

1. Проведено обоснование необходимости контроля технологического состояния сложного литейного оборудования.

2. Выявлены функциональные позиции АЛЛ (на примере АЛЛ мод. ИЛ225), механизмы которых существенно влияют на качество промежуточной и конечной литейной продукции, работоспособность линии, ее производительность, продолжительность межремонтного цикла и пр.

3. Разработана методика периодического контроля ТТ АЛЛ и используемой оснастки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. РД 24.022.09-87. Отраслевая система технологической подготовки производства. Правила проверки оборудования на технологическую точность. – М. : Министерства тяжелого, энергетического и транспортного машиностроения от 28.12.87 N ВА-002-1/5843 <http://docs.cntd.ru/document/1200073808>.

2. ГОСТ Р 52745–2021. Комплексная система контроля качества. Оценка соответствия материалов, полуфабрикатов и иной продукции, используемых при изготовлении изделий авиационной и иной техники гражданского, оборонного и двойного применения, на предприятиях-поставщиках. Общие требования. – М. : Российский институт стандартизации, 2021. – 22 с.

3. ГОСТ 31.0000.01–90. Технологическая оснастка. Основные положения. – М. : Министерства тяжелого, энергетического и транспортного машиностроения, 1991. – 14 с.

4. Каталог литейного оборудования, созданного на заводе «Станколит». – М. : ВНИИ и ТЭИ по машиностроению и робототехнике, 1991. – 112 с.

5. Литейные машины : Номенклатурный справочник. – М. : НИИМаш, 1980. – 156 с.

УДК 519.677: 621.074

DOI:10.35211/1990-5297-2023-7-278-96-99

*С. Н. Цурихин¹, В. А. Гулевский², Н. Ю. Мирошкин¹, Н. А. Кидалов¹, Л. В. Бондаренко³***КОРРЕЛЯЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ
И ФОРМЫ ВКЛЮЧЕНИЙ ГРАФИТА ЧУГУНА
СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ ИЗЛОЖНИЦ НА ИХ СТОЙКОСТЬ**¹Волгоградский государственный технический университет²Волгоградский индустриальный техникум³Государственное бюджетное общеобразовательное учреждение
города Москвы «Школа "Интеграл"»

e-mail: lp1@vstu.ru

Сопротивление чугунов разрушению во многом определяется формой графитовых включений, размером включений графита, количеством включений графита и характером распределения графитных включений. Исследования напряженно-деформированного состояния, выполненные на моделях из серого и модифицированного чугуна на изгиб, позволяют оценить преимущества и недостатки полученной структуры и формы включений графита. Применение метода математической статистики с получением эмпирической зависимости влияния структуры и формы включения графита чугуна на стойкость изложниц позволит оптимизировать химический состав чугуна и увеличить количество наливов. Применение в исследованиях метода аналитической статистики, такого как корреляционный анализ, выполненного на физических моделях из чугуна, позволило установить корреляционную зависимость влияния структуры и формы включений графита чугуна сталеразливочных изложниц на их стойкость.

Ключевые слова: серый чугун, химический состав, модифицирование, изложница, изгиб, деформация, математическая статистика, эмпирическая зависимость.

*S. N. Tsurikhin¹, V. A. Gulevsky², N. Y. Miroshkin¹, N. A. Kidalov¹, L. V. Bondarenko³***CORRELATION DEPENDENCE OF THE INFLUENCE OF THE STRUCTURE
AND SHAPE OF INCLUSIONS OF GRAPHITE CAST IRON
OF STEEL CASTING MILLS ON THEIR DURABILITY**¹Volgograd State Technical University²Volgograd Industrial College³State budgetary educational institution of the city of Moscow «School "Integral"»

The resistance of cast irons to destruction is largely determined by the shape of graphite inclusions, the size of graphite inclusions, the number of graphite inclusions, and the nature of the distribution of graphite inclusions. Studies of the stress-strain state, performed on models of gray and modified cast iron for bending, allow us to evaluate the advantages and disadvantages of the obtained structure and shape of graphite inclusions. The application of the method of mathematical statistics with obtaining an empirical dependence of the influence of the structure and form of the graphite inclusion of cast iron on the durability of the molds will allow optimizing the chemical composition of cast iron and increasing the number of fillings. The use of the method of analytical statistics in research, such as correlation analysis performed on physical models of cast iron, established the correlation dependence of the influence of the structure and shape of graphite inclusions of cast iron in steel casting molds on their durability.

Keywords: gray cast iron, chemical composition, modification, mold, bending, deformation, mathematical statistics, empirical dependence.

Введение

Структура металлов содержит множество фаз и является сложным объектом для описания ее строения. Микроструктура металлического материала определяется формой, размерами, относительным количеством и взаимным расположением кристаллов отдельных фаз или их совокупности, имеет однообразный вид. Из применяемых методов по распознаванию и классификации структур основным является

метод визуального оценивания, основанный на сравнении реального строения материалов с эталонными изображениями. Результат определения структуры основывается на сравнении микроструктуры исследуемого материала с эталонным изображением структуры. Данный подход является трудоемким и требует от специалиста-металловеда определенных навыков: усидчивости, терпения и умения сконцентрироваться на проводимых исследованиях.

Существуют многочисленные аналитические компьютеризованные комплексы, позволяющие распознавать изображение с применением методов числового описания геометрических параметров структуры. Для оценки взаимосвязи структуры и свойств, при использовании такого подхода, можно создавать и оптимизировать процессы производства чугуна с высокой корреляционной зависимостью.

Зависимость свойств серого чугуна от структуры значительно сложнее, чем у стали, так как его структура состоит из металлической основы и включений графита, вкрапленных в эту основу. Для характеристики структуры серого чугуна необходимо определить размеры, форму, распределение графита, а также структуру металлической основы.

Изучению стойкости чугунов с различной структурой металлической основы и формой графита в последнее время уделяется большое внимание, но единого мнения о механизме разрушения чугуна и влиянии формы графита на стойкость нет [1, 2].

Многократные повторения чрезвычайно интенсивных термических воздействий на изложницу как на конструкцию в целом, так и на материал – чугун, являются основными причинами ее разрушения и выхода из строя. Сопротивление чугунов разрушению при термоциклировании во многом определяется формой графитовых включений (ФГ), размером включений графита (РГ), количеством включений графита (КГ), и для повышения прочностных свойств предлагается модифицировать чугун. Исследователи считают, что наивысшей стойкостью обладает шаровидный графит (ШГ), а вермикулярный графит (ВГ) занимает промежуточное положение между пластинчатым графитом (ПГ) и ШГ [3]; другие отдают предпочтение ВГ [4, 5].

Применение модификатора вносит в характеристики структуры исследуемых чугунов изменения, влияющие на эксплуатационные свойства [6, 7, 8]. Использование и применение модификаторов основано на их эффективности, то есть способности модифицировать структуру серого чугуна (СЧ).

Применение компьютерного моделирования может существенно повысить представление о степени зависимости структуры и формы включения графита, влияющих на стойкость чугуна изложниц [9, 10].

Цель настоящей работы: установить корреляционную зависимость влияния структуры

и формы включений графита чугуна сталеразливочных изложниц по эксплуатационным и физико-механическим свойствам.

Методика проведения исследований

Выплавку чугуна проводили в индукционной печи марки ИСТ-006 емкостью 6 кг с кислотой футеровкой при доведении температуры металла до 1440 °С. Контроль температуры выполняли электронно-автоматическим потенциометром марки ЭПП-09Н с помощью термопары BP5/20. В качестве исходных шихтовых материалов использовали чугун следующего состава: 3,44 % С; 1,5 % Si; 0,7 % Mn; 0,080 % S; 0,075 % Р. При достижении заданной температуры металл выпускали в подогретый заранее ковш (10 кг), куда вводили присадку модификаторов, предварительно измельченную до фракции 0,5...2,0 мм. После обработки модификаторами скачивали шлак и заливали опытную форму в виде прутка диаметром 18 мм и длиной 120 мм.

Модификаторы были выбраны в соответствии с ТУ и ГОСТом ферросилиций ФС65 ГОСТ 1415–93; первичный алюминий А99 ГОСТ 11069–2001; ферросиликобарий ФСБ30 ТУ 14-5-160–2006; силикомишметалл СИМИШ-1 ТУ14-5-24–73; ванадиевый шлак ШВД-1 ТУ 14-11-178–86 [8, 11, 12]. Влияние модифицирования на трещиностойкость чугуна исследовали на установке [13]. Деформацию образца контролировали с помощью индикатора часового типа с точностью до 0,01 мм.

Образцы на трещиностойкость нагружали грузом $Q = 10$ кг, при нагреве проходящим током и выдержке $\tau = 12$ мин, периодичность отсчета показаний через каждую минуту. Максимальная температура нагрева образца на двенадцатой минуте составила $T = 920$ °С.

Металлографические исследования проводили на микроскопе OLYMPUS BX51M. Включения графита определяли на нетравленных шлифах. Металлическую основу изучали после травления микрошлифа. Для травления образцов на действительную структуру использовали 4%-й раствор азотной кислоты HNO_3 в этиловом спирте ($\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$). Оценку структуры и графитных включений осуществляли по типовой шкале ГОСТ 3443–87.

Результаты исследования и их обсуждение

Влияние модифицирования на трещиностойкость исследовали при термоциклирова-

нии; материал склонен к необратимым формоизменениям, имеющим место при эксплуатации натуральных изложниц из чугуна. Выявлено, что при термоциклировании наиболее быстро падает трещиностойчивость у образца из обыкновенного СЧ.

Выражение $(l_2 - l_1) / l_2$ есть характеристика, которая свидетельствует о том, как раскрылась трещина в процессе термоциклирования (табл. 1).

Сложное напряженное состояние, возникающее при повторяющихся термоударах в физических моделях – изложнице, в наружных поверхностных слоях при изгибе стенок, вызывает наиболее опасное двухосное растяжение, резко снижающее ее конструкционную прочность. Термоциклирование исследуемых образцов приводит к росту включений графита и снижению трещиностойчивости.

Таблица 1

Влияние термоциклирования на рост трещины

Материал	$\sigma_{\text{опыт}}$, МПа	Длина трещины при термоциклировании		Относительное увеличение длины трещины $(l_2 - l_1) / l_2$
		начальная – l_1	конечная – l_2	
СЧ	48,14	55	100	0,45
СЧ+ФС65	49,25	33	56	0,41
СЧ+А99	66,1	16	27	0,40
СЧ+ШВД-1	58,16	25	32	0,22
СЧ+ФСБ30	64,29	11	12	0,08
СЧ+СИМИШ-1	68,29	14	15	0,07

С помощью методов математической статистики получена эмпирическая зависимость влияния напряжений, создаваемых при испытании образца, на длину трещины, выражающаяся уравнением регрессии:

$$L = -20,08\sigma_{\text{опыт}} + 137,33, \quad (1)$$

где L – длина трещины, мм; $\sigma_{\text{опыт}}$ – напряжение, создаваемое в образце при испытании. Эмпирический коэффициент корреляции ($R = -0,81$) свидетельствует о достаточно высокой степени связи между исследуемыми параметрами. Поэтому можно сделать важный вывод о том, что об эксплуатационных свойствах материала из-

ложниц можно судить, определяя предел прочности чугуна на изгиб.

Проведенный регрессионный анализ позволил установить корреляционную зависимость влияния структуры и формы графитовых включений в исследуемых чугунах на процесс трещинообразования. В соответствии с ГОСТ 3443–87 основными размерно-топологическими параметрами графитовой фазы в чугуне, оказывающими наиболее существенное влияние на механические и эксплуатационные свойства, являются: форма, размер, количество и распределение. Вводимые данные для обработки на ЭВМ представлены в табл. 2.

Таблица 2

Данные для расчета на персональном компьютере

Материал	Характеристика графита			
	КП	ФГ	РГ	КГ
СЧ	0,70	2	6 / 8 = 0,75	3 / 5 = 0,6
СЧ+ФС65	0,70	2	3 / 8 = 0,375	3 / 5 = 0,6
СЧ+А99	0,70	2	5 / 8 = 0,625	3 / 5 = 0,6
СЧ+ШВД-1	0,85	1	3 / 8 = 0,375	3 / 5 = 0,6
СЧ+ФСБ30	0,45	1	2 / 8 = 0,25	4 / 5 = 0,8
СЧ+СИМИШ-1	0,20	0	2 / 8 = 0,25	4 / 5 = 0,8

КП определялось по ГОСТ 3443–77 в долях, например: КП соответствует П70 – в таблице

вносится 0,70. ФГ варьировалась на трех уровнях: 0 – шаровидная форма графита; 1 – вермикуляр-

ная форма графита; 2 – пластинчатая форма графита. РГ определяли как частное от деления; числитель дроби соответствует размеру графита в образце, а знаменатель – это количество оценок графита по ГОСТ 3443–77. КГ определяли тоже как частное от деления, где числитель соответст-

вует количеству графита в образце, а знаменатель равен количеству оценок по ГОСТ.

Полученные зависимости характеризуются уравнениями множественной регрессии с соответствующим коэффициентом множественной корреляции:

$$I_1 = -87,145 + 125,312КП - 41,25ФГ + 53,88РГ + 112КГ \quad R = 0,81; \quad (2)$$

$$I_2 = -204,762 + 213,676КП - 67,5ФГ + 120,663РГ + 343КГ \quad R = 0,84. \quad (3)$$

По полученным зависимостям расчетных моделей проведены эксперименты, которые показали, что в соответствии с заданными критериями качества по уравнениям множественной

регрессии расчетные значения незначительно отличаются от экспериментальных значений (таблица 3), что подтверждает достаточно высокую степень связи исследуемых параметров.

Таблица 3

Расчетные данные трещины

Материал	Длина трещины при термоциклировании		Относительное увеличение длины трещины $(I_2 - I_1) / I_1$
	начальная – I_1	конечная – I_2	
СЧ	52	98	0,47
СЧ+ФС65	30	55	0,46
СЧ+А99	18	30	0,40
СЧ+ШВД-1	27	34	0,21
СЧ+ФСБ30	10	11	0,09
СЧ+СИМИШ-1	15	16	0,06

Вывод

С помощью методов математической статистики получена эмпирическая зависимость влияния напряжений, создаваемых при испытаниях образца на длину трещины. По расчетным регрессионным зависимостям установлена корреляционная зависимость влияния структуры и формы включений графита чугуна сталеразливочных изложниц на их стойкость, также получена связь между эксплуатационными свойствами материала изложниц и пределом прочности чугуна на изгиб.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бондаренко, С. И. Влияние формы графита на термическую стойкость чугуна / С. И. Бондаренко, И. П. Гладкий // Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета. – 2006. – № 33. – С. 81–83.
2. Koch M., Soulas K. Inoculation of grey and ductile iron // 7 th International Ankiros Foundry Congress. Istanbul – 2014. – 21 p.
3. Riposan. Соппротивление окислению и термостойкость чугуна с различной формой графитных включений // 46 th International Foundry Congress. – 1984. – № 38. – С. 51–55.
4. Попов, П. И. Теплостойкость чугунов с различной структурой металлической основы и графита / П. И. Попов // Металлургия. – 1983. – № 17. – С. 15–18.
5. Краевой, В. И. Повышение термической стойкости

чугуна / В. И. Краевой // Материаловедение в машиностроении. – 1983. – № 17. – С. 38–42.

6. Bex, T. Gray iron inoculation revisited // Modern Casting. – 1991. – P. 51–55.

7. Hummer R. Some aspects of inoculation of flake- and nodular graphite cast iron / The Metallurgy of Cast Iron // B. Lux, I. Minkoff, F. Mollars (eds.), St. Saphorin (Switzerland): Georgi Pub. Co. – 1975. – P. 147–160.

8. Болдырев, Д. А. Исследование комплексного влияния технологических параметров модифицирования конструкционных чугунов на показатели их структуры и свойств / Д. А. Болдырев // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева. – 2010. – № 4 (83). – С. 226–239.

9. Макаренко, К. В. Модель технологических процессов получения изделий из чугунов с заданными свойствами / К. В. Макаренко // Вестник машиностроения. – 2011. – № 6. – С. 55–60.

10. Advanced Computational Materials Modeling / Edited by Miguel Vaz Junior, Eduardo A. de Souza Neto, Pablo A. Munoz-Rojas. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. – 2011. – 432 p.

11. Исследование влияния модифицирования на эксплуатационные свойства чугуна изложниц / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, В. В. Гулевский, Н. Ю. Мирошкин // Черные металлы. – 2021. – № 1. – С. 23–28.

12. Оценка влияния легирующих добавок на структуру и механические свойства серых чугунов / Д. А. Габец, А. М. Марков, А. В. Габец, Е. О. Чертовских // Ползуновский вестник. – 2018. – № 4. – С. 189–195.

13. Research of modification influence on cracking resistance of cast iron in moulds / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, В. В. Гулевский, Н. Ю. Мирошкин // CIS Iron and Steel Review. – 2021. – Vol. 22, No. 2. – P. 9–14. – DOI: 10.17580/cisirs.2021.02.02.

Ответственный за выпуск
Наталья Ильинична **ГАБЕЛЬЧЕНКО**

Оригинал-макет и электронная версия издания
подготовлены редакционно-издательским отделом
Издательства ВолгГТУ

Корректурa **Л. Н. Рыжих**
Компьютерная верстка: **Е. В. Макарова**

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Учредитель:
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолгГТУ)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Темплан 2023 г. Поз. № 9ж. Дата выхода в свет 01.08.2023 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,63. Уч.-изд. л. 11,28.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 338.

Отпечатано в типографии Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.