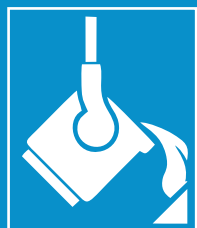


# ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского  
государственного  
технического  
университета

ISSN 1990-5297



Серия

Металлургия

№ 7 (230)

2019

16+

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.*, чл.-корр. 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)  
*Поляничков Ю. Н.*, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ  
*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)  
*Шарипов В. М.*, д-р техн. наук, проф.,  
Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)  
*Шаховская Л. С.*, д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ  
*Шейн А. Г.*, д-р физ.-мат. наук, проф. ВолгГТУ  
*Щербачков М. В.*, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Серия  
«МЕТАЛЛУРГИЯ»

# ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

## РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

**Кидалов Н. А.**,  
д.т.н., проф.

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

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

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

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

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

*Багмутов В. П.*, д.т.н., проф.

*Зюбан Н. А.*, д.т.н., проф.

*Матлин М. М.*, д.т.н., проф.

*Гуревич Л. М.*, д.т.н., доц.

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

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

Международный индекс журнала  
ISSN 1990-5297.

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

Тел. издательства ВолГТУ:  
(8442) 24-84-06  
Факс (8442) 24-84-06  
otr@vstu.ru

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

## № 7 (230)

## Июль

## 2019

УЧРЕДИТЕЛЬ  
ФГБОУ высшего образования  
«Волгоградский государственный технический университет»

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

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

© Волгоградский государственный технический университет,  
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2019

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

### **Editorial board:**

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

*Polyanchikov Y. N.*, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

*Sheyin A. G.*, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof. of VSTU



SERIES  
«METALLURGY»

# IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL  
UNIVERSITY

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

## Editorial board:

### Chairman

**Kidalov N. A.**,

D. Sc. (Engineering), Prof.

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

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

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

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

*Bataev V. A.*, D. Sc. (Engineering)  
Prof. (Novosibirsk State Technical  
University)

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

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

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

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

*Kalita V. I.*, D. Sc. (Engineering),  
Prof. Chief research worker  
(RAS Institute of Metallurgy  
and Material Science named after  
A. A. Baykov)

*Gabelchenko N. I.*, Cand. Sc.  
(Engineering), Associate Prof.  
(executive secretary)

International index of the journal  
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.  
Index of the journal in the catalogue of  
the Agency «Rospechat» for the Rus-  
sian Federation – 80811(OK+ЭК).

### Tel. Of VSTU editorial office:

(+7 8442) 24-84-06

Fax: (+7 8442) 24-84-06

otr@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

**№ 7 (230)**  
**July**  
**2019**

### 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

- Адамова А. С. 41  
Барабанов С. В. 38  
Бигеев В. А. 31  
Блинов Ю. В. 38  
Бондарева О. П. 71  
Бунеева Е. А. 46  
Вдовин К. Н. 67, 75, 89  
Габельченко Н. И. 41, 54  
Гаманюк С. Б. 58  
Гоник И. Л. 71  
Гребнев Ю. В. 54, 64  
Гулевский В. А. 38, 50  
Гурулев Д. Н. 19  
Жаркова В. Ф. 64  
Жильцов Н. П. 80  
Закуцкая Л. А. 31  
Зюбан Н. А. 13, 58  
Иваненко Е. А. 7  
Карпова Е. Ю. 54, 64  
Кидалов Н. А. 38, 41, 50, 80  
Кириличев М. В. 13, 58  
Косова Е. А. 58  
Крохалев А. В. 7  
Кошелев О. С. 26  
Кузьмин С. В. 7  
Лагутин В. А. 38  
Леушин И. О. 26  
Леушина Л. И. 26  
Лысак В. И. 7  
Малышев Е. М. 7  
Маркина Н. В. 64  
Мельничук Е. А. 75  
Мирошкин Н. Ю. 50  
Мошкунов В. В. 46  
Нищенков А. В. 26  
Новосельцев А. В. 38  
Палаткина Л. В. 19, 71  
Панишев Н. В. 31  
Петрова В. Ф. 13  
Подгорный И. Д. 64  
Попов Д. И. 41  
Потапова М. В. 31, 46  
Руцкий Д. В. 13, 58  
Столяров А. М. 46  
Титов К. Е. 58  
Точилкин Василий В. 67, 75, 89  
Точилкин Виктор В. 67, 75, 89  
Тупицын М. А. 7  
Умнов В. И. 89  
Усков Д. П. 13  
Филатов А. М. 67  
Филатова О. А. 75, 89  
Харламов В. О. 7  
Харченко А. С. 31  
Цурихин С. Н. 38  
Чеберяк О. И. 83  
Чубуков М. Ю. 13  
Чувагин Н. Ф. 83  
Шахов С. И. 67  
Шелохин А. П. 41  
Штреммель С. А. 50

## СОДЕРЖАНИЕ

---

---

### Часть I. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Крохалев А. В., Харламов В. О., Тупицын М. А., Иваненко Е. А., Малышев Е. М., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Исследование изменения структуры и фазового состава твердых сплавов системы «Карбид хрома-титан» при нагреве в окислительной атмосфере.....	7
<i>Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Чубуков М. Ю., Усков Д. П., Петрова В. Ф., Кириличев М. В.</i> Влияние неметаллических включений на свойства труб из сталей категории прочности К48-К52.....	13
<i>Палаткина Л. В., Гурулев Д. Н.</i> Методика изучения роли первичной структуры в сопротивлении серого чугуна растяжению.....	19
<b>Часть II. ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ</b>	
<i>Леушин И. О., Леушина Л. И., Нищенков А. В., Кошелев О. С.</i> Некоторые меры обеспечения эффективности и безопасности плавки в индукционных тигельных печах.....	26
<i>Панишев Н. В., Харченко А. С., Бигеев В. А., Потапова М. В., Закуцкая Л. А.</i> Изучение возможности вовлечения в металлургическое производство марганецсодержащего сырья Южного Урала.....	31
<i>Гулевский В. А., Цурихин С. Н., Барабанов С. В., Кидалов Н. А., Блинов Ю. В., Лагутин В. А., Новосельцев А. В.</i> Получение пенометалла на основе алюминия.....	38
<i>Кидалов Н. А., Габельченко Н. И., Адамова А. С., Шелохин А. П., Попов Д. И.</i> Исследование способов активации глин и их влияние на свойства формовочных смесей.....	41
<i>Бунеева Е. А., Столяров А. М., Мошкунев В. В., Потапова М. В.</i> Непрерывная разливка конвертерной трубной стали.....	46
<i>Гулевский В. А., Мирошкин Н. Ю., Штреммель С. А., Кидалов Н. А.</i> Применение гальванических технологий для получения композитов углеграфит-сплав алюминия.....	50
<i>Гребнев Ю. В., Карпова Е. Ю., Габельченко Н. И.</i> Исследование возможности повышения износостойкости деталей очистного оборудования из хромистого чугуна.....	54
<i>Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Гаманюк С. Б., Титов К. Е., Кириличев М. В., Косова Е. А.</i> Физическое моделирование процесса затвердевания крупных слитков различной геометрии.....	58
<i>Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф., Маркина Н. В., Карпова Е. Ю., Подгорный И. Д.</i> Применение углеродосодержащих отходов производства первичного алюминия в процессах плавки железо-углеродистых сплавов.....	64
<i>Вдовин К. Н., Шахов С. И., Точилкин Василий В., Филатов А. М., Точилкин Виктор В.</i> Конструкции и анализ работы оборудования для подачи стали в промежуточный ковш двуххручевой МНЛЗ.....	67
<i>Гоник И. Л., Палаткина Л. В., Бондарева О. П.</i> Холодное брикетирование стружки абразивной зачистки металлопроката высоколегированных сталей.....	71

## Часть III. ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

*Вдовин К. Н., Точилкин Василий В., Мельничук Е. А., Филатова О. А.,  
Точилкин Виктор В.*

Конструкции и развитие методологии расчета оборудования  
разливочной камеры промежуточного ковша МНЛЗ..... 75

*Жильцов Н. П., Кидалов Н. А.*

Проблема очищаемости отливок литья по выплавляемым моделям..... 80

*Чувагин Н. Ф., Чеберяк О. И.*

Анализ тепловых условий работы камеры прессования  
на машинах ЛПД с горизонтальной камерой прессования..... 83

*Вдовин К. Н., Точилкин Василий В., Филатова О. А., Умнов В. И.,  
Точилкин Виктор В.*

Конструирование оборудования манипуляционных систем  
для защиты стали от вторичного окисления при разливке на МНЛЗ..... 89

К сведению авторов..... 96



## МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 669.018.25.017

*А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицын, Е. А. Иваненко,  
Е. М. Малышев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ «КАРБИД ХРОМА-ТИТАН» ПРИ НАГРЕВЕ В ОКИСЛИТЕЛЬНОЙ АТМОСФЕРЕ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

Рассмотрено изменение фазового состава и структуры порошковых твердых сплавов  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и Ti при нагреве в окислительной атмосфере. Выявлены температурные условия, приводящие к химическому взаимодействию карбидной и металлической фаз материала между собой и с атмосферным кислородом.

*Ключевые слова:* порошковая смесь, твердый сплав, карбид хрома, титан, взрывное прессование, фазовый состав, химическое взаимодействие фаз.

*A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, M. A. Tupitsyn, E. A. Ivanenko,  
E. M. Malyshev, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

### STUDY OF CHANGES IN THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF SOLID ALLOYS OF THE CHROME-TITANIUM CARBIDE SYSTEM DURING HEATING IN THE OXIDATIVE ATMOSPHERE

Volgograd State Technical University

The article discusses the change in the phase composition and structure of powdered hard alloys  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  and Ti when heated in an oxidizing atmosphere. Detected temperature conditions conducive to chemical interaction of the carbide and metal phase material between themselves and with the atmospheric oxygen.

*Keywords:* powder mixture, hard alloy, chromium carbide, titanium, explosive pressing, phase composition, chemical interaction of phases.

В настоящее время наблюдается устойчивая тенденция к расширению использования для получения твердых сплавов из смесей порошков тугоплавких карбидов (таких, как карбид хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ) с металлами взрывного нагружения [1], обеспечивающего возможность консолидации порошкового материала (то есть уплотнения и формирования прочных границ между его частицами) на стадии прессования [2–3]. Особый интерес к данному методу связан прежде всего с тем, что он позволяет исключить спекание из технологического цикла получения заготовок деталей и использовать нетрадиционные металлические связки (такие, как титан), что в ряде случаев существенно улучшает служебные (например, триботехни-

ческие [4–5]) характеристики получаемых материалов.

Фазовый состав твердых сплавов карбида хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  с титановой связкой, полученных взрывным прессованием, является термодинамически неравновесным. Следовательно, воздействие достаточно высоких температур на эти сплавы в принципе должно вызывать изменение их фазового состава и структуры. Это может стать существенным фактором, определяющим температурные границы условий эксплуатации, в которых могут применяться данные материалы и покрытия из них.

С целью изучения термической устойчивости полученных взрывом твердых сплавов карбида хрома и титана их подвергали нагреву до

температур от 300 до 1200 °С в электрической печи сопротивления без защитной атмосферы в течение 1 часа. В качестве объекта исследования были использованы сплавы с весовым содержанием связки, равным 40 %, что соответствовало ее объемному содержанию, равному 50 %. Микроструктура материалов и их фазовый состав изучались средствами оптической (Carl Zeiss Axiovert) и растровой электронной (Quanta 3D FEG, Versa 3D LowVac) микроскопии.

Как показали исследования образцов, их исходное двухфазное состояние (рис. 1) и специфическое строение межфазных границ [3], отлича-

тельной особенностью которого является плавное непрерывное изменение химического состава от максимально возможного содержания одного металла до максимально возможного содержания другого (рис. 2), при нагреве сохраняются практически в неизменном виде вплоть до температур порядка 600 °С (рис. 3 и 4, а, б, в, г, д).

Единственным превращением, которое удастся зафиксировать в данном температурном интервале, является рекристаллизация титана при 400 °С (рис. 4, в) и интенсивный рост рекристаллизованного зерна до температур порядка 500 °С (рис. 4, г).

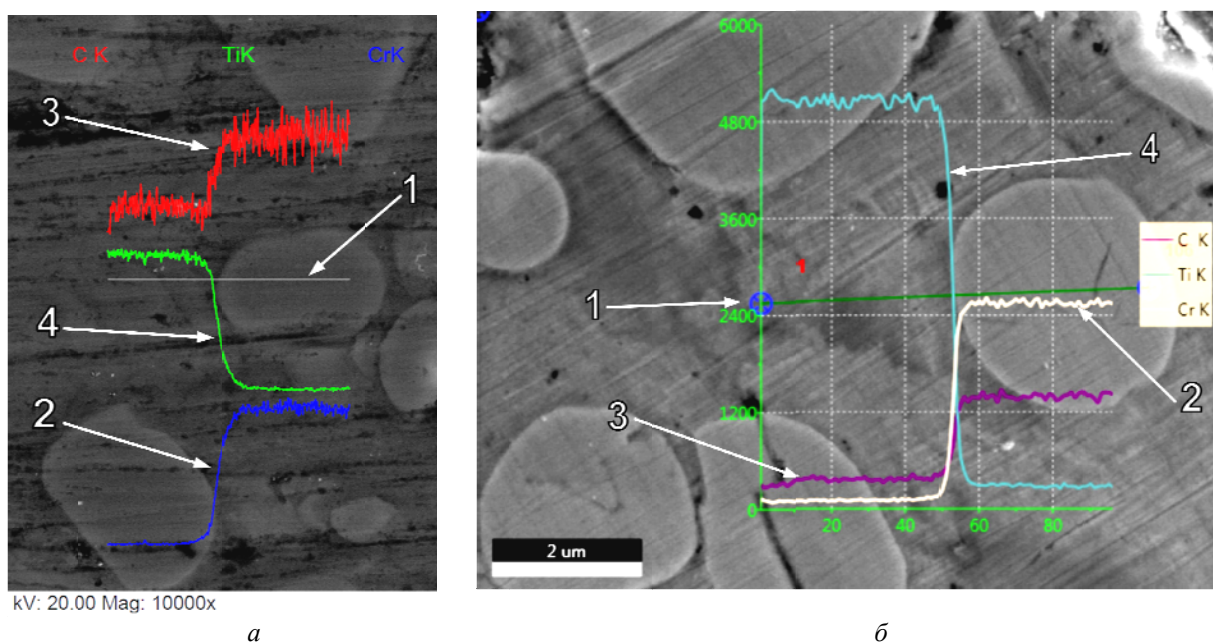


Рис. 1. Распределение элементов между фазами, РЭМ, SMA Quanta 3D FEG (а), Versa 3D LoVac (б): 1 – линия сканирования состава; 2, 3 и 4 – содержание Cr, C и Ti соответственно

С увеличением температуры нагрева сплава после взрывной обработки до 650 °С (рис. 4, е) внутри межфазного граничного слоя наблюдается появление мелкодисперсных зародышей новых фаз, которые при 700 °С (рис. 4, ж) сливаются и образуют два отдельных диффузионных слоя, которые растут в противоположных направлениях. За счет их роста при температуре 1200 °С исходные фазы в сплаве полностью исчезают и он снова становится двухфазным (рис. 4, з и рис. 5).

Исследование распределения элементов между фазами в сплаве, содержащем 40 % титана по весу, после нагрева до температуры 1200 °С (рис. 6) показывает, что переход от исходного фазового состава к новому осуществляется в основном за счет диффузии углерода,

который перераспределяется между структурными составляющими сплава.

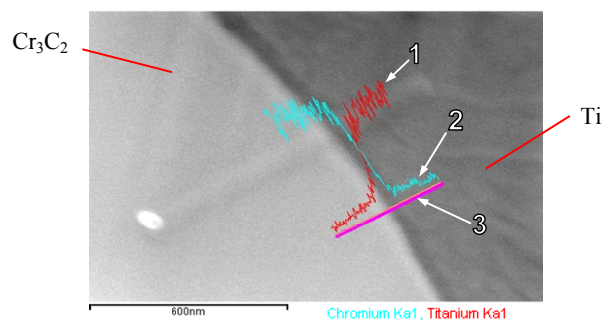


Рис. 2. Распределение элементов между фазами, фольга, ПЭМ, Tecnai G2 20F: 1, 2 – содержание Ti и Cr соответственно; 3 – линия сканирования состава

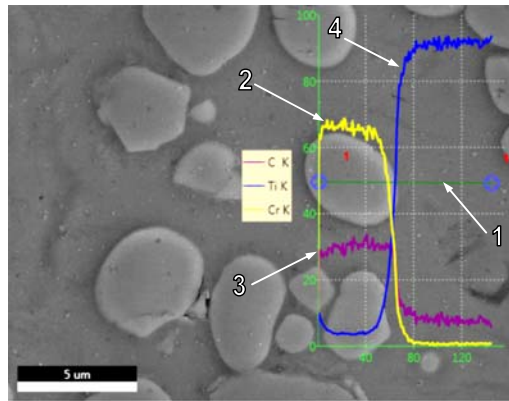
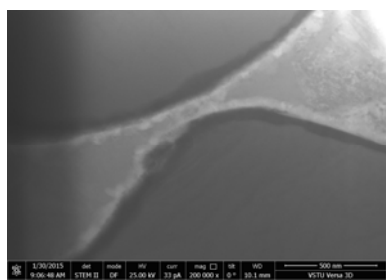
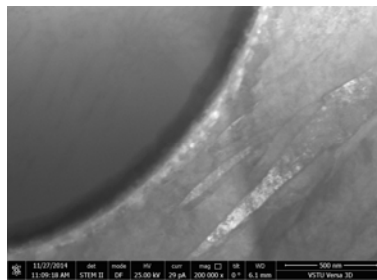


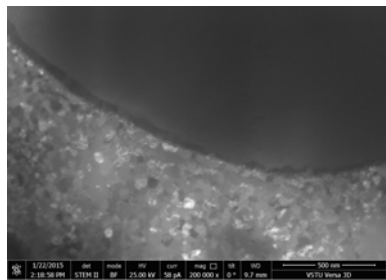
Рис. 3. Распределение элементов между фазами твердого сплава  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  с 40 вес. % Ti после нагрева до 600 °С, РЭМ Versa 3D LoVac: 1 – линия сканирования состава; 2, 3 и 4 – содержание Cr, C и Ti соответственно



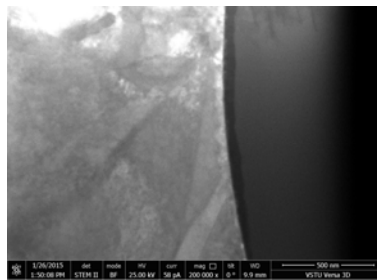
а) исходное состояние



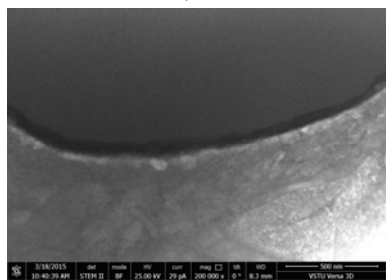
б)  $t=300^\circ\text{C}$



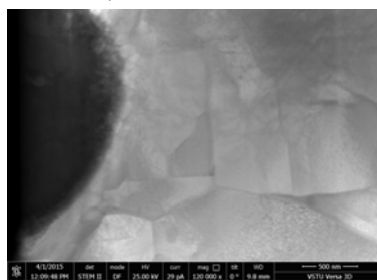
в)  $t=400^\circ\text{C}$



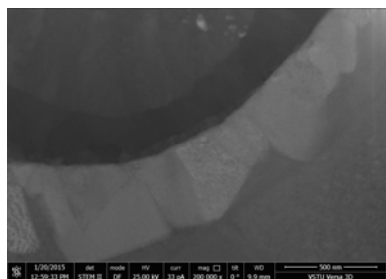
г)  $t=500^\circ\text{C}$



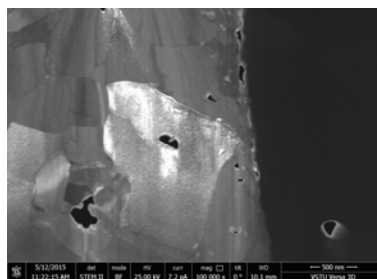
д)  $t=600^\circ\text{C}$



е)  $t=650^\circ\text{C}$



ж)  $t=700^\circ\text{C}$



з)  $t=1200^\circ\text{C}$

Рис. 4. Микроструктуры твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошковых смесей карбида хрома с 40 вес. % титана после нагрева до различных температур, РЭМ, Versa 3D LoVac

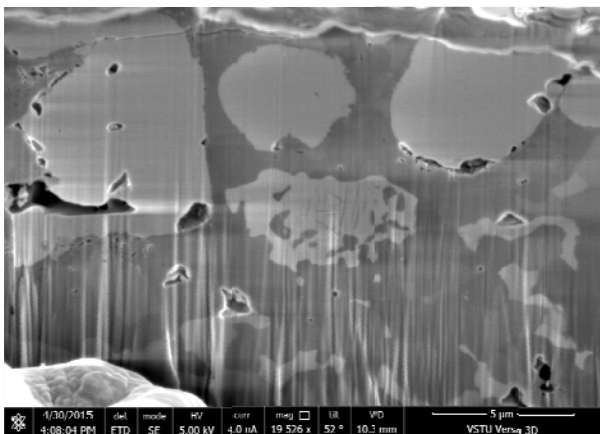


Рис. 5. Микроструктуры твердого сплава  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  с 40 вес. % Ti, сформировавшаяся в результате межфазного взаимодействия при температуре 1200 °C, РЭМ, Versa 3D LoVac

Соотношение концентраций элементов в новых фазах (рис. 6) позволяет идентифицировать их как карбид хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и оксикарбид титана  $\text{TiC}_{0,6}\text{O}_{0,7}$ . Суммарное содержание кислорода и углерода в оксикарбидной фазе при этом близко к пределу ее гомогенности [6].

Наличие в структуре материала, подвергнутого нагреву в окислительной атмосфере до температуры 1200 °C, оксикарбидной фазы вместо

теоретически ожидаемого TiC (см. рис. 7) связано, по-видимому, с высокотемпературным насыщением сплава кислородом, который практически полностью растворяется в карбиде титана, образующемся при химическом взаимодействии исходных фаз твердого сплава – карбида хрома и титана.

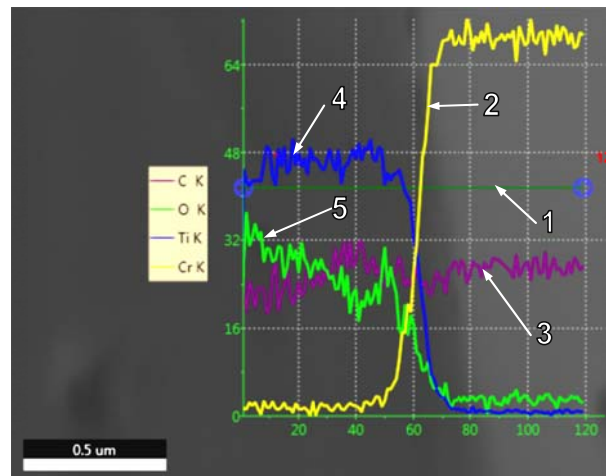


Рис. 6. Распределение элементов между фазами твердого сплава  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  с 40 вес. % Ti после нагрева до 1200 °C, РЭМ Versa 3D LoVac:

1 – линия сканирования состава; 2, 3, 4 и 5 – содержание Cr, C, Ti и O соответственно

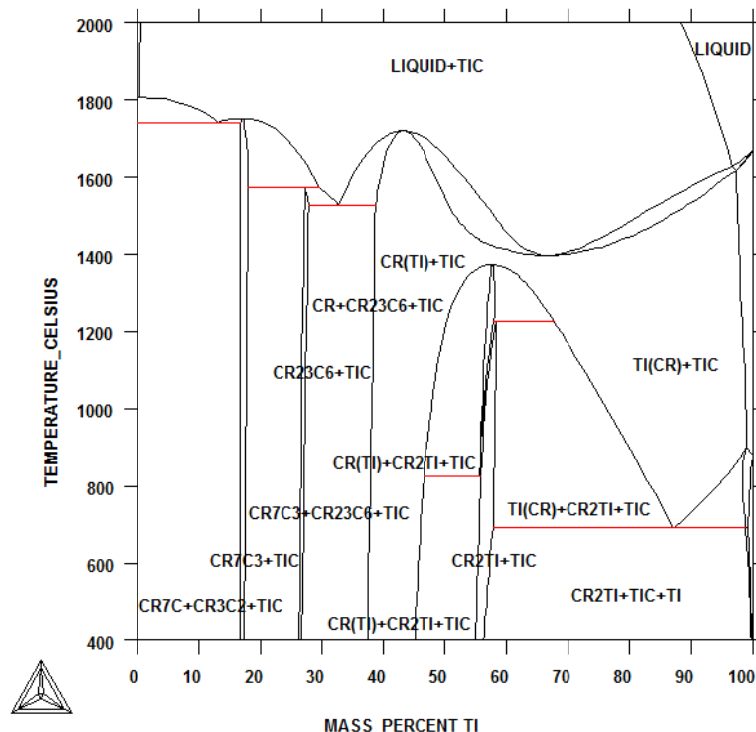


Рис. 7. Квазибинарное сечение  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -Ti системы Cr-C-Ti

Пониженное по сравнению с TiC содержание углерода в оксикарбидной фазе  $\text{TiC}_x\text{O}_y$  приводит к тому, что переход

$\text{Cr}_3\text{C}_2 \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{Cr}$ , связанный с обеднением исходного карбида хрома углеродом, происходит не до конца и вместо



теоретически ожидаемого для сплавов карбида хрома с 40 вес. % титана твердого раствора на основе хрома в качестве второй фазовой составляющей материала в итоге мы получаем карбид хрома  $Cr_{23}C_6$ .

Для определения температуры начала взаимодействия с окислительной атмосферой образец твердого сплава на основе карбида хрома с содержанием титановой связи, равным 40 % по массе, был подвергнут термогравиметрическому анализу (ТГА) на приборе NETZSCH STA 449 F3 Jupiter в среде синтетического воздуха. Результаты измерения изменений массы образца при нагреве и охлаждении приведены на рис. 8.

Как следует из рисунка, на начальных этапах первого нагрева наблюдается уменьшение массы образца (на 0,11 %), что может быть свя-

зано с потерей адсорбированной влаги. В течение дальнейшего нагревания, начиная с 650 и до 1500 °С включительно, наблюдается увеличение массы, в процессе которого прослеживается несколько стадий: на 3,1 %, 6,3 % и 12,8 %. Прирост массы продолжается в процессе охлаждения (на 2,7 %), а также при повторном нагреве (начиная с 650 °С, также постадийно: на 0,47 % и 4,06 %) и охлаждении (на 1,5 %).

Увеличение массы образца связано с поглощением им кислорода. Помимо описанного выше растворения кислорода в объеме твердого сплава и образования оксикарбида  $TiC_xO_y$  в его структуре, можно наблюдать формирование поверхностных слоев, содержащих в своем составе как элементы, изначально входившие в состав фаз твердого сплава (титан, хром, углерод), так и кислород (см. рис. 9).

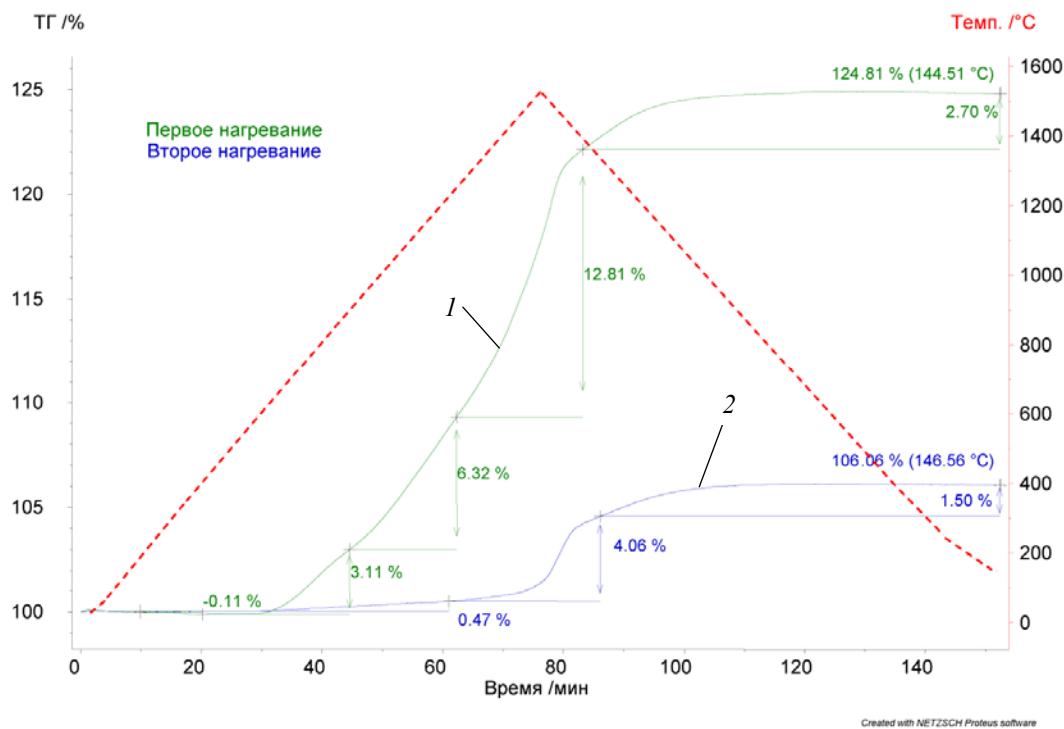


Рис. 8. Временная зависимость процесса изменения массы при первом (ТГ, кривая 1) и втором (ТГ, кривая 2) нагревании по температурной программе *Темп* (пунктир)

Следует отметить, что увеличение массы при втором нагревании начинается с той же температуры, что и при первом. И эта температура (650 °С) совпадает с температурой начала химического взаимодействия исходных составляющих твердого сплава при нагреве. Данный факт позволяет предположить, что начало обоих этих процессов определяется одним и тем же фактором – термической активацией диффузии элементов внедрения (углерода и кислоро-

да) в кристаллической решетке фазовых составляющих исследуемого материала.

Поскольку перераспределение углерода между структурными компонентами материала при химическом реагировании исходных карбида хрома и титана требует его диффузионного перемещения на существенно меньшие расстояния, чем расстояния диффузионного перемещения кислорода при насыщении им твердого сплава, то очевидно, что первый из перечислен-

ных процессов будет протекать быстрее и потребует для своего завершения существенно меньшего времени. Это позволяет предположить, что химическое взаимодействие  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и Ti

(см. рис 4, *е, ж*) протекает первоначально с образованием карбида титана  $\text{TiC}$  и лишь через некоторое время он переходит в оксикарид  $\text{TiC}_{0,6}\text{O}_{0,7}$  за счет насыщения кислородом.

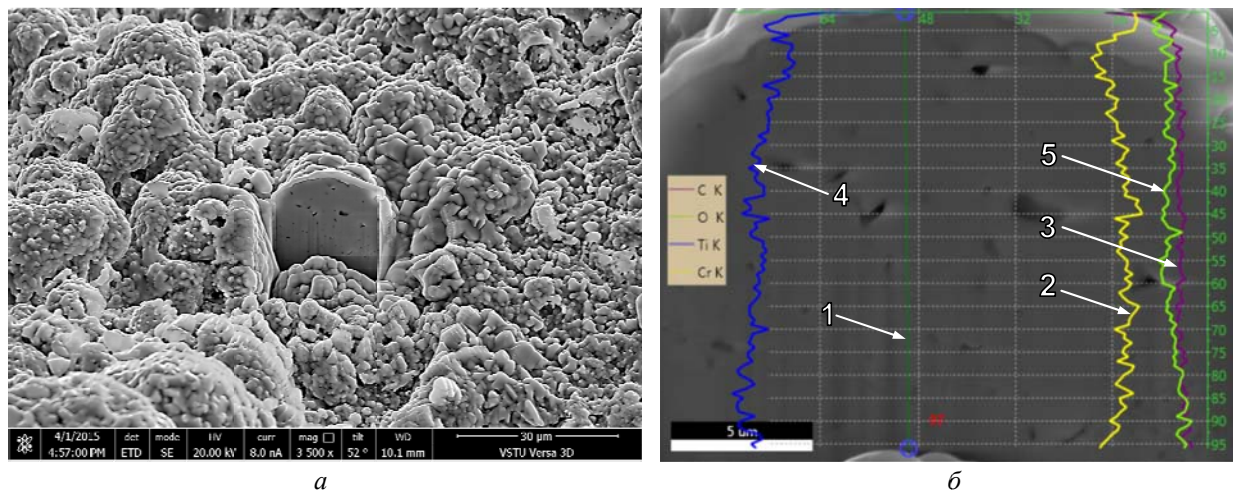


Рис. 9. Внешний вид (*а*) и химический состав (*б*) поверхности твердого сплава  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  с 40 вес. % Ti после нагрева до 1200 °С, РЭМ Versa 3D LoVac:

1 – линия сканирования состава; 2, 3, 4 и 5 – содержание Cr, C, Ti и O соответственно

Сделанное предположение позволяет объяснить наблюдаемые отличия в стадийности процессов окисления твердого сплава при первом и втором нагревании (см. рис. 8). По-видимому, начальная стадия окисления сплава в первом случае протекает одновременно с процессом образования карбида титана в присутствии непрореагировавших исходных фаз и, соответственно, будет отсутствовать во втором случае, когда воздействию окислительной среды подвергается материал с уже сформировавшимся равновесным фазовым составом.

#### Выводы

1. Твердые сплавы карбида хрома с титановой связкой, полученные взрывом, сохраняют неизменным свой фазовый состав и не окисляются до температуры 600 °С.

2. Химическое взаимодействие фазовых составляющих твердых сплавов карбида хрома с титаном между собой и с окислительной внешней средой начинается при температурах от 650 °С и определяется диффузией элементов внедрения: углерода и поглощенного из внешней среды кислорода. При этом диффузионное перемещение хрома и титана в объеме сплава практически отсутствует. В результате химического взаимодействия исходный термодинамически неравновесный фазовый состав сплавов ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и Ti) заменяется равновесным ( $\text{TiC}_{0,6}\text{O}_{0,7}$

и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ), а на поверхности образцов образуются однофазные слои, являющиеся результатом окисления сплава.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Основы технологии получения износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Цветная металлургия. – 2018.
2. Закономерности формирования твердых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 32–37.
3. Строение границ в композиционных материалах, полученных с использованием взрывного нагружения / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. В. Крохалев, Б. А. Гринберг // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114. – № 11. – С. 1026.
4. Оптимизация составов порошковых твердых сплавов, используемых в подшипниках скольжения, смазываемых водой / А. В. Крохалев, О. А. Авдюк, К. В. Приходьков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. – 2013. – № 5. – С. 42–44.
5. A. V. Krokhaliev, V. O. Kharlamov, V. I. Lysak, S. V. Kuz'min. Friction and wear on hard alloy coatings of the  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -Ti system over silicified graphite in water. Journal of Materials Science. 2017. Vol. 52, Issue 17 (September): 10261–10272.
6. Войтович, Р. Ф. Окисление карбидов и нитридов / Р. Ф. Войтович. – Киев : Наук. думка, 1981. – 192 с.

УДК 669.018.298.3:620.186.14

*Д. В. Руцкий<sup>1</sup>, Н. А. Зюбан<sup>1</sup>, М. Ю. Чубуков<sup>2</sup>, Д. П. Усков<sup>2</sup>,  
В. Ф. Петрова<sup>1</sup>, М. В. Кириличев<sup>1</sup>*

**ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА СВОЙСТВА ТРУБ  
ИЗ СТАЛЕЙ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ К48-К52**

<sup>1</sup> Волгоградский государственный технический университет

<sup>2</sup> АО «Волжский трубный завод»

e-mail: tecmat@vstu.ru<sup>1</sup>; UskovDP@vtz.ru<sup>2</sup>, ChubukovMYu@vtz.ru<sup>2</sup>

В работе проведены исследования причин снижения ударной вязкости металла нефтегазопроводных труб из сталей 13ХФА и 20А, во время проведения испытаний при  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . С помощью методов оптической и электронной микроскопии проведены оценка загрязненности и идентификация неметаллических включений, а также выявлены особенности строения микроструктуры после окончательной термической обработки (закалка  $\text{Ac}_3+30-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  + высокий отпуск  $\text{Ac}_1-50-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) ударных образцов с вязким и хрупким изломами. Исследованием установлено, что ударные образцы, имеющие повышенную долю хрупкой составляющей в изломах, имеют более высокую загрязненность стали неметаллическими включениями, преимущественно оксидными, которые состоят из алюмината кальция типа  $(x\text{CaO}\cdot y\text{Al}_2\text{O}_3)$  и алюмомагниевого шпинели  $(\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3)$  – КАНВ 1 типа. Оксисульфидные включения представлены неметаллическими включениями, содержащими в основе сложное оксидное ядро с сульфидной оболочкой из  $(\text{CaS})$  – КАНВ 2 типа. Показано, что количество неметаллических включений в хрупких изломах ударных образцов превосходит этот показатель в вязких изломах. Это объясняется образованием зон растяжения и сжатия металла вокруг неметаллических включений, в том числе КАНВ, провоцирующих хрупкое разрушение. Исследование микроструктуры труб показало, что после закалки  $\text{Ac}_3+30-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  и отпуска при  $\text{Ac}_1-50-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 20 мин в сравниваемых образцах, как с вязким, так и хрупким изломами, сохраняется направленность в расположении карбидной фазы, что при большей загрязненности неметаллическими включениями сталеплавильного происхождения приводит к снижению пластичности стали при отрицательных температурах.

*Ключевые слова:* низколегированные трубные стали, неметаллические включения, сканирующая электронная микроскопия, нефтегазопроводные трубы, ударная вязкость, хрупкий излом, вязкий излом, микроструктура.

*D. V. Rutskiĭ<sup>1</sup>, N. A. Zyuban<sup>1</sup>, M. Yu. Chubukov<sup>2</sup>, D. P. Uskov<sup>2</sup>,  
V. F. Petrova<sup>1</sup>, M. V. Kirilichev<sup>1</sup>*

**INFLUENCE OF NON METALLIC INCLUSIONS ON THE PROPERTIES  
PIPES FROM STEELS OF THE K48-K52 STRENGTH CATEGORY**

<sup>1</sup> Volgograd State Technical University

<sup>2</sup> JSC "Volzhsky pipe plant"

In this study, the causes of the reduction in impact strength of the metal of oil and gas pipelines from 13ХФА and 20А steels during testing at  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  were carried out. Using the methods of optical and electron microscopy, the assessment of contamination and identification of non-metallic inclusions, as well as the structural features of the microstructure after heat treatment ( $\text{Ac}_3$  hardening +  $30-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  + high  $\text{Ac}_1-50-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  tempering) of shock fracture samples. It has been established that impact samples containing an increased proportion of fragile components in the composition of compounds have a low content in non-metallic inclusions, in which low-oxide components are present, which consist of aluminates calcium  $(x\text{CaO}\cdot y\text{Al}_2\text{O}_3)$  and aluminum-magnesium spinel  $(\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3)$  - corrosive non-metal inclusions of 1 type. Oxysulfide inclusions are represented by non-metallic inclusions in the base containing a complex oxide core with a sulfide  $(\text{CaS})$  sheath - corrosive non-metal inclusions of 2 type. It is shown that the number of nonmetallic inclusions in brittle fracture test of impact samples exceeds this indicator in viscous fractures. It is explained by formation of zones of stretching and compression of metal around nonmetallic inclusions, including corrosive non-metal inclusions leading to fragile destruction. A study of the microstructure of the pipes showed that after quenching  $\text{Ac}_3 + 30-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  and tempering at  $\text{Ac}_1-50-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  for 20 minutes in comparable samples, both with viscous and brittle fractures, the directionality in the location of the carbide phase is maintained, which with greater contamination of non-metallic inclusions of steel-smelting origin, leads to a decrease in the ductility of steel at negative temperatures.

*Key words:* low alloyed tube steels, non-metallic inclusions, scanning electron microscopy, oil and gas pipelines, impact strength, brittle fracture, viscous fracture, microstructure.

В последние годы в связи с освоением северных территорий проблема хладостойкости трубных сталей приобрела особую актуальность. Надежность эксплуатации труб зависит в первую очередь от чистоты металла по вредным примесям, неметаллическим включениям. Для достижения необходимого уровня механических свойств кроме трубы эксплуатируемые в условиях низких температур должны обладать высокой вязкостью при одновременно высокой прочности, что достигается не только чистотой стали по примесям неметаллическим включениям, но и заданной микроструктурой, которую обеспечивает окончательная термическая обработка. Существующие способы внепечной обработки стали [1–3] позволяют получать достаточно низкую загрязненность стали неметаллическими включениями, при этом содержание неметаллических включений в конструкционных сталях не превышает 0,1–0,3 % об. Низкая загрязненность стали неметаллическими включениями, оказывает существенное влияние на комплекс физико-механических свойств стали такие как: коррозионная стойкость, ударная вязкость и склонность к хрупкому разрушению [5–10]. Для улучшения вязкопластичных характеристик металла труб, проводят термическую обработку заключающуюся в или закалке из аустенитного состоя-

ния и из межкритического интервала температур с последующим высоким отпуском [11, 12], задача которой получить минимальное охрупчивание сталей при отрицательных температурах.

Объектом исследования являлись образцы, полученные после проведения механических испытаний проб, отобранных от нефтегазопроводных труб:

1. Сталь 13ХФА труба Ø 406 мм толщина стенки 12 мм.

2. Сталь 13ХФА труба Ø 273 мм толщина стенки 13 мм.

3. Сталь 20А труба Ø 426 мм толщина стенки 9 мм.

Производство труб и оценка качества металла осуществлялись согласно ТУ 14-ЗР-124-2012 для обеспечения категорий прочности К48-К52 (предел прочности  $\sigma_b \geq 510$  МПа; предел текучести  $\sigma_t$  372-530 МПа; относительное удлинение  $\delta \geq 25$  %; ударная вязкость  $KCV^{-50} \geq 98$  Дж/см<sup>2</sup>; доля вязкой составляющей  $\geq 50$  %), химический состав металла труб из исследуемых сталей приведен в табл. 1. Для достижения требуемого комплекса механических свойств, трубы подвергались термической обработке: нагрев до 900 °С, выдержка 14 мин, охлаждение в воде, отпуск при 675 °С выдержка 28 мин, охлаждение на воздухе.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Содержание элементов, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ca
20А	0,18	0,23	0,37	0,011	0,002	0,18	0,12	0,20	0,02	0,035	0,03	0,002
13ХФА	0,12	0,25	0,49	0,005	0,002	0,54	0,10	0,15	0,01	0,04	0,03	0,003
	0,12	0,25	0,49	0,010	0,002	0,53	0,14	0,22	0,02	0,04	0,03	0,003

Идентификацию неметаллических включений проводили с помощью методов оптической МЕТАМ ЛВ41 и электронной микроскопии FEI Versa 3D на нетравленных шлифах. Микроструктуру сталей выявляли травлением в 4 % растворе HNO<sub>3</sub>. С использованием оптического микроскопа МСП-2 и графического редактора AdobePhotoshop 6.0. была проведена оценка вязкой составляющей, посчитаны площади, занимаемые вязкой и хрупкой составляющими на поверхности излома.

Для проведения фрактографических исследований с использованием электронного сканирующего микроскопа «Versa 3D» были ото-

браны четыре ударных образца: № 15, № 14 (сталь 13ХФА) и № 10, № 11 (сталь 20А) (см. табл. 2).

С целью выявления причин снижения ударной вязкости, в ударных образцах, соответствующих удовлетворительным и неудовлетворительным показателям значений ударной вязкости, проведены исследования по идентификации и оценке загрязненности образцов неметаллическими включениями, а также особенностей строения микроструктуры. Оценку загрязненности неметаллическими включениями проводили по ГОСТ 1778-70 метод П [17]. Оценку загрязненности КАНВ проводили со-



гласно методике НИФХИ им. Л. Я. Карпова и ОАО «Северсталь» от 2011 г. [18].

Результаты расчета количества вязкой составляющей в изломах, приведены в табл. 2. Подсчет вязкой составляющей показал, что в образцах, имеющих низкие значения ударной

вязкости, количество хрупкой составляющей в изломе изменяется в пределах от 81 до 93 %. В образцах имеющих удовлетворительные значения ударной вязкости количество вязкой составляющей достигает 67 %, при этом количество хрупкой составляющей не превышает 44 %.

Таблица 2

Результаты расчета количества вязкой и хрупкой составляющих

Номер образца	Ударная вязкость KCV <sup>-50</sup> , Дж/см <sup>2</sup>	Марка стали	Тип излома	Количество составляющих, %	
				вязкая	хрупкая
10	25,7	20А	Хрупкий	16	84
11	258,0	20А	Вязкий	64	36
15	34,9	13ХФА	Хрупкий	19	81
14	331,6	13ХФА	Вязкий	59	41
4	31,9	13ХФА	Хрупкий	8	92
1	356,6	13ХФА	Вязкий	63	37
6	19,5	13ХФА	Хрупкий	9	91
8	129,4	13ХФА	Вязкий	67	33

Идентификация и подсчет загрязненности неметаллическими включениями в ударных образцах с вязким и хрупким изломами из сталей 13ХФА и 20А показала, что основным видом неметаллических включений являются оксидные, оксисульфидные, сульфидные неметаллические включения, а также нитриды. Количество оксидных неметаллических включений в среднем во всех исследуемых образцах составляет 0,0897 % об (92–95 %) от общего количества неметаллических включений, содержание оксисульфидных включений находится в пределах 0,0050 % об. (4–6 %), нитридные и сульфидные включения не более 0,0006 % об. (не более 1,0 %). Большая часть неметаллических включений (около 70 %), имеют размер 0,5–3,0 мкм. Встречаются единичные оксидные включения размером 10,7 мкм доля которых не превышает 2 % от общего количества неметаллических включений.

Неметаллические включения имеют сложный химический состав и представлены следующими типами включений (см. рис. 1, табл. 3):

1) алюминаты кальция типа ( $x\text{CaO}\cdot y\text{Al}_2\text{O}_3$ ) в основе содержащие алюмомагнезиальную шпинель ( $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ ), содержат до 15–23 % ( $\text{MgO}$ ) (см. рис. 1а,б, табл. 4), данный тип неметаллических включений можно отнести к первичному типу неметаллических включений, образующихся на стадии внепечной обработки. Согласно работ, проведенных авторами [4, 16,

18–21], данный тип неметаллических включений можно отнести к КАНВ 1 типа;

2) оксисульфидные неметаллические включения имеют сложный химический состав. Установлено, что оксисульфидные включения в основе содержат алюмомагнезиальную шпинель ( $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ ) и алюминаты кальция типа ( $x\text{CaO}\cdot y\text{Al}_2\text{O}_3$ ) (см. рис. 1, в, г, табл. 4). Оксидные включения (см. рис. 1, а, б, табл. 4), не удалившиеся при внепечной обработке, при затвердевании выполняют роль центров кристаллизации для последовательного выделения сульфидов кальция ( $\text{CaS}$ ). Данный тип неметаллических включений можно отнести к включениям, выделившимся в стали на стадии затвердевания, в результате изменения растворимости серы при понижении температуры металлического расплава. Данный тип неметаллических включений можно отнести к КАНВ 2 типа;

3) сульфидные неметаллические включения, представлены простыми включениями, расположенными, как правило, по границам первичного зерна и имеющими вытянутую или глобулярную форму (см. рис. 1, в, табл. 3). Сульфиды в большинстве своем представлены соединением ( $\text{CaS}$ ).

4) нитридные неметаллические включения, представлены нитридами титана и циркония ( $\text{Ti}$ ,  $\text{ZrN}$ ) (см. рис. 1, г, д, табл. 3). Они имеют неправильную остроугольную форму. Нитриды могут иметь и более сложный состав, в основе

содержат алюмомагнелиевую шпинель, образовавшуюся на стадии выпечной обработки, ко-

торая играет роль центров кристаллизации для выделения нитридов (Ti,Zr)N.

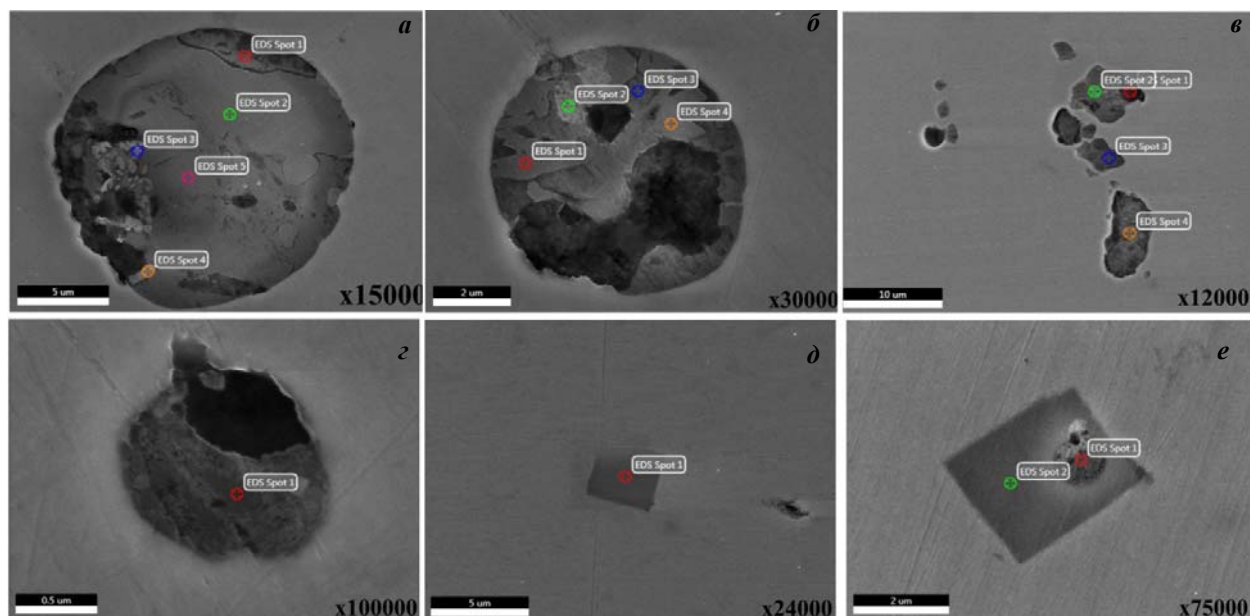


Рис. 1. Результаты EDS неметаллических включений (FEI Versa 3D):  
 а – оксид, сталь 13ХФА; б – оксид, сталь 20А; в – оксисульфид и сульфид, сталь 13ХФА;  
 г – оксисульфид, сталь 20А; д – нитрид, сталь 20А; е – нитрид, сталь 13ХФА

Анализ влияния на пластичность стали при отрицательных температурах неметаллических включений (см. рис. 2) показал, что увеличение загрязненности оксидными, сульфидными и оксисульфидными включениями приводит к снижению пластичности стали. При меньшей общей загрязненности сульфидными неметаллическими включениями (0,0006 % об.), увеличение их количества приводит к снижению пластичности,

что связано с их расположением преимущественно по границам первичного аустенитного зерна и как следствие снижению пластических свойств стали. Идентификация оксидных и оксисульфидных неметаллических включений согласно методике НИФХИ им. Л. Я. Карпова и ОАО «Северсталь» [18] показала, что эти включения можно отнести к КАНВ, что подтверждается результатами EDS анализа (см. рис. 1, табл. 3).

Таблица 3

#### Химический состав неметаллических включений

Точка анализа	O	S	Mg	Al	Si	Ca	N	Zr	Ti	Fe
	Содержание элементов, % вес									
(см. рис. 1, а)										
Spot 1	34,05	-	0,39	18,18	0,97	44,58	-	-	-	ост.
Spot 2	35,09	-	2,64	25,46	0,71	36,10	-	-	-	-
Spot 3	38,17	-	23,26	11,89	0,72	25,66	-	-	-	-
Spot 4	37,65	3,9	16,31	10,69	0,92	28,57	-	-	-	ост.
Spot 5	33,06	-	0,54	18,62	0,74	45,83	-	-	-	ост.
(см. рис. 1, б)										
Spot 1	33,92	0,7	2,40	22,22	0,62	36,08	-	-	-	ост.
Spot 2	40,79	-	2,71	10,83	0,35	23,60	-	-	-	ост.
Spot 3	34,32	0,29	1,48	21,41	0,36	37,55	-	-	-	ост.
Spot 4	35,81	1,35		18,75	0,58	39,67	-	-	-	ост.

Окончание табл. 3

Точка анализа	O	S	Mg	Al	Si	Ca	N	Zr	Ti	Fe
	Содержание элементов, % вес									
(см. рис. 1, в)										
Spot 1	25,71	15,76	0,77	2,71	15,76	36,20	-	-	-	ост.
Spot 2	33,37	-	17,94	15,05	0,36	27,26	-	-	-	ост.
Spot 3	32,08	-	0,61	15,59	0,28	43,65	-	-	-	ост.
Spot 4	-	14,55	-	-	0,2	13,52	-	-	-	ост.
(см. рис. 1, г)										
Spot 1	13,74	3,9	2,64	12,62	-	12,79	-	-	-	ост.
(см. рис. 1, д)										
Spot 1	-	-	-	-	-	-	20,18	5,37	50,14	ост.
(см. рис. 1, е)										
Spot 1	9,35	12,78	8,7	-	-	15,23	-	-	9,03	ост.
Spot 2	-	-	-	-	-	-	18,94	4,89	60,40	ост.

Автором в работе [13] показано, что вблизи включений происходит концентрация напряжений, в результате чего вокруг этих частиц образуются области сосредоточенной пластической деформации. Установлено [14], что в стали зарождение трещин независимо от степени дисперсности структуры и соотношения между ферритом и перлитом в 80–100 % случаев происходит у неметаллических включений. При этом эффективность воздействия неметаллических включений зависит не только от их количества, но и от характера их распределения, структурного состояния, формы и размера [13]. Так, например, коррозионноактивные неметаллические включения (КАНВ) наряду с ускорением коррозионного разрушения стали труб нефтегазового сортамента могут влиять на ее механические свойства.

Механизм активации КАНВ, подразумевающий их взаимодействие с водой и последующим образованием продуктов реакции – гидратов, связан с увеличением объемов включений, что создает растягивающие напряжения в окружающем металле и как следствие может провоцировать хрупкое разрушение [15, 16]. Исходя из этого следует, что контроль неметаллических включений в хладостойких сталях может стать решением проблемы снижения их вязкопластических свойств.

Загрязненность нитридными неметаллическими включениями не оказывает влияния на пластичность стали при отрицательных температурах (см. рис. 2), что вызвано их минимальной загрязненностью 0,0006 % об. от общей загрязненности всеми типами неметаллических включений.

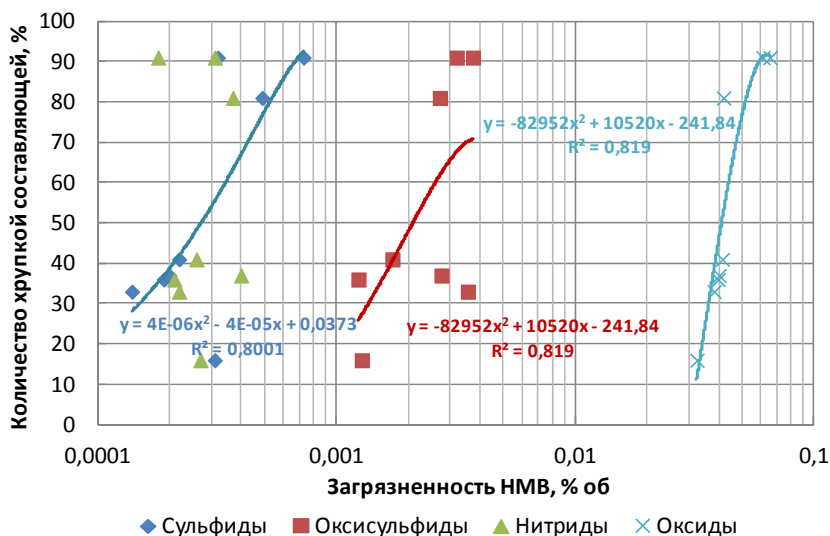
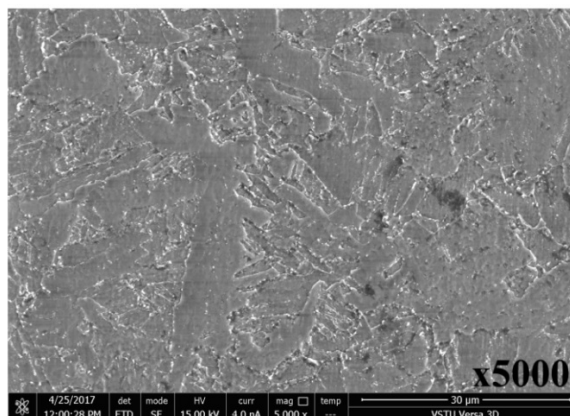


Рис. 2. Влияние загрязненности неметаллическими включениями на пластичность исследуемых сталей при отрицательных температурах

Оценка микроструктуры ударных образцов с вязким и хрупким изломами показала, что их микроструктура идентичная и представляет собой сорбит отпуска, что подтверждается значениями микротвердости структурных составляющих которые находятся на одном уровне



и составляют 117 и 123 кг/мм<sup>2</sup> соответственно. При этом в сравниваемых образцах, как с вязким, так и хрупким изломами, сохраняется направленность в расположении карбидной фазы (см. рис. 3).

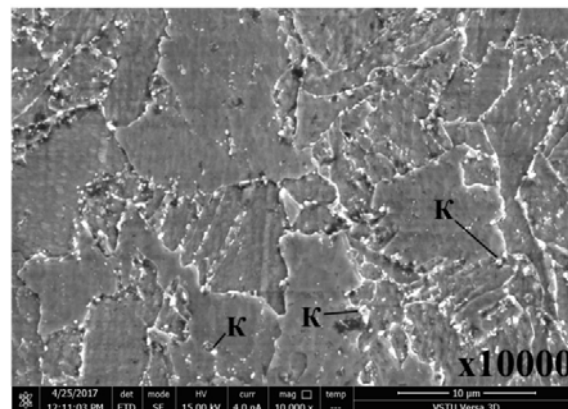


Рис. 3. Микроструктура трубы из стали 13ХФА после закалки и высокого отпуска

Существующая термическая обработка (закалка 910 °С из аустенитного состояния и проведение отпуска при 675 °С в течение 20 мин) не позволяет получить равновесную структуру сорбита отпуска с равномерно распределенными сфероидизированными карбидами по сечению трубы, что при большей загрязненности неметаллическими включениями сталеплавильного происхождения приводит к снижению пластичности стали при отрицательных температурах.

#### Выводы

Исследование загрязненности стали ударных образцов из нефтегазопроводных труб выявило наличие оксидных, сульфидных, оксисульфидных и нитридных неметаллических включений, при этом преобладающим видом неметаллических включений являются оксидные включения.

Идентификация включений показала, что оксидные включения имеют сложный химический состав, с входящими в них алюминатом кальция типа ( $x\text{CaO}\cdot y\text{Al}_2\text{O}_3$ ) и алюмомагниево-шпинелью ( $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ ), при этом их можно отнести к КАНВ 1 типа. Оксисульфидные неметаллические включения представлены неметаллическими включениями, в основе содержащими сложное оксидное ядро с сульфидной оболочкой из ( $\text{CaS}$ ); они относятся к КАНВ 2 типа.

Наличие повышенного содержания оксидных неметаллических включений, идентифицируемых как КАНВ 1 и 2 типа, в образцах с хрупким изломом является стимулирующим факто-

ром, приводящим к снижению уровня ударной вязкости. Вследствие этого возможны концентрация напряжений, а также образование вокруг КАНВ зон растяжения и сжатия металла, в результате их гидратации (как следствие, вокруг этих частиц образуются области сосредоточенной пластической деформации, приводящие к увеличению хрупкости стали при отрицательных температурах).

Оценка микроструктуры показала, что после проведения применяемой термической обработки (закалка  $\text{Ac}_3+30-50$  °С + высокий отпуск  $\text{Ac}_1+50-80$  °С) микроструктура представляет собой сорбит отпуска с направленным расположением карбидной фазы.

Наличие неметаллических включений и направленной структуры после проведения испытаний при отрицательной температуре ( $-50$  °С) приводит к получению в ударных образцах большой доли хрупкой составляющей и, как следствие, падению значений ударной вязкости.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорович, К. В. Анализ процессов внепечной обработки углеродистых сталей / К. В. Григорович, А. К. Гарбер // Перспективные материалы. – 2011. – № 13. – С. 13–25.
2. Investigation on nonmetallic inclusions in ultra-low oxygen special steels / Li, J.Z., Jiang, M., He, X.F. et al // ММТВ (2016), 47, pp 2386–2399.
3. Дюдкин, Д. А. Современная технология производства стали / Д. А. Дюдкин, В. В. Кисиленко. – М.: Тепло-техник, 2007. – 528 с.



4. Неметаллические включения в низколегированной трубной стали / А. В. Дуб [и др.] // *Металлург.* – 2005. – № 4. – С. 67–73.
5. Морозова, Т. В. Влияние технологии производства стали на однородность структуры и загрязненность неметаллическими включениями с целью повышения надежности магистральных трубопроводов : дис. ... канд. техн. наук / Т. В. Морозова. – М : ЦНИИТМАШ, 2012. – 154 с.
6. 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.
7. Влияние неметаллических включений и примесей на свойства, качественные характеристики круглого проката из специальных легированных сталей / А. И. Зайцев [и др.] // *Металлург.* – 2017. – № 8. – С. 69–74.
8. Влияние неметаллических включений на коррозионную стойкость углеродистых углеродистых низколегированных сталей для нефтепромысловых трубопроводов / И. Г. Родионова [и др.] // *Сталь.* – 2017. – № 10. – С. 41–48.
9. Григорович, К. В. Исследование структуры и металлургического качества рельсовых сталей различных производителей / К. В. Григорович // *Металлы.* – 2006. – № 5. – С. 1–16.
10. 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*, P. 443–448.
11. Закономерности структурообразования при термической обработке нефтепромысловых труб повышенной эксплуатационной надежности из стали 13ХФА / С. В. Великов [и др.] // *Сталь.* – 2013. – № 3. – С. 62–65.
12. Маковецкий, А. Н. Особенности проявления отпускной хрупкости у стали 13ХФА с низким содержанием фосфора, закаленной из межкритического интервала температур / А. Н. Маковецкий, Д. А. Мирзаев // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия».* – 2013. – Т. 13. – № 2. – С. 103–110.
13. Солнцев, Ю. П. Хладостойкие стали и сплавы : Учебник для вузов / Ю. П. Солнцев. – СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. – 480 с.
14. Волчок, И. П. Сопротивление разрушению стали и чугуна / И. П. Волчок. – М. : Металлургия, 1993. – 192 с.
15. Модель распределения растягивающих и сжимающих напряжений в металле вокруг кальцийсодержащих неметаллических включений в водных средах / Г. И. Котельников [и др.] // *Известия Высших Учебных Заведений. Черная Металлургия.* – 2014. – № 3. – С. 10–16.
16. Коррозионно-активные неметаллические включения в углеродистых и низколегированных сталях : сб. тр. науч.-практ. семинара / А. И. Зайцев [и др.]. – М. : Металлургия, 2005. – С. 37–51.
17. ГОСТ 1778-79 Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. – Взамен ГОСТ 1778-62 ; введ. 01.01.72. – М. : Стандартиформ, 2011. – 25 с.
18. Методика оценки степени загрязненности стали коррозионно-активными неметаллическими включениями. НИФХИ им. Л. Я. Карпова ОАО «Северсталь», 2004. – 2 с.
19. К вопросу о составе и свойствах коррозионно-активных неметаллических включений в трубных сталях, механизмах влияния на коррозию // *Коррозионно-активные неметаллические включения в углеродистых и низколегированных сталях : сб. тр. / И. Г. Родионова [и др.].* – М. : Металлургиздат, 2005. – С. 15–36.
20. Новые типы неблагоприятных неметаллических включений на основе MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и металлургические факторы, определяющие их содержание в металле. Ч. I / А. И. Зайцев [и др.] // *Металлург.* – 2011. – № 2. – С. 50–55.
21. Новые типы неблагоприятных неметаллических включений на основе MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и металлургические факторы, определяющие их содержание в металле. Ч. II / А. И. Зайцев [и др.] // *Металлург.* – 2011. – № 3. – С. 28–33.

УДК 669.13.62

*Л. В. Палаткина, Д. Н. Гурулев*

### МЕТОДИКА ИЗУЧЕНИЯ РОЛИ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ В СОПРОТИВЛЕНИИ СЕРОГО ЧУГУНА РАСТЯЖЕНИЮ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: lv.palatkina@yandex.ru

Предложена методика исследования разрывных образцов, позволяющая анализировать сопротивляемость элементов структуры чугуна распространению трещин отрыва.

*Ключевые слова:* серый чугун, первичная структура модельная реконструкция магистральной трещины, прочность.

*L. V. Palatkina, D. N. Gurulev*

### THE METHODOLOGY FOR THE STUDY OF THE ROLE OF THE PRIMARY STRUCTURE IN THE RESISTANCE OF GRAY CAST IRON TENSILE

Volgograd State Technical University

The technique of research of explosive samples, allowing to analyze the resistance of the elements of the structure of cast iron to the propagation of cracks separation.

*Keywords:* grey cast iron, primary structure model reconstruction of the main crack, strength.

Результаты многочисленных исследований серого чугуна [1–4] свидетельствуют о том, что вторичная структура этого конструкционного материала очень плохо коррелирует с его прочностными свойствами. В то же время первичная структура серого чугуна несмотря на ее несомненную значимость, не имеет какой-либо регламентной базы и в практике производства не оговорена нормативно-технической документацией.

В полной мере это относится и к фратографическим исследованиям чугунных отливок, поверхности разрушения у которых имеют специфический вид, практически исключающий возможность распространения на них идентификационных признаков, предусмотренных атласом фратографии стальных изделий.

В настоящей работе для серого чугуна предпринята попытка на основе модельной реконструкции траектории магистральной трещины [5, 6] и композиционном подходе к взаимосвязи механических свойств и структуры [7–8] оценить и зафиксировать визуально участие дендритных кристаллов и ячеек эвтектики в работе разрушения.

Для исследования использовали стандартные разрывные образцы серого перлитного чу-

гуна с пластинчатым графитом марок от СЧ 15 до СЧ 35, выплавленных по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха. Общая база отобранных для исследования образцов включала порядка 40 плавок чугуна.

Химический состав чугунов, приведенный ниже в таблице, соответствовал рекомендациям ГОСТ 1412-85 [7] при этом теоретическая степень эвтектичности изменялась в пределах от 0,82 до 1,0.

Химический состав исследуемых чугунов

Содержание элементов, % масс				
C	Mn	Si	Не более	
			S	P
2,98–3,47	0,75–1,05	1,75–2,85	0,10	0,14

На образцах испытанием в зоне предполагаемого разрушения наносили несколько тонких рисок, позволяющих после разрушения правильно состыковать по поверхностям разрушения оба фрагмента. После испытаний каждую часть разрушенного образца укорачивали до 8–10 мм, со стороны поверхности разрушения, предохраняя излом от повреждения (рис. 1).

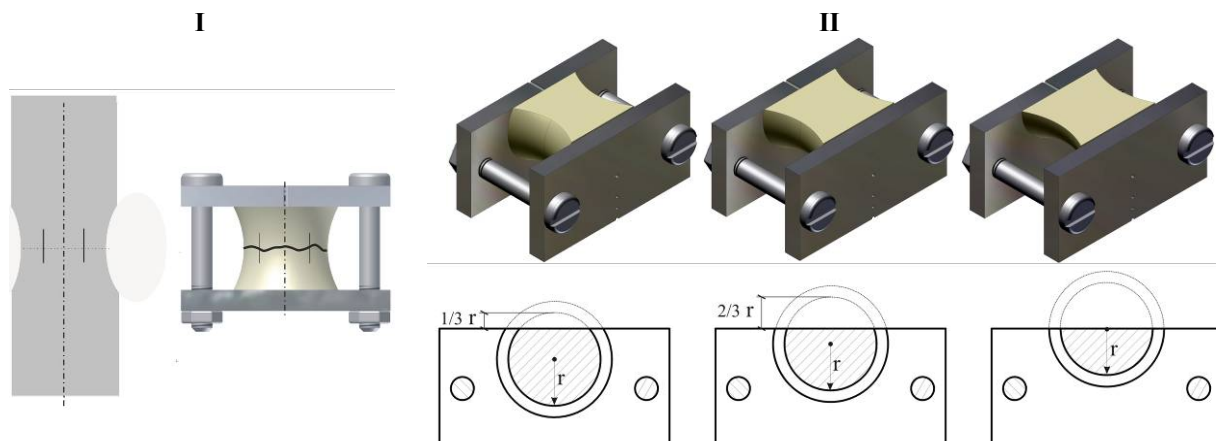


Рис. 1. Модельная реконструкция траектории магистральной трещины. Этапы подготовки к исследованию: I – нанесение рисок до испытания и состыковка разрушенных фрагментов; II – последовательная шлифовка

Перед состыковкой образцов изломы изучали в косом освещении, позволяющем наиболее наглядно фиксировать характерные признаки рельефа, делая более контрастными рубцы различной ориентации (параллельные пересекающие всю поверхность излома от края до края, либо радиальные рубцы исходящих из центральной зоны образца).

Перемещением образца под бинокулярной лупой добивались наиболее четкого изображе-

ния рельефа поверхности, который фотографировали цифровым фотоаппаратом. На отрезанных штабиках со стороны реза или, на торце, отмечали преимущественное направление рубцов в поверхностях разрушения для последующей ориентации плоскости шлифа. Так как полагали что по направлению рубцов, наблюдаемых на стальных изломах, можно определить направление распространения разрушения. Также они могут представлять собой траекто-

рию единой трещины, меняющей ориентировку в процессе разрушения, или, возможно, образование этих неровностей на поверхностях разрушения является, следствием образования излома путем слияния многих трещин в единую и дальнейшего распространение трещины по определенным образом меняющийся траектории.

Далее поверхность изломов покрывали циакриновым клеем и, совмещая по рискам, нанесенным до испытания, плотно соединяли обе части образца, сдавливая их в тисках и оставляя в таком положении до затвердевания, склеенных таким образом обеих половинок. Склеенный по поверхностям разрушения, образец зажимали в струбцину и готовили макрошлиф в каждом из последовательно сошлифованных

через 1–1,5 мм сечениях параллельных оси и нормальных к поверхности отрыва, первоначально вдоль зафиксированного направления рубцов, а затем поперек. Что в дальнейшем позволяло мотивированно устанавливать направление распространения магистральной трещины.

Так изучение траектории магистральной трещины, в последовательно перешлифованных сечениях склеенных половинок образцов, показало, что в плоскостях шлифов, совпадающих с направлением параллельных рубцов, все ответвления от магистральной трещины имеют одинаковую направленность (рис. 2). Что свидетельствует об одностороннем продвижении фронта трещины отрыва от очага разрушения, расположенного на поверхности.

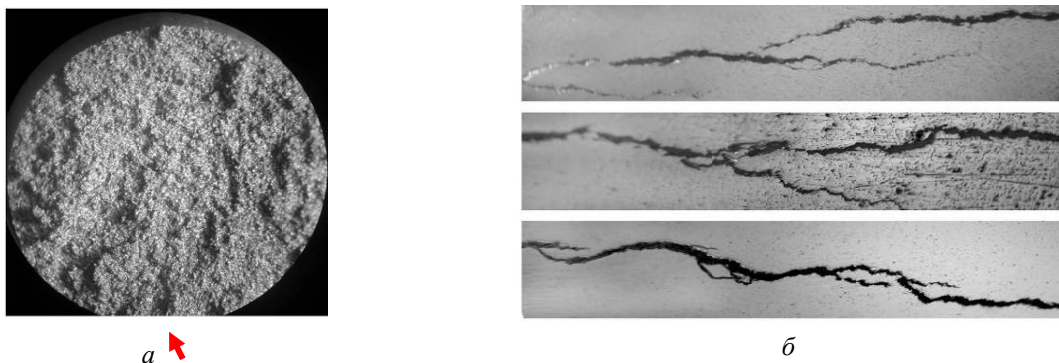


Рис. 2. Поверхность разрушения с параллельными рубцами (а) и фрагменты траектории трещины в сечениях, совпадающих с направлением рубцов (б),  $\times 4$ . Стрелкой показан очаг разрушения

На рис. 3, б трещина перемещалась слева направо, т. е. с внешней стороны угла разветвления. Было установлено также, что ортогональ-

ное, по отношению к рубцам, положение плоскости шлифа изменяет однонаправленное расположение ответвлений на хаотичное (рис. 3).

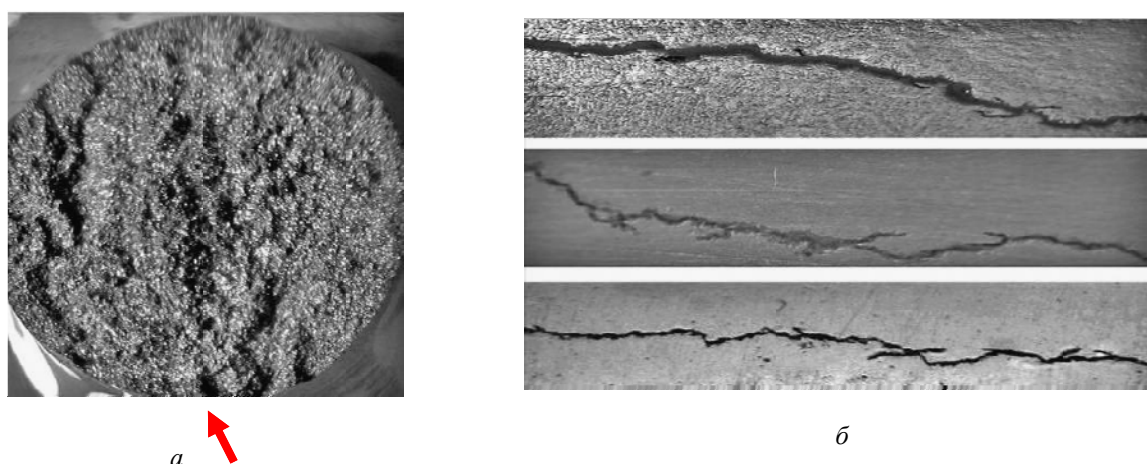


Рис. 3. Поверхность разрушения (а)  $\times 2,5$  и фрагменты траектории трещины в сечениях, перпендикулярных направлению рубцов (б),  $\times 4$ . Стрелкой показан очаг разрушения

Изменение ориентации ответвлений свидетельствует не о разных очагах разрушения, но характеризует способность фронта трещины, рас-

пространяющейся нормально к плоскости чертежа сверху вниз (рис. 3, б), «подрывать» края у рубцов, сформированных самим фронтом тре-

щины. Перешлифовка образца с поворотом плоскости шлифа примерно на  $90^\circ$ , т. е. параллельно рубцам, вновь «выстраивает» все ответвления от магистральной трещины острыми углами в направлении действительного очага разрушения.

При радиальном расположении рубцов в изломе положение плоскости шлифа не имеет значения, так как во всех сечениях ответвления

от магистральной трещины оказываются направленными острыми углами к очагу разрушения, расположенному в центре (рис. 4). Из рис. 4 следует, что по мере приближения плоскости шлифа к центру розетки, ответвления от трещины сближаются, и фактически сходятся в центре, определяя тем самым положение очага разрушения.

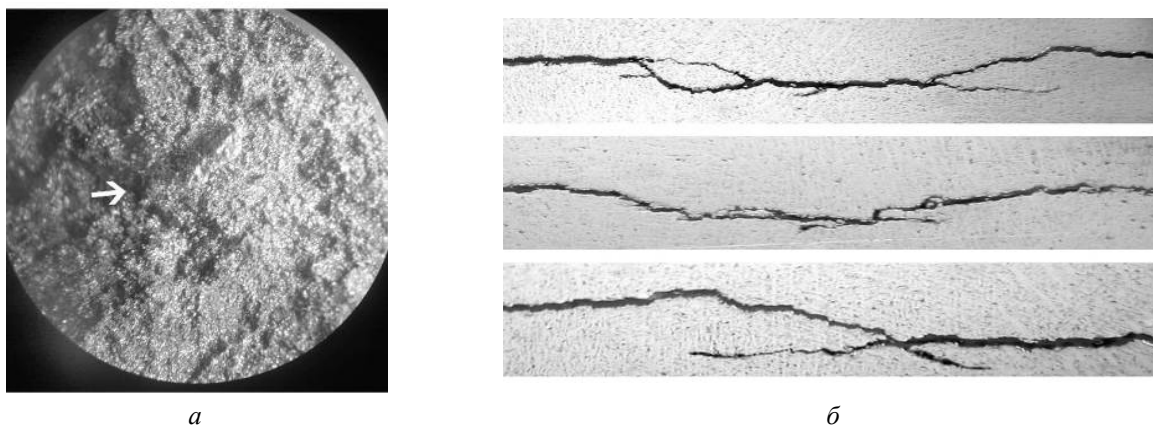


Рис. 4. Поверхность разрушения с радиальным расположением рубцов (а),  $\times 2,5$  и фрагменты траектории трещины в сечениях, приближающихся к очагу разрушения (б),  $\times 4$ . Стрелкой показан очаг разрушения

Степень участия элементов первичной структуры чугуна в работе разрушения в каждом состыкованном образце изучали металлографическим методом в нескольких последовательно перешлифованных сечениях, нормальных к поверхности отрыва. В каждом образце анализировали не менее пяти сечений, протравленных вначале на дендритную, а затем на эвтектическую структуры. Результаты усреднялись по всем пяти сечениям для каждого образца. Дендритные кристаллы первичного аустенита выявлялись с помощью кратковременного (6–10 с) травления в смеси борной (10–30 г) и серной (объем 100 мл) кислот, чередующегося с промывкой шлифа в проточной воде и его переполнкой. Структура эвтектической кристаллизации для определения дисперсности эвтектических ячеек выявлялась травлением полированных образцов комплексным реактивом состоящим из 3 г –  $\text{CuSO}_4$ , 4 г – пикриновой кислоты,  $20 \text{ см}^3$  – концентрированной соляной кислоты и  $100 \text{ см}^3$  – этилового спирта. Наиболее четко эвтектические ячейки выявлялись после двух- и трехкратного травления и переполнкой образцов.

Заполнение полости трещины клеем исключало затекание в нее травителей и обеспечивало четкие изображения структурных параметров чугуна, пересекаемых трещиной отрыва.

Полагали, что анализ траектории трещины будет более информативен применительно к первичной структуре, чем к вторичной, практически не коррелирующей с прочностными свойствами чугуна. При этом каждый зигзаг траектории представлял интерес тем, что в этом участке разрушение эвтектики отрывом заменялось на разрушение срезом при увеличении разрушающих напряжений практически вдвое. Соответственно, все отклонения, траектории трещины от нормального к оси растяжения, рассматривали как вынужденное огибание наиболее прочных структурных элементов – дендритов. Эти отклонения траектории предварительно оценивали, снимая профилограммы изломов.

Траекторию трещины отрыва анализировали не только с позиции неоднородности первичной структуры, но и в соответствии с модельными представлениями о возникновении зародышевых микротрещин, разбивающих магистральную трещину на ряд участков долома. Все эти экстремальные участки траектории контролировали для выявления в них локальных ослаблений микроструктуры, за счет которых они первыми могли бы достигнуть предельного по прочности состояния.

Являясь дискретными и неориентированными образованиями, дендритные кристаллы

должны воспринимать нагрузку через эвтектическую матрицу посредством напряжений сдвига по поверхности ветвей. При этом сравнительно небольшая часть дендритов разруша-

ется срезом или отрывом, а основная часть дендритных ветвей непосредственно не повреждается, как бы не участвуя в работе разрушения чугуна (рис. 5).

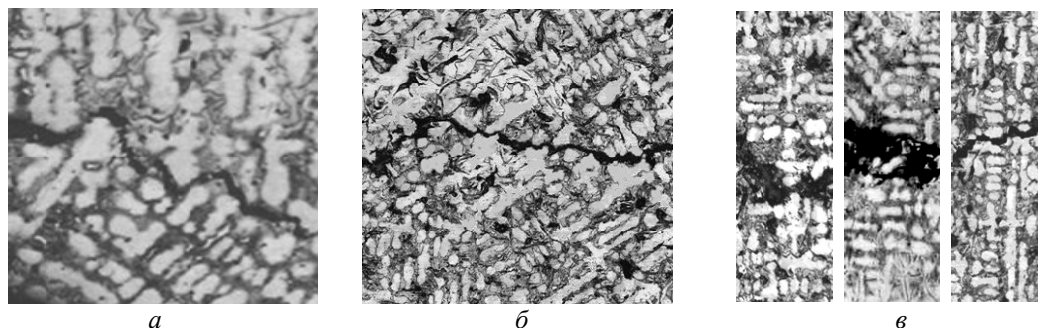


Рис. 5. Характерные виды разрушения дендритной структуры чугуна:

*a* – отслоение эвтектической матрицы от дендритного каркаса,  $\times 100$ ; *b* – разрушение дендритных ветвей срезом  $\times 50$ ; *v* – фрагменты структуры на участке разрушения дендритных ветвей отрывом,  $\times 50$

Как видно из рис. 5, *a*, трещина отрыва обгибает дендритные ветви, отслаивая матрицу от арматуры, т. е. распространяется по пути наименьшего сопротивления. В данном примере хорошо иллюстрируется, что матрица передает нагрузку дендриту посредством нагружения сдвига, но поверх дендритных ветвей.

Это приводит не просто к обгибанию трещиной армирующего дендрита, а в буквальном смысле декорированию дендритных кристаллов трещиной и отслаиванию их от эвтектической матрицы. То есть трещина не смогла разрушить дендрит, она его обогнула, и прошла по пути наименьшего сопротивления – между каркасами, образованными первичными дендритными

ветвями, с затратой минимума энергии на свое распространение.

Результат такого неучастия армирующих кристаллов в работе разрушения наиболее часто можно наблюдать на изломах чугуна. Разрушение в данном случае проходит по направлению дендритных ветвей первого порядка, что позволяет магистральной трещине распространяться, в подавляющем большинстве, между ветвями второго порядка, обгибая их без существенных изменений. Обычно такой характер распространения трещины отрыва в каждом сечении охватывает примерно от 60 до 90 % ее длины, в зависимости от прочности чугуна (рис. 6).

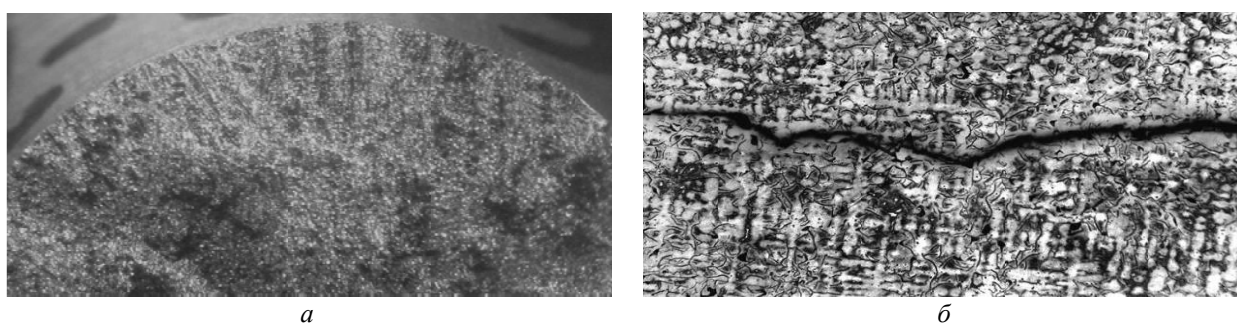


Рис. 6. Декорирование дендритов трещиной отрыва:

*a* – характерный вид излома, световая микроскопия  $\times 10$ ; *b* – распространение магистральной трещины между армирующим каркасом, оптическая микроскопия,  $\times 50$

Подобная траектория магистральной трещины вряд ли может считаться случайной, это вытекает не только из анализа увеличенных фрагментов такого разрушения, но и из общей протяженности таких участков по длине трещины. Чем длиннее дендриты (а с ними межос-

ные промежутки) тем легче путь трещины по полоскам «плохой структуры»). Наличие дендритного узора на поверхности, как правило, проявляется в виде радиальной лучистости либо обнаруживает пакетное строение (рис. 7).



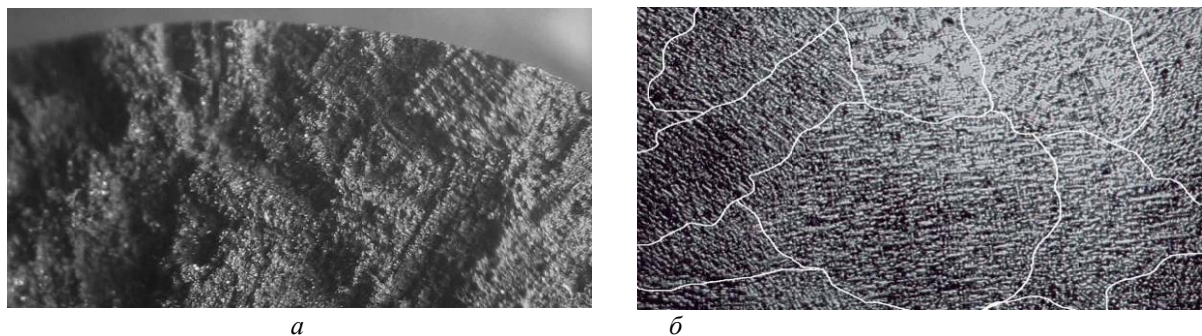


Рис. 7. Пакетное строение дендритов:  
*a* – характерный вид излома, световая микроскопия  $\times 10$ ; *б* – плоскость шлифа,  $\times 50$

Если в первом случае, рис. 7, оно характеризует неучастие дендритов в работе разрушения, что и проявляется в достаточно низких для такого объема упрочняющих волокон значениях временного сопротивления, то во втором, при появлении пакета дендритного кристалла на пути трещины при перпендикулярной его ориентации относительно прилагаемых нагрузок, она затрачивает достаточно большое количество усилий, чтобы его обогнуть, а в лучшем варианте разрушить. На рис. 8 представлен разветвленный дендритный кристалл, разрушенный магистральной трещиной, причем, она достаточно сильно изменяла свою траекторию, проходя между осями пакета, разрушая его с помощью высокоэнергетических механизмов отрыва и среза.

Такое поведение трещины объясняется степенью развитости кристалла, ей было энергетически более выгодно разрушить дендрит отрывом и срезом, нежели искать путь наименьшего сопротивления, огибая его.

Для волокнистых композитов предел прочности при растяжении помимо объемной доли контролируется углом армирования. Теория максимального напряжения и максимальной дефор-

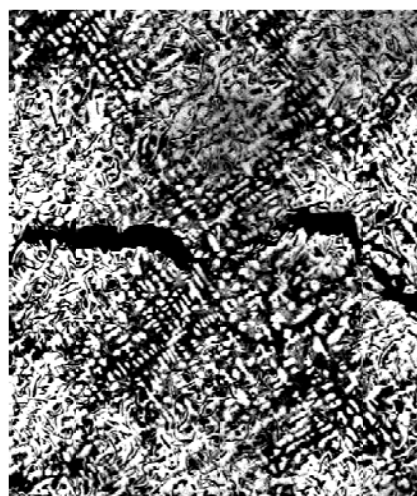
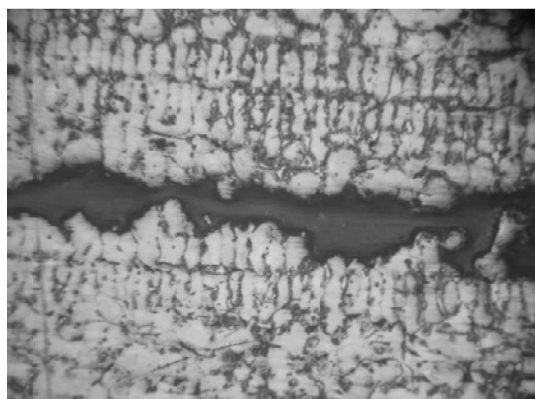


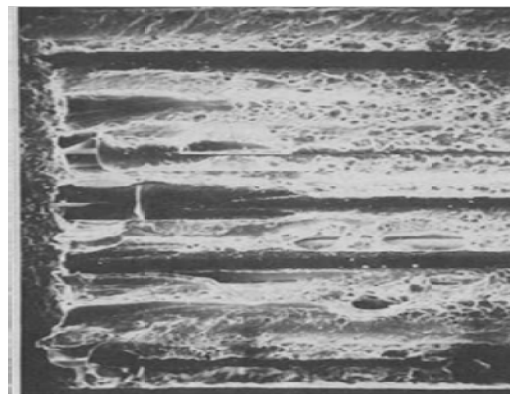
Рис. 8. Траектория магистральной трещины по сильно разветвленному дендритному каркасу (пакету),  $\times 50$

деформации предполагает существование трех, действующих независимо видов разрушения:

- разрушение волокон при растяжении при малых углах армирования;
- разрушение от сдвига матрицы при средних углах армирования;
- разрушение матрицы от растяжения при углах, близких к  $90^\circ$  (рис. 9).



*a*



*б*

Рис. 9. Продольные сечения образцов после испытания на растяжение:  
*a* – серый чугун,  $\times 80$ ; *б* – борные волокна отслоились от алюминиевой матрицы,  $\times 100$

Таким образом, для волокнистых композиций, при приложении растягивающих напряжений поперек волокон, наблюдается та же картина, что и в чугунах. Прочность чугуна, по аналогии с волокнистыми композитами в данном случае должна обеспечиваться прочностью связи между матрицей и волокном и частично прочностью самой матрицы. Для композитов, значение сопротивления на разрыв при приложении напряжений поперек укладки волокон находится в пределах намного ниже прочности матрицы, а в некоторых работах оно приравнивается к прочности пустот, т.е. практически к нулю.

Существенно меньшая протяженность трещины отрыва (от 5 до 15 %) приходится на зоны среза дендритных кристаллов (рис. 5, б) и самая малая протяженность – на зону их отрыва (рис. 5, в). При этом независимо от прочности чугуна и фактической площади излома около 50 % эвтектической матрицы разрушается отрывом, а остальные 50 % вынуждены работать на срез. В разрывных образцах, изготовленных с проточенной шейкой, ограничивающей положение плоскости отрыва, такой характер траектории трещины даже при ее выходе за пределы данного сечения и увеличении поверхности излома как бы предопределяет способность трещины минимизировать фактическую работу разрушения чугуна.

Принятый метод модельной реконструкции траектории магистральной трещины позволял в каждом сечении образцов суммировать протяженность участков структуры, на которых трещина либо разрушала дендритные ветви на отрыв или срез, либо огибала их, выбирая путь наименьшего сопротивления.

Таким образом, модельная реконструкция траектории магистральной трещины позволяет предметно проанализировать рельеф поверхности разрушения и определить направление распространения магистральной трещины; определить объемную долю дендритов, разрушенных отрывом, срезом и не участвующих в работе разрушения; определить участие в работе разрушения эвтектической матрицы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Паттерсон, В. Микроструктура чугуна и его свойства / В. Паттерсон // 29-й Международный конгресс литейщиков. – М.: Машиностроение, 1967. – С. 55–63.
2. Ильинский, В. А. О композитном характере структуры кристаллизации чугунов с различной степенью эвтектичности / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Изв. АН СССР. Металлы. – 1986. – № 5. – С. 116–118.
3. Перспективы формирования в чугунных отливках структуры и свойств композиционного материала / М. Н. Литвиненко, В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, В. В. Тищенко // Литейное производство. – 1994. – № 12. – С. 7–9.
4. Ильинский, В. А. Прочность элементов первичной структуры и особенности разрушения серого чугуна / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 3. – С. 23–26.
5. Костылева, Л. В. Сопротивляемость первичной структуры серого чугуна распространению трещин отрыва / Л. В. Костылева, Л. В. Палаткина, В. А. Ильинский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 5. – С. 44–47.
6. Костылева, Л. В. Фрактографические особенности строения изломов чугунных разрывных образцов / Л. В. Костылева, Л. В. Палаткина, В. А. Ильинский // Материаловедение. – 2007. – № 11. – С. 31–34.
7. Ильинский, В. А. Зависимость прочности серого чугуна от его первичной структуры / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Литейное производство. – 1997. – № 5. – С. 25–26.
8. ГОСТ 3443–87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – М.: Стандатинформ, 2005. – 42 с.



## ЛИТЕЙНЫЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

УДК 621.745

*И. О. Леушин, Л. И. Леушина, А. В. Нищенков, О. С. Кошелев*

### НЕКОТОРЫЕ МЕРЫ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ И БЕЗОПАСНОСТИ ПЛАВКИ В ИНДУКЦИОННЫХ ТИГЕЛЬНЫХ ПЕЧАХ

Нижегородский государственный технический университет  
им. Р. Е. Алексеева

e-mail: igoleu@yandex.ru, kafmto@mail.ru, nav02091962@mail.ru, kos7shef3@yandex.ru

На основе систематизации имеющегося опыта и проведенного анализа открытой информации авторами представлены некоторые практические рекомендации, касающиеся выбора материалов тигля и футеровки индукционной печи, порядка футерования печи, проведения сушки и обжиговой плавки, подготовки шихты, металлозавалки, ухода за футеровкой по ходу плавки и обеспечения мер безопасности работы персонала.

*Ключевые слова:* плавка, литье, индукционная тигельная плавильная печь, футеровка, шихта, металлозавалка, эффективность, безопасность.

*I. O. Leushin, L. I. Leushina, A. V. Nischenkov, O. S. Koshelev*

### SOME MEASURES TO ENSURE THE EFFICIENCY AND SAFETY OF MELTING IN INDUCTION CRUCIBLE FURNACE

Nizhniy Novgorod State Technical University named after R. E. Alekseev

Based on the systematization of existing experience and the analysis of open information, the authors presented some practical recommendations regarding the choice of crucible materials and lining of an induction furnace, the order of lining of the furnace, drying and calcining smelting, preparation of the charge, metal filling, maintenance of the lining during smelting and ensuring safety measures staff work.

*Keywords:* melting, casting, induction crucible melting furnace, lining, charge, metal shed, efficiency, safety.

#### Введение

В последнее время в Россию вслед за европейскими странами вновь возвращается интерес к индукционным тигельным плавильным печам. Такие печи успешно используются в заготовительных производствах машиностроительных предприятий для плавки черных и цветных металлов. При этом наблюдается тенденция повышения частотности до средних значений в 500 Гц и мощности на 1 кг выплавляемого металла до 0,5–0,8 кВт/кг.

Главные достоинства индукционных тигельных плавильных печей:

- передача энергии с помощью регулируемого электромагнитного поля индуктора для предотвращения загрязнения металла материалом электродов (по сравнению с дугowymi печами);
- отсутствие концентрированного источника тепла над металлом, что объясняет малую

скорость поглощения металлом азота и водорода из атмосферы, и незначительный угар легирующих элементов;

- перемешивание жидкого металла под действием электромагнитных сил с целью выравнивания температуры, химического состава металла и ускорения протекания металлургических процессов;

- легкость регулирования термовременного режима работы;

- высокая производительность;

- компактность конструкции;

- относительно благоприятные условия работы обслуживающего персонала.

К их недостаткам относятся:

- сложность и значительная стоимость электроустановок;

- «холодный шлак», затрудняющий проведение операций рафинирования расплава (на-

грев шлака в них осуществляется в основном за счет тепла, выделяющегося в металле, вследствие чего температура шлака меньше, чем в иных плавильных агрегатах);

– малая толщина футеровки, обусловленная необходимостью ограничения рассеивания магнитного потока в зазоре между индуктором и металлическим расплавом и одновременно увеличивающая вероятность пробоя;

– сложность качественного ремонта вертикальных стенок плавильной камеры, снижающая стойкость футеровки [1].

Вполне понятно, что в условиях действующего производства на первый план выходит задача обеспечения одновременных эффективности и безопасности работы плавильных агрегатов. Имеющийся опыт показывает, что основными рисками в данном случае являются ошибки в выборе, порядке футеровки печи и применении материалов тигля и футеровки, а также недостаточное внимание к некоторым потенциально негативным специфичным металлургическим явлениям, имеющим место по ходу ведения плавки и обусловленным самыми разными причинами (неравномерный износ футеровки, ее растрескивание, «зарастание» и пробой – проникновение металлического расплава вглубь футеровки вплоть до индуктора; неконтролируемое выделение углерода и кремния, налипание шлака на поверхность тигля, зависание шихты по ходу плавки, фонтанирование мениска и т. п.) [2].

В данной статье представлены отдельные практические рекомендации на основе их анализа.

#### *Выбор материалов тигля и футеровки*

Для футеровки плавильных печей на практике применяют огнеупорные материалы, включающие в свой состав различные оксиды –  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{ThO}_2$  и др.

Для изготовления тиглей могут служить чистые окислы или смесь окислов с графитом (например, графитошамот), а в некоторых случаях тигли изготавливают из одного графита. Широко распространены тигли из чугуна и стали.

Многообразие огнеупоров, используемых для футеровки плавильных печей, объясняется необходимостью предотвращения взаимодействия между металлическим расплавом и материалом тигля или футеровки. Такое взаимодействие, если не считать механического и термического разрушения, может выявиться в следующих видах: металлизации, обменных реак-

циях между металлом и огнеупорным материалом, между окислами металла и футеровкой, растворении материала футеровки металлом или его окислами [3].

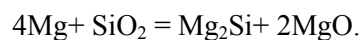
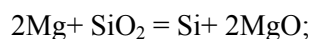
Металлизация представляет собой пропитывание огнеупора металлом под действием металлостатического давления и капиллярных явлений. Часто процесс металлизации совмещен с химическим взаимодействием металла с окислами огнеупора. При долгосрочном функционировании печи металл проникает вглубь футеровки на существенную глубину, что отображено на рисунке.



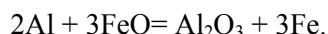
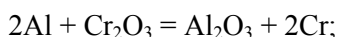
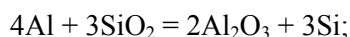
Металлизация футеровки индукционной тигельной печи

Реакции обмена между металлом и огнеупорным материалом футеровки проходят, если химическая устойчивость образующегося оксида больше таковой у оксида в составе огнеупора. Возможность таких реакций приблизительно оценивается стандартной теплотой образования, изменением свободной энергии и упругостью диссоциации.

Так, например, чистую медь можно плавить в печах с любой футеровкой. Напротив, для сплавов магния не подходят огнеупорные материалы с  $\text{SiO}_2$ . При температурах выше точки плавления взаимодействие между металлическим расплавом и футеровкой протекает по реакциям, в результате которых расплав загрязняется оксидами и Si:



При выплавке сплавов алюминия в печах с огнеупорными футеровками, содержащими оксиды Si, Cr и Fe, необходимо учитывать высокую вероятность протекания реакций:



Относительно дешевый шамот, по этой причине часто используемый для плавки алюминиевых сплавов, при температуре выше 800 °С переходит в твердую настывь из смеси  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}$  и  $\text{Si}$  (настывь – тугоплавкая масса, образующаяся на стенках плавильных печей в результате нарушения хода плавки или вследствие неблагоприятного взаимодействия шихты с огнеупорной футеровкой [4]).

Настывь является инициатором появления в расплаве сложных твердых включений, которые в итоге попадают в тело отливки. Для устранения таких последствий на производстве проблему вынуждены решать путем механического удаления настывей, их расплавлением в ходе специальной дополнительной плавки или ремонтом футеровки. Выявлено, что реакции обмена между шамотом и алюминием могут быть минимизированы, если окрасить футеровку мелом, либо известью.

Форсированное зарастание кислой футеровки отмечается при плавке алюминиевых бронз из вторичного сырья без флюсов. Повреждение футеровки может возникнуть и при взаимодействии со шлаками и флюсами. Кислая футеровка активно реагирует с основными покровными флюсами (фториды, сода) [5].

Оксиды металла расплава, являющиеся следствием окисления кислородом воздуха, взаимодействуют с футеровкой. О результатах этого взаимодействия необходимо судить по диаграмме состояния «оксид металла – оксиды огнеупора». Если в подобной системе присутствуют легкоплавкие эвтектики, то на контактном участке с оксидами металла возможно скорое разъедание футеровки. При рабочих температурах, более низких по сравнению с температурой плавления самых легкоплавких эвтектик, в зоне контакта футеровки и оксидов металла постепенно образуются настыви, вызывающие зарастание печи. Первый случай характерен для выплавки меди, а второй – для латуней и алюминиевых бронз в печах с кислой футеровкой [6].

Из промышленных огнеупоров для плавки магниевых и алюминиевых, а также высоколегированных сталей, по мнению авторов данной статьи, наиболее пригоден магнезит. При плавке углеродистых и низколегированных сталей целесообразно применять шпинелеобразующие

футеровочные массы на основе смеси окислов магния и алюминия. При плавке чугуна традиционно применяют футеровку на основе кварцитов. В тех случаях, если в одной печи наряду с чугуном необходимо иногда плавить цветные металлы и сталь, обосновано применение мулитообразующих футеровочных масс на основе смеси окислов алюминия и кремния, которые препятствуют налипанию на стенки тигля металла и шлака и повышают стойкость футеровки.

Весьма перспективным направлением решения задачи выбора материалов футеровки плавильной печи для индукционной плавки представляется применение дешевой и доступной мелкой фракции боя керамических оболочек литья по выплавляемым моделям на основе кварца с высоким содержанием тридимита и кристобалита или стабильных модификаций корунда, обладающих низкими значениями коэффициента температурного расширения.

Плавка в тиглях из металла (чаще всего чугунных) и графита периодически сопровождается их частичным растворением в сплаве или его оксидах. Сплавы алюминия при плавке в тиглях из чугуна насыщаются железом. Для предотвращения растворения чугунные тигли перед эксплуатацией окрашивают красками, не вступающими в реакции с алюминием. Традиционно применяют мел и огнеупорную глину на водном растворе жидкого стекла.

Иногда внутреннюю поверхность чугунных тиглей алитируют. Уменьшение растворения железа в алюминиевых сплавах обеспечивают также применением тиглей из чугунов, легированных  $\text{Cr}$  и  $\text{Al}$ .

Плавка в тиглях из графита сплавов на основе  $\text{Ni}$  характеризуется растворением углерода. Для избегания ненужного контакта жидкого  $\text{Ni}$  с  $\text{C}$  на рабочие стенки тигля заранее наносится специальная смесь (80 % магнезит, 8 % жидкое стекло и 12 % влага), затем осуществляются сушка и прокалка. Аналогичное взаимодействие наблюдается при плавке в тиглях из графита титановых сплавов. Благоприятным обстоятельством, замедляющим переход  $\text{C}$  в металл, является образование на поверхности графита пленки сплава титана с карбидом титана, обладающего высокой температурой плавления (для карбида титана 3137 °С) и большой химической инертностью.

Чрезвычайно остро стоит проблема поиска нейтральных материалов для плавки сплавов титана, молибдена, вольфрама, ниобия и др.

Отсутствие необходимых огнеупорных материалов (все окислы, за исключением оксида тория, взаимодействуют с этими металлами) требует ведения плавки в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе с применением гарнисажа – оболочки из расплавляемого металла.

#### *Порядок футерования печи*

В последнее время для футерования индукционных печей повсеместно применяются сухие футеровочные массы [7; 8]. Весьма полезными представляются авторам данной статьи рекомендации главного технолога финского концерна OY LUX AB Карла-Йохана Найберга [6].

При использовании сухих футеровок следует предусмотреть то, что вибрация при работе печи может спровоцировать утечку сухой массы через трещины в обмазке индуктора и жаропрочном бетоне пода печи. По этой причине свежую обмазку индуктора следует наносить по всей высоте печи от дна до воротника и обеспечивать гладкость ее поверхности. В ходе ремонтных работ после выбивки отработанной футеровки внутреннюю поверхность обмазки индуктора и под печи требуется тщательно очистить (известен опыт использования для этого промышленных пылесосов). В конце необходимо производить скрупулезную проверку состояния поверхности обмазки. Все выявленные, в том числе самые мелкие, трещинки рекомендуется сразу заделать для обеспечения гладкости поверхности обмазки индуктора. Если площадь участков поверхности ремонта невелика, то они подвергаются локальной сушке электронагревателем. Если же зона ремонта значительная, то нужно дать свежей массе самостоятельно затвердеть и лишь потом приступить к сушке. Сушка обмазки индуктора открытым пламенем недопустима, поскольку на поверхности возможен угольный налет, существенно ухудшающий электроизоляционные свойства обмазки и вызывающий электрические помехи по ходу плавки.

#### *Сушка и обжиговая плавка*

Основной целью сушки футеровки является удаление из нее влаги. Опыт показывает, что постепенный разогрев печи до уровня 800 °С со скоростью, не превышающей 150–200 °С в час, позволяет не только гарантированно избавиться как от физически, так и от химически связанной влаги, но и обеспечить условия для спекания муллито- и шпинелеобразующих масс. Именно этот вариант сушки представляется авторам наиболее эффективным и приемлемым.

В случае же применения обжиговой (спекающей) плавки, которая довольно часто практикуется на производстве, при высоких температурах неизбежно влага разлагается на свободные водород и кислород. Водород насыщает металлический расплав, ухудшая его свойства, а кислород, вступая во взаимодействие с Si, Mn и C сплава, образует соответственно стекловидный шлак, загрязняющий металл, и CO, проникающий вглубь футеровки и осаждающийся в виде сажи в ее микропорах и на обмазке индуктора, провоцируя электрическую дугу и иные нежелательные явления, вызывающие потери электроэнергии. Помимо этого, при использовании чугуна в качестве спекающего расплава неизбежно проходят химические реакции взаимодействия углерода расплава с оксидом и силикатом кремния футеровки, в результате чего в дополнение к уже упоминавшемуся ранее монооксиду углерода из футеровки в металл выделяется восстановившийся свободный кремний, а футеровка разрушается.

#### *Подготовка шихты и обеспечение мер безопасности работы персонала*

Вызовом при индукционной плавке является использование влажного металлломама. В брикетированном ломе, например, может присутствовать влага, а возможно и вода со льдом, который попадает под расплав, не успевая испариться. Из-за этого металл в печи начинает фонтанировать, что естественно опасно для персонала и производства. На конечной стадии загрузки лома необходимо соблюдать требования безопасности и добавлять только сухой лом [9; 10].

Вводимые в печь ферросплавы, модификаторы и науглероживатели также должны быть сухими. То же самое относится и к аппаратуре для контактного замера температуры металла в печи [11]. Около печи не должно быть посторонних предметов, препятствующих эвакуации персонала при возникновении чрезвычайной ситуации. В промежутках между загрузочными операциями зеркало расплава необходимо закрывать специальной крышкой, которая не только выполняет защитную функцию, но и снижает потери тепла с инфракрасным излучением. Рядом с печью должен находиться только обслуживающий ее персонал, причем в защитной спецодежде. Перед печью обязательно располагается сухой приямок с целью аварийного слива металла, а также предусмотрена возможность ручного наклона для малых и гидравлического наклона для больших печей.

*Порядок металлозавалки  
и уход за футеровкой по ходу плавки*

Учитывая тот факт, что металл может проникать в футеровку через незаметные мелкие трещины, холодный запуск должен всегда производиться очень медленно, чтобы имеющиеся трещинки, возникшие в футеровке, успели срастись еще до появления в печи расплава.

Очень важную роль в технологии плавки играет порядок металлозавалки. Например, при плавке чугуна на кварцевой футеровке стремятся обеспечить достаточное содержание кремния в расплаве на начальном этапе плавки, чтобы предотвратить выделение в металл оксида кремния, как минимум, загрязняющего его, а как максимум, вступающего во взаимодействие с некоторыми компонентами шихты.

Если в составе металлозавалки имеется лом высокопрочного чугуна, присутствующие в нем соединения магния реагируют с  $\text{SiO}_2$ , способствуя восстановлению Si в свободном виде. Это ведет к негативному эффекту «слоновьей ноги» – неравномерному износу футеровки. Именно поэтому данный компонент металлозавалки рекомендуется давать в печь на заключительных этапах плавки.

Кислород попадает в расплав металла из влаги, испаряющейся из футеровочной массы или влажного металлолома. Кислород, растворенный в расплаве, вступает в реакцию не только с C, но и металлами с образованием шлаков. Они увлажняют футеровку, налипают на ее поверхность и проникают внутрь. Шлаки могут снижать поверхностное натяжение металла, из-за чего металл заполняет мелкие поры футеровки, создавая нежелательный эффект металлизации.

Особое внимание следует уделять компонентам шихты, содержащим цинк по той причине, что его температуры плавления  $420^\circ\text{C}$  и испарения  $907^\circ\text{C}$  вызывают технологические трудности и проблемы в сфере безопасности и охраны труда персонала. Давление пара Zn при температуре  $992^\circ\text{C}$  составляет 2 бар, при  $1277^\circ\text{C}$  – примерно 20 бар. При высоких содержании Zn и скорости нагрева печи металл сильно кипит, а брызги летят через края печи, повреждая ее и создавая опасность для рабочих (цинковый пар вызывает воспаление). Zn легко проникает в трещины футеровки, и в этом случае изолировать индуктор от непосредственного контакта с металлом могут защитный слой миканита, качественная обмазка или кварцевая масса, содержащая оксиды В.

Поэтому цинкосодержащий лом надо загружать в печь на чушки, тогда он в основном успеет окислиться до попадания в расплав. Окисленный или перешедший в пар Zn выделяется в виде белой пыли, поэтому необходима эффективная система вентиляции. Попадание цинка в расплав недопустимо.

На практике сушка компонентов шихты не всегда возможна. Во время плавки желательно держать печь заполненной шихтой. Однако при подшихтовке габаритными кусками металла, остающимися на поверхности, создаются такие условия, при которых температура расплава в верхней части печи оказывается ниже, чем в нижней. Аналогично тому, когда верхний уровень зеркала металла находится выше уровня верхнего витка индуктора. Поэтому в верхней части печи создается реальная опасность образования относительно холодных металлических «мостов». Металлический неподвижный «мост» в верхней части печи не способен попасть в нижнюю часть печи для охлаждения находящегося там расплава. Воздушная прослойка между расплавом и «мостом» служит изоляцией. Температура расплава в нижней части печи быстро растет, поэтому, если вовремя не отключить печь, возникает эффект «сковарки» с сильным перегревом расплава и футеровки в ее нижней части. Это ведет не только к быстрому износу футеровки, но и возникновению аварийной ситуации.

Известен опыт предотвращения подобных рисков. Так, например, расплавление зависшего металла может упростить конструкция печи, обеспечивающая возможность ее наклона при работе на полной мощности. Тогда в месте соприкосновения расплава с «мостом» появляется отверстие: через него добавляют мелкий лом и продолжают плавку в наклонном положении до тех пор, пока уровень расплава не достигнет «моста». Далее печь можно перевести в вертикальное положение. Подобная возможность имеется, например, в индукционных печах, изготовленных компанией Inductotherm, Великобритания [6].

Свою эффективность для профилактики образования «мостов» показал метод продувки расплава аргоном в процессе плавки в печи, разработанный фирмой Capital Refractories, Великобритания, и получивший положительные отклики производителей при индукционной плавке стали и медных сплавов. К дополнительным позитивным эффектам метода отно-

сится и то, что продувка инертным газом очень быстро обеспечивает вынос на поверхность образовавшихся частиц шлака, как следствие вызывая дополнительный рафинирующий эффект для расплава, и позволяет предотвратить налипание металла и шлака на рабочую поверхность футеровки, повышая срок ее службы. К сожалению, в индукционных тигельных печах отечественного производства эти приемы пока не предусмотрены.

Рекомендации, представленные в работе, по мнению авторов, могут быть полезны в практике эксплуатации индукционных тигельных плавильных печей литейных цехов действующего производства.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мосиндуктор: промышленное оборудование мирового уровня [Электронный ресурс]. – <https://www.mosinductor.ru/info/articles/futеровка-induktsionnykh-pechey/>
2. Левшин, Г. Е. Об индукционных тигельных печах и плавке / Г. Е. Левшин, И. В. Малышев // Заготовительные производства в машиностроении. – 2016. – № 3. – С. 7–13.
3. Трофимов, М. Г. Футеровка индукционных печей / М. Г. Трофимов. – М. : Металлургия, 1968. – 288 с.
4. Новый политехнический словарь / под ред. А. Ю. Ишлинского. – М. : Большая российская энциклопедия, 2000. – 671 с.
5. Кукарцев, В. А. Причины износа футеровки при эксплуатации индукционной печи и способы их предотвращения / В. А. Кукарцев // Metallurgia машиностроения. – 2013. – № 5. – С. 7–8.
6. МетаКуб: Поставка и обслуживание металлургического оборудования [Электронный ресурс]. – <http://metakub.ru/futеровка-induktsionnykh-pechey>
7. Муравьев, Ю. Н. Современные материалы для футеровки индукционных плавильных печей / Ю. Н. Муравьев, М. А. Дружеский // Литейное производство. – 2017. – № 9. – С. 22–24.
8. Пешкин, Р. В. Высококачественные немецкие материалы для футеровки индукционных плавильных агрегатов / Р. В. Пешкин // Литейщик России. – 2011. – № 1. – С. 12–13.
9. Сатр, П. Новая огнеупорная технология плавки чугуновых сплавов и легированной стали в индукционных печах / П. Сатр // Литейщик России. – 2019. – № 3. – С. 11–15.
10. Заверткин, А. С. Влияние состава шихты на стойкость футеровки индукционной тигельной печи / А. С. Заверткин // Новые огнеупоры. – 2008. – № 5. – С. 41–43.
11. Костюкова, А. П. Информационное обеспечение мониторинга процесса плавки в индукционных тигельных печах / А. П. Костюкова // Современные наукоемкие технологии. – 2018. – № 6. – С. 96–100.

УДК 669.168

*Н. В. Панишев, А. С. Харченко, В. А. Бигеев, М. В. Потапова, Л. А. Закуцкая*

### ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ВОВЛЕЧЕНИЯ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ПРОИЗВОДСТВО МАРГАНЕЦСОДЕРЖАЩЕГО СЫРЬЯ ЮЖНОГО УРАЛА

Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова

e-mail: zakutskayalyuba@gmail.com

В России после распада СССР марганецсодержащее сырье является остродефицитным стратегическим видом минерального сырья, что вызывает интерес поиска источников этого сырья. На Южном Урале разведано несколько месторождений и рудопроявлений марганецсодержащего сырья. Мощность, расположение, качество сырья, содержащего марганец, позволяют оценить перспективы использования этого сырья в качестве добавок в шихте доменных печей, а также для получения марганецсодержащих сплавов, в том числе с применением новых технологий.

*Ключевые слова:* марганцевая руда, запасы, месторождения, Южный Урал.

*N. V. Panishev, A. S. Kharchenko, V. A. Bigyev, M. V. Potapova, L. A. Zakutskaya*

### STUDYING THE POSSIBILITY OF INVOLVING IN METALLURGICAL PRODUCTION OF MANGANESE-CONTAINING RAW MATERIALS SOUTH URAL

Magnitogorsk State Technical University them. G. I. Nosova

In Russia, after the collapse of the USSR, manganese-containing raw materials are extremely scarce strategic types of mineral raw materials, which arouses interest in searching for sources of these raw materials. Several deposits and ore manifestations of manganese-bearing raw materials are explored in the Southern Urals. Power, location, quality of raw materials containing manganese, allows us to estimate the prospects for the use of these raw materials as additives in the charge of blast furnaces, as well as to obtain manganese-containing alloys, including using new technologies.

*Keywords:* manganese ore, reserves, deposits, South Ural.

Ресурсы марганцевых руд выявлены в 56 странах мира и составляют 21,27 млрд. т, в том числе в Африке – 14,33 млрд. т (67,4 % мировых) и Европе – 3,44 млрд. т (16,2 %). Подтвержденные запасы марганцевых руд составляют 5,4 млрд. т. До 90 % общемировых подтвержденных запасов марганца заключено в стратиформных месторождениях, около 8 % в корях выветривания и 2 % – в месторождениях гидротермального типа. Главными держателями запасов марганца являются 11 стран, владеющих примерно 95 % мировых подтвержденных запасов (5,1 млрд. т). Это, ЮАР, Габон, Украина, Болгария, Грузия, Россия, Авст-

ралия, Казахстан, Бразилия, Китай, Индия. К уникальным относятся месторождения с запасами марганцевых руд более 1 миллиарда тонн, к крупным – с запасами в сотни миллионов тонн, и мелким – с запасами в десятки миллионов тонн [1].

Крупнейшим месторождением на территории России является Усинское месторождение (Кемеровская область).

Среди множества (более 150) минералов, содержащих марганец, следует выделить основные, которые имеют практическое значение с точки зрения технологии извлечения марганца (табл. 1) [2, 3].

Таблица 1

Основные марганецсодержащие минералы

Название	Химическая формула	Содержание марганца, %
Пирролюзит	$MnO_2$	63,2
Псиломелан	$MnO \cdot MnO_2 \cdot H_2O$	60,0
Манганит	$MnO(OH)$	62,5
Браунит	$Mn_2O_3 \cdot MnSiO_3$	69,5
Гаусманит	$Mn_3O_4$	72,0
Вернадит	$MnO_2 \cdot H_2O$	52,0
Тодороксит	$(Mn, Mg, Ca, Ba, K, Na)_2 Mn_3 O_{12} \cdot 3H_2O$	54,0
Рансьеит	$(Ca, Mn^{2+})Mn^{4+} 4O_9 \cdot 3H_2O$	50,0
Родохрозит	$MnCO_3$	47,8
Манганокальцит	$(Ca, Mn)CO_3$	25,0
Родонит	$Ca, Mn_4(Si_5O_{15})$	41,0
Бустамит	$(Ca, Mn)_3(Si_3O_9)$	20,0

На Южном Урале, в основном на территории Баймакского, Абзелиловского и Учалинского районов Республики Башкортостан, выявлено, более 30-ти месторождений марганцевых руд и более 100 рудопроявлений, приуроченные к горизонту сургучно-красных бугульгырских яшм и другим слоям кремнистых пород. Более значительными объектами такого типа являются Ниязгуловское, Ялимбетовское, Файзуллинское, Кожаевское, Уразовское, Кусимовское, Янзигитовское, месторождения. Рудные тела этих месторождений имеют форму пластов и линз, переслаивающихся с яшмами и алевролитами. Руды сложены родонитом, бустамитом, браунитом, псиломеланом, пирролюзитом, кварцем. Содержание марганца в кремнисто-марганцевых рудах составляет 10–25 %, кремнезема 20–50 %.

Эксплуатация месторождений марганцевых руд на Южном Урале была начата еще в 80-х

годах XIX столетия (Уразовское, Тун-Гатарское, Файзуленское и др). Руды использовались для нужд Златоустовского и Белорецкого металлургических заводов. В связи со строительством Магнитогорского металлургического комбината, были разведаны многие близрасположенные месторождения марганцевых руд. Годовая добыча руд не превышала 3–4 тыс. т. За период с 1933 по 1941 годов было добыто порядка 25 тыс. т., в том числе в 1941 году в Абзелиловском районе, расположенном близ Магнитогорского металлургического комбината, было добыто 70 540 т марганцевой руды со средним содержанием марганца 15,8 %.

Разведанные запасы кремнисто-марганцевых руд Южного Урала составляют 2,8 млн т. Однако в связи с малыми размерами месторождений и низким качеством руд в настоящее время они почти не эксплуатируются.



Улутелякское месторождение марганцевистых известняков расположено в 7–7,5 км к северо-западу от г. Аша Челябинской области и в 5–7 км к северу от ж-д станции Казаяк. Площадь месторождения 1×4 км с простиранием на северо-восток. Оно ограничено с юга, запада и востока ручьями От-Елга и Культюта, с северо-востока – профилем разведочных

скважин. Известны положительные результаты опытного использования полученной из них обожженной извести в качестве флюса сталеплавильного производства. Имеет смысл рассмотреть применение этого материала в производстве марганцевых сплавов. Химический состав марганцевистых известняков приведен в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав известняков Улутелякского месторождения [3]

Наименование пробы	Содержание, %					
	Mn	SiO <sub>2</sub>	CaO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	S	п.п.п
Проба необожженного известняка	7,75	10,22	31,2	нет св.	0,94	36,5
То же после обжига	10,62	14,26	55,4	нет св.	0,34	8,37

В целом по Улутелякскому рудному полю разведанные запасы марганцевых руд по категории В+С1 более 10 млн. т. Общая площадь подсчета запасов составляет 3,5 кв. км, что соответствует 10 % площади развития оруденения.

В табл. 3 по результатам геологоразведочных работ (В. В. Павлов и Ю. Л. Черенцов) представлены сведения о некоторых месторождениях марганцевых руд Баймакского, Абзилиловского и Учалинского районов Республики Башкортостан.

Марганцевые руды Республики Башкортостан характеризуются определенной спецификой. Гидротермально-осадочные месторождения, формировавшиеся в тесной связи с вулканическими процессами, представлены в основном небольшими объектами с запасами руд 100–400 тыс. т и, как исключение, 1500 тыс. т.

Руды этих месторождений относятся к бедным, содержащим 10–30 % марганца.

Многие месторождения и рудопроявления мало изучены и не разведаны. Между тем, среди них известны такие месторождения, как Ялимбетовское, которое залегает на глубине 140 м, при длине залежи – более 300 м, мощности – от 0,5 до 8 м и запасах руд, превышающих 300 тыс. т. Другое – еще большее – Ниязгулово-1: рудное тело залегает на глубине 280 м, в приповерхностных частях оно имеет линзовидную форму: длина залежи 700 м, мощность – от 1,5 до 13,5 м. Запасы руд составляют около 1,5 млн. т. Такие параметры месторождений позволяют с оптимизмом смотреть на возможность увеличения запасов руд при доразведке известных месторождений и рудопроявлений (табл. 3) [3].

Таблица 3

Характеристика марганцевых руд месторождений Баймакского, Абзилиловского и Учалинского районов Республики Башкортостан

Наименование месторождений	Содержание, %			
	Mn	Fe	SiO <sub>2</sub>	CaO
Баймакский район				
Асылдовское	20	5,46	9,18	2,04
Сев.Файзуллинское	25	3,1	43,58	нет св.
Юж.Файзуллинское	14,21-55,82	1,75	29,65	нет св.
Янзигитовское	15-40	11-52	30-70	нет св.
Юмагужинское	13-22	нет св.	нет св.	нет св.
Исяновское	14,4	16,4	36,8	нет св.
Губайдуллинское	22,9	2,09	54,09	нет св.
Ишбердинское	>20	нет св.	нет св.	нет св.
Мамилинское	12,5-29,5	2,1-4,5	38-62	нет св.

Окончание табл. 3

Наименование месторождений	Содержание, %			
	Mn	Fe	SiO <sub>2</sub>	CaO
Абзилиловский район				
Кызыл-Таш	37,3	3,6	24,6	нет св.
Ялимбетавское	24-25	5	35	0,73
Аумышевское	25,53	4,68	33,65	нет св.
Аюсазовское	16-39	3,2-9,8	19,50	нет св.
Кусимовское	36	3,2	30	нет св.
Казган-Таш	27,84	нет св.	28,05	нет св.
Ниязгулово 2	10-25	2,6	16-60	нет св.
Биккуловское	13,4	10	36,3	нет св.
Ниязгулово 1	19	15	45	нет св.
Габдиновское	18,6	2,61	64,5	нет св.
Рахметовское	8,1-28,8	нет св.	нет св.	нет св.
Учалинский район				
Уразовское	38	2,5	33,24	нет св.
Тетраук	38-43	4,87	11,4	нет св.
Никольское	26,6	3,5	26,9	нет св.
Сар-Бай	24-41	3,6-6,0	18-33	нет св.
Бай-Султан	21-24	8,3	43,4	нет св.
Кожаевское	24,9	9,99	42,33	7,02
Северо-Кураминское	12,53	15,74	54,4	12

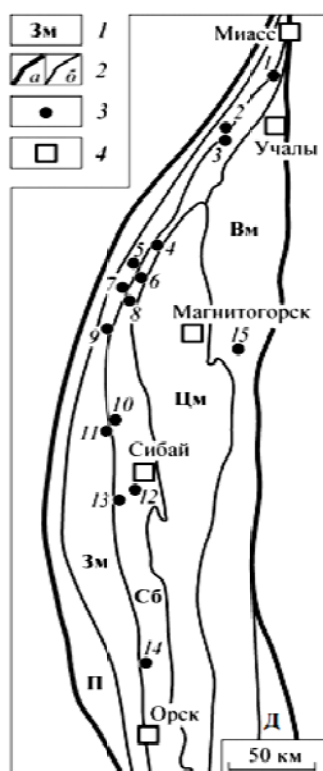


Схема размещения главных месторождений марганцевых пород Магнитогорского палеовулканического пояса [4]:

1 – палеогеодинамические зоны: П – Присакмарская: меланж-олистоострововый комплекс; Зм – Западно-Магнитогорская: палеоостроводужные комплексы; Сб – Сибайская: комплексы междууговодужные комплексы; Вм – Восточно-Магнитогорская: палеоостроводужные комплексы; Д – Домбаровская: комплексы задугового палеобассейна; Цм – Центрально-Магнитогорская: осадочные формации чехла молодой платформы; 2 – границы: а – Магнитогорского палеовулканического пояса; б – палеогеодинамических зон; 3 – месторождения марганцевых пород; 4 – города. Цифрами обозначены месторождения марганцевых пород: 1 – Кожаевское; 2 – Тетраук; 3 – Уразовское; 4 – Габдимовское, Рахметовское; 5 – Биккуловское, Казган-Таш, Ниязгуловское-1; 6 – Аюсазовское, Ниязгуловское-2; 7 – Кусимовское; 8 – Ялимбетовское; 9 – Кызыл-Таш; 10 – Мамилинское; 11 – Губайдулинское; 12 – Янзигитовское; 13 – Южно-, Средне- и Северо-Файзулинское; 14 – Репино-Круторожинское; 15 – Бахтинское

Сведения о запасах и ресурсах марганцевых руд Башкортостана с использованием российской и международной категорий запасов приведены в табл. 4, 5.

Наибольший интерес представляют месторождения, расположенные вблизи г. Магнитогорска (см. рисунок, приведенный выше). Марганецсодержащее сырье этих месторождений может быть использовано для нужд Магнитогорского металлургического комбината и других предприятий Челябинской области [5–8].

С 2017 года возобновлена добыча марганцевой руды на Нязгуловском месторождении, на территории Абзелиловского района Башкортостана, что примерно в 40 км от г. Магнитогорска. Запасы марганцевой руды этого, одного из самых больших месторождений южно-уральской группы составляют около 2 млн. т. В настоящее время проведены вскрышные работы объемом более 200 тыс. м<sup>3</sup> и получен доступ к основному рудному телу, запасы которого оцениваются в 1,5 млн. т. Прямо в карьере добытая руда подвергается дроблению и грохочению (выделяются фракции 10–60 мм и 0–10 мм) с помощью двух мобильных автономных дробильно-сортировальных комплексов общей потенциальной производительностью 30 тысяч

тонн в месяц [5, 6]. Основным минералом этой руды является кварцит марганца, поэтому при содержании от 14 до 22 % Mn (иногда достигает 30 %), концентрация кремнезема SiO<sub>2</sub> составляет от 35 до 51 %, железа – 10–15 %. Содержание фосфора не превышает 0,030%. По нашим расчетам она способна полностью заменить кварцит (или подобные ему материалы) и до 20 % высокопроцентного марганцевого концентрата при выплавке ферросиликомарганца. Продолжается поиск рациональных способов обогащения нязгуловских марганцевых руд [5, 6].

В настоящее время марганцевая руда Нязгуловского месторождения успешно применяется для промывки доменных печей ПАО «ММК», в ней содержится три полезных для доменного производства оксидных компонента: марганца, железа, кремния. Оксид марганца освобождает горн доменной печи от графитовой спели и мелочи кокса. Кремнезем разрушает высокоосновные тугоплавкие компоненты, обеспечивая высокую подвижность шлака. В связи с этим применение марганцевой руды в качестве комплексного промывочного материала в доменной печи № 6 ПАО «ММК» имело положительный эффект [5, 6].

Таблица 4

Запасы наиболее значимых месторождений марганцевых руд Башкортостана

Наименование месторождения	Основные марганецсодержащие минералы	Запасы, тыс. т						
		Категории РФ			Категории по системе JORC (протокол CRIRSCO-ГКЗ)			
		A+B+C <sub>1</sub>	C <sub>2</sub>	забалансовые	inferred	indicated	measured	probable
Сев. Файзуллинское	Браунит, псиломелан, пиролюзит	292	170	нет св.	нет св.	170	292	нет св.
Юж. Файзуллинское	Псиломелан, пиролюзит, родонит	135	46	нет св.		46	135	нет св.
Янзигитовское	Пиролюзит, браунит, гематит, родонит	10	нет св.	нет св.		нет св.	10	нет св.
Губайдуллинское	Браунит, пиролюзит, псиломелан	137	нет св.	6,58		нет св.	137	6,58
Мамилинское	Псиломелан, пиролюзит, родонит, браунит, бустамит	350,5	нет св.	нет св.		нет св.	350,5	нет св.
Кызыл-Тау	Родонит, бустамит, псиломелан, вернадит	43	81	нет св.		81	43	нет св.

Окончание табл. 4

Наименование месторождений	Основные марганецсодержащие минералы	Запасы, тыс. т							
		Категории РФ			Категории по системе JORC (протокол CRIRSCO-ГКЗ)				
		A+B+C <sub>1</sub>	C <sub>2</sub>	забалансовые	inferred	indicated	measured	probable	
Ялимбетавское	Браунит, псиломелан, пиролюзит, родонит	355	нет св.	89	нет св.	нет св.	355	89	
Аюсаюзовское	Пиролюзит, браунит, псиломелан, родонит, родохрозит	149	нет св.	44		нет св.	149	44	
Кусимовское	Пиролюзит, псиломелан, браунит, бустамит, родонит,	нет св.	11	нет св.		11	нет св.	нет св.	
Казган-Таш	Пиролюзит, псиломелан, манганит, родонит	28	60	нет св.		60	28	нет св.	
Ниязгулово 2	Пиролюзит, псиломелан, браунит, гаусманит	80	нет св.	65		нет св.	80	65	
Биккуловское	Нет св.	70	нет св.	нет св.		нет св.	70	нет св.	
Ниязгулово 1	Пиролюзит, родонит	1462	нет св.	346		нет св.	1462	346	
Габдиновское	Оруденелая яшма с прослоями марганцевой руды	38	нет св.	нет св.		нет св.	38	нет св.	
Рахметовское	В яшмах прослойки марганцевой руды	нет св.							
Уразовское	Бустамит, браунит	54	нет св.	нет св.		нет св.	нет св.	54	нет св.
Тетраук	Псиломелан, пиролюзит, браунит, родонит, манганит	64	250	нет св.	250		64	нет св.	
Кожаевское	Пиролюзит, родохрозит, бустамит	191	нет св.	нет св.	нет св.		191	нет св.	
Северо-Кураминское	Родонит, окислы марганца	28	нет св.	нет св.	нет св.			нет св.	

Таблица 5

## Соответствие международной и российской категорий запасов

Категория запасов		
Категории запасов по CRIRSCO	Российская категории запасов	Протокол CRIRSCO – ГКЗ 2008 г.
Предполагаемые inferred	C <sub>1</sub> +C <sub>2</sub>	P <sub>1</sub>
Исчисленные (выявленные) indicated	B+C <sub>1</sub>	C <sub>2</sub>
Измеренные (оцененные) measured	A+B	A+B+C <sub>1</sub>

CRIRSCO – Объединенный комитет по международным стандартам отчетности о запасах.

JORC – австралийская система, отвечающая требованиям CRIRSCO.

SAMREC – южно-африканская система.

По CRIRSCO используются два основных понятия:

(*mineral resources* – минеральные ресурсы) – «балансовые» – по российской терминологии;

(*ore reserve* – рудные запасы) – «промышленные» по - российской терминологии.

В свою очередь оценка достоверности состояния минерально-сырьевой базы (МСБ) предприятий производится на основе ранговой оценки – присвоения ресурсам и запасам той или иной категории разведанности.

По достоверности *mineral resources* делятся на три категории: *inferred*, *indicated*, *measured resources* – «предполагаемые», «исчисленные» (в отдельных версиях перевода с английского языка – выявленные или указанные) и «измеренные» (иногда переводимые как оцененные); а *ore reserve* «рудные запасы» – на *probable* «вероятные» и *proved reserve* «доказанные».

Пересчет ресурсов в запасы осуществляется путем учета так называемых «изменяющихся факторов», используемых при выделении из балансовых запасов их извлекаемой части – промышленных запасов (т. е. с учетом размеров различных видов потерь, связанных с принимаемыми технологическими, экономическими, правовыми и иными решениями).

Доказанные запасы могут выделяться только из измеренных ресурсов, а вероятные запасы – из исчисленных, а также (с учетом степени объективности «изменяющихся факторов» из части измеренных ресурсов.

Чем выше доля доказанных запасов, тем надежней сырьевая база предприятия и выше его стоимость.

### Заключение

На Южном Урале, в основном на восточных отрогах Уральского хребта, находится целая группа небольших месторождений бедных (содержание марганца от 10 до 27 %) марганцевых руд.

В настоящее время комплексная кремнеземо-марганцевистая руда Ниязгуловского месторождения успешно применяется для про-

мывки горнов доменных печей ПАО «ММК». Есть перспектива использования этого материала в качестве одного из компонентов шихты при выплавке ферросиликомарганца [5, 6].

Использование многочисленных, но малых по запасам и бедных по содержанию марганца месторождений марганцевых руд Южного Урала, возможно также, в качестве сырья для получения гранулированного марганецсодержащего сырья с последующим применением в металлосплавном производстве [7, 8].

Благоприятное сочетание содержания окиси кальция и марганца в известняках Улутелякского месторождения позволяет, заменяя им обычный металлургический известняк, одновременно вводить в металл марганец и, тем самым, добиваться сокращения расхода ферромарганца, на выплавку стали.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жучков, В. И. Технология марганцевых ферросплавов Ч. 1. Высокоуглеродистый ферромарганец / В. И. Жучков [и др.]. – Екатеринбург : УрО РАН, 2007. – 415 с.
2. Минеральное сырье. Марганец. Справочник / Н. И. Потконен [и др.]. – М. : Геоинформмарк, 1999. – 51 с.
3. Полезные ископаемые республики Башкортостан (марганцевые руды) / Д. Н. Салихов [и др.]. – Уфа : Экология, 2002. – 242 с.
4. Брусницын, А. И. Минералогия марганцевоносных метасадков Южного Урала / А. И. Брусницын. – СПб. : С.-Петербург. гос. ун-т, 2013. – 160 с.
5. Промывка горна доменной печи кремнеземо-марганцевистой рудой Ниязгуловского месторождения / В. А. Бигев [и др.] // Теория и технология металлургического производства. – 2018. – № 3(26). – С. 12–16.
6. Перспективы использования марганцевых руд Южного Урала : Труды научно-практической конференции с международным участием и элементами школы молодых ученых «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: «ФЕРРОСПЛАВЫ» «НИОКР-2018» / В. А. Бигев [и др.]. – Екатеринбург, 29 октября – 2 ноября 2018. – С. 196–199.
7. Закуцкая, Л. А. Получение гранулированного зеркального чугуна глубокой металлизацией марганецсодержащего сырья : Тезисы докладов 76-й Международной научно-технической конференции / Л. А. Закуцкая, Н. В. Панишев. – Магнитогорск : Изд-во Магнитогор. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2018. – Т. 1. – 82 с.
8. Панишев, Н. В. Новый способ получения марганцевых сплавов / Н. В. Панишев, В. А. Бигев, М. В. Потапова, Л. А. Закуцкая // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018. – № 10. – С. 45–49.

УДК 621.74.02

*V. A. Gulevskiy, S. N. Tsurikhin, S. V. Barabanov, N. A. Kidalov,  
Ю. В. Блинов, В. А. Лагутин, А. В. Новосельцев*

## ПОЛУЧЕНИЕ ПЕНОМЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gulevskiy.v@mail.ru

Исследовано влияние расположения порообразующих сфер в пенометалле на сжатие. Показан процесс деформации пенометалла при сжатии.

*Ключевые слова:* пенометалл, пропитка алюминием, композиционный материал.

*V. A. Gulevsky, S. N. Tsurikhin, S. V. Barabanov, N. A. Kidalov,  
V. Yu. Blinov, V. A. Lagutin, A. V. Novoseltsev*

## RECEIVING PENOMETALL ON THE BASIS OF ALUMINIUM

Volgograd State Technical University

Influence of arrangement the poroobrazuyushchikh of spheres in the penometall on compression is investigated. Process of deformation of a penometall at compression is shown.

*Keywords:* penometall, impregnation by aluminum, composite material.

### Введение

Одним из новых металлов может стать перспективное развитие пенометаллов, которое является продолжением композиционных материалов. Пенометалл представляют собой структуру образованную твердой составляющей – металл и поры, наполненные газом. Пенометаллы так же, как и композиционные материалы сочетают в себе такие качества, как прочность, легкость и дешевизну. Они могут производиться на основе никеля, алюминия, олова, бронзы, меди и т. д.

В настоящее время существует множество способов получения пенометалла [1, 2]: это продувка газом сквозь расплавленный металл или сплав; ввод гидрида титана ( $TiH_2$ ) в расплавленный алюминиевый сплав с последующим динамическим перемешиванием, нагреванием и контролем давления во время охлаждения получаемого материала; смешивание металлического порошка с гидридом титана, с последующим плавлением до кашеобразной консистенции; смешивание в литейной песчанно-глинистой форме смеси и полимерного порошка с последующим выжиганием частичек полимера и наполнение под давлением литейной формы расплавленным металлом.

Но перечисленные способы позволяют получить пенометалл с различной размерностью структуры пор от одного до пяти миллиметра в диаметре и, соответственно, с различной плотностью. Размер ячейки, форма и толщина в пенометалле стенок являются существенными характеристиками этих материалов.

Цель работы – получить контролируемое расположение воздушной составляющей в пенометалле при заливке алюминием.

### Материалы и методы исследований

Пенометалл получали путем заливки формы алюминием технической чистоты (А0 ГОСТ 11069-2001) с уже готовыми сферами. Порообразующая сфера представляет собой пенополистероловый шарик заданного размера, покрытый слоем графита, на который нанесено химическое омеднение (рис. 1).

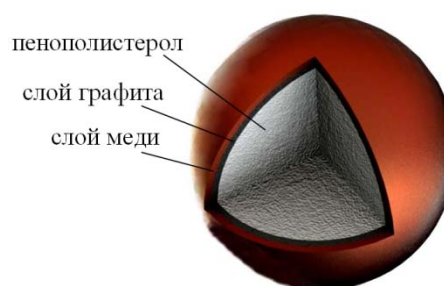


Рис. 1. Общий вид сферы с разрезом

Заливку алюминия осуществляли в заранее сформированный между двух медных листов ряды порообразующих сфер (рис. 2) с заданным одинаковым размером.

Для увеличения прочности алюминиевую матрицу легировали боридами металлов в виде порошка титана, хрома ГОСТ 28377-89 и молибдена ТУ 6-09-03-28-75 с размером компонентов 100 мкм в количестве до одного процента по массе заливаемого алюминия [3, 4].



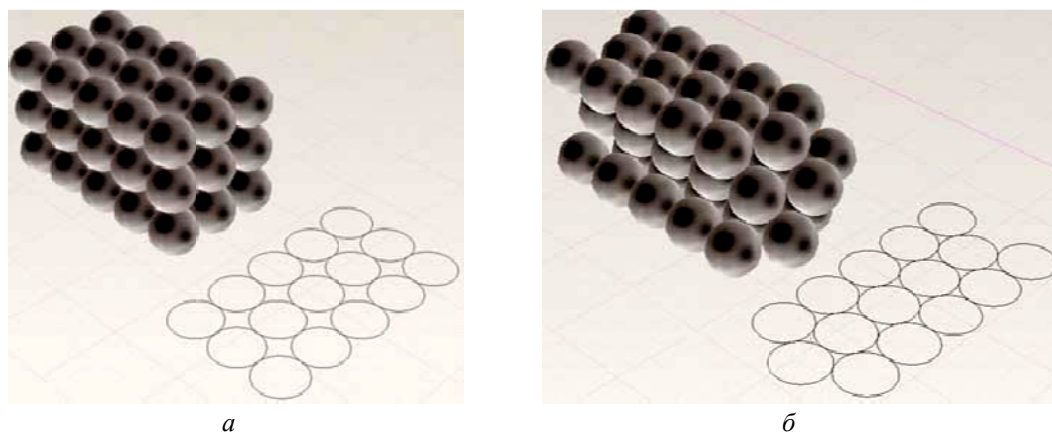


Рис. 2. Расположение порообразующих сфер:  
*a* – простое кубическое; *б* – объемно-центрированное

Дюрометрические исследования полученного пенометалла проводили на образцах (рис. 3) размером ВхШхД: 20х22х40 мм на приборах ТП-2 при нагрузке 150 кгс и ПМТ-3М при на-

грузках 0,1 и 0,2 кгс. Испытания сплава на сжатие проводили на разрывной машине РМ-50 при настройке на нагрузку 100 кН.

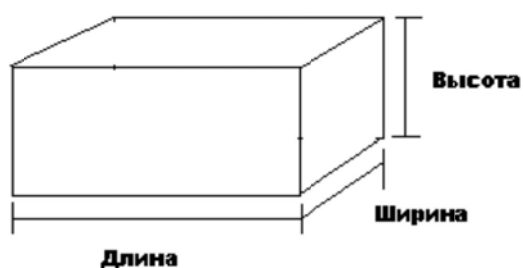


Рис. 3. Вид образца для испытания, полученного после заливки алюминием, с простым кубическим расположением сфер

**Результаты и их обсуждение**

Пенополистироловые сферы является каркасообразующим элементом, получаемым в процессе заливки металла и пиролиза. С помощью пенополистироловых сфер получены два разных по расположению каркаса композиционного материала.

При исследовании макро- и микроструктуры переходной зоны металла (рис. 4) установлено, что в ней и в металле отсутствуют дефекты в виде горячих и холодных трещин, нет микропор. Заполнение алюминиевым расплавом медных сфер в форме происходит максимально на 100 %.

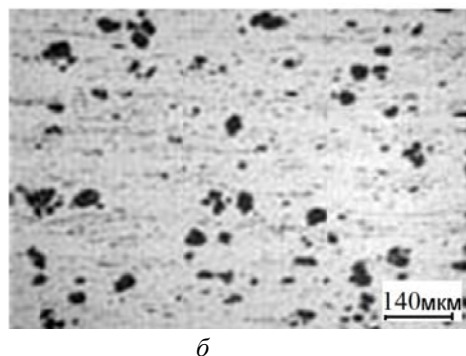
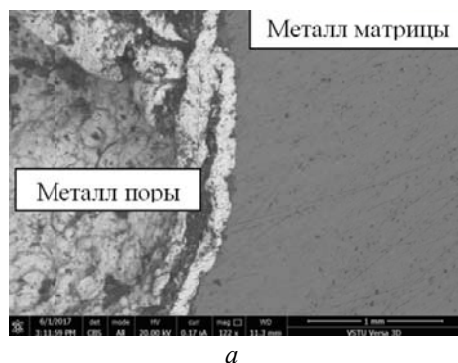


Рис. 4. Макросечение переходной зоны (*a*) и металл алюминиевой матрицы (*б*), легированный боридами

Микротвердость алюминиевой матрицы составила 22 НВ. Введение в состав сплава смеси боридов (TiB, MoB, CrB) в указанном диапазоне концентраций приводит к повышению прочностных свойств матричного сплава, вследствие измельчения структуры. Равномерно распределенных включений округлой формы 21, 23 и 33 ГПа, что соответствует микротвердости, соответственно, борида хрома, молибдена и титана. Размер включений варьируется от 80 до 98 мкм.

Монотонное испытание на сжатие образцов продемонстрировало типичное поведение упруго-пластического пенометалла при сжатии (рис. 5). Существует начальная линейная упругая область, которая сопровождается увеличением нагрузки при относительно малой деформации. При 0,2 % начинается текучесть пенометалла до 50 % деформации, так как не достиг полного сжатия. После того, как 50 % деформируется, все поры сферируются, пенометалл начинает вести себя как обычный металл.

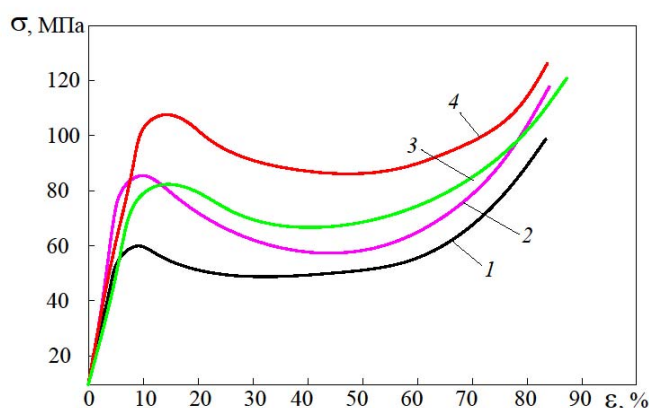


Рис. 5. Кривые деформации пенометалла на сжатие с пропиткой алюминия технической чистоты (1), (3) и пропиткой алюминия с боридной составляющей (2), (4) при простом кубическом расположении (1), (2) и с объемно-центрированным расположением (3), (4) порообразующих сфер

### Вывод

Пенометалл представляет интерес в области разработки новых композиционных материалов, а порообразующие сферы дают возможность пространственного конструирования композиционных материалов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Metal Foams: A Design Guide. M.F. Ashby, A.G. Evans, N.A. Fleck, L.J. Gibson, J.W. Hutchinson and H.N.G. Wadley, Butterworth Heinemann, 2000.

2. Фурман, Е. Л. Перспективы технологий получения и применения пористых отливок / Е. Л. Фурман, А. Б. Финкельштейн, М. Л. Черный // Литейщик России. – 2012. – № 9. – С. 27–29.

3. Артемьев, А. А. Влияние микрочастиц диборида титана и наночастиц карбонитрида титана на структуру и свойства наплавленного металла / А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – № 12. – С. 32–37.

4. Исследование пенометалла с пропиткой медного каркаса алюминием / В. А. Гулевский, С. Н. Цурихин, С. В. Барабанов, Н. А. Кидалов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2019. – № 5. – С. 7–10.

УДК 621.742.4

*Н. А. Кидалов, Н. И. Габельченко, А. С. Адамова, А. П. Шелохин, Д. И. Попов***ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБОВ АКТИВАЦИИ ГЛИН  
И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе проводились исследования по определению влияния способа активации глины на технологические и физико-механические свойства формовочных песчано-глинистых смесей. Полученные результаты показывают, что лучшее комплексное воздействие на свойства смесей оказывает активация содой и углещелочным реагентом.

*Ключевые слова:* формовочная смесь, песчано-глинистая смесь, бентонитовая глина, каолиновая глина, активация.

*N. A. Kidalov, N. I. Gabelchenko, A. S. Adamova, A. P. Shelokhin, D. I. Popov***STUDY OF ACTIVATION OF CLAY AND THEIR INFLUENCE  
ON THE PROPERTIES OF MOLDING COMPOUNDS****Volgograd State Technical University**

The work carried out research to determine the effect of the method of activation of clay on the technological and physical-mechanical properties of molding sand-clay mixtures. The obtained results show that the best complex effect on the properties of the mixtures is provided by the activation of soda and lignin-alkaline reagent.

*Keywords:* molding compound, sand-clay mixture, bentonite clay, kaolin clay, activation.

**Введение**

В литейном производстве в качестве связующего материала в песчано-глинистых смесях (ПГС) используются каолиновые (главная составная часть: каолинит –  $Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot nH_2O$ ) и бентонитовые (главная составная часть: монтмориллонит –  $Al_2O_3 \cdot 4SiO_2 \cdot nH_2O \cdot mH_2O$ ) глины [1,2].

В ряде случаев, качество глины не удовлетворяет техническим требованиям, поэтому осуществляется процесс активации. Суть процесса активации заключается в замещении катионов диффузного слоя ( $Ca^{2+}$ ,  $Mg^{2+}$ ,  $Fe^{3+}$ ) катионами  $Na^+$  обычно с помощью натриевых солей, анионы которых образуют в воде труднорастворимые соли с катионами кальция и магния. В результате активации у глины в большинстве случаев повышается дисперсность, набухаемость, водопоглощение и связующая способность. Такие глины называют «активированными». Существует множество разных способов активации глины, из которых можно выделить следующие виды активации: механическую, химическую или механохимическую; высокими или низкими температурами; физическими полями, инфракрасными лучами и комплексными методами [1–3].

В качестве активаторов используют соду, фосфаты, поверхностно-активные вещества

и другие химические соединения. Однако отсутствует сравнительный анализ влияния этих веществ в однотипных условиях на одни и те же свойства ПГС с использованием одинаковых методик для их определения. Поэтому, целью данной работы являлось изучение влияния механохимической активации бентонитовой и каолиновой глины на технологические и физико-механические свойства формовочных песчано-глинистых смесей.

**Материалы и методы  
исследования**

Объектами исследования являлись формовочные песчано-глинистые смеси, приготовленные из обычной каолиновой глины марки ПЗ, ГОСТ 3226-93 из Набережных Челнов, бентонитовой глины марки С1Т<sub>2</sub>, ГОСТ 28177-89 Латненского месторождения Воронежской области, песка марки ЗК<sub>2</sub>О<sub>5</sub>02, ГОСТ 2138-91 Орловского месторождения Волгоградской области, а также из глины, активированной механохимическим способом. Для активации глины использовались следующие химические вещества: сода ( $NaHCO_3$ ), щелочь ( $NaOH$ ), углещелочной реагент (УЩР) и триполифосфат натрия ( $Na_5P_3O_{10}$ ). Эти вещества были выбраны, так как в литературе описано их использование для повышения конкретной характеристики ПГС.

Исследовались следующие технологические и физико-механические свойства смесей: предел прочности при сжатии во влажном состоянии; влажность; газопроницаемость; предел прочности при изгибе во влажном состоянии; текучесть; насыпная плотность.

Для проведения исследований готовили песчано-глинистые смеси с добавлением различных активаторов в одну базовую смесь. Общий объем смеси был равен 3 кг. Состав смесей представлен в приведенной ниже таблице.

Состав смесей для изготовления образцов

Составляющие смеси	Бентонит	Каолинит
Песок, %	93	93
Глина, %	7	7
Вода, %	5 сверх 100	5 сверх 100
Активатор, %	1 сверх 100	1 сверх 100

Сухой песок и глину, смешанную с активатором загружали в лабораторные бегуны и перемешивали в течение 2 мин. Затем добавляли необходимое количество воды и перемешивали 8 мин. Смесь выгружали из бегунов и изготавливали стандартные образцы для исследования свойств смесей.

Исследования смесей на влажность проводились ускоренным методом согласно ГОСТ 23409.5-78. Влажность всех исследованных смесей была в пределах от 4 до 5 %, что соответствовало техническим условиям [4].

Испытания образцов на газопроницаемость проводились по ускоренному методу, согласно ГОСТ 23409.6-78.

#### Результаты исследований и их обсуждение

Результаты испытаний образцов на газопроницаемость представлены на рис. 1. Газопроницаемость смесей базового состава составляет 160 и 233 ед. для каолиновой и бентонитовой глины соответственно. Из графика на рис. 1 видно, что активация содой и щелочью не влияет на общую газопроницаемость смеси с каолиновой глиной и составляет 160 ед., активация с помощью УЩР и триполифосфата натрия увеличивает газопроницаемость смеси на 9 и 13 %, по сравнению с базовой смесью. Активация смесей с бентонитовой глиной дает повышение газопроницаемости на 34, 59, 42 и 40 % для соды, щелочи, УЩР и триполифосфата натрия соответственно. Все смеси соответствуют требованиям ТУ [4].

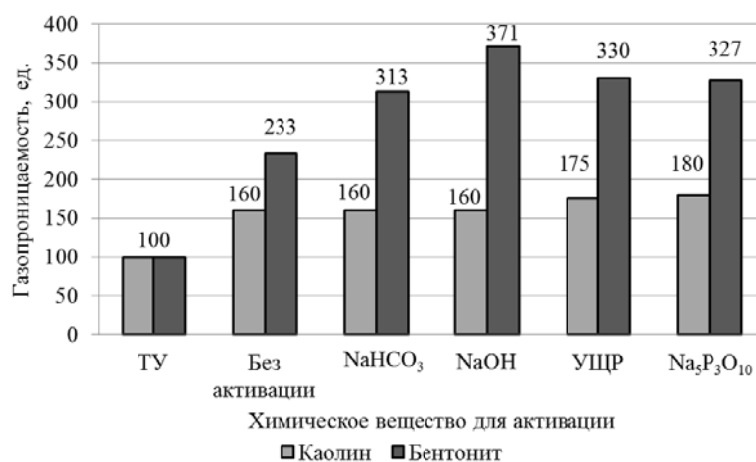


Рис. 1. Влияние активации глины на газопроницаемость смесей

В результате активации происходит замещение ионами натрия ионов кальция и магния в решетке глинистого минерала, в результате чего «пакеты» заряжаются зарядами одинаковых знаков и отталкиваются друг от друга, что приводит к самопроизвольному диспергированию глины [1]. УЩР так же, как и остальные активаторы приводит к повышению степени дисперсности глины, вследствие чего, глинистые

частицы более равномерно распределяются по поверхности зерен песка, не закупоривая поры в смеси и не препятствуя удалению газов из полостей формы, что и приводит к повышению газопроницаемости [5].

Исследования предела прочности смесей при сжатии во влажном состоянии проводились согласно методике, описанной в ГОСТ 23409.7-78. Результаты исследования представлены на рис. 2.

Предел прочности при сжатии смесей базового состава составляет 50,5 и 50,6 кПа для каолиновой и бентонитовой глины соответ-

ственно. Из графика на рис. 2 видно, что активация положительно сказывается на данном свойстве.

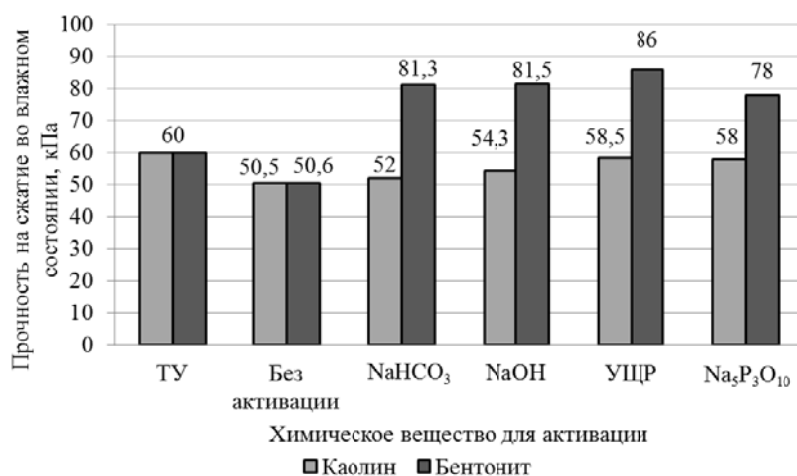


Рис. 2. Влияние активации глины на предел прочности при сжатии во влажном состоянии смесей

При активации каолиновой глины показатели выросли на 3, 7,5, 15 и 16 % содой, щелочью, УЩР и триполифосфатом натрия, по сравнению с базовой смесью. Активация бентонитовой глины значительно повышает показатели прочности: происходит увеличение на 61 % для соды и щелочи, 70 % при использовании УЩР и 54 % для смеси с триполифосфатом натрия. Смеси с использованием неактивированной глины, а так же с использованием активированного каолина не соответствуют требованиям ТУ, а смеси с использованием активированного бентонита соответствуют требованиям [4].

Как отмечалось ранее, активация глины приводит к ее диспергированию, что ведет к

увеличению удельной площади поверхности глинистой фазы и, следовательно, большему числу контактов глинистых частиц с зернами песка, что и приводит к возрастанию предела прочности при сжатии формовочной смеси. Кроме того влага, содержащаяся в смеси, позволяет глине сильнее набухать, причем это ярко выражено у бентонитовой глины. Молекулы воды проникают внутрь пакетного строения глины, еще больше увеличивая ее удельную площадь поверхности. Совокупность этих факторов и приводит к увеличению прочности.

Предел прочности смесей при изгибе во влажном состоянии также определялся по ГОСТ 23409.7-78. Данные проведенного исследования представлены на рис. 3.

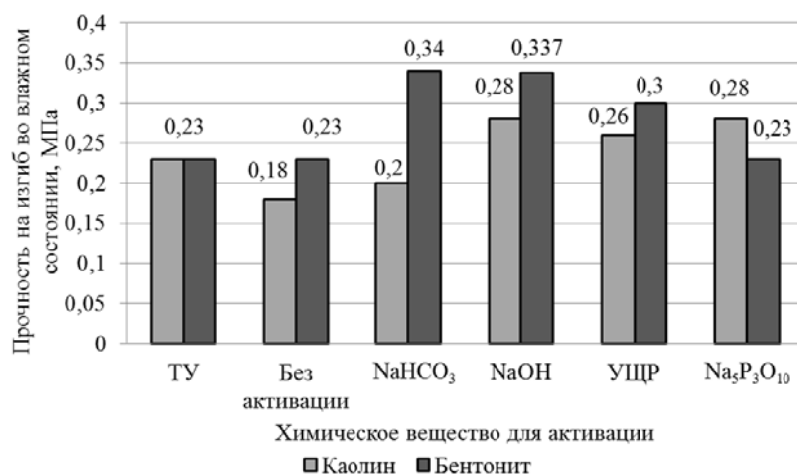


Рис. 3. Влияние активации глины на предел прочности при изгибе во влажном состоянии смесей

Прочность смесей базового состава составляет 0,18 и 0,23 МПа для каолиновой и бентонитовой глины соответственно. Из графика видно, что активация положительно влияет на данное свойство. Активация каолиновой глины повышает прочность смеси на 11 и 44 % при использовании соды и УЩР, и на 56 % при введении щелочи и триполифосфата натрия. Активация бентонитовой глины увеличивает прочность смеси на 50 % при использовании соды и щелочи, на 30 % при добавлении УЩР, а триполифосфат натрия не оказывает влияния на данный показатель. Смесей на основе не активированного каолина и каолина, активированного содой, не соответствуют требованиям ТУ, остальные смеси отвечают требованиям [4].

Повышение прочности на изгиб, так же, как и прочность на сжатие, связано с повышением

степени дисперсности глины и увеличением ее удельной поверхности. Поэтому, вполне закономерно, происходит повышение прочности смеси при изгибе во влажном состоянии.

Определение текучести смесей проводилось согласно методике, которая описана в ГОСТ 23409.17-78. Полученные данные представлены на рис. 4.

Текучесть смесей базового состава составляет 25 и 27,2 % для каолиновой и бентонитовой глины соответственно. Из графика на рис. 4 видно, что активация глины практически во всех случаях оказывает положительное влияние на текучесть смеси. Активация каолиновой глины повышает свойство на 43,5, 44,5 и 42 % при введении щелочи, УЩР и триполифосфата натрия соответственно, а активация содой не дает никакого эффекта.

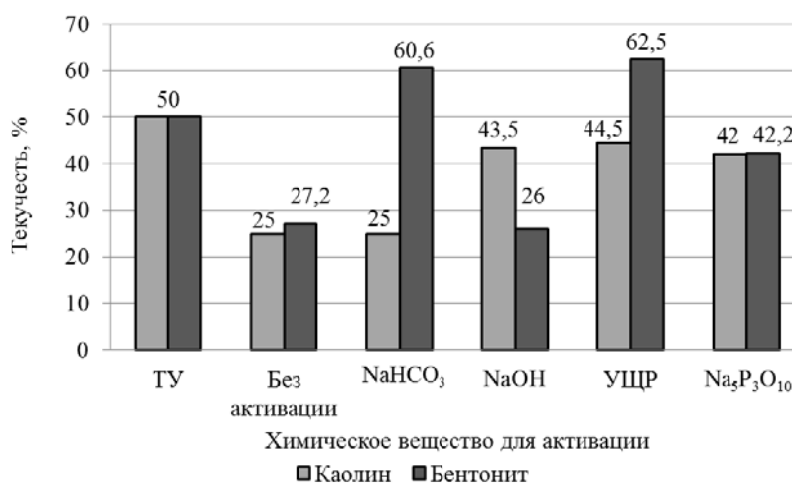


Рис. 4. Влияние активации глины на текучесть смесей

При активации бентонитовой глины текучесть увеличивается на 223, 230 и 55 % для соды, УЩР и триполифосфата натрия соответственно, а использование щелочи снижает текучесть на 4,5 %. Требованиям ТУ соответствуют только смеси, приготовленные с использованием бентонитовой глины, активированной содой и УЩР, остальные имеют значение текучести ниже [4].

Как известно, с повышением предела прочности уменьшается текучесть смесей, однако из-за активации, частички глины становятся меньше, они более равномерно распределяются по поверхности песчинок, вследствие чего последние могут скользить друг относительно друга на некоторое расстояние и, как следствие, повышается текучесть смесей [5].

Насыпная плотность смесей также определялась согласно ГОСТ 23409.13-78. Результаты исследований представлены на рис. 5.

Насыпная плотность смесей базового состава составляет 0,7 и 0,73 г/см<sup>3</sup> для каолиновой и бентонитовой глины соответственно. Как видно из графика на рис. 5, активация влияет на данное свойство по-разному. Активация каолиновой глины содой приводит к увеличению насыпной плотности на 4 %, использование щелочи и УЩР снижает показатель на 7 %, а триполифосфат натрия не оказывает влияния. При активации бентонитовой глины с помощью УЩР показатель плотности повышается на 6,6 %. Насыпная плотность снижается на 5,9, 13,7 и 1 % при использовании соды, щелочи и триполифосфата натрия соответственно. Тре-



бованиям ТУ не соответствует только смесь с бентонитовой глиной, активированной щелочью, все остальные смеси соответствуют требованиям [4].

Степень дисперсности глинистой составля-

ющей в зависимости от типа глины и ее активатора разная. Чем выше дисперсность глины, тем больше будет насыпная плотность, так как мелкие частицы занимают свободные места между более крупными, и наоборот.

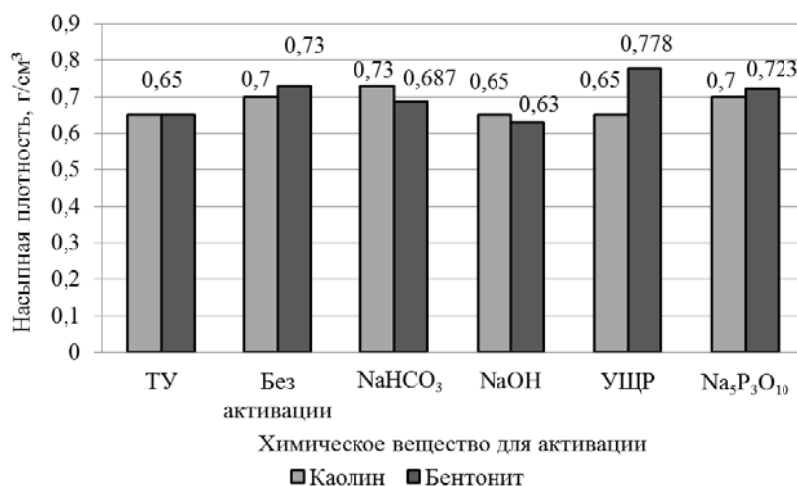


Рис. 5. Влияние активации глины на насыпную плотность смесей

### Заключение

Проведенные исследования позволяют сравнить применяемые в настоящее время активаторы глины между собой и, в зависимости от необходимости повышения конкретного свойства, определить какое вещество лучше использовать. В целом же лучшее комплексное воздействие на свойства формовочных песчано-глинистых смесей оказывает активация содой и углещелочным реагентом, так как при этом значительно повышаются прочностные характеристики и текучесть смесей. Также эти вещества являются относительно недорогими и легкодоступными. Для получения качественных отливок следует строго соблюдать дозировку и концентрацию используемых для активации глины веществ и результаты данного комплексного сравнительного анализа.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кукуй, Д. М. Теория и технология литейного производства. В 2 ч. Ч. 1. Формовочные материалы и смеси : учеб. / Д. М. Кукуй, В. А. Скворцов, Н. В. Андрианов. – М. : ИНФРА-М, 2011. – 384 с.
2. Технология литейного производства : Литье в песчаные формы : учеб. для студентов вузов / А. П. Трухов [и др.] ; под ред. А. П. Трухова. – М. : Академия, 2005. – 528 с.
3. Марков, В. А. Влияние ионов натрия на процесс активации бентонита для песчано-глинистых смесей / В. А. Марков, А. С. Григор, А. Ю. Луганский // Литейщик России. – 2010. – № 5. – С. 41–43.
4. Кидалов, Н. А. Формовочные материалы и смеси. Лабораторный практикум по курсу «Технология литейного производства» : учеб. пособие / Н. А. Кидалов, Н. А. Осипова, А. С. Князева ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – 101 с.
5. Кидалов, Н. А. Исследование влияния понизителя вязкости углещелочного реагента на бентонитовые водно-глинистые суспензии и свойства формовочных смесей на их основе / Н. А. Кидалов, А. С. Князева // Труды НГТУ им. П. Е. Алексеева. – 2014. – № 1. – С. 205–211.

УДК 621.74.047

*Е. А. Бунеева, А. М. Столяров, В. В. Мошкунов, М. В. Потапова***НЕПРЕРЫВНАЯ РАЗЛИВКА КОНВЕРТЕРНОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ****Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова**

e-mail: mchm@magtu.ru

В работе рассмотрена технология непрерывной разливки конвертерной трубной стали с мягким обжатием слябов толщиной 350 мм на МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком. Исследованы варианты обжатия в разном количестве сегментов зоны вторичного охлаждения МНЛЗ с различной интенсивностью. Проанализированы результаты анализа качества макроструктуры заготовок, отлитых по разным вариантам. Даны рекомендации параметров режима мягкого обжатия для получения внутреннего строения литого металла с меньшей степенью развития осевых дефектов.

*Ключевые слова:* непрерывная разливка, трубная сталь, мягкое обжатие, сляб, макроструктура, качество.

*E. A. Buneeva, A. M. Stolyarov, V. V. Moshkunov, M. V. Potapova***CONTINUOUS CASTING OF CONVERTER PIPE STEEL****Magnitogorsk State Technical University them. G. I. Nosova**

The paper discusses the technology of continuous casting of converter pipe steel with a soft reduction of 350 mm slabs on a curved-type continuous casting machine with a vertical section. Variants of soft reduction in different segments of the secondary cooling zone of continuous casting machine with different intensities were investigated. The quality parameters of the macrostructure of blanks cast in different variants are analyzed. Recommendations of the parameters of the soft reduction mode for obtaining the internal structure of the cast metal with a lower degree of development of axial defects are given.

*Keywords:* continuous casting, pipe steel, soft reduction, slab, macrostructure, quality.

В настоящее время конвертерная трубная сталь разливается на МНЛЗ разных типов, в основном – на машинах криволинейного типа с вертикальным участком. Несомненным преимуществом таких машин является создание за счет наличия вертикального участка благоприятных условий для всплывания неметаллических включений. Однако проблемными местами МНЛЗ являются места на технологическом канале, где начинается изгибание сляба с еще тонкой корочкой затвердевшего металла и разгибание заготовки для перевода ее в горизонтальное положение. В результате деформации затвердевшей оболочки сляба в ней развиваются значительные напряжения, которые могут привести к образованию как внутренних, так и поверхностных трещин и аварийным прорывам жидкого металла. Толщина слябовых заготовок из трубной стали на отечественных предприятиях составляет 300–355 мм, а на зарубежных – 350–450 мм. При отливке слябов большей толщины необходимо решать проблемы, связанные с повышением степени развития осевой рыхлости и осевой химической неоднородности литого металла, образованием внутренних и ребровых трещин, выпуклости узких граней заготовок.

В кислородно-конвертерном цехе ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» трубная сталь разливается на одноручевой слябовой МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком [1, 2]. Машина имеет базовый радиус 11 м, металлургическую длину 34,2 м и вертикальный участок около 2,7 м. Она оснащена оборудованием для осуществления мягкого обжатия отливаемой заготовки [3]. До недавнего времени трубная сталь в основном разливалась на слябы толщиной 300 мм. В 2018 году в цехе освоено производство заготовок толщиной 350 мм. Переход к слябам большей толщины из трубной стали соответствует мировой тенденции роста толщины заготовок. Это объясняется тем, что увеличение степени обжатия заготовки непосредственно в процессе прокатки ведет к получению толстого горячекатаного листа высокого качества для изготовления труб большого диаметра нефтегазопроводов. Для производства слябов толщиной 350 мм проведена модернизация оборудования МНЛЗ [4], которая не коснулась изменения протяженности зоны вторичного охлаждения машины. Усовершенствование алгоритмов автоматизированной системы МНЛЗ позволило производить мягкое обжатие головной части отливае-

мой заготовки (ранее первые метры сляба не обжимались до момента выхода головки заправки из технологического канала), а также увеличить интенсивность обжатия в конечном сегменте с 1,2 до 1,5–1,8 мм/м. В работе рассматривается влияние такого внешнего воздействия как мягкое обжатие на качество слябов толщиной 350 мм из трубной стали.

Схематичное изображение процесса мягкого обжатия непрерывнолитой заготовки показано на рис. 1.

Для эффективного воздействия обжатия на качество отливаемой заготовки необходимо правильно выбрать участок приложения обжатия. При этом очень важно, чтобы длина обжимаемого клинообразного участка совпала с интервалом между первым и вторым порогами проницаемости двухфазной зоны внутри заготовки. Первый порог или «граница выливаемости» характеризует начало затруднения под-

питки жидким расплавом двухфазной зоны. Этот порог наступает при наличии еще 0,80...0,65 жидкой фазы внутри заготовки. При достижении содержания жидкости в двухфазной зоне 0,30...0,20 сопротивление течению расплава становится настолько высоким, что подпитка двухфазной зоны уже невозможна – это соответствует второму порогу проницаемости или «границе питания». В результате обжатия заготовки происходит сближение фронтов кристаллизации внутри заготовки с увеличением гидродинамического давления в двухфазной зоне, что улучшает условия подпитки расплавом локальных участков этой зоны и позволяет компенсировать уменьшение объема металла при его усадке в процессе затвердевания. Это способствует снижению порообразования в осевой части отливаемой заготовки и уменьшению осевой химической неоднородности металла.

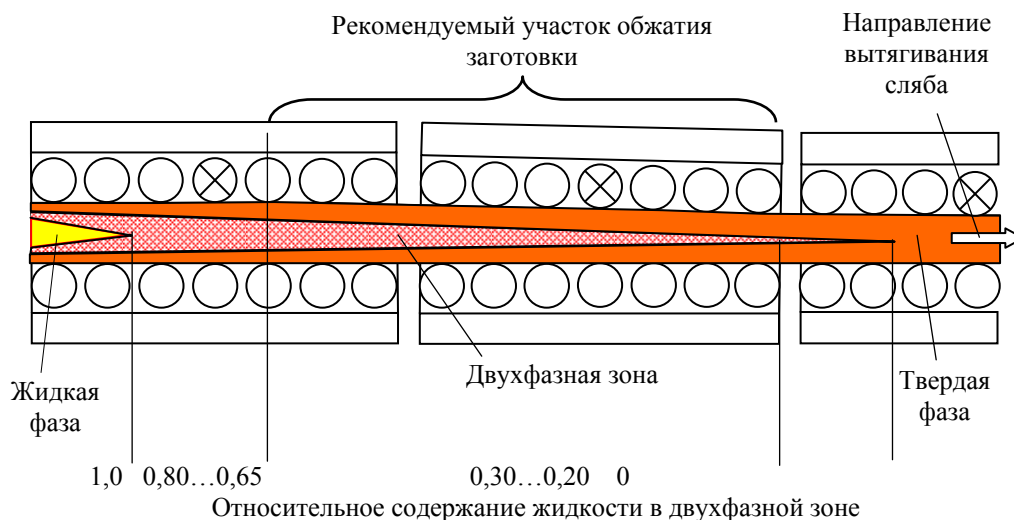


Рис. 1. Схема мягкого обжатия слябовой непрерывнолитой заготовки в процессе разлива

На слябовой МНЛЗ ПАО «ММК» позиционирование приложения внешнего воздействия к отливаемой заготовке на МНЛЗ осуществляется следующим образом. Автоматизированная система машины расчетным путем определяет номер J-го сегмента зоны вторичного охлаждения, в котором заканчивается затвердевание металла. Тогда мягкое обжатие сляба рекомендуется производить в предыдущих: одном (J-1), двух (J-1, J-2) или трех (J-1, J-2 и J-3) сегментах горизонтального участка МНЛЗ. Суммарная протяженность одного, двух или трех сегментов с учетом промежутка между ними составляет 2130, 4615 и 7100 мм соответственно. Основным вариантом считается двухсегментное

обжатие. Интенсивность обжатия в выбранных сегментах может изменяться в зависимости от химического состава разливаемой стали и выбранного режима вторичного охлаждения. Максимальную интенсивность обжатия во всех выбранных сегментах поддерживать не удается.

В процессе освоения технологии производства слябов толщиной 350 мм было опробовано и сравнено между собой два варианта осуществления обжатия:

- обжатие заготовки в трех сегментах (J-1, J-2, J-3) с одинаковой интенсивностью 0,8 мм/м (суммарное обжатие около 4 мм);
- двухсегментное обжатие (J-1, J-2) с максимальной интенсивностью в сегменте J-1 до

1,8 мм/м (среднее суммарное обжатие 5,5 мм).  
Всего было проконтролировано 84 темпле-

та, результаты оценки качества макроструктуры которых приведены в табл. 1.

Таблица 1

Качество макроструктуры слябов толщиной 350 мм

Количество сегментов с мягким обжатием	Количество темплетов, шт.	Дефект макроструктуры*, баллы							
		ОР	ОХН	ОТ	ТП	ТГ	ТН	ТПу	ТПш
Два	69	1,49	1,61	0,05	1,21	0,28	0,01	0,77	0,49
Три	15	1,53	1,63	0,03	1,17	0,80	0,07	0,77	0,53

\*ОР – осевая рыхлость; ОХН – осевая химическая неоднородность;  
ОТ – осевые трещины; ТП – трещины, перпендикулярные граням;  
ТГ – трещины гнездообразные; ТН – точечная неоднородность;  
ТПу – трещины, перпендикулярные узким граням;  
ТПш – трещины, перпендикулярные широким граням

Сравнение степени развития осевой рыхлости и осевой химической неоднородности литого металла с разными вариантами проведения мягкого обжатия свидетельствует о преимуществе двухсегментного обжатия с его интенсификацией в конечном сегменте. Поэтому в дальнейшем применялся только двухсегментный вариант мягкого обжатия.

Выбор места осуществления мягкого обжатия существенным образом зависит от скорост-

ного режима разливки трубной стали. Изменение толщины отливаемой заготовки привело к коррекции скоростного режима. Рассмотрим это изменение на примере трубной низкоуглеродистой стали с легирующими элементами. Зависимость скорости вытягивания слябов различной толщины от величины перегрева металла над температурой ликвидус в промежуточном ковше МНЛЗ представлена на рис. 2.

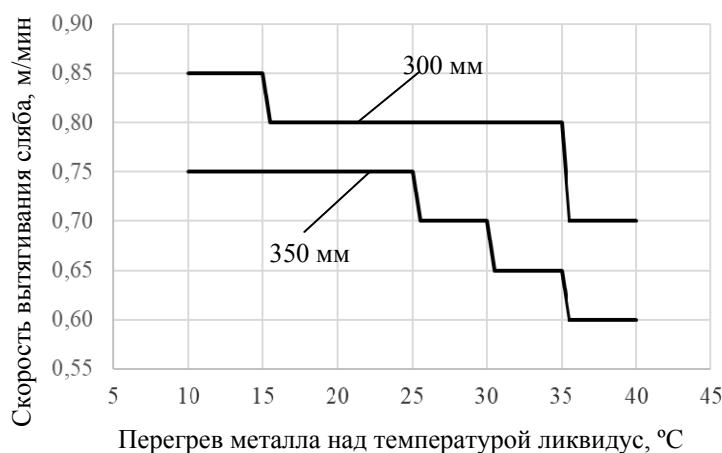


Рис. 2. Параметры температурно-скоростного режима отливки слябов различной толщины из трубной низкоуглеродистой стали с легирующими элементами

Из рисунка видно, что разливка трубной стали на слябы толщиной 300 мм в диапазоне перегрева металла в промежуточном ковше над температурой ликвидус от 10 до 40 °C должна производиться со скоростью 0,85–0,70 м/мин, а на заготовки толщиной 350 мм – 0,75–0,60 м/мин. При переходе от меньшего к большему по толщине слябу максимальная скорость разливки снизилась в 1,13 раза, а продолжительность затвердевания заготовки при одинаковых тем-

пературных условиях возросла в 1,36 раза. Следствием этого является увеличение протяженности лунки жидкого металла примерно на 20 % (отн.). Поэтому при анализе производственных данных особое внимание было уделено заготовкам, при отливке которых конец лунки жидкого металла (по расчетным данным автоматизированной системы) находился в конечном 15-м сегменте зоны вторичного охлаждения МНЛЗ и далее. Количество таких слябов

оказалось равным 56. Все они были разбиты на три группы:

А – конец лунки жидкого металла находился в первой половине 15-го сегмента ЗВО (с учетом промежутка между 14-м и 15-м сегментами);

В – конец лунки располагался во второй половине 15-го сегмента;

С – конец лунки выходил за пределы 15-го сегмента.

В группах А, В и С оказалось, соответственно, 17, 33 и 6 слябов или 30,4; 58,9 и 10,7 %.

Информация о химическом составе различного металла, параметрах мягкого обжата заготовок, скорости разливки, расчетных значениях параметров и степени развития дефектов

макроструктуры слябов приведена в табл. 2.

Из представленных данных видно, что химический состав металла разных групп заготовок отличался незначительно. Суммарное обжатие слябов в двух сегментах ЗВО изменялось в интервале от 5,0 до 6,1 мм. При этом обжатие в конечном сегменте (J-1) осуществлялось в 1,8–2,6 раза сильнее, чем в предыдущем (J-2).

Средняя скорость вытягивания сляба из кристаллизатора для групп А, В и С растет от 0,67 до 0,72 м/мин, а расчетные значения коэффициента затвердевания металла остаются практически постоянными, что свидетельствует о несоответствии между скоростным режимом разливки и его температурными условиями.

Таблица 2

Сравнительные данные (средние значения) различных групп отлитых слябов

Параметр	Группа слябов		
	А	В	С
Количество слябов, шт.	17	33	6
Содержание элемента, %:			
углерод	0,10	0,10	0,13
кремний	0,33	0,25	0,31
марганец	1,38	1,51	1,48
сера	0,003	0,002	0,003
фосфор	0,010	0,009	0,008
хром	0,12	0,08	0,16
никель	0,15	0,17	0,20
медь	0,14	0,11	0,10
алюминий	0,040	0,038	0,041
азот	0,005	0,005	0,005
Суммарное обжатие, мм	5,0	5,6	6,1
Отношение обжата в сегменте J-1 к обжатию в сегменте J-2	2,6	1,8	2,1
Скорость разливки, м/мин	0,67	0,70	0,72
Коэффициент затвердевания, мм/мин <sup>0,5</sup>	25,21	25,31	25,27
Длина лунки жидкого металла, м	32,40	33,47	34,36
Степень развития дефекта, баллы:			
ОР	1,47	1,48	1,50
ОХН	1,53	1,61	1,75
ОТ	0,06	0,02	0,08
ТП	1,24	1,21	1,33
ТГ	0,21	0,27	0,50
ТН	0	0,02	0
ТПу	0,80	0,77	0,75
ТПш	0,50	0,37	0,92

С увеличением скорости разливки растет и длина лунки жидкого металла. Для группы С она превысила 34,19 м – длину зоны вторичного охлаждения МНЛЗ. Так как 16-й сегмент в машине отсутствует, то автоматизированная система выдает сообщение об ошибке и назна-

чает мягкое обжатие в тех же 14-м и 13-м сегментах, как и для групп А и В. Только в этом случае участок сляба в 15-м сегменте от 31,7 до 34,19 м и далее за 15-м сегментов внешнему воздействию не подвергается. Чрезмерно раннее обжатие на величину 6,1 мм оказалось не-

эффективным, что подтверждается результатами изучения качества макроструктуры заготовки – группа С имеет большую степень развития дефектов.

При сравнении двух других групп слябов предпочтение следует отдать группе А с меньшей степенью развития осевой химической неоднородности, хотя суммарное обжатие в этой группе было наименьшим – 5,0 мм. Это можно объяснить тем, что при расположении конца лунки жидкого металла в первой половине 15-го сегмента обжимаемый участок находится ближе к его концу по сравнению с тем вариантом, когда конец лунки позиционирован во второй половине 15-го сегмента. Известно [5–7], что заканчивать внешнее воздействие на сляб следует перед вторым порогом проницаемости двухфазной зоны – границей ее «питания», которая соответствует наличию примерно 20 % жидкости и зависит от химического состава разливаемой стали.

Таким образом, в результате проведенного исследования рекомендуется при отливке непрерывнолитых слябов толщиной 350 мм из трубной стали производить мягкое обжатие в двух смежных сегментах, как правило, в 14-м и 13-м, с максимальной интенсивностью до 1,8 мм/м в 14-м сегменте; расчетная длина лунки жидкого металла внутри заготовки не должна превышать 33,5–33,8 м при соблюдении температурно-скоростного режима разливки. Для этого следует отливать заготовку сечением

350×2600 мм из трубной стали со скоростью не более 0,72 м/мин.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колесников, Ю. А. *Металлургические технологии в высокопроизводительном конвертерном цехе* : учеб. пособие / Ю. А. Колесников, Б. А. Буданов, А. М. Столяров. – Магнитогорск : Изд-во Магнитогор. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2015. – 379 с.
2. Столяров, А. М. *Мягкое обжатие слябов при разливке трубной стали на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком* / А. М. Столяров, В. В. Мошкунов, А. С. Казаков. – Магнитогорск : Изд-во Магнитогор. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2012. – 116 с.
3. *О способах воздействия на процесс формирования стальной непрерывнолитой заготовки* / А. М. Столяров, Сомнат Басу, М. В. Потапова, С. В. Дидович // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова*. – 2014. – № 1 (45). – С. 24–27.
4. Модификация оборудования МНЛЗ № 6 с целью освоения разливки сляба толщиной 350 мм / Д. В. Рабаджи [и др.] // *Сборник трудов XV Международного Конгресса сталеплавильщиков и производителей металла : Межрегиональная общественная организация «Ассоциация сталеплавильщиков»*. – Москва – Тула, 15–19 октября 2018. – С. 409–412.
5. Паршин, В. М. *Непрерывная разливка стали* / В. М. Паршин, Л. В. Буланов. – Липецк : НЛМК, 2011. – 221 с.
6. Математическое моделирование процесса мягкого обжатия слябов при непрерывной разливке трубной стали / В. В. Мошкунов [и др.] // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова*. – 2013. – № 2 (42). – С. 69–72.
7. Расчетно-экспериментальное определение границ зоны мягкого обжатия слябовой заготовки / С. В. Прохоров [и др.] // *Неделя металлов в Москве, 13–16 ноября 2012 г. : Сборник трудов конференций*. – М. : ВНИИМЕТМАШ, 2013. – С. 337–350.

УДК 669.35:666.764:621.74

**В. А. Гулевский, Н. Ю. Мирошкин, С. А. Штреммель, Н. А. Кидалов**  
**ПРИМЕНЕНИЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ТЕХНОЛОГИЙ**  
**ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТОВ УГЛЕГРАФИТ-СПЛАВ АЛЮМИНИЯ**

**Волгоградский государственный технический университет**  
 e-mail: gulevskiy.v@mail.ru

Изложена технология получения композитов типа углеграфит-алюминиевый сплав с использованием безгазостатного способа пропитки углеграфитового каркаса, покрытого гальваническим слоем меди и пропитанного матричным алюминиевым сплавом.

*Ключевые слова:* пропитка, алюминий, углеграфит, композит.

**V. A. Gulevsky, N. Y. Miroshkin, S. A. Shtremmel, N. A. Kidalov**

**GALVANIC TECHNOLOGIES APPLICATION FOR**  
**OBTAINING COMPOSITES OF ALUMINUM ALLOYS**

**Volgograd State Technical University**

Describes the technology for producing carbon-aluminum alloy composites using a non-autoclave method of impregnating a carbon-graphite frame coated with a nickel-plated electroplating layer and impregnated with a matrix aluminum alloy.

*Keywords:* impregnation, aluminum, carbon-graphite, composite.



### Введение

Одним из перспективных направлений в области создания высокоэффективных композитов функционального назначения является разработка композиционных материалов (КМ) на основе пористого углеграфитового каркаса, пропитанного сплавами металлов, обладающих повышенной химической стойкостью и хорошими антифрикционными свойствами. В таких КМ сочетаются свойства каркаса из углеграфита (повышенные антифрикционные характеристики, устойчивость при высоких температурах, химическая стойкость и т. д.) со свойствами металла (высокая прочность, хорошая электро- и теплопроводность) [1–3].

В то время как углеграфитовый каркас обеспечивает повышенные антифрикционные свойства, матричный сплав заметно улучшает физические и механические характеристики материала. Среди прочих матричных сплавов весьма привлекательными с точки зрения технических и технологических возможностей являются алюминиевые сплавы [4–5].

Целью работы является разработка технологии легирования для максимального заполнения пор без использования автоклавного оборудования.

Сущность способа заключается в совершенствовании технологии путем разделения ее на более простые этапы, например операцию вакуумной дегазации углеграфитовой заготовки в водном растворе электролита с нанесением на заготовку медного и кадмиевого гальванического покрытия. Это способствует лучшему смачиванию углеграфитового каркаса, снижая краевой угол смачивания, увеличивает заполняемость пор и, соответственно, повышает качество композиционных материалов. Кроме того, увеличивает производительность процесса получения композитного материала за счет организации двух параллельных потоков: *а* – вакуумирования углеграфита в электролите и нанесения на него гальванического покрытия, что позволяет помимо удаления из пор загрязнений, заполнить поры электролитом и после получить медный слой не только на поверхности углеграфита, но и в порах (рис. 1); *б* – осуществления за один цикл размещения подготовленного углеграфита в устройстве для пропитки и нагрев в печи, что позволяет значительно сократить время при нагреве на операции пропитки.

Также гальваническое меднение обеспечивает запечатывание пор, что делает углеграфитовые заготовки устойчивыми перед различного рода загрязнителями и влагой, и позволяет заготавливать углеграфит в виде «полуфабриката», который легко складировать и хранить, и при необходимости проводить пропитку заданного количества заготовок не затрачивая время на дегазацию и сушку.

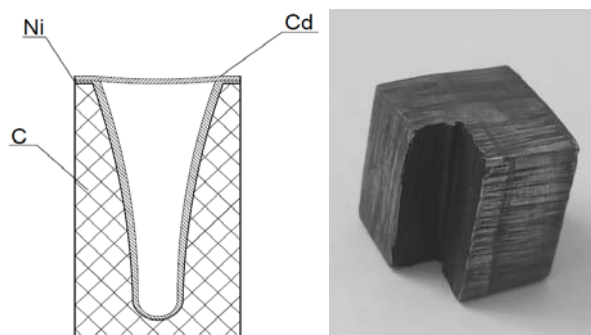


Рис. 1. Схема поры после гальванического меднения и кадмирования

Более того, это дает возможность получить легирующее действие нанесенных особо чистых металлов 99,9 % на межфазной границе углеграфит/металлический расплав с небольшим, но точно рассчитанным расходом самих легирующих элементов.

### Материалы и методы исследований

Перед нанесением гальваническим способом медного слоя проводится вакуумная дегазация углеграфитового каркаса в медном электролите [6] с выдержкой 5–7 минут с давлением разрядки не менее 0,01 МПа. При этом происходит частичное заполнение открытых пор электролитом. Для проведения процесса дегазации ванну с углеграфитовой заготовкой накрывают прозрачным куполом, обеспечивающим герметизацию емкости, для этого на рабочей поверхности предусмотрено резиновое уплотнение. В ванне размещали углеграфитовую заготовку. В куполе предусмотрено отверстие, которое соединяли с вакуумным насосом. Далее на углеграфитовый каркас наносили гальваническим способом медное покрытие, которое образуется и в порах заготовки. После нанесения медного покрытия наносили слой кадмия, так же гальваническим способом. Толщина каждого слоя может быть точно рассчитана.

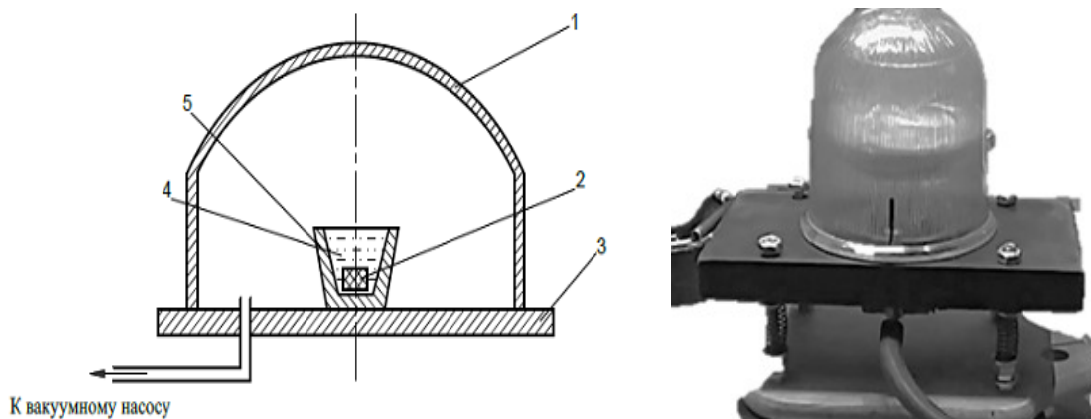


Рис. 2. Схема устройства для вакуумирования углеродных образцов в электролите: 1 – купол; 2 – углеродный образец; 3 – стол; 4 – электролит; 5 – пластиковая емкость (ванна)

Это позволяет получить максимальное легирующее действие нанесенных особо чистых металлов на межфазной границе углеродный каркас/ металлический расплав. После нанесения гальванических покрытий на заготовку она помещалась в устройство для пропитки которое представляет собой емкость, выполненную в виде толстостенного стакана. Одновременно в тигле расплавляли матричный сплав на основе алюминия, нагревая его до температуры 900 °С. Затем расплав матричного сплава заливали в устройство для пропитки, и помещали в него подготовленный углеродный образец. Далее по безгазостатной технологии получили образец. По предложенному способу был получен КМ углерод АГ-1500 – сплав алюминия. Образец углерода был выполнен в виде куба со стороной 60 мм, имеющего открытую пористость 15 %. Объем углеродного каркаса составлял 3600 мм<sup>3</sup>, объем пор в каркасе составлял 405 мм<sup>3</sup>. Металлографические исследования структуры КМ проводились на двухлучевом электронном микроскопе системы Versa3D. Микроскоп оснащен двумя колоннами электронной и ионной. Их наличие позволяет проводить при различном увеличении визуальное исследование объектов и проводить химический анализ в нанослоях поверхности.

#### Результаты и их обсуждение

Полученные результаты исследований показали, что дегазация пористого углерода в электролите и последующая гальванизация позволяет осаждаемому металлу покрывать не только поверхность образца, но также и внутреннюю поверхность поры (рис. 3).

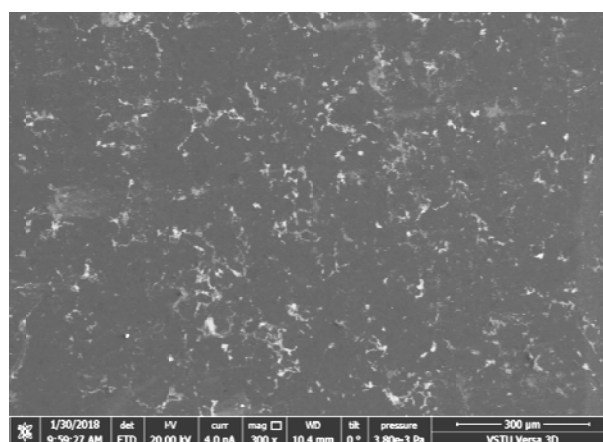


Рис. 3. Микроструктура углеродного образца после нанесения гальванических слоев VSTU Versa3D

Исследование структуры с помощью СЭМ-VSTU Versa3D позволило обнаружить присутствие металла на расстоянии 0,4 мм от поверхности углеродного образца. Металлографические исследования микроструктур пропитанных образцов показали (рис. 4), что в процессе пропитки при 900 °С, нанесенный перед пропиткой гальваническим способом внешний слой кадмия толщиной 100 мкм практически полностью растворяется в алюминиевом расплаве, занимая 31,27 % заполненной поры. В то же время, медное гальваническое покрытие толщиной 250 мкм за короткий период времени (5–10 секунд) полностью не растворяется в алюминиевом сплаве, занимая 68,73 % заполненной поры, что указывает на то, что время взаимодействия между углеродом и матричным сплавом недостаточно.

Исходя из вышесказанного, данный метод, изменяя толщину гальванопокрытий, позволяет

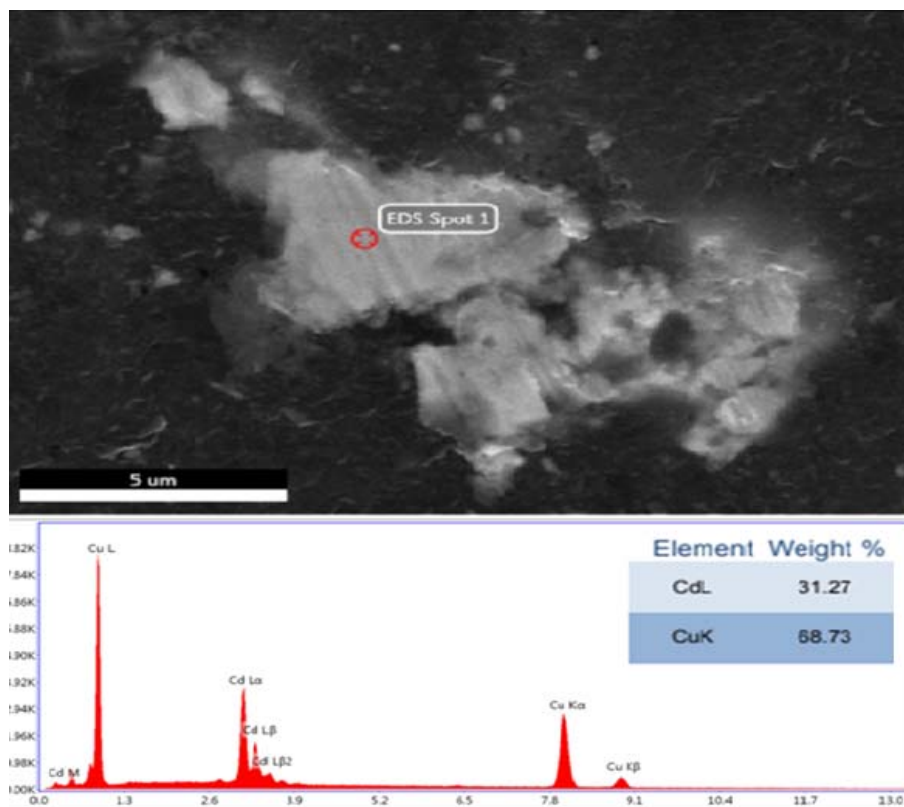


Рис. 4. Микроструктура и элементный состав заполненной поры образца на основе меди

за короткий промежуток времени получить концентрированное легирование на межфазной границе углеграфит – матричный сплав. При этом в нашем случае температуры в 900 °С достаточно для достижения температуры рекристаллизации медного покрытия; это позволяет предположить, что при воздействии давления матричный расплав алюминия выступает в роли жидкого поршня, проталкивающего материал легирующего покрытия вглубь поры, что подтверждается исследованиями пропитанных образцов на двухлучевом электронном микроскопе системы Versa3D.

#### Вывод

Полученная технология представляет интерес в области разработки новых композиционных материалов; нанесение гальванической меди на углеграфит позволяет получать КМ с электролитически-чистой медью, используя более доступные сплавы для пропитки, которые будут выполнять роль жидкого поршня (например, свинец). Помимо этого пропитку можно проводить при относительно низкой температуре нагрева печи, не более 900 °С. Последнее обстоятельство позволяет получать композиционный материал на более простом и менее

энергоёмком технологическом оборудовании без потери качества самого материала

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Матусевич, А. С. Композиционные материалы на металлической основе / А. С. Матусевич. – Минск : Наука и техника. – 1978. – 216 с.
2. Тучинский, Л. И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки / Л. И. Тучинский. – М. : Металлургия, 1986. – 208 с.
3. Datta, S.K., Tewari, S.N, Gatica, J.E., Shih, W., & Bentsen, L. Copper Alloy-Impregnated Carbon-Carbon Hybrid Composites for Electronic Packaging Applications. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science 1999, № 1, Vol. 30, p.175.
4. Берент, В. Я. Перспективность применения металлоуглеродных контактных вставок для токосъема на железных дорогах России / В. Я. Берент // Вестник Научно-исследовательского института железнодорожного транспорта (Вестник ВНИИЖТ). – 2017. – № 3. – Т. 76. – С. 174–180.
5. Разработка способа безавтоклавной пропитки пористого углеграфитового материала литейными алюминиевыми сплавами / В. А. Гулевский, Л. В. Виноградов, В. И. Антипов, Н. Ю. Мирошкин, А. Г. Колмаков, В. И. Костиков, Ю. Э. Мухина, Е. Е. Баранов // Перспективные материалы. – 2018. – № 10. – С. 73–79.
6. Беленький, М. А. Электроосаждение металлических покрытий : Справочник / М. А. Беленький, А. Ф. Иванов. – М. : Металлургия, 1985. – 288 с.

УДК 669.017

*Ю. В. Гребнев, Е. Ю. Карпова, Н. И. Габельченко***ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ  
ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ОЧИСТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ  
ИЗ ХРОМИСТОГО ЧУГУНА****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mitlp@vstu.ru

Приведены результаты исследования по повышению износостойкости деталей очистного оборудования из износостойкого хромистого чугуна. Определены основные причины выхода из строя дробеметных лопаток. Показана возможность использования направленной кристаллизации металла для формирования требуемой структуры и повышения износостойкости лопаток дробеметного оборудования. Дополнительный теплоотвод осуществляется применением металлических холодильников из меди, стали и чугуна различной толщины.

Установлено, что применение направленной кристаллизации металла лопаток дробеструйного оборудования повышает их эксплуатационную стойкость более чем в два раза.

*Ключевые слова:* хромистый чугун, износостойкость деталей, направленная кристаллизация.

*Y. V. Grebnev, E. Y. Karpova, N. I. Gabelchenko***STUDY THE POSSIBILITY OF IMPROVING THE WEAR  
RESISTANCE OF PARTS POLLUTION CONTROL EQUIPMENT  
WEAR-RESISTANT CHROMIUM CAST IRON****Volgograd State Technical University**

The results of a study to improve the wear resistance of parts of cleaning equipment from wear-resistant chromium cast iron are given. The main causes of failure of shot-blast blades are identified. The possibility of using directional solidification of the metal for the formation of the required structure and increase the wear resistance of the blasting equipment blades is shown. Additional heat removal was carried out using metal coolers made of copper, steel and cast iron of various thicknesses.

It has been established that the use of directional solidification of the metal of the blades of the shot-blasting equipment increases their operational durability more than twice.

*Keywords:* chromium cast iron, wear resistance of parts, directional crystallization.

**Введение**

В машиностроении, энергетике, горной промышленности, металлургии, строительстве большое количество деталей, узлов и механизмов эксплуатируется в условиях интенсивного абразивного износа. К таким деталям относятся различные бронифутеровки, размольные била, детали шламовых насосов, сопла дробе- и пескоструйных аппаратов, элементы механизмов смешивания абразивных материалов, лопатки дробеметных аппаратов и другие детали.

В условиях чистого абразивного износа, без ударов и циклических нагрузок рекомендуется эксплуатировать отливки из белого износостойкого чугуна [1–5]. Белый чугун, имея в структуре цементит, цементит-ледебурита или содержащий в структуре специальные карбиды различных элементов, имеет высокую твердость от 55 до 65 HRC, плотную структуру и относительно дешев. Поэтому белый чугун нашел широкое применение в промышленно-

сти. Однако в особо сложных условиях эксплуатации даже отливки из белого чугуна имеют низкую эксплуатационную стойкость.

Для повышения эксплуатационной надежности деталей из белого износостойкого чугуна ведут работы в трех основных направлениях. Во-первых, легированием чугуна сильными карбидообразующими элементами: хромом, марганцем, вольфрамом, молибденом, ванадием и другими. Концентрация легирующих элементов в чугуне может достигать 40 %. Широко используется комплексное легирование. Во-вторых, разработкой эффективных процессов термической обработки. В-третьих, воздействием физическими методами на процессы кристаллизации чугуна в отливке.

Однако повышение качества белого износостойкого чугуна за счет дополнительного легирования практически исчерпало весь спектр возможных легирующих компонентов, их композиций и концентраций. Кроме того, белые из-

носостойкие чугуны из-за особенностей их структуры не могут подвергаться большинству известных металловедам процессам термического упрочнения.

Поэтому наиболее перспективным, хотя и недостаточно изученным процессом улучшения качества отливок из белого износостойкого чугуна, является процесс направленной кристаллизации.

### Материалы и методы исследования

Общей методикой работы предусматривалось исследование влияния процессов направленной кристаллизации на структуру и износостойкость хромистых белых чугунов.

На Волгоградском тракторном заводе дробетные лопатки производятся из чугуна марки ЧХ16НМФТ, химический состав которого приведен в таблице.

Химический состав чугуна

Содержание химических элементов, %							
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Ti
3,4–3,6	0,3–1,0	0,4–0,7	15–17	0,9–1,3	0,3–0,6	0,1–0,3	0,1–0,2

Содержание серы и фосфора не более 0,08 % каждого.

Чугун для лопаток выплавлялся в индукционной печи с кислой футеровкой. Емкость тигля печи по жидкому металлу 0,20 тонны.

Расплавленный металл заливался в песчано-глинистые формы, полученные методом безопочной формовки.

После выбивки и очистки отливки подвергались процессу нормализации по режиму:

1. Нагрев до температур 1050...1100 °С.
2. Выдержка при заданной температуре 60...80 минут.
3. Охлаждение – на спокойном воздухе. В отдельных случаях отливки дополнительно обдуваются сжатым воздухом.
4. Отпуск для снятия напряжений – 180...200 °С.

Микроструктура металла после термообработки – цементит и карбиды хрома, молибдена, ванадия, титана. Твердость металла лопатки по чертежу 58...64 HRC.

Размеры изготавливаемой дробетной лопатки:

длина рабочей поверхности	– 180 мм;
ширина рабочей поверхности	– 55 мм;
толщина стенки детали	– 14 мм;
высота реборды	– 10 мм;
ширина реборды	– 8 мм.

Вес дробетной лопатки перед постановкой в дробетную турбину: 1900...1950 граммов. Лопатка закрепляется в диске дробетной турбины креплением «ласточкин хвост».

### Результаты исследования

Лопатки эксплуатируются в жестких условиях при постоянном движении больших объемов чугунной высокотвердой дроби. Абразив-

ные свойства дроби увеличиваются в результате раскола дроби, образования острых граней и попадания в дробь песка из пригарного слоя очищаемых отливок.

Повышенный износ отмечается у лопаток с твердостью на нижнем пределе требований чертежа: 58...60 HRC. Хрупкое разрушение лопаток наблюдается у лопаток, имеющих твердость выше предписанных требований чертежа: 64...66 HRC.

Основная причина выхода дробетных лопаток из эксплуатации является предельный износ детали дробью, рис. 1, а. Вышедшая из строя лопатка теряет в результате износа более половины своего исходного веса. Средний вес лопатки после эксплуатации 853 грамма. Дорогостоящий металл лопатки теряется безвозвратно.

Второй причиной выхода из строя дробетной лопатки является хрупкое разрушение от попадания на лопатку крупных кусков металла (болтов, гаек, скрапин металла и других), рис. 1, б.

Повышенный износ отмечается у лопаток с твердостью на нижнем пределе требований чертежа: 58...60 HRC. Хрупкое разрушение лопаток наблюдается у лопаток имеющих твердость выше предписанных требований чертежа: 64...66 HRC.

Многочисленные эксперименты по дополнительному легированию чугуна дробетных лопаток не привели к повышению эксплуатационной стойкости.

На основании вышеизложенного было выбрано направление повышения эксплуатационной стойкости дробетных лопаток методом направленной кристаллизации. В ходе экспе-



риментов в форме проставлялись холодильники из различных металлов. Холодильник формировал рабочую поверхность лопатки и резко

увеличивал теплоотвод от металла отливки. Использовались холодильники из меди марки МО, стали 20, белого хромистого чугуна ЧХЗ.

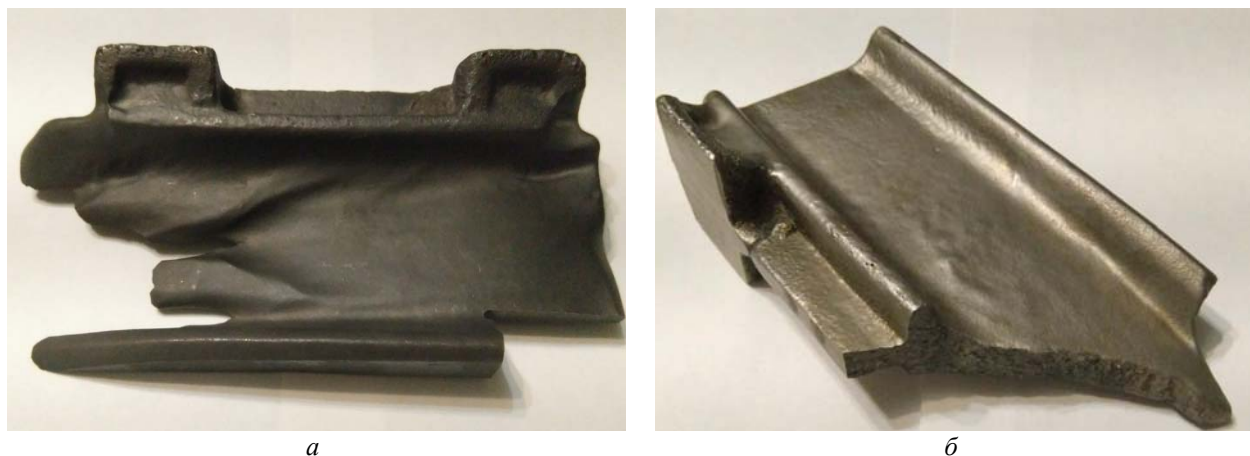


Рис. 1. Изношенные и разрушенные в ходе эксплуатации дробеметные лопатки: *а* – изношенная лопатка после 32 часов; *б* – разрушенная в период эксплуатации

Металл экспериментальных лопаток подвергался металлографическим исследованиям. Травление микрошлифов проводилось спиртовым раствором азотной кислоты с концентрацией 4–5 %. В исследовании определялась ориентация карбидов и их размеры. Твердость чугуна определялась по методу Роквелла. Конечным критерием качества металла дробеметных лопаток служили эксплуатационные испытания в дробеметных турбинах. Металлические холо-

дильники из меди, стали и чугуна с различной толщиной размещались в нижней полуформе по схеме, приведенной на рис. 2, и формировали рабочую поверхность детали.

Средняя твердость металла дробеметных лопаток полученных с использованием металлических холодильников была на 3...4 HRC выше, чем у контрольных отливок, отлитых без холодильников.

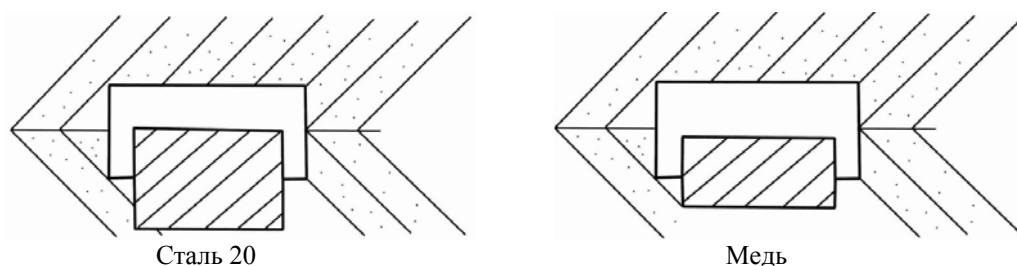


Рис. 2. Схема размещения металлических холодильников из стали и меди

Большей твердостью обладали лопатки, полученные с использованием медных холодильников, чем отливки, произведенные с использованием стальных и чугунных холодильников толщиной 20 мм. Однако увеличение толщины стального или чугунного холодильника в два раза приводит к повышению их твердости (рис. 3).

Увеличение толщины медного холодильника свыше 20 мм и холодильника из стали 20

или чугуна ЧХЗ свыше 50 мм приводит к образованию на рабочей поверхности отливки дефекта «спай». Этим объясняется выбор оптимальной толщины холодильников.

Металлографическими исследованиями отмечено значительное повышение дисперсности структуры, измельчение карбидов и цементита и их благоприятная, перпендикулярная поверхности износа ориентация (рис. 4).



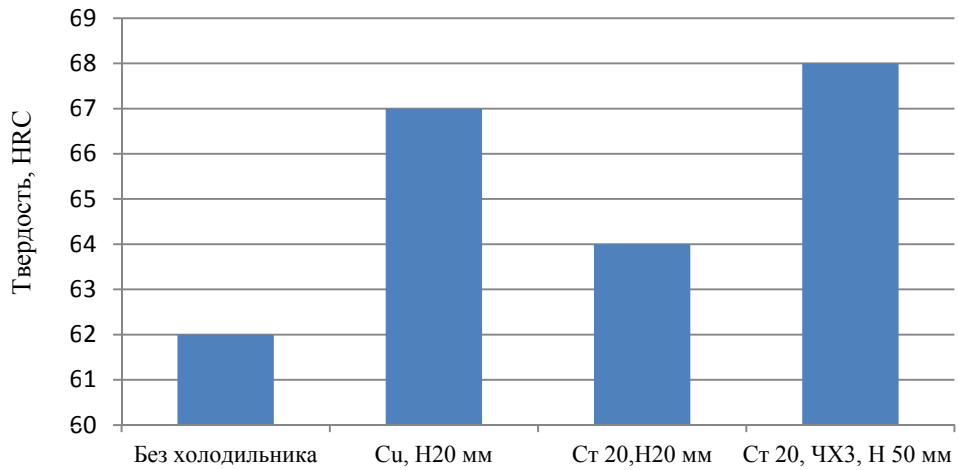


Рис. 3. Зависимость твердости металла дробеметных лопаток от размеров и материала холодильника

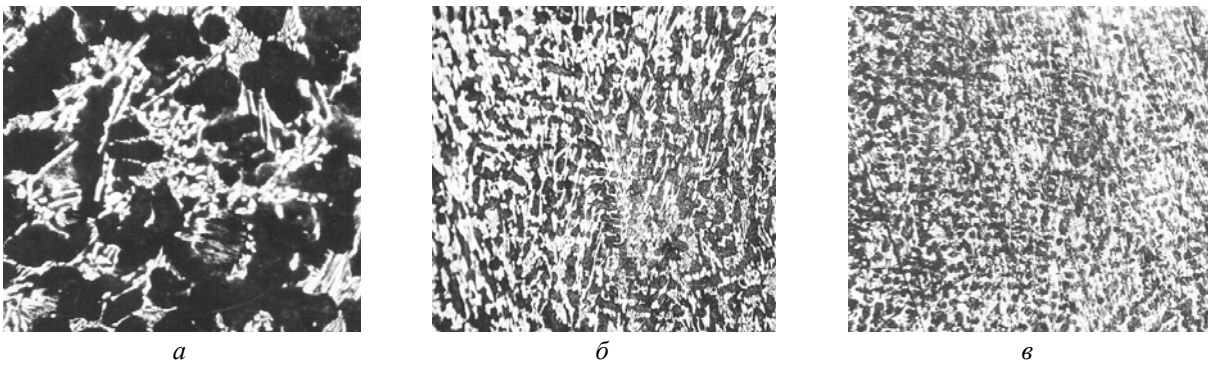


Рис. 4. Микроструктура металла дробеметной лопатки (перлитная металлическая основа, цементит и специальные карбиды):  
*a* – кристаллизация в песчано-глинистой форме; *б* – использование медного холодильника;  
*в* –использование стального холодильника Н50мм, × 100

Эксплуатационные испытания экспериментальных дробеметных лопаток и лопаток, изготовленных по действующей технологии, пока-

зали увеличение средней эксплуатационной стойкости лопаток произведенных с использованием холодильников в несколько раз (рис. 5).

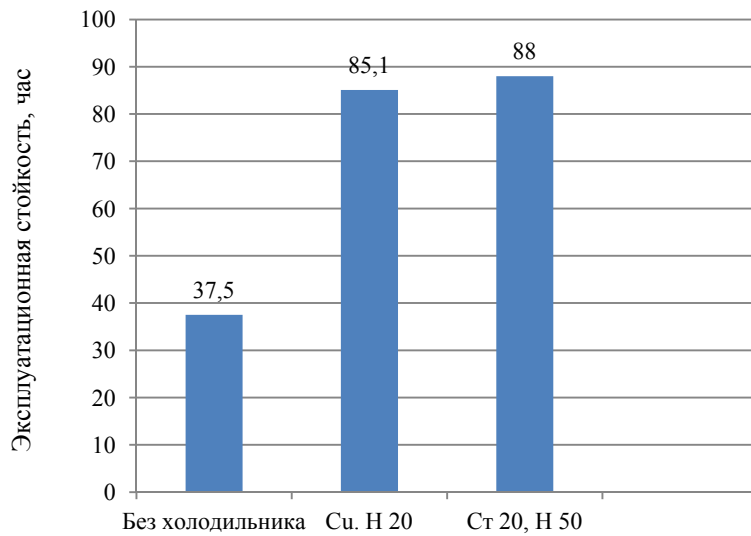


Рис. 5. Зависимость эксплуатационной стойкости дробеметных лопаток от материала холодильника

Резкое, в два с лишним раза повышение эксплуатационной надежности лопаток дробеструйных турбин объясняется следующими причинами: улучшением качества поверхности отливки; повышением плотности металла; измельчением карбидов; благоприятной ориентацией карбидов относительно поверхности износа.

#### Выводы

Таким образом, можно сделать следующие выводы по работе:

1. Процесс направленной кристаллизации металла дробеструйных лопаток повышает их эксплуатационную стойкость более чем в два раза.
2. Определена оптимальная толщина используемых для достижения направленной кристаллизации металла холодильников: медные – 20 мм; стальные или чугунные – 50 мм.

3. Использование холодильников для достижения направленной кристаллизации металла при производстве отливок дробеструйных лопаток не вызывает технологических затруднений.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гречин, И. П. Легированное чугунное литье / В. П. Гречин. – М.: Оборонгиз, 1952. – 148 с.
2. Тихонович, В. И. Литые износостойкие материалы / В. И. Тихонович. – Киев: Техника, 1998 – 212 с.
3. Бунин, К. П. Отбеленный чугун / К. П. Бунин. – М.: Металлургия, 1967. – 152 с.
4. Бобро, Ю. Г. Легированные чугуны / Ю. Г. Бобро. – М.: Металлургия, 1986. – 288 с.
5. Попов, С. М. Сопrotивляемость абразивному износу аустенитных сплавов / С. М. Попов, В. С. Попов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1972. – № 1. – С. 63–65.

УДК 621.746.01

*Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, С. Б. Гаманюк, К. Е. Титов, М. В. Кириличев, Е. А. Косова*

#### ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ КРУПНЫХ СЛИТКОВ РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИИ\*

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

Физическим моделированием установлено, что изменение геометрии слитка оказывает значительное влияние на процесс затвердевания. Изменение конусности с положительных значений («обратная» конусность) на отрицательные («прямая» конусность) приводит к изменению характера продвижения твердой и твердожидкой фаз. При отрицательной конусности происходит увеличение горизонтального и уменьшение вертикального затвердевания. Эти особенности обусловлены быстрым смыканием горизонтального и вертикального фронтов кристаллизации в верхней части слитка, что приводит к образованию локализованных участков расплава в осевой части, затвердевающих обособленно от прибыльной части. Возрастная скорости горизонтального затвердевания приводит к большей протяженности зоны столбчатых кристаллов по сравнению со слитками с положительной конусностью и, соответственно, к большей зоне равноосных кристаллов, пораженной пористостью, дефектами усадочного происхождения. При этом усадочная раковина имеет незначительное развитие.

*Ключевые слова:* затвердевание, крупный слиток, физическое моделирование, твердая фаза, двухфазная область, геометрия слитка.

*D. V. Rutskii, N. A. Zyuban, S. B. Gamanuk, K. E. Titov, M. V. Kirilichev, E. A. Kosova*

#### PHYSICAL MODELING OF THE PROCESS OF SOLIDIFICATION OF HEAVY INGOTS OF DIFFERENT GEOMETRY

Volgograd State Technical University

Physical modeling has found that a change in geometry has a significant effect on the solidification process. Changing the taper from positive values (“reverse” taper) to negative (“direct” taper) leads to a change in the nature of the advancement of solid and solid-liquid phases. With a negative taper, the horizontal increases and the vertical clamping decreases. These peeling features are caused by their fast closing in the upper part of the ingot, which leads to the formation of localized melt sites, solidifying separately in the axial part of the ingot from the hot top. The increase in horizontal solidification leads to a greater development than in ingots with a positive taper, a zone of columnar crystals, and a large zone of equiaxed crystals affected by porosity, defects of shrinkage origin. The shrinkage cone has little development at the same time. Mathematical modeling of the iron-based alloy process confirmed the results of physical modeling. The distribution of temperature fields in an ingot with a negative taper differs from an ingot with a positive taper. At the end of the solidification of the ingot in its upper part, the accelerated advance of the solid phase begins, which reduces the diameter of the axial part with the liquid metal, which leads to the formation of a dense solid layer and the development of a long axial zone, which hardens separately, in the absence of a liquid melt and, as a result, the development defects of shrinkage origin. In order to build a mathematical model using experiment planning methods,

a matrix of a full factorial experiment was developed and implemented. Based on the results of which, a regression equation is obtained that relates the relative diameter of the axial friability to the geometry and the applied hot-top insulation. The volume of the hot top, conicity, thermal conductivity of heat-insulating materials, as well as the ratio of height to diameter of the ingot have the greatest influence on the diameter of the axial porosity zone. Using the methods of mathematical and physical modeling, determine the nature of the influence of the main geometric and technological parameters on the degree of development of the axial friability zone in the ingot body.

*Keywords:* solidification, heavy ingot, physical modeling, solid phase, two-phase region, ingot geometry.

Проблеме производства и совершенствования технологий получения крупных кузнечных слитков на стадии разлива и затвердевания придается большое значение. Сложность задачи состоит в невозможности управления процессами, протекающими при длительном затвердевании слитка. Процесс разлива стали в крупные слитки, а также его затвердевание являются одним из самых ответственных этапов. В работах [1–3] показано, что положительный эффект, полученный на стадии выплавки стали может быть полностью утрачен на стадии разлива и затвердевания. Для повышения качества металла слитка разработано много способов, для реализации которых необходимо проводить значительную модернизацию сталеплавильных цехов. Одним из эффективных способов воздействия на процесс затвердевания, является изменение геометрии слитков [2, 4, 5]. Сложность описания процесса затвердевания крупных слитков обусловлена одновременностью протекания во время продвижения твердой фазы нескольких процессов – ликвации, усадки стали и других, что приводит к образованию в литом металле физиче-

ской и химической неоднородностей.

В связи с большой массой слитков и высокой себестоимостью их получения в настоящее время проведение экспериментов по исследованию процессов кинетики продвижения фронтов затвердевания на реальном металле с резкой слитков весьма ограничено. Для описания процессов затвердевания широкое распространение получают методы математического [6–9] и физического моделирования [10–13].

В связи с этой целью настоящей работы являлось исследование кинетики продвижения твердой фазы и формирования структурных зон в слитках различной геометрии.

Моделирование процессов затвердевания слитков проводили на плоских на моделях изложниц [14–16], в качестве моделирующего раствора использовался натрий серноватистокислый (кристаллический гипосульфит) –  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \times 5\text{H}_2\text{O}$ . Адекватность физического моделирования обеспечивалась одинаковым порядком чисел подобия полученных в результате расчетов (см. табл. 1). Параметры моделируемых слитков приведены в табл. 2.

Таблица 1

Значения критериев подобия в образце и модели

Тип слитка	Критерий подобия				
	Bi	N	Fo	Fr	We
Модель слитка	$1,02 \cdot 10^{-8}$	0,52	$1,083 \cdot 10^{-4}$	$2,8 \cdot 10^{-6}$	$7,56 \cdot 10^{-4}$
Реальный слиток	$1,73 \cdot 10^{-7}$	4,01	$6,34 \cdot 10^{-4}$	$3,67 \cdot 10^{-5}$	$5,83 \cdot 10^{-3}$

Таблица 2

Параметры слитков и разлива расплава гипосульфита

Параметры слитков	Слиток с нулевой конусностью	Слиток, уширенный сверху	Слиток, уширенный сверху	Слиток, уширенный снизу
Конусность слитка, %	0	4	44	17,6
Конусность прибыли, %	18,5	19,6	76,6	30
Отношение высоты к среднему диаметру	1,8	1,73	2,04	1,58
Относительный объем прибыли, %	26	26	27	26
Температура воды, °С	16,5	16,8	16,9	16,2
Температура заливки расплава гипосульфита, °С	99,8	95,0	98,9	99,6

В процессе моделирования продвигающийся фронт затвердевания разделяли на две составляющие: горизонтальную и вертикальную. На протяжении экспериментов, по физическому моделированию, фиксировали динамику продви-

жения твердой и твердожидкой составляющих затвердевания (см. рис. 1). При физическом моделировании можно визуально наблюдать и фиксировать развитие структурных и дефектных зон при затвердевании модельных слитков.

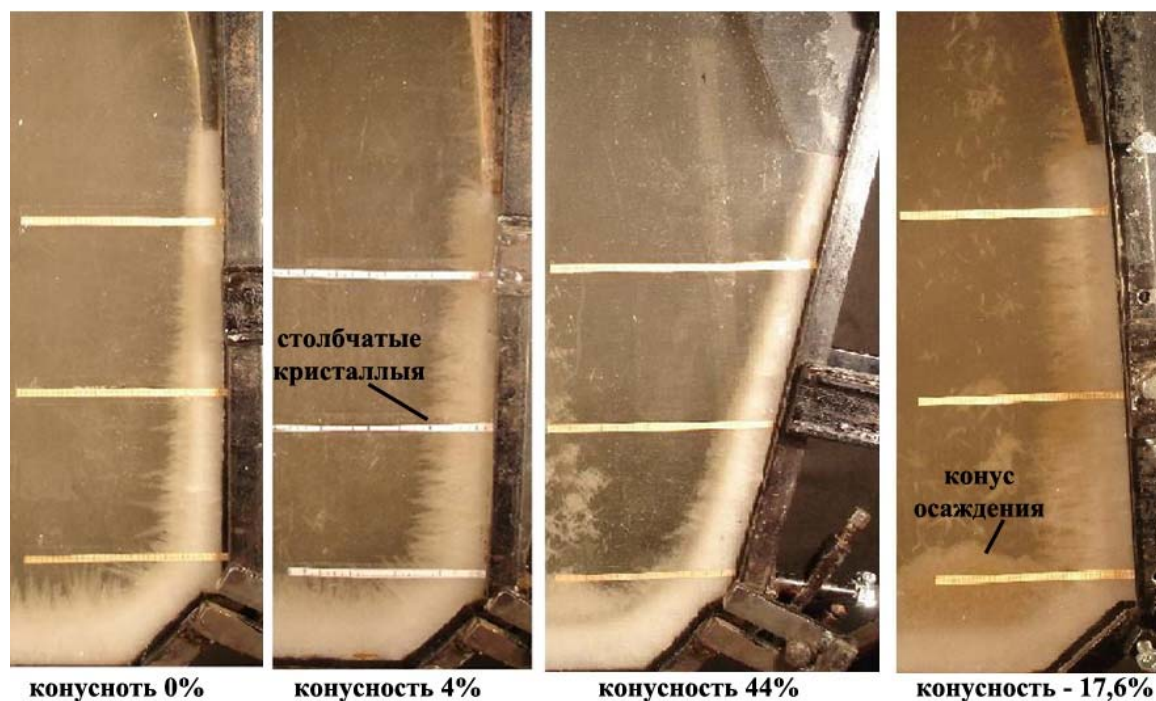


Рис. 1. Затвердевание и структурообразование при физическом моделировании слитков различной геометрии

Физическим моделированием установлено, что в целом характер затвердевания модельных слитков является практически идентичным (см. рис. 2). Скорость продвижения твердой фазы во всех слитках в начале максимальная (см. рис. 2, а) и до 1/3 от общего времени затвердевания находится на одном уровне. По мере нарастания твердой фазы интенсивность ее продвижения уменьшается, причем для слитков различной геометрии это уменьшение происходит по-разному (см. рис. 2, а). Изменение толщины твердожидкой фазы в слитках изменяется с образованием ярко выраженных пиков, соответствующих различным значениям в зависимости от геометрии слитков (см. рис. 2, б).

Все модельные слитки затвердевали с образованием следующих структурных зон: корковая, зона столбчатых кристаллов, зона равноосных кристаллов (затвердевающих по последовательному механизму) и конус осаждения, образующийся в нижней части слитка, за счет оседания кристаллов гипосульфита и последовательного образования твердой фазы, продвигающейся от стенок модели изложницы.

При исследовании вертикального затвердевания, было выявлено, что форма кинетических кривых вертикального продвижения границы твердой фазы во всех модельных слитках одинаковая (см. рис. 2, в). Кинетическую кривую можно разделить на три участка. Вертикальное затвердевание на участке 1 подчиняется закону квадратного корня:

$$y = K_1 \sqrt{\tau} + C, \quad (1)$$

где  $K_1$  – коэффициент затвердевания на первом участке;  $\tau$  – время затвердевания первого участка;  $C$  – константа.

Значение коэффициента затвердевания  $K_1$  для начального этапа вертикальной кристаллизации больше, чем для горизонтальной, по причине интенсивного отвода тепла от донной части слитка, слабой циркуляцией жидкого расплава у дна слитка и усиленным теплоотводом в местах перехода боковых стенок к донной части.

Ускоренное затвердевание, соответствует участку 2 кинетической кривой, участок 3 кинетической кривой характеризуется замедлени-

ем процесса вертикального затвердевания и соответствует зоне влияния прибыли. Протяженность этого участка и степень замедления вертикального затвердевания зависят от геометрии и условий тепловой работы прибыли.

Изменение геометрии оказывает значительное влияние на процесс затвердевания (см.

рис. 2). Увеличение конусности стенок кристаллизатора приводит к уменьшению скорости и толщины продвижения горизонтальной составляющей затвердевания (см. рис. 2, а), при этом толщина твердожидкой фазы при увеличении конусности достигает максимальных значений (см. рис. 2, б).

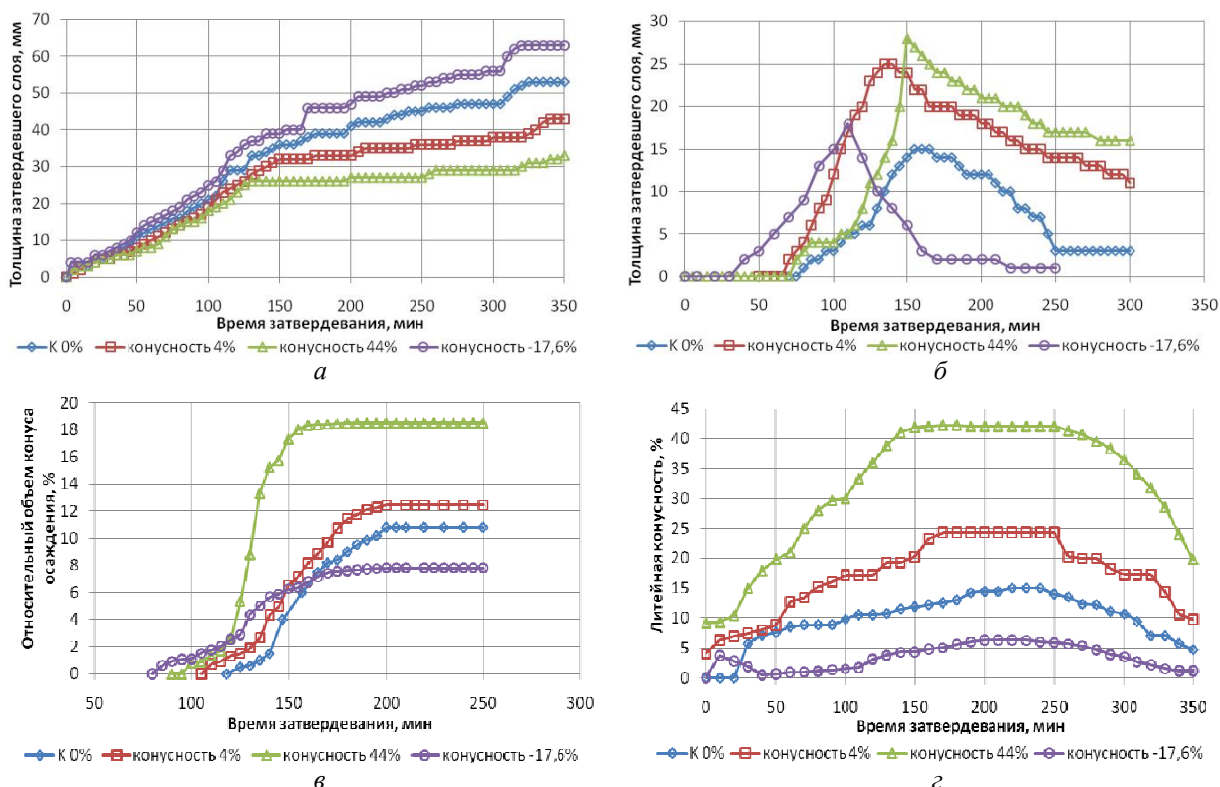


Рис. 2. Результаты физического моделирования:

а – продвижение твердой фазы в горизонтальном направлении; б – продвижение твердожидкой фазы в горизонтальном направлении; в – образование конуса осаждения (вертикальное направление); г – изменение направленности затвердевания в модельных слитках

Данное изменение динамики продвижения твердого и твердожидкого фронта затвердевания при увеличении конусности слитка, связано с воздействием «жидкой фазы», находящейся длительное время в жидком состоянии в прибыльной части слитка, что создает благоприятные условия для «подпитки» затвердевающих осевых объемов слитка. Данное обстоятельство подтверждается увеличением направленности процесса затвердевания (до 40 %) при увеличении конусности слитков (см. рис. 2, г). Анализ развития структурных и дефектных зон в затвердевших модельных слитках (см. рис. 3, 4) показал, что увеличение конусности приводит к уменьшению протяженности зоны столбчатых кристаллов, затвердевающих в условиях максимального температурного градиента. Длительное воздействие «жидкой фазы» прибыльной части, приводит к большему развитию

вертикальной составляющей затвердевания (см. рис. 2, в), что, в свою очередь, приводит к увеличению степени развития «конуса осаждения» и «зоны равноосных кристаллов» (см. рис. 4) и как следствие увеличению направленности затвердевания (см. рис. 2, г) и уменьшению развития усадочных дефектов (см. рис. 4).

Изменение конусности с положительных значений на отрицательные приводит к изменению характера продвижения твердой и твердожидкой фаз. При отрицательной конусности происходит увеличение горизонтальной составляющей затвердевания (см. рис. 2, а) и уменьшение вертикальной составляющей (см. рис. 2, в), при этом толщина двухфазной зоны имеет минимальные значения (см. рис. 2, б), эти факторы приводят к уменьшению направленности процесса затвердевания (см. рис. 2, г). Данный характер продвижения фронта затвердевания



вызван быстрым смыканием фронтов затвердевания в верхней части слитка, что приводит к образованию локализованных участков расплава, в осевой части слитка затвердевающих обособленно от прибыльной части. Увеличение горизонтальной составляющей затвердевания при-

водит к большему развитию, чем в слитках с положительной конусностью, зоны столбчатых кристаллов (см. рис. 4), и большой зоны равноосных кристаллов, пораженной несплошностями (см. рис. 3). При этом усадочная раковина имеет незначительное развитие (см. рис. 4).

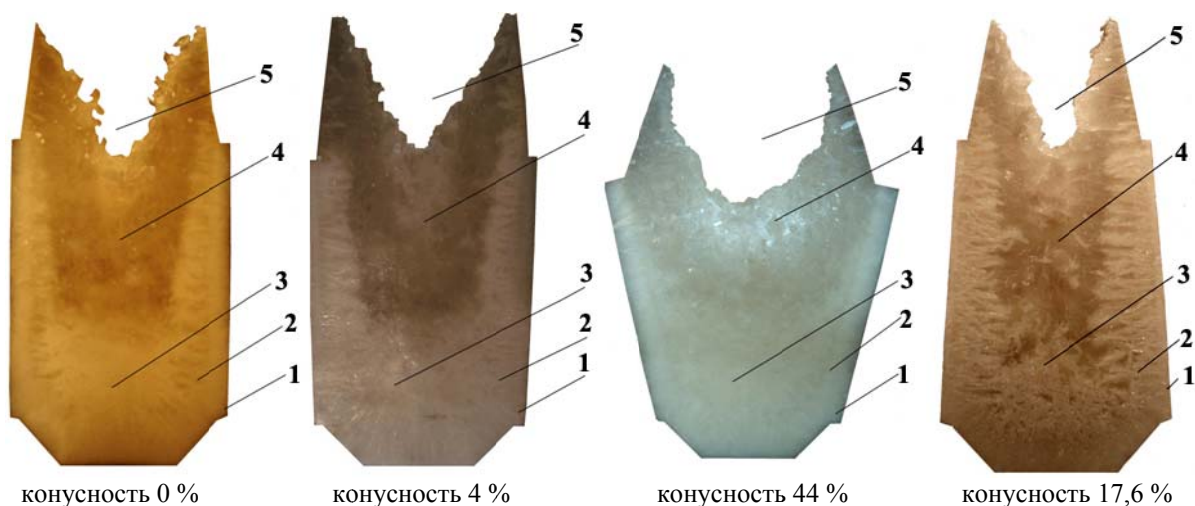


Рис. 3. Структура затвердевших модельных слитков:  
1 – корковая зона; 2 – зона столбчатых кристаллов; 3 – конус осаждения; 4 – зона равноосных кристаллов; 5 – усадочная раковина

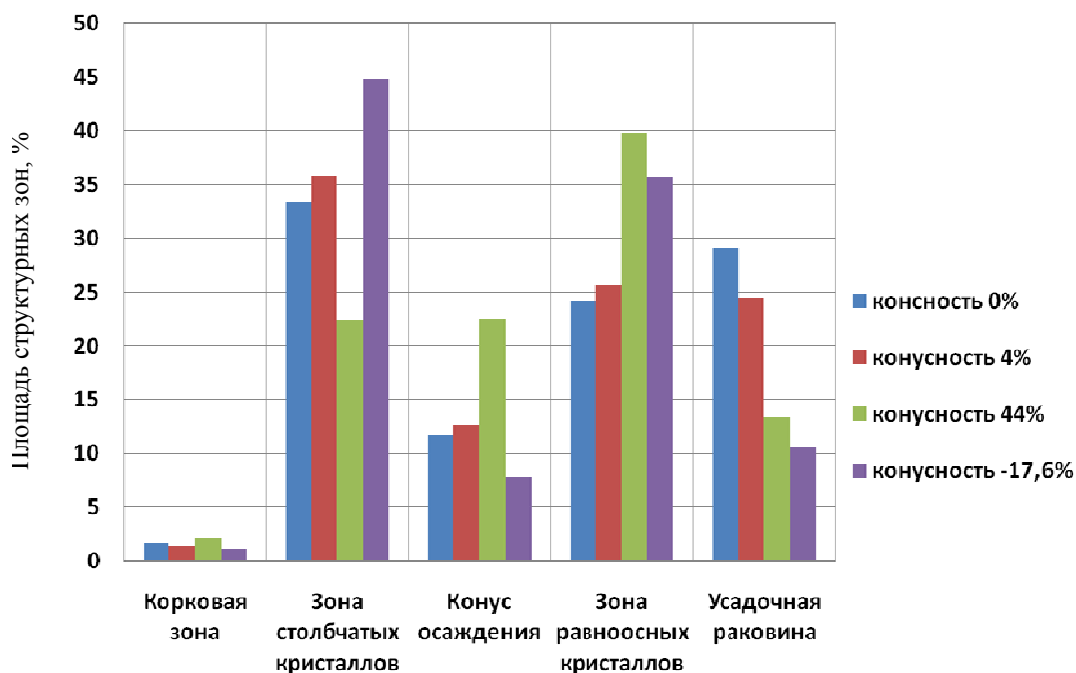


Рис. 4. Площадь структурных зон в модельных слитках

Физическим моделированием показано, что одним из эффективных способов, позволяющих оценить степень воздействия на процесс затвердевания, является изменение геометрии затвердевающих слитков.

### Выводы

Изменение геометрии оказывает значительное влияние на процесс затвердевания. Увеличение конусности стенок кристаллизатора приводит к уменьшению скорости и толщины про-



движения горизонтальной составляющей затвердевания, при этом толщина твердожидкой фазы при увеличении конусности достигает максимальных значений. Данное изменение динамики продвижения твердого и твердожидкого фронта затвердевания при увеличении конусности слитка, связано с воздействием «жидкой фазы» находящейся длительное время в прибыльной части слитка, что создает благоприятные условия для «подпитки» затвердевающих осевых объемов слитка. Данное обстоятельство подтверждается увеличением направленности процесса затвердевания (до 40 %).

Анализ развития структурных и дефектных зон в затвердевших модельных слитках показал, что увеличение конусности приводит к большей скорости продвижения вертикальной составляющей затвердевания, что в свою очередь обуславливает интенсивное формирование «конуса осаждения» и зоны равноосных кристаллов и, как следствие, образованию более благоприятных условий усиления направленности затвердевания и уменьшению развития усадочных дефектов.

Изменение конусности с положительных значений на отрицательные приводит к изменению характера продвижения твердой и твердожидкой фаз. При отрицательной конусности происходит увеличение горизонтальной и уменьшение вертикальной составляющей затвердевания, при этом толщина двух фазной зоны имеет минимальные значения, эти факторы приводят к уменьшению направленности процесса затвердевания. Данный характер продвижения фронта затвердевания вызван быстрым смыканием фронтов затвердевания в верхней части слитка, что приводит к образованию локализованных участков расплава, в осевой части слитка затвердевающих обособленно от прибыльной части. Увеличение горизонтальной составляющей затвердевания приводит к большему развитию, чем в слитках с положительной конусностью, зоны столбчатых кристаллов и большой зоны равноосных кристаллов, пораженной несплошностями. При этом усадочная раковина имеет незначительное развитие.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Руцкий, Д. В. Ликвация в крупных кованных изделиях / Д. В. Руцкий, С. И. Жульев, К. Е. Титов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2008. – № 2. – С. 21–27.
2. Жульев, С. И. Стальные слитки: проблемы качества и новые технологии : монография / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – 176 с.
3. Крупный слиток / А. Н. Смирнов [и др.]. – Донецк : Вебер, 2009. – 279 с.
4. Влияние геометрии слитка на объем осевой рыхлости в нем / А. Н. Ромашкин, А. Н. Мальгинов, Д. С. Толстых, Е. В. Шамров, Ю. Л. Матвеева, И. А. Иванов, В. С. Дуб // Электromеталлургия. – 2013. – № 7. – С. 36–39.
5. Изучение влияния конфигурации кузнечных слитков на распределение химических элементов по их сечению / В. С. Дуб, А. Н. Ромашкин, А. Н. Мальгинов, И. А. Иванов, Д. С. Толстых // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2014. – № 1. – С. 5–19.
6. Моделирование напряженного состояния стальных слитков при затвердевании / С. И. Жульев [и др.] // Сталь. – 2006. – № 7. – С. 21–22.
7. 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 [и др.] // Металлург. – 2018. – № 11. – С. 33–39.
8. Анализ кинетики затвердевания стальных кузнечных слитков различной конфигурации. Ч. II. Результаты компьютерного моделирования / В. С. Дуб [и др.] // Металлург. – 2015. – № 12. – С. 20–26.
9. 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.
10. Эльдарханов, А. С. Процессы формирования отливок и их моделирование / А. С. Эльдарханов, В. А. Ефимов, А. С. Нурадинов. – М. : Машиностроение, 2001. – 208 с.
11. Анализ кинетики затвердевания стальных кузнечных слитков различной конфигурации. Ч. I. Результаты холодного моделирования / В. С. Дуб [и др.] // Металлург. – 2015. – № 11. – С. 41–56.
12. Massive Formation of Equiaxed Crystals by Avalanches of Mushy Zone Segments / A. Ludwig, M. Stefan-Kharicha, A. Kharicha and M. Wu // Metallurgical and materials transaction A. 2017. Volume 48A. P. 2927–2930.
13. Review of Ammonium Chloride-Water Solution Properties / M. Stefan-Kharicha, A. Kharicha, J. Mogeritsch, M. Wu and A. Ludwig // Journal of chemical and engineering. 2018. Volume 63. P. 3170–3183.
14. П. м. 110667 РФ, МПК В 22 D 7/08. Устройство для исследования процесса кристаллизации слитков в модели изложницы / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, С. Н. Никуйко, А. Н. Галкин ; ВолгГТУ. – 2011.
15. П. м. 135551 РФ, МПК В22D7/08. Модель изложницы для исследования процесса кристаллизации слитков / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, А. Н. Галкин, С. Б. Гаманюк, Е. А. Косова, А. Я. Пузиков ; ВолгГТУ. – 2013.
16. П. м. 141550 РФ, МПК В22D7/08. Модель изложницы для исследования процесса кристаллизации слитков / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, А. Н. Галкин, С. Б. Гаманюк, Е. А. Косова, А. Я. Пузиков ; ВолгГТУ. – 2014.

УДК 669.15

*Ю. В. Гребнев, В. Ф. Жаркова, Н. В. Маркина, Е. Ю. Карпова, И. Д. Подгорный*

**ПРИМЕНЕНИЕ УГЛЕРОДОСодЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ  
ПРОИЗВОДСТВА ПЕРВИЧНОГО АЛЮМИНИЯ  
В ПРОЦЕССАХ ПЛАВКИ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mitlp@vstu.ru

Рассматривалась возможность использования углеродосодержащего материала в качестве науглероживателя для получения синтетического чугуна в индукционной печи и в процессе диффузионного раскисления высокомарганцевой стали.

*Ключевые слова:* углеродосодержащий материал, синтетический чугун, алюмошлак, футеровка электролизеров, диффузионное раскисление.

*Y. V. Grebnev, V. F. Zharkova, N. V. Markina, E. Yu. Karpova, I. D. Podgorny*

**THE USE OF CARBON CONTAINING WASTES FOR  
THE PRODUCTION OF PRIMARY ALUMINIUM  
IN THE SMELTING PROCESSES OF IRON-CARBON ALLOYS**

**Volgograd State Technical University**

The possibility of using a carbon-containing material as a carbonizer to produce synthetic iron in an induction furnace and in the process of diffusion deoxidation of high-manganese steel was considered.

*Keywords:* carbonaceous material, synthetic iron, alumasc, cell lining, diffusion deoxidation.

**Введение**

При производстве первичного алюминия образуются большие объемы отходов, которые возможно эффективно использовать в металлургии и литейном производстве. Среди этих отходов в первую очередь необходимо использовать алюмошлак, шлак от системы мокрой газоочистки и отработанную футеровку электролизеров.

Алюмошлак, содержащий от 25 до 35 % чистого алюминия, глинозем и криолит, давно находят применение в качестве компонента шихты при производстве вторичного алюминия и в металлургии для осадочного и диффузионного раскисления стали.

Углеродосодержащие шламы системы мокрой газоочистки рекомендовано применять при выплавке стали 110Г13Л [1].

Отработанные футеровки электролизеров (аноды и катоды) использовались в качестве частичной замены литейного кокса в процессе ваграночной плавки в чугунолитейном цехе Волгоградского тракторного завода. С использованием материала отработанных футеровок выплавлялись чугуны марок СЧ15, СЧ20 и СЧ25.

Перед использованием анодные и катодные блоки резались ленточной пилой на кубики

размером 150×150×150 мм. При изготовлении кубиков для ваграночной плавки образовывалось от 30 до 35 % мелкодисперсного углеродосодержащего материала.

Средний химический состав отработанных катодных и анодных блоков: 74–78 % С; 7–9 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 6–8 % Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>. Углеродосодержащий материал, полученный при распиловке блоков содержит значительно больше ценных шлакообразующих материалов – глинозема и криолита. По данным химических анализов содержание углерода в материале снижается до 68–72 %, содержание глинозема возрастает до 10–12 %, а содержание криолита увеличивается до 8–11 %.

Основная фракция углеродосодержащего материала – частицы с размером от 1,0 до 3,0 мм. Частиц основной фракции более 75 %. В материале встречаются частицы с максимальным размером до 15 мм. Материал практически не пылит и удобен для присадки в жидкий металл или на шлак.

**Методика исследования**

Мелкодисперсный углеродосодержащий материал планировалось использовать в качестве науглероживателя для получения синтетического чугуна в индукционной печи и в процессе диффузионного раскисления высокомарганцевой стали.

Для определения науглероживающего действия материала проводились экспериментальные плавки в индукционной тигельной печи емкостью 200 кг. Предварительно в индукционной печи выплавлялся низкоуглеродистый расплав соответствующей стали марки 20Л (0,17–0,25 % С). На зеркало металла в тигель

печи при одинаковой температуре  $1560 \pm 20$  °С присаживались различные науглероживатели, широко используемые в металлургии. Среди них антрацит, литейный кокс, графит, электродный бой (табл. 1). Свойства этих материалов хорошо изучены.

Таблица 1

## Характеристики науглероживателей

Вариант	Наименование материала	Химический состав, %	
		С	S
1	Антрацит	84	1,7
2	Литейный кокс (ГОСТ 3340-89)	91	0,6
3	Графит скрытнокристаллический (ГОСТ 5420-74)	83	0,08
4	Электродный бой	94	0,2
5	Мелкодисперсные отходы от распиловки футеровок электролизеров	72	0,8

Для получения сравнительных результатов антрацит, литейный кокс и электродный бой измельчали до фракции близкой к фракции углеродосодержащего материала, полученного из отработанных футеровок.

Шихтовые материалы при проведении экспериментальных плавок взвешивались с точностью до 0,01 кг. Присадки углеродосодержащих материалов перед введением в тигель печи так же взвешивались с точностью до 0,1 грамма.

Все науглероживающие добавки выдерживались на зеркале расплавленного металла ровно 10 минут. До присадки науглероживающего материала и после 10 минут его выдержки на зеркале металла из печи отбирались пробы для проведения химического анализа. Всего было проведено 13 экспериментальных плавки стали с науглероживанием. В металл каждой плавки расчетное количество углеродосодержащих материалов присаживалось по три раза. Было получено 39 вариантов металла после науглероживания различными материалами.

Результаты процесса науглероживания жидкого металла различными материалами оценивались по данным химических анализов, которые обрабатывались и сравнивались между собой. По данным химических анализов определялась степень усвоения углерода металлом в процентах и скорость усвоения углерода в процентах за минуту.

Использование углеродосодержащих материалов, полученных при переработке футеро-

вок электролизеров в качестве восстановителя в процессе диффузионного раскисления высокомарганцевой стали 110Г13Л проводилось в сравнении с традиционным восстановителем – дробленным литейным или металлургическим коксом [2–4].

Всего было проведено семь плавки стали 110Г13Л с использованием в качестве восстановителя отходов от распиловки футеровки электролизеров и три плавки (контроль) по традиционной технологии с использованием дробленного кокса. Плавки проводились в дуговой электросталеплавильной печи ДСП-6 с основной футеровкой. Расход углеродосодержащих материала и кокса во всех плавках было одинаковым и составляет 11 кг на тонну жидкой стали. В контрольных плавках, для разжижения шлака использовался плавиковый шпат в количестве 3,5 кг на тонну жидкой стали. В экспериментальных плавках плавиковый шпат не использовался, так как в составе углеродосодержащего материала присутствовал сильный флюсующий материал – криолит.

Качество диффузионного раскисления металла оценивалось по снижению содержания закиси марганца и железа в шлаке и по результатам испытания ударной вязкости стали от каждой плавки. Ударная вязкость стали, как критерий качества диффузионного раскисления стали 110Г13Л, была выбрана как наиболее структурно-чувствительный метод механических испытаний.

### Результаты исследований

Проведение экспериментальных плавов в индукционной тигельной печи по науглероживанию расплава стали 20Л показали, что присадка известных в промышленности углеродосодержащих материалов приводит к слабому кипению на поверхности расплава. Науглероживатели частично сгорают в атмосфере, частично прилипают к поверхности тигля печи.

Присадка углеродистого материала от футеровок электролизеров приводит к заметному кипению на поверхности расплава. Частицы науглероживающего материала интенсивно перемешиваются с расплавом и реагируют с ним.

Усредненные данные химических анализов проб металла, отобранных в процессе науглероживания расплава различными материалами приведены в табл. 2.

Данные табл. 2 наглядно показывают, что степень усвоения углерода наибольшая при использовании углеродистых отходов от футеровки электролизеров. При этом содержание углерода в материале наименьшее. Скорость увеличения содержания углерода в металле и полнота усвоения углерода наибольшая. Повышения содержания серы в металле от углеродосодержащих присадок не обнаружено.

Таблица 2

#### Сравнительные результаты науглероживания металла различными материалами

Наименование варианта	Наименование углеродосодержащего материала	Содержание углерода, %	Степень усвоения углерода, %	Скорость усвоения углерода, %/мин
1	Антрацит	84	43	0,04
2	Литейный кокс	91	51	0,06
3	Графит скрытокристаллический	83	39*	0,03
4	Электродный бой	94	54	0,08
5	Мелкодисперсные отходы футеровок электролизеров	72	76	0,11

\* П р и м е ч а н и е : материал полностью не прореагировал с металлом в течение 10 мин.

Эти данные позволяют сделать вывод, что мелкодисперсные углеродистые отходы от футеровки алюминиевых электролизеров весьма эффективный науглероживатель железа – углеродистых расплавов. Материал может эффективно применяться в процессах получения высокоуглеродистых расплавов перед окислительным рафинированием стали и при производстве синтетического чугуна.

Проведение экспериментальных плавов в электродуговой печи ДСП-6 по диффузионному раскислению расплава высокомарганцевой стали показали значительное преимущество углеродистого материала по сравнению с диффузионным раскислением коксовой мелочью (контрольный вариант). Следует отметить, что

среднее содержание углерода в отходах значительно меньше, чем в литейном коксе.

При присадке в печь, на шлак углеродосодержащего материала идет интенсивное кипение металла и шлака за счет выделения газообразного фтора и окиси углерода. Металл, шлак и углеродосодержащие материалы интенсивно перемешиваются, и активно реагируют между собой. Шлак становится жидкоподвижным за счет образования в нем оксида натрия.

За период в 30 минут содержание закиси марганца (MnO) в шлаке снижается на 18,7 % (с 27,4 % до 8,7 %). В то же время в шлаке контрольных плавов снижение содержания закиси марганца несколько меньше – на 13,8 % (с 26,1 % до 12,3 %) (табл. 3)

Таблица 3

#### Характеристики шлака экспериментальных плавов

Номер варианта	Диффузионный раскислитель	Количество плавов, шт	Среднее содержание закиси марганца в шлаке		Снижение содержания закиси марганца, %
			до присадки	после присадки	
1	Углеродосодержащий материал	7	27,4	8,7	18,7
2	Дробленный кокс	3	26,1	12,3	13,8

Из данных табл. 3 можно сделать вывод, что мелкодисперсный углеродосодержащий материал от футеровок электролизеров является эффективным диффузионным раскислителем при производстве высоколегированных сталей методом переплава легированных отходов.

Результаты механических испытаний показывают, что ударная вязкость (КСУ) стали 110Г13Л возрастает со 186 Дж/см<sup>2</sup> (контрольный вариант) до 194 Дж/см<sup>2</sup> при раскислении углеродосодержащим материалом. Это повышение ударной вязкости объясняется снижением неметаллических включений в стали при более эффективном диффузионном раскислении [2–3].

### Выводы

1. Мелкодисперсные углеродосодержащие отходы от футеровок алюминиевых электролизеров являются эффективным науглероживателем углеродистых расплавов и во многом превосходят традиционные науглероживатели.

2. Мелкодисперсные углеродосодержащие отходы превосходят при диффузионном раскислении высоколегированных сталей традиционно применяемый дробленый кокс.

3. При использовании углеродосодержащих отходов в качестве диффузионного раскислителя достигается экономия ферросплавов содержащих марганец и плавикового шпата.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шлаковый режим плавки высокомарганцевистой стали в электропечи с водоохлаждаемым сводом / Ю. В. Гребнев, А. А. Егоров, В. В. Шлепин, И. Е. Афонин, Н. Г. Краева // Литейное производство. – 2000. – № 4. – С. 26–27.
2. Давыдов, Н. Г. Свойства, производство и применение высокомарганцевой стали / Н. Г. Давыдов, В. В. Ситнов. – М.: Машиностроение, 1996. – 232 с.
3. Вицня, М. М. Применение раскислительно-рафинующей смеси для плавки стали 110Г13Л / М. М. Вицня // Литейное производство. – 1981. – № 6. – С. 32.
4. Краткий справочник электросталеваара. Справочник / А. Ф. Каблуковский, О. Е. Молчанов, М. А. Каблуковская. – М.: Металлургия, 1994. – 352 с.

УДК 621.746.047:669.054.2

**К. Н. Вдовин<sup>1</sup>, С. И. Шахов<sup>2</sup>, Василий В. Точилкин<sup>1</sup>, А. М. Филатов<sup>1</sup>, Виктор В. Точилкин<sup>1</sup>**  
**КОНСТРУКЦИИ И АНАЛИЗ РАБОТЫ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ПОДАЧИ СТАЛИ**  
**В ПРОМЕЖУТОЧНЫЙ КОВШ ДВУХРУЧЬЕВОЙ МНЛЗ**

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования (ФГБОУ ВО) «Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова», г. Магнитогорск, Россия

<sup>2</sup> АО АХК «ВНИИМЕТМАШ им. Академика Целикова», г. Москва, Россия  
 e-mail: vdovin@magtu.ru

Рассмотрено огнеупорное оборудование системы сталеразливочный ковш (СРК) – открытая струя – промежуточный ковш (ПК) двухручьевого сортовой машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Показаны процессы движения потоков металла в представленной системе. Отмечены особенности конструкции элементов сортовой МНЛЗ, которые обеспечивают рациональное прохождение разливаемого металла в системе СРК – открытая струя – ПК. Это обеспечивает эффективное формирование потоков стали в приемной камере ПК и создает условия для повышения качества металла.

*Ключевые слова:* машина непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), сталеразливочный ковш (СРК), промежуточный ковш (ПК), потоки металла, математическое моделирование, огнеупорные конструкции.

**К. N. Vdovin<sup>1</sup>, S. I. Shakhov<sup>2</sup>, Vasilii V. Tochilkin<sup>1</sup>, A. M. Filatov<sup>1</sup>, Viktor V. Tochilkin<sup>1</sup>**  
**DESIGN AND ANALYSIS OF EQUIPMENT FOR FEED STEEL TUNDISHES**  
**DOUBLE-STRAND CONTINUOUS CASTING MACHINE**

<sup>1</sup> Nosov Magnitogorsk State Technical University

<sup>2</sup> VNIMETMASH Holding Company

The refractory equipment of the system “steel-pouring ladle – pouring basket” of continuous billet casting machines (CBCM) is considered. Improving the equipment provides an effective formation of the metal stream and creates conditions for the improvement of its quality. This provided the effective steel flow formation in tundish and created the condition for improvement in the metal quality. Stability of the pouring process and an increase in the quality of the poured metal are achieved as a result.

*Keywords:* continuous casting machine (CCM), steel-pouring ladle, tundish, metal flows, the mathmodeling, refractory structure.

### Введение

Система сталеразливочный ковш – открытая струя – промежуточный ковш [1] является важнейшим технологическим элементом двухручьевого сортовой МНЛЗ, требующим совершенствования технологии и оборудования [2]. При разливке стали эта система в значительной степени определяет стабильность процесса разлива на начальном его этапе, оказывая большое влияние на повышение качества разливаемого металла и стабильную работу машины [3]. Металл из СРК в ПК поступает открытой струей в момент наполнения ПК [4]. На рис. 1 представлена компоновка оборудования двухручьевого сортовой МНЛЗ, обеспечивающей прохождение жидкой стали из СРК в ПК и далее кристаллизатор.

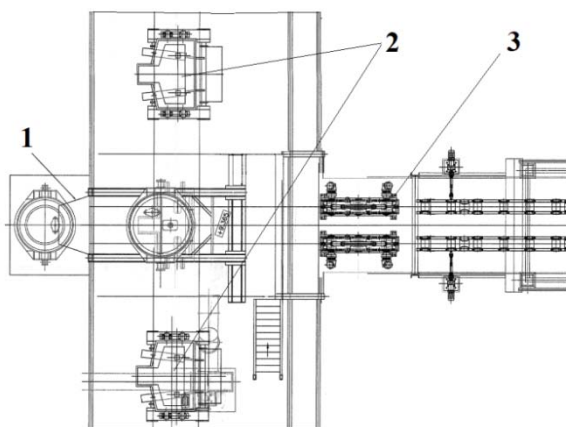


Рис. 1. Компоновка сортовой МНЛЗ:  
1 – стэнд сталеразливочного ковша; 2 – ПК машины;  
3 – зона вторичного охлаждения

На рис. 2 отображен общий вид системы сталеразливочный ковш – промежуточный ковш перед началом разлива.

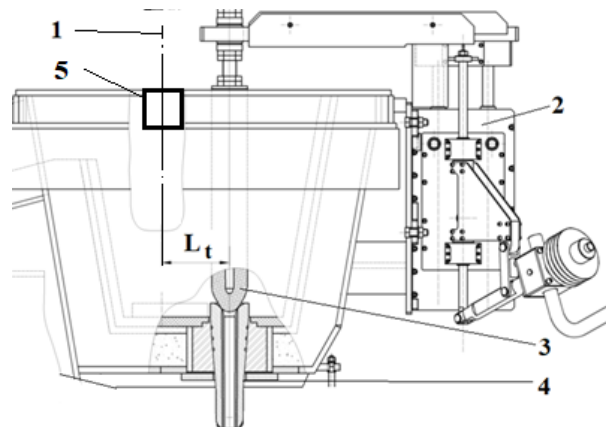


Рис. 2. Общий вид системы сталеразливочный ковш – промежуточный ковш перед началом разлива:  
1 – ось отверстия сталеразливочного ковша; 2 – манипулятор стопора; 3 – стопор; 4 – ковшевой стакан промежуточного ковша; 5 – отверстие в крышке ПК для прохождения стали из СРК;  $L_t$  – расстояние между осями отверстия для прохождения стали из СРК и ковшевого стакана ПК

### Основная часть

Основные размеры элементов системы СРК – открытая струя – ПК двухручьевого сортовой МНЛЗ для получения непрерывно-литой заготовки круглого сечения и технологические параметры машины приведены в таблице.

Сталь поступает в приемную камеру промежуточного ковша из СРК открытой струей в начальный период разлива, при открытии шиберного устройства СРК [1, 5]. При этом можно выделить два режима движения стали:

момент открытия шиберного затвора (в начале разлива сталеразливочного ковша), когда одновременно с металлом перемещается песок засыпки из разливочного отверстия СРК. При этом в разливочном отверстии СРК, в начальный момент разлива, находятся части корочки спеченной засыпки и настывшие металла, что при-

### Основные геометрические размеры кристаллизатора и технологические параметры разлива

Размер разливаемой непрерывно-литой заготовки, мм.....	Ø 170
Высота рабочего уровня стали в ПК, мм.....	550...600
Расстояние между осями защитной трубы СРК и ковшевого стакана ПК, мм.....	210
Высота уровня стали в СРК, мм.....	2100
Высота защитной трубы СРК, мм.....	1030
Диаметр отверстия защитной трубы СРК, мм.....	40
Скорость разлива, м/мин.....	1,2...1,4

водит к вихребразованию в струе металла, и к дефекту типа «веер» в структуре открытой струи металла, создающим аварийную ситуацию в начале разлива [6];

установившийся режим потока открытой струи. В этом случае интенсивно размывается боковая поверхность ПК, защищенная торкрет-массой и основной бетон стенки ковша. Это



может привести: к нарушению целостности боковой поверхности ПК в приемной камере; аварийной ситуации. Важно определить, с учетом полей скоростей: рациональные формы приемной камеры, высоту борта ПК, конструкцию защиты дна ковша [7].

*Модель системы для анализа процесса разливки из сталеразливочного ковша*

*в промежуточный ковш открытой струей*

При составлении модели [8] использованы следующие уравнения: в качестве уравнения, описывающего движение жидкости в области моделирования, принимаем уравнение Навье-Стокса для нестационарных потоков жидкости (жидкого металла), неразрывности потока [9].

Геометрия модели определяется компоновкой оборудования разливочного отверстия СРК и расположением оборудования ПК относительно струи жидкой стали. Масштаб модели составлял 1:1.

Соответствующие уравнения имеют вид [1]:

$$\begin{cases} \frac{\partial \vec{u}}{\partial t} + (\vec{u} \cdot \nabla) \vec{u} = \vec{F} - \frac{1}{\rho} \nabla p + \nu \nabla^2 \vec{u}; \\ \rho \nabla \vec{u} = 0, \end{cases} \quad (1)$$

где  $\vec{u}$  – вектор скорости жидкости;  $\vec{F}$  – вектор объемных сил;  $p$  – давление жидкости;  $\nabla p$  – градиент давления;  $\nu$  – коэффициент кинематической вязкости;  $\nabla^2 \vec{u}$  – лапласиан  $\vec{u}$ ;  $\rho$  – плотность стали.

Вектор объемных сил с учетом действующего гравитационного поля земли определяется в выбранной системе координат как

$$\vec{F} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ -\rho \cdot g \end{bmatrix}, \quad (2)$$

где  $g$  – ускорение свободного падения.

Допущение о постоянной плотности металла  $\rho$  может быть сделано для разливочных устройств системы ПК-К в случаях, когда разница температур жидкости не слишком велика.

При расчете турбулентных течений металла в системе использовали  $(k - \epsilon)$ -модель турбулентной вязкости [1, 10]. При этом считали, что на основании гипотезы Буссинеска коэффициент вязкости, входящий в уравнения Навье-Стокса, включает молекулярную вязкость  $\mu$  и турбулентную вязкость  $\mu_T$ . В математической модели процесса разливки металла были сделаны следующие допущения [11]:

считаем, что моделируемый процесс протекает в объеме, ограниченным контуром области моделирования;

жидкость является вязкой и несжимаемой;

моделируем процесс разливки из СРК открытой струей;

скорость истечения жидкости из сталеразливочного ковша в промежуточный ковш постоянна и задана.

Математическое моделирование осуществляли с учетом начальных и граничных условий [1]. Начальные условия дополняют уравнения (1): температура металла в промежуточном ковше 1536÷1551 °С, скорость вытягивания заготовки 1,2...1,4 м/мин, динамическая вязкость стали 0,006 Па·с.

*Расчетная сетка и граничные условия*

Каждую модель делили на конечные элементы. Количество элементов варьировали в зависимости от компоновки оборудования приемной камеры ковша [4].

На входе расчетной области системы (разливочное отверстие сталеразливочного ковша) задается начальная скорость потока металла, для сечения заготовок  $\varnothing$  170 мм, скорость будет равна

$$\vec{u}_0 = 0,667 \text{ м/с},$$

где  $\vec{u}_0$  – вектор начальной скорости металла на входе в ПК, м/с.

На жидкую сталь, находящуюся вблизи твердых поверхностей (стенок), действует пристеночное прилипание

$$\vec{u} = 0. \quad (3)$$

Данное граничное условие устанавливается на все внутренние стенки поверхности ПК, разливочного отверстия СРК.

Вдоль плоскости симметрии, проходящей через ось центра ПК, задается условие

$$\vec{n} \cdot \vec{u} = 0,$$

где  $\vec{n}$  – орт, перпендикулярный к свободной поверхности или плоскости симметрии.

На свободной поверхности – зеркало металла в ПК задается условие прилипания

$$\vec{n} \cdot \vec{u} = 0. \quad (4)$$

На выходе расчетной области целесообразно задавать давление жидкости, как правило, нулевое:

$$p = p_0 = 0 \text{ Па}.$$

**Результаты моделирования потоков металла в системе**

При представлении результатов численного моделирования [1] в качестве параметров тече-

ния будут приняты поля скоростей в струе металла, перемещающегося из СРК в приемную камеру ПК.

На рис. 3 представлены поля скоростей потоков металла в поперечном сечении открытой струи металла, поступающей в приемную камеру промежуточного ковша из СРК.

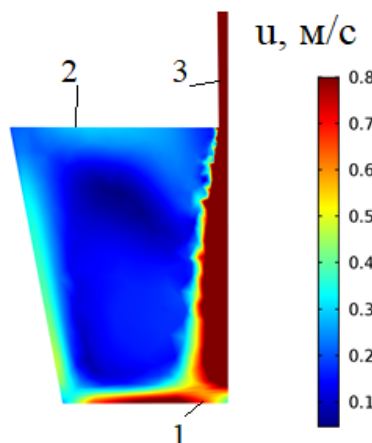


Рис. 3. Поля скоростей потоков стали в поперечном сечении комплекта струя металла – промежуточный ковш: 1 – дно промежуточного ковша; 2 – поверхность жидкого металла в ПК; 3 – открытая струя металла из СРК

Анализ результатов моделирования привел к следующим выводам:

1) в приемной камере ПК, при разливке открытой струей из СРК, наблюдаются потоки металла со скоростью, больше допустимой (0,13 м/с) [1], что приводит к интенсивному захвату НВ на поверхности раздела шлак – сталь приемной камеры ПК МНЛЗ и последующему затягиванию НВ в металл, а также оголению зеркала металла в приемной камере ПК;

2) наибольшие скорости потоков металла при номинальном разливе обнаружены в местах выхода боковых стенок ковша в районе дна и стыка дно – борт промежуточного ковша.

### Выводы

Анализ особенностей работы системы СРК – открытая струя – ПК двухручьева сортовой МНЛЗ показал:

специфику наполнения открытой струей металла промежуточного ковша двухручьева сортовой машины и полей скоростей в приемной камере ковша. Выявлено наличие высоких скоростных потоков у стенок приемной камеры ковша, что приводит к размыву защиты дна промежуточного ковша и торкрет-массы;

чтобы эффективно исключать воздействие потоков жидкого металла на боковую поверхность ковша в начале процесса разливки, необ-

ходимо применять дополнительные огнеупорные изделия для дна приемной камеры сортовой МНЛЗ с боковой защитой борта ковша. Это будет способствовать: снижению размыва торкрет-массы борта ПК; исключению аварийных ситуаций при разливке стали на МНЛЗ; стабильности процесса непрерывной разливки; повышению качества разливаемой жидкой стали благодаря уменьшению количества НВ, попадающих из ПК в кристаллизатор.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вдовин, К. Н. Непрерывная разливка стали. Гидромеханика машин непрерывного литья заготовок : моногр. / К. Н. Вдовин, В. В. Точилкин, И. М. Ячиков. – Магнитогорск : Изд-во Магнитогор. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2014. – 348 с.
2. Гуцин, В. Н. Совершенствование технологии рафинирования стали в промежуточных ковшах МНЛЗ / В. Н. Гуцин, В. А. Ульянов // Сталь. – 2017. – № 5. – С. 16–20.
3. Оптимизация гидродинамических характеристик промежуточного ковша УНРС с целью удаления экзогенных неметаллических включений / А. В. Куклев [и др.] // Metallurg. – 2004. – № 4. – С. 47–49.
4. Совершенствование огнеупорных конструкций системы сталеразливочный ковш – промежуточный ковш МНЛЗ / К. Н. Вдовин [и др.] // Новые огнеупоры. – 2017. – № 6. – С. 29–32.
5. Numerical Modelling of Dissipation Phenomena inside a New Ladle Shroud for Fluidynamic Control and its Effect on Inclusion Removal in a Slab Tundish / G. Solorio-Diaz, R. D. Morales, J. de J. Barreto-Sandoval [et al.] // Steel Research International. 2014. Vol. 85. № 5. – P. 863–874.
6. Mathematical Modeling of Inclusions Deposition at the Upper Tundish Nozzle and the Submerged Entry Nozzle / Enif Gutiérrez, Saul Garcia-Hernandez, José de Jesús Barreto [et al.] // Steel research international. 2016. Vol. 87. № 11. – P. 1406–1416.
7. Вдовин, К. Н. Технологии управления потоками стали и разработка огнеупорных конструкций для промежуточного ковша четырехручьева МНЛЗ / К. Н. Вдовин, Василий В. Точилкин, Виктор В. Точилкин // Новые огнеупоры. – 2016. – № 2. – С. 3–5.
8. Vdovin, K. N. Creating a stream simulator to improve the wear resistance of refractories during the casting of steel on continuous section casters / K. N. Vdovin, O. A. Marochkin, V. V. Tochilkin // Refractories and Industrial Ceramics. – 2014. – Vol. 54, № 6. – P. 435–437.
9. Multiphase flow modeling of slag entrainment during ladle change-over operation / Rodolfo D. Morales, Saul Garcia-Hernandez, Jose de Jesus Barreto [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions B. 2016. Vol. 47. № 4. P. 2595–2606.
10. Modeling Study of Turbulent Flow in a Continuous Casting Slab Mold Comparing Three Ports SEN Designs / Ismael Calderón-Ramos, Rumualdo Servín-Castañeda, Alejandro Pérez-Alvarado [et al.] // ISIJ International. 2019. Vol. 59. № 1. P. 76–85.
11. Вдовин, К. Н. Разработка огнеупорных конструкций для промежуточного ковша сортовой МНЛЗ / К. Н. Вдовин, В. В. Точилкин, И. М. Ячиков // Новые огнеупоры. – 2015. – № 11. – С. 3–7.

УДК 669

*И. Л. Гоник, Л. В. Палаткина, О. П. Бондарева***ХОЛОДНОЕ БРИКЕТИРОВАНИЕ СТРУЖКИ АБРАЗИВНОЙ ЗАЧИСТКИ  
МЕТАЛЛОПРОКАТА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: gonik@vstu.ru

Представлены исследования по оценке ключевых показателей для рециклинга отходов металлургического производства на примере стружки от абразивной зачистки проката нержавеющей стали 12X18H10T.

*Ключевые слова:* рециклинг отходов металлургического производства, стружка абразивной зачистки.

*I. L. Gonik, L. V. Palatkina, O. P. Bondareva***COLD BRIQUETTING OF CHIPS OF ABRASIVE CLEANING  
OF METAL-ROLLED METAL-ROLLED STEELS****Volgograd State Technical University**

Presents studies on the assessment of key indicators for recycling metallurgical production wastes using the example of chips from abrasive cleaning of rolled steel 12X18H10T.

*Keywords:* recycling of metallurgical wastes, abrasive strip chips.

Объемы производства черных металлов во всех крупнейших странах-производителях по данным информационного агентства АК&М [1], ссылающегося на данные World Steel Association (WSA) за период с января по февраль 2017 года возросли; так, наблюдаются следующие тенденции в увеличении выплавки стали, в том числе специальных марок: Китай (128,767 млн. т, +5,8 % к тому же периоду прошлого года), Япония (17,343 млн. т, + 1,3 %), Индия (16,762 млн. т, + 12,1 %), США (13,337 млн. т, + 3,5 %). В рейтинге РИА по итогам 2015 года Россия занимает пятое место по производству стали с общим объемом выплавки 71,11 млн. т [2], при этом с 2000 года объемы стали, выплавленной в электродуговых печах, возросли в 2,5 раза [3, 4].

В работе [5] И. Д. Тихоновской показано, что основную часть производственной себестоимости готовой продукции в рамках российских дивизионов крупных металлургических холдингов составляют затраты на материально-технические ресурсы. Так, например, в структуре себестоимости производства стали доля сырья и материалов составляет от 45 до 71 % и существенно превышает другие виды затрат. При этом основная доля затрат приходится на металлосодержащее сырье, обеспечение которым в условиях электросталеплавильного производства связано либо с увеличением потребления оборотного лома, либо с расширением сырьевой базы [1]. Расширение сырьевой базы ограничено малыми природными запасами же-

лезной руды, содержащей вредные примеси в допустимых пределах. Последнее и заставляет производителей наращивать объемы производства стали в электродуговых печах, использующих железосодержащее сырье, полученное переработкой техногенных отходов.

Одними из распространенных твердых отходов металлургических производств являются отходы абразивной обработки металлопроката, объем которых в пределах одного предприятия может составлять десятки тонн в месяц. Легкодоступные запасы дешевого металлического лома практически все исчерпаны, и лом появляется только по мере планомерного вывода металлоемких изделий из использования. В этой связи приобретает экономическую привлекательность такой вид отходов, как металлическая стружка. Проблема переработки стружки актуальна давно, но обычно главной целью было избавление от ненужных отходов, а не рециклинг. Причинами подобного служили такие объективные факторы, как сравнительно низкая цена первичного металла, высокие затраты на доставку к местам переплавки, низкое качество и большая засоренность стружки, а также большой угар во время плавки.

В статье представлены исследования по оценке ключевых показателей для рециклинга отходов металлургического производства на примере стружки от абразивной зачистки проката нержавеющей стали 12X18H10T АО ВМК «Красный Октябрь» (г. Волгоград); химический состав стали представлен в табл. 1.

Химический состав стали 12Х18Н10Т (ГОСТ 5582-75)

Содержание элементов, % масс															
С	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	V	W	Al	Co	N	B
0,07	0,81	0,31	0,04	0,012	17,3	9,21	0,38	0,33	0,53	0,054	0,063	0,09	0,093	0,015	0,0012

В действующем производстве данный вид отходов используется как компонент шихты, который загружают в сталеплавильную печь в завалочных корзинах. В условиях плавки в электродуговой печи (ЭДП) значительная часть стружки подвергается угару и налипает

на стенки печи. Такой вид отходов является ценным шихтовым материалом за счет высокого содержания легирующих элементов и позволяет снизить себестоимость производимой стали. Внешний вид стружки представлен на рис. 1.



Рис. 1. Внешний вид стружки после абразивной зачистки металлопроката стали 12Х18Н10Т

Ключевым направлением снижения потерь является компактирование данных отходов. Обычно первой операцией служит измельчение сливной витой стружки до сыпучего состояния. Стружка становится пригодной для дальнейшей обработки, при этом занимаемый стружкой объем уменьшается в несколько раз, значит, в разы уменьшаются затраты на погрузочно-разгрузочные работы и транспортировку.

Одной из наиболее важных операций переработки стружки (для повышения продажной стоимости) является ее брикетирование. Экономический эффект от брикетирования стружки складывается из нескольких составляющих, важнейшей из которых будет снижение угара во время плавания. При прессовании на порядок уменьшается контактная поверхность стружки, а повышенная плотность брикетов позволяет им быстро погружаться в расплавленный металл, что уменьшает угар во время плавания в несколько раз. Таким образом, металл, который безвозвратно улетал в трубу в виде вредных выбросов, возвращается для вторичного использования.

Второй немаловажный фактор, делающий выгодным процесс брикетирования – это колоссальное снижение объема, занимаемого стружкой. Объем спрессованной стружки может составлять всего 5–10 % от первоначально. А значит, в несколько раз снижаются затраты на обработку и транспортировку. Если для перевозки и хранения непрессованной, часто витой, стружки требуется большое количество контейнеров или вагонов, то для брикетов нужно в несколько раз меньшее количество тары для перевозки.

После проведения фрактографического анализа из отходов абразивной зачистки металлопроката стали 12Х18Н10Т удалили крупные частицы, оставшуюся стружку просеяли до частиц длиной не более 2–3 см и подвергли сухому брикетированию методом одностороннего прессования, давление прессования – 40 МПа. Была изготовлена партия брикетов цилиндрической формы, диаметром 30 мм, высотой 16 мм и массой 25 грамм. Внешний вид лабораторных брикетов представлен на рис. 2.



Рис. 2. Брикет из отходов абразивной зачистки стали 12X18H10T

В условиях производства брикеты будут подвергаться внешним воздействиям, связанным с транспортировкой, загрузкой в различные производственные емкости, а также завалкой в металлургический агрегат; они должны обладать определенными прочностными свойствами. Для оценки прочности были проведены испытания на сжатие, давление испытаний – 80 МПа. После снятия нагрузки образцы не разрушились, усадка составила не более 30 %.

Плавку стружечных брикетов провели с применением алундовых тиглей, в муфельной электропечи СНОЛ 12/16, нагрев – до температуры 1560 °С, выдержка в течение 10 минут, охлаждение садки вместе с печью. Выход годного – 24,0 г, угар составил 0,6 г, около 2,4 % . На рис. 3 представлен внешний вид лабораторных слитков.

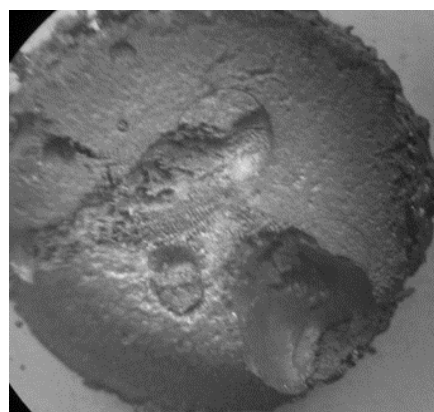


Рис. 3. Внешний вид лабораторных слитков

Химический состав металла лабораторной плавки представлен в табл. 2, для сравнения приведены данные химического состава стружки.

Таблица 2

Химический состав стали 12X18H10T на различных этапах передела

Этап передела	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	Ni	Cr	V	Mo	Cu	Ti	B	S	P
	Не более										Не более	
Плавка № 1667452 АО ВМК «Красный Октябрь»	0,068	0,31	0,81	9,17	17,3	0,054	0,33	0,38	0,53	0,012	0,04	0,068
Стружка абразивной зачистки	0,06	0,30	0,83	9,15	17,21	0,055	0,33	0,38	0,52	0,010	0,04	0,068
Металл лабораторной плавки стружечного брикета	0,070	0,34	0,592	8,83	14,39	0,066	0,346	0,293	0,400	0,020	0,04	0,068

**Выводы**

1. Технология сухого одностороннего брикетирования отходов абразивной зачистки металлопроката позволяет получать брикеты с проч-

ностью, необходимой для хранения, транспортировки и завалки в металлургические агрегаты.

2. Лабораторные плавки с использованием брикетов из отходов абразивной зачистки ме-

таллопроката показали угар металла не более 3 %, что позволяет повысить экономию металлошихты.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Анализ отраслей: черная и цветная металлургия (27.03.2017). Отраслевые тенденции. Информационное агентство АК&М [Электронный ресурс]. – URL : <http://www.akm.ru/rus/analyt/analyt/metal.htm>
2. Производство стали в странах мира – рейтинг 2016 [Электронный ресурс]. – URL : <http://riarating.ru/infografika/20160412/630017058.html>
3. Юзов, О. В. Тенденции изменения производственных и экономических показателей металлургических и трубных предприятий России / О. В. Юзов, А. М. Седых, Т. М. Петракова // Сталь. – 2015. – № 7. – С. 67–73.
4. Кришер, Б. Российский рынок стали в кризисе / Б. Кришер // Черные металлы. – 2015. – № 11. – С. 63–64.
5. Тихоновская, И. Д. Почему российским металлургическим заводам необходимо пересмотреть взгляды на систему управления обеспечением ломом черных металлов // Управление экономическими системами : электрон. науч. журн. – 2016. – № 10. – URL : <http://uecs.ru/uecs-92-922016/item/4121-2016-10-26-06-53-49>



## ЛИТЕЙНОЕ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

130УДК 621.746.047:669.054.2

*К. Н. Вдовин, Василий В. Точилкин, Е. А. Мельничук  
О. А. Филатова, Виктор В. Точилкин*

### КОНСТРУКЦИИ И РАЗВИТИЕ МЕТОДОЛОГИИ РАСЧЕТА ОБОРУДОВАНИЯ РАЗЛИВОЧНОЙ КАМЕРЫ ПРОМЕЖУТОЧНОГО КОВША МНЛЗ

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

В работе рассмотрены вопросы, связанные с оценкой работоспособности оборудования разливочной камеры промежуточных ковшей (ПК) МНЛЗ. В качестве критериев работоспособности этих устройств были приняты: прочность, отсутствие кавитации и условие, по которому скорость стали на границе раздела металл – шлак должна быть меньше допустимой. Зависимости для расчета действующих на устройства сил и скоростей движения стали на границе раздела металл – шлак были получены аналитически на основании известных выражений механики жидкости и газа и гидравлики. Разработанная методика расчета порогов разливочных камер, выполненных с пространственно-ориентированными отверстиями, с учетом специфики работы стопоров разливочных отверстий ковшей, позволит рассчитать минимально возможные размеры устройств с позиции выполнения ими заданной функции – рафинирования стали.

*Ключевые слова:* машина непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), сталеразливочный ковш, промежуточный ковш (ПК), потоки металла, математическое моделирование, огнеупорные конструкции.

*K. N. Vdovin, Vasili V. Tochilkin, E. A. Melnichuk, O. A. Filatova, Viktor V. Tochilkin*

### DESIGNS AND DEVELOPMENT OF A METHODOLOGY FOR THE CALCULATION OF THE FILLING CHAMBER EQUIPMENT CCM TUNDISH

Nosov Magnitogorsk State Technical University

In work are considered the questions connected to an estimation of serviceability of partitions and thresholds of intermediate ladles of the CCM. As criteria of serviceability of these devices were accepted: durability, absence cavitations, and condition on which the speed of steel on border undressed metal – slag should be less admitted. Dependences for account of forces, working on the device, and speeds of movement of steel on border undressed metal – slag were received analytically on the basis of known expressions of the mechanics of a liquid both gas, and hydraulics. The developed technique of account of partitions and thresholds of intermediate ladles CCM will allow to calculate the minimally possible sizes of the device from a position of performance by him of the given function – refinement of steel.

*Keywords:* continuous casting machine (CCM), steel-pouring ladle, tundish, metal flows, the mathmodeling, refractory structure.

#### Введение

Промежуточный ковш (ПК) представляет собой металлургический агрегат, расположенный между сталеразливочным ковшом и кристаллизаторами МНЛЗ, обеспечивающий дозирование и рафинирование стали. Конструкция ПК в целом и отдельных его элементов оказывает большое влияние на повышение качества разливаемого на МНЛЗ металла.

В металле, поступающем в ПК содержатся неметаллические включения (НВ), которые с течением времени всплывают, что связано

с меньшей плотностью включения по сравнению с плотностью стали. Для удаления крупных НВ размером >20 мкм, применяют перегородки и пороги специальной конструкции. Устройства имеют различную форму, размеры, различное место положения в ПК [1–4]. При установке таких устройств объем ПК разделяется на две и более камеры – приемную и разливочные. В приемную камеру поступает металл из сталеразливочного ковша, в разливочных камерах происходит его истечение из ПК [2, 3].



Несмотря на то, что описанные устройства давно применяют при разливке стали, обоснованные методики оценки их расчета и конструирования развиты недостаточно. В работах [1, 5] указывают некоторые соображения по поводу оценки работоспособности таких устройств. Прежде всего, перелив стали через отверстия в оборудовании разливочных камер – порогах или перегородках – не должен сопровождаться кавитационными процессами, это условие требует расчета устройства на кавитацию [1, 2].

#### Основная часть

В статье приводят основные критерии работоспособности оборудования разливочных камер ПК МНЛЗ, а также основные расчетные за-

висимости, полученные аналитическим путем, на основе известных выражений механики жидкости и газа [1, 6].

Расчет работоспособности оборудования разливочных камер включает расчет устройств на стойкость и по условию движения стали на границе раздела металл – шлак. Особенность – учет совместной работы оборудования разливочной камеры, при этом одно из важнейших требований снижение турбулентных течений потоков стали за стопором разливочного отверстия. При этом необходимо максимально уменьшить проявление гидродинамического эффекта «дорожка Кармана» – ряд воронок и завихрений за стопором в результате воздействия скоростных потоков стали на мидель стопора [7].

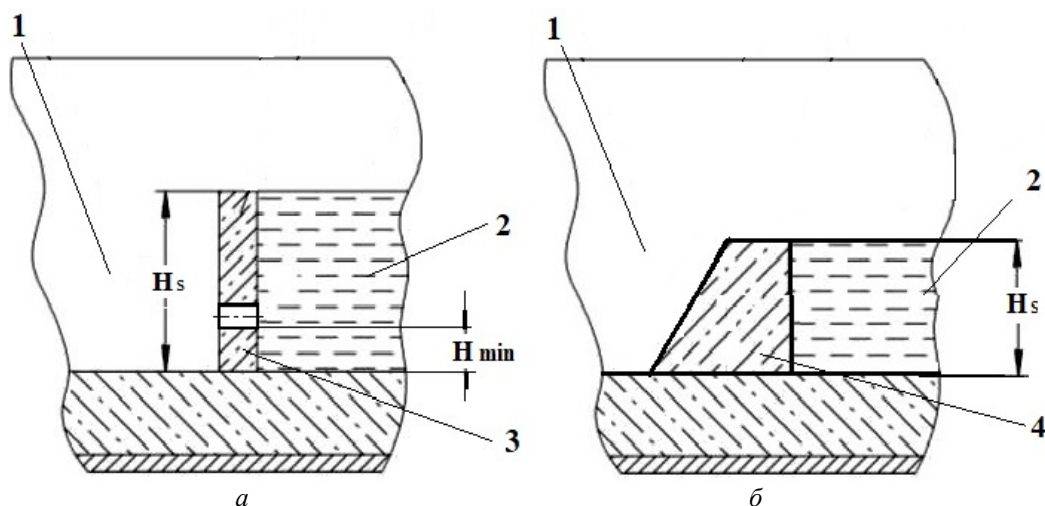


Рис. 1. Схема положения уровня металла в промежуточном ковше в момент его заполнения при установке порога (а) с пространственно-ориентированными отверстиями (ПОО) и при установке широкого порога с трапецидальным профилем (б):

1 – ковш; 2 – разливочная камера; 3 – порог с ПОО; 4 – порог широкий с трапецидальным профилем

Стойкость устройства к воздействию агрессивной среды определяется эрозионной стойкостью и прочностью, т.е. способностью выдерживать приложенные нагрузки без разрушения. Эрозионную стойкость определяют расчетом устройств на кавитацию [1]. Это предположение справедливо, поскольку эрозионное разрушение, вследствие химических реакций между огнеупорным материалом и расплавом, наблюдается на уровне шлакового пояса [8]. Нагрузки на перегородку в районе шлакового пояса минимальны и разрушение ее верхней части не приводит к серьезным нарушениям работы ПК. Что касается порогов, то они вообще не взаимодействуют со шлаком [9].

Расчет устройств на кавитацию в статье не рассматриваем, поскольку он подробно изло-

жен в работе [1]. При расчетах перегородок и порогов на прочность делаем допущение, что в начальный момент разливки, при заполнении ПК, сталь в приемной камере устанавливается на уровне устройства, а в разливочных камерах металл отсутствует (рис. 1). При таком упрощении неизбежны ошибки, однако они направлены в сторону увеличения запаса прочности устройства.

Действующее на устройство гидростатическое давление определяем по зависимости [6]

$$P_{cp} = \frac{1}{2} \rho g h_{cm},$$

где  $\rho$  – плотность стали, кг/м<sup>3</sup>;  $g$  – ускорение свободного падения, м/с<sup>2</sup>;  $h_{cm}$  – высота уровня стали в приемной камере ковша, м.

По известным нагрузкам, можно рассчитать минимальную толщину гидродинамического устройства.

Что касается проверки работоспособности по условию движения стали на границе раздела металл – шлак, то она необходима, поскольку конструктивные особенности применяемых устройств, способствуют образованию более интенсивных течений на границе раздела металл – шлак [10]. Условие работоспособности: скорость стали на границе раздела металл – шлак не должна превышать допустимой скорости, т. е.

$$u_n \leq [u_n],$$

где  $u_f$  – скорость стали на границе раздела металл – шлак, м/с;  $[u_n]$  – допустимая скорость на границе раздела металл – шлак, м/с.

По данным работы [7], в 1992 г. японские исследователи проводили работы по изучению причин затягивания покровного шлака в кристаллизаторе. Было показано, что затягивание

шлакообразующей смеси происходит, при скорости движения стали у поверхности, превышающей 0,2 м/с. Однако волнообразование на поверхности расплава в промежуточном ковше происходит гораздо интенсивнее, поэтому значение допустимой скорости было уменьшено в 1,5 раза и составило  $[u_n] = 0,13$  м/с.

Скорость на границе раздела металл – шлак при установке перегородки была получена аналитически на основании известных зависимостей механики жидкости и газа, описывающих струйные течения [1, 7]. Затопленные струи, на некотором удалении от перегородки, сливаются в сплошной поток (рис. 2, а). Определить скорость металла в этом потоке можно, применив к струйным течениям принцип суперпозиций, т. е.

$$\vec{u} = \sum_{i=1}^m \vec{u}_i, \quad (1)$$

где  $\vec{u}$  – суммарный вектор скорости стали, м/с;  $\vec{u}_i$  – вектор скорости металла в затопленной струе, создаваемой  $i$ -м отверстием, м/с.

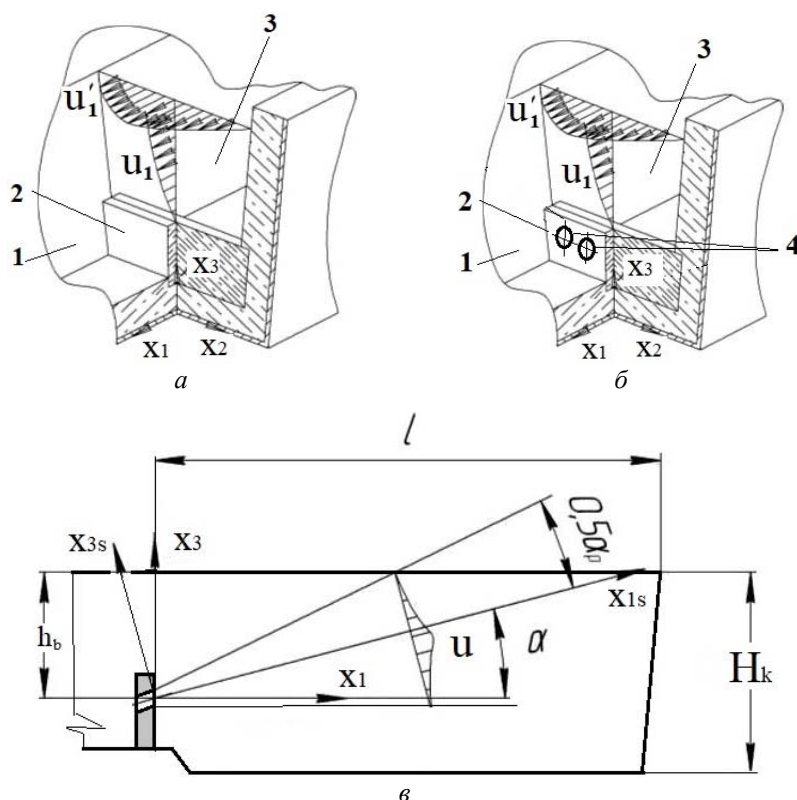


Рис. 2. Схема расчета скорости металла на границе раздела металл – шлак при установке порога без отверстий (а) и при установке порога с ПОО (б, в): 1 – ПК; 2 – порог; 3 – проточное сечение; 4 – пространственно-ориентированные отверстия порога

Движением стали в радиальном направлении затопленной струи решено пренебречь, поскольку ее скорость в этом направлении значи-

тельно меньше скорости движения в осевом направлении струи, и не оказывает существенного влияния на расчет. Это заключение сдела-

но на основе анализа зависимостей, определяющих распространение турбулентных струй, представленных в работах [7].

Поскольку поток из отверстий в пороге ориентирован под некоторым углом  $\alpha$  к зеркалу металла и расчетная формула (1) определяет осевую скорость струи  $u_{1S}$  в системе координат  $x_{1S}x_2x_{3S}$ , повернутой также под углом  $\alpha$  к принятой за основную системе координат  $x_1x_2x_3$ , необходимо осуществить преобразование [1]:

$$\begin{bmatrix} x_{1S} \\ x_{2S} \\ x_{3S} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos \alpha & 0 & -\sin \alpha \\ 0 & 1 & 0 \\ \sin \alpha & 0 & \cos \alpha \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix},$$

$$\begin{bmatrix} x_{1S} \\ x_{2S} \\ x_{3S} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} x_1 \cos \alpha + x_3 \sin \alpha \\ x_2 \\ -x_1 \sin \alpha + x_3 \cos \alpha \end{bmatrix}.$$

$$u_n = \max \left( \sum_{i=1}^m \frac{u_{\max i}}{\left( 1 + u_{\max i} \frac{(h_{\delta i} \cos \alpha - l \sin \alpha)^2}{8\nu_{ei} \cdot (l \cos \alpha + h_{\delta i} \sin \alpha)} \right)^2} \right) \leq [u_n].$$

Максимальное значение скорости определяем в интервале

$$x_1 \in \left( \min \left( \frac{h_{\delta i}}{\operatorname{tg}(\alpha + 0,5 \cdot \alpha_p)} \right); l \right),$$

где  $\alpha_p$  – угол раскрытия турбулентной струи, град. Он равен 220–260 [1, 7];  $l$  – длина пути затопленной струи, м (рис. 2, а).

Вихревая вязкость  $\nu_{ei}$  и скорость на оси затопленной струи рассчитываем по формулам

$$\nu_{ei} = 0,013u_{0i}d_{0i},$$

$$\frac{u_{\max i}}{u_{0i}} = \frac{6,4d_{0i}}{x_1 \cos \alpha + h_{\delta i} \sin \alpha},$$

где  $u_{0i}$  – начальная скорость струи истекающей из  $i$ -го отверстия перегородки, м/с;  $d_{0i}$  – диаметр  $i$ -го отверстия перегородки, м.

Скорость стали на границе раздела металл – шлак при установке порога была получена аналитически на основании зависимостей описывающих течения жидкости в руслах со свободной поверхностью [6, 9]. Для расчета скорости металла на границе раздела металл – шлак (рис. 2, б) делаются следующие допущения [11]:

Скорость в осевом направлении струи определяется по зависимости [1, 7]:

$$u_{1S} = \sum_{i=1}^m \frac{u_{\max i}}{\left( 1 + u_{\max i} \frac{x_{3Si}^2}{8\nu_{ei} \cdot x_{1Si}} \right)^2},$$

где  $u_{\max i}$  – осевая скорость стали затопленной струи, истекающей из  $i$ -го отверстия перегородки, м/с;  $\nu_{ei}$  – вихревая вязкость затопленной струи, истекающей из  $i$ -го отверстия перегородки, м<sup>2</sup>/с.

С учетом преобразования координат, скорость  $u_{1S}$  равна

$$u_{1S} = \sum_{i=1}^m \frac{u_{\max i}}{\left( 1 + u_{\max i} \frac{x_{3Si}^2}{8\nu_{ei} \cdot x_{1Si}} \right)^2}.$$

Скорость на границе раздела находим при условии  $x_{3i} = h_{\delta i}$ , и она равна

$$\text{считается, что градиент скорости } \frac{\partial u_1}{\partial x_2} = 0,$$

это говорит о том, что сечение либо бесконечно, либо происходит проскальзывание вдоль стенок ковша. Принятое допущение учитывается поправочным коэффициентом  $k_v$ .

проекции  $u_2$  и  $u_3$  равны нулю.

В соответствии с работой [6] скорость по сечению потока при течении в канале определяется зависимостью

$$u_1 = \frac{\Delta p}{2\nu\rho l_n} x_3 (2H - 2h - x_3), \quad (2)$$

где  $H$  – высота столба металла в промежуточном ковше, м;  $h$  – высота порога, м;  $l_n$  – ширина порога, м;  $\Delta p$  – перепад давления, Па.

Перепад давления равен

$$\Delta p = \lambda \frac{l_n}{(H - h)} \frac{\rho u_{1cp}^2}{2},$$

где  $u_{1cp}$  – средняя скорость течения металла через проточное сечение, м/с;  $\lambda$  – коэффициент сопротивления.

Коэффициент сопротивления  $\lambda$  принимается аналогичным коэффициенту сопротивления плоской трубы

$$\lambda = \frac{24}{\text{Re}}$$

Число Рейнольдса равно

$$\text{Re} = \frac{u_{1cp}(H-h)}{\nu}$$

Зависимость (2), с учетом полученных выражений, записывается в виде

$$u_1 = 6k_u \frac{u_{1cp}}{(H-h_p)^2} x_3 (2H - 2h - x_3),$$

где  $k_u$  – коэффициент, учитывающий изменение скорости по ширине проточного сечения порога.

На границе раздела,  $x_3 = H - h$ , скорость течения максимальна и определяется зависимостью

$$u_{n1} = 6k_u u_{1cp}.$$

Благодаря действию стенок ковша на поток, скорость металла по центру проточного сечения будет несколько выше, чем рассчитанная ранее для бесконечного потока. Неизвестный коэффициент  $k_u$  можно определить как

$$k_u = \max \left( \frac{u_1'}{u_1} \right), \quad (3)$$

где  $u_1'$  – максимальная скорость потока между двумя стенками ковша (рис. 2, б), м/с.



Рис. 3. Компонка порога с ПОО разливочной камеры промежуточного ковша МНЛЗ

Скорость  $u_1'$  может быть определена по известной зависимости [3]

$$u_1' = \frac{3}{2} u_1. \quad (4)$$

С учетом зависимостей (3), (4) коэффициент равен  $k_u = 1,5$ .

На основании разработанных методов расчета создана конструкция (рис. 3) нового огнеупорного элемента – блока разливочной камеры (порога) [6] с ПОО для одноручьевого ПК слябовой МНЛЗ (рис. 3). Благодаря воздействию струй стали из отверстий порога создается направленная конвекция, которая способствует выносу неметаллических включений в шлаковую зону, находящейся в верхней части промежуточного ковша. Перемещение потоков металла мимо стопора создает условия для уменьшения образования вихревых дорожек (вихрей Кармана) за стопором, что обеспечивает уменьшение высоты воронки над разливочным стаканом ковша и уменьшает возможность затягивания неметаллических включений и покровного шлака в металл. Все это способствует повышению качества металла при разливке. Одновременно охватывающее воздействие потоков металла из отверстий порога обеспечивает устойчивую работу стопора относительно оси разливочного стакана, что создает условия для оптимального движения металла в кристаллизатор и обеспечивает высокое качество стали при разливке [12].

### Выводы

1. Разработанная методика расчета работоспособности порогов промежуточных ковшей МНЛЗ позволяет определить основные размеры элементов промежуточного ковша с позиции выполнения им заданной функции – рафинирования стали – и создать конструкцию нового огнеупорного элемента – блок разливочной камеры (порог) с пространственно ориентированными отверстиями для одноручьевого промежуточного ковша слябовой МНЛЗ. В качестве критериев работоспособности были приняты: прочность, отсутствие кавитации и условие, по которому скорость на границе раздела металл – шлак должна быть меньше допустимой.

2. Разработаны конструкции огнеупорного оборудования разливочных камер МНЛЗ, учитывающих специфику движения потоков стали в этих камерах ковша, оснащаемых специальными стопорами для регулирования потока разливаемой стали.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ефимов, В. А. Технологии современной металлургии / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов. – М. : Новые технологии, 2004. – 784 с.
2. Gushchin, V. N. Improved tundish refining of steel in continuous-casting machines / V. N. Gushchin, V. A. Ul'yanov // Steel in Translation. – 2017. – Vol. 47, № 5. – P. 320–324. DOI: 10.3103/S0967091217050060.
3. Vdovin, K. N. Designing refractories for the tundish of a continuous caster / K. N. Vdovin, V. V. Tochilkin, I. M. Yachikov // Refract. Ind. Ceram. – 2016. – Vol. 56, № 6. – P. 569–573. DOI:10.1007/s11148-016-9889-6
4. Rogler, J. P. Inclusion removal in a tundish by gas dubbing / J. P. Rogler, L. J. Heaslip, M. Mehrvar // Can. Met. Quart. – 2004. – Vol. 43, № 3. – P. 407–415.
5. Оптимизация гидродинамических характеристик промежуточного ковша УНРС с целью удаления экзогенных неметаллических включений / А. В. Куклев [и др.] // Металлург. – 2004. – № 4. – С. 47–49.
6. Разработка элементов приемной камеры промежуточного ковша слябовой МНЛЗ / К. Н. Вдовин [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 3. – С. 23–27.
7. Вдовин, К. Н. Непрерывная разливка стали. Гидромеханика машин непрерывного литья заготовок : моногр. / К. Н. Вдовин, В. В. Точилкин, И. М. Ячиков. – Магнитогорск : Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2014. – 348 с.
8. Гуцин, В. Н. Технические решения по управлению потоками расплава в промежуточных ковшах МНЛЗ / В. Н. Гуцин, В. А. Ульянов, В. А. Васильев // Металлург. – 2010. – № 9. – С.45–47.
9. Tochilkin, Victor V. Analysis of the Process of Metal Casting and the Structure of Refractory Equipment of the “Tundish Ladle – Submerged Nozzle – Crystallizer” System of a Section CBCM / Victor V. Tochilkin, O.A. Filatova, V.I. Umnov [et al.] // Refractories and Industrial Ceramics. 2018. Volume 59, No. 1, pp. 6–9.
10. Odenthal, H.-J. Numerical and physical of tundish flow phenomena / H.-J. Odenthal, R. Bolling, H. Pfeifer // Steel Res. Int. – 2003. – Vol. 74. № 1. – P. 20, 44–55.
11. Vdovin, K. N. Improvement of the Process of Metal Casting and the Design of Refractory Equipment of the “Tundish Ladle – Open Jet – Mold” System of a Continuous Billet-Casting Machine // Vdovin K.N., Tochilkin Vasilii V., Filatova O.A. [et al.] // Refractories and Industrial Ceramics. 2018. Volume 59, No. 3, pp. 237–240. DOI: 10.1007/s11148-018-0213-5
12. Патент на полезную модель 177995 РФ, МПК В22D 41/00. Ковш промежуточный для непрерывной разливки металла / К. Н. Вдовин, Е. А. Мельничук, В. И. Умнов, В. В. Точилкин. Заявка 2017109623. Заявл. 22.03.2017; 19.03.2018. Бюл. № 8.

УДК 621.74

*Н. П. Жильцов, Н. А. Кидалов***ПРОБЛЕМА ОЧИЩАЕМОСТИ ОТЛИВОК  
ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ****Волгоградский государственный технический университет**  
e-mail: mitfp@vstu.ru

В статье рассмотрена проблема очищаемости отливок от керамических литейных форм литья по выплавляемым моделям, предложен способ улучшения процесса очистки.

*Ключевые слова:* литье по выплавляемым моделям, керамика, очистка отливок.

*N. P. Zhiltsov, N. A. Kidalov***THE PROBLEM OF CLEANABILITY OF CASTINGS  
OF CASTING ON SUCELTED MODELS****Volgograd State Technical University**

The article deals with the problem of cleanability of castings from ceramic casting molds for investment casting, a method for improving the cleaning process is proposed.

*Keywords:* investment casting, ceramics, cleaning of castings.

Литье по выплавляемым моделям является одним из способов получения точных и сложных по конфигурации и форме отливок [1]. Методом литья по выплавляемым моделям изготавливают отливки массой от нескольких граммов до нескольких десятков килограммов (корпуса и детали приборов, лопасти газовых турбин, арматуру, режущий и хирургический инструмент, мелкие автодетали, детали фотоаппаратов, киноаппаратов, швейных и тек-

стильных машин, а также художественное литье) [2]. Отливки, полученные этим способом, имеют высокую точность и хорошую чистоту поверхности, позволяющие использовать их без механической обработки.

Несмотря на множество преимуществ, одним из недостатков данного способа является трудность отчистки отливок от остатков керамической формы, в том числе из внутренней полости отливок.



На сегодняшний день наиболее известными методами очистки отливок литья по выплавляемым моделям являются [1, 3]:

- различные способы «выщелачивания»;
- вибрационная очистка;
- очистка в голтовочных барабанах;
- дробеметная и дробеструйная отчистки;
- механическое воздействие.

Вышеперечисленные методы имеют ряд недостатков, к которым можно отнести вредный фактор производства, неэффективность окончательной очистки и дороговизну процессов.

Для решения проблемы очищаемости отливок был предложен способ, сущностью которого является воздействие предлагаемых веществ-модификаторов – на структуру керамической формы, сохраняющее ее изначальную высокую прочность до заливки жидкого металла и обеспечивающее разупрочнение керамической формы после заливки жидкого металла, вследствие ее деструкции [4].

Для повышения эффективности очистки керамических форм было предложено вводить модификаторы, деструкция которых происходит в интервале температур прокалики керамических форм и заливки жидкого металла.

Одним из требований, предъявляемым к модификаторам является не нарушение качества

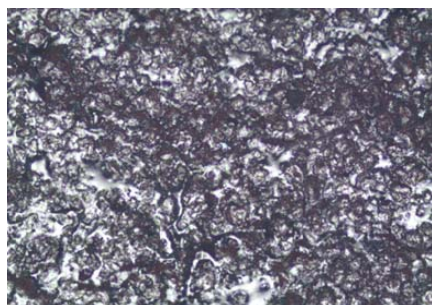
керамики вплоть до заливки жидкого металла.

При заливке литейной формы жидким металлом происходит ее разупрочнение. Нагрев осуществляется выше температур деструкции модификаторов, при этом происходит потеря массы – образуются микропоры и микротрещины, разупрочняющие форму.

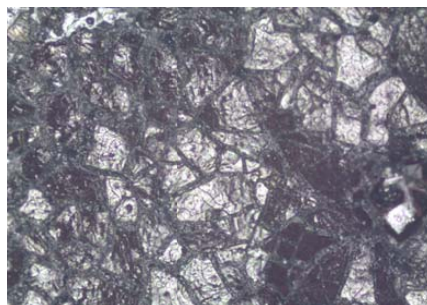
На основании вышеизложенного проведен выбор [5] веществ-модификаторов в качестве добавок в керамическую суспензию. Наиболее подходящими для стального литья являются хлорид меди и сульфат магния, с температурами деструкции – 993 и 1127 °С соответственно.

Для дальнейших исследований были выбраны два температурных режима, при которых осуществлялись термические воздействия на гидролизованые этилсиликатные пленки с модификаторами в своем составе. Температура 900 °С моделирует температуру прокалики керамических форм, при которой не происходит разрушения, так как модификаторы разлагаются при более высоких температурах, а температура 1500 °С – температуру заливки жидкого металла в керамическую форму, при которой происходит процесс деструкции модификаторов.

На рис. 1 и 2 показаны микроструктуры этилсиликатных пленок с исследуемыми модификаторами после термической обработки.

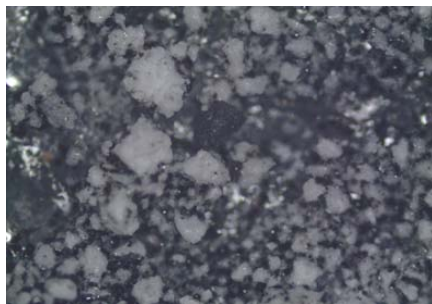


а

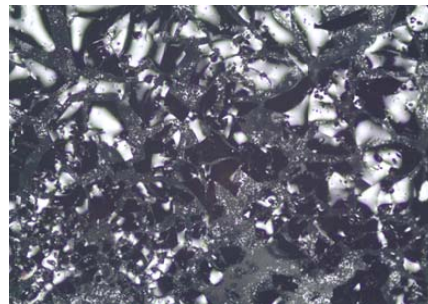


б

Рис. 1. Изменение структуры этилсиликатных пленок с хлоридом меди в качестве модификатора при воздействии температур (x50):  
а – 900 °С; б – 1500 °С



а



б

Рис. 2. Изменение структуры этилсиликатных пленок с сульфатом магния в качестве модификатора при воздействии температур (x50):  
а – 900 °С; б – 1500 °С

На полученных микроструктурах видно, что после термического воздействия при температуре 900 °С разрушения пленок не наблюдалось. Это подтверждает выдвинутое положение о ненарушении качества оболочки до заливки в нее жидкого металла. А после прокалики при температуре 1500 °С происходит деструкция обоих составов пленок, что также говорит о положительном действии введенных модификаторов на литейную керамическую форму.

Процесс ввода модификаторов осуществляется следующим образом: керамическую форму изготавливают методом послойного нанесения гидролизованной этилсиликатной суспензии на выплавляемую модель с последующей обсыпкой огнеупорным материалом – кварцевым

песком, предварительно прокаленным, и сухой каждого слоя. Суспензия приготавливается смешиванием гидролизованного раствора этилсиликата с пылеобразным наполнителем – предварительно прокаленным маршалитом. Соотношение гидролизованного раствора этилсиликата и маршалита выбирается из величины условной вязкости получаемой суспензии, равной 45 с (по вискозиметру ВЗ-4, ГОСТ 9070).

К полученной суспензии добавляется один из заявляемых модификаторов, обеспечивающих разупрочняющее воздействие на керамическую форму после заливки в нее жидкого металла. В табл. 1 приведены рецепты исследуемых керамических суспензий.

Таблица 1

Составы керамических суспензий

Компонент суспензии, мас. ч.	Исследуемые составы					
	1	2	3	4	5	6
Этилсиликат (ЭС 32)	51,0					
Ацетон	40,0					
Вода	8,5					
Соляная кислота	0,5					
Хлорид меди	1	3	6	–	–	–
Сульфат магния	–	–	–	1	4	8
Маршалит	Остальное					

Для изучения влияния модификаторов на прочностные свойства керамических форм использовались керамические образцы прямоугольного сечения, прошедшие две стадии термической обработки: при температуре 900 °С (т. е. технологической температуре прокалики керамической формы) и при температуре 1500 °С (моделирование заливки жидкого металла в керамическую форму).

После прокалики при 900 °С потери предела прочности в образцах не произошло, структура

керамики не была нарушена – трещин и пор не наблюдается. А при термической обработке при 1500 °С – предел прочности снизился. Результаты исследований приведены в табл. 2.

Как видно из проведенных исследований, образцы, изготовленные по предложенному способу и содержащие в суспензии 1–6 мас. ч. хлорида меди или 1–8 мас. ч. сульфата магния имеют пониженный предел прочности, что способствует разупрочнению керамической формы и тем самым облегчению очистки отливок.

Таблица 2

Результаты исследований

Модификатор	Содержание модификатора, в мас. ч. на 100 мас. ч. суспензии	Предел прочностина изгиб, [ $\sigma_{изг}$ ], Мпа			
		1	2	3	Среднее
–	–	1,6	1,5	1,7	1,6
Хлорид меди	1	1,0	0,9	0,8	0,9
	3	0,8	0,7	0,8	0,8
	6	0,7	0,7	0,6	0,7
Сульфат магния	1	1,1	1,1	1,2	1,1
	4	0,9	0,9	0,8	0,9
	8	0,7	0,7	0,8	0,7



При содержании в суспензии хлорида меди или сульфата магния меньше 1 мас. ч. разупрочнение керамических форм недостаточно для качественной и быстрой очистки отливок.

При содержании в суспензии модификаторов в количестве больше указанных максимальных пределов после заливки жидким металлом керамической формы появляются крупные трещины и поры, которые могут привести к дефектам отливок в процессе их получения, что недопустимо.

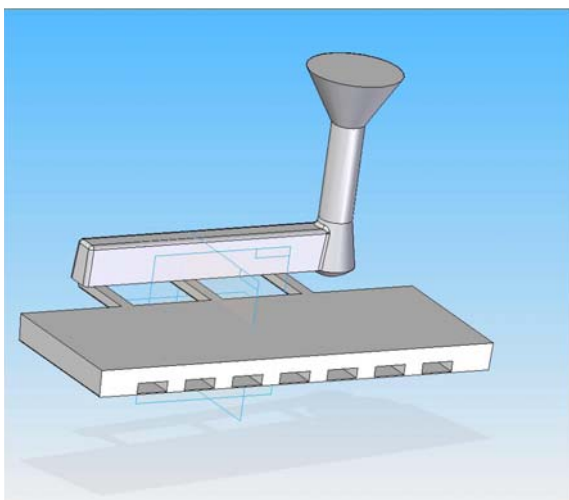


Рис. 3. Схема заливки исследуемых образцов

Образцы, не содержащие в своем составе модификаторов, обеспечивающих деструктивное воздействие, имеют повышенный предел прочности после термического воздействия

температурой, соответствующей температуре заливки жидкого металла.

Для подтверждения предварительных исследований проводилась заливка жидкого металла (сталь 45Л, рис. 3) в керамические образцы с предложенными модификаторами и без них. Заливка производилась при температуре 1540 °С.

Проведенные исследования показали, что в керамике, без модификаторов, потери прочности не наблюдается – отливка очищается плохо. Керамика, имеющая в своем составе сульфат магния, разупрочнилась частично. Значительное разупрочнение произошло в керамике, содержащей в своем составе хлорид меди – процесс очистки отливки происходит гораздо легче.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трухов, А. П. Литейные сплавы и плавка : Учебник для студентов высших учебных заведений / А. П. Трухов, А. И. Маляров. – М. : Академия, 2004. – 336 с.
2. Хайченко, В. Е. Изготовление отливок литьем по выплавляемым моделям : учеб. пособие / В. Е. Хайченко, И. А. Филиппова ; Калужский филиал МГТУ им. Баумана. – Калуга, 2017. – 16 с.
3. Технология литейного производства. Специальные способы литья : учеб. пособие / Б. А. Кулаков, О. В. Ивочкина, А. В. Карпинский, О. М. Заславская. – Челябинск : Изд-во ЮУрГУ, 2010. – 143 с.
4. Пат. 2673872 Российская Федерация, МПК В22С1/00, В22С1/14, В22С9/04. Способ изготовления легкоочищаемых литейных керамических форм, получаемых по выплавляемым моделям / Н. А. Кидалов, Н. П. Жильцов ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2018.
5. Никольский, Б. П. Справочник химика. В 7 т. Т 2 / Б. П. Никольский. – Л. : Ленинградское отделение Госхимиздата, 1963. – 1165 с.

УДК 621.74

*Н. Ф. Чувагин, О. И. Чеберяк*

#### АНАЛИЗ ТЕПЛОВЫХ УСЛОВИЙ РАБОТЫ КАМЕРЫ ПРЕССОВАНИЯ НА МАШИНАХ ЛПД С ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ КАМЕРОЙ ПРЕССОВАНИЯ

Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева  
e-mail: mto@nntu.ru

Представлены результаты анализа условий работы прессовой пары на машинах ЛПД с горизонтальной камерой прессования. Дается объяснение процесса образования надиров на прессовой паре.

*Ключевые слова:* литье под давлением, узел прессования, прессовая пара, износ, тепловые деформации.

*N. F. Chuvagin, O. I. Cheberyak*

#### ANALYSIS OF THERMAL CONDITIONS OF THE CHAMBER LPD ON MACHINES WITH HORIZONTAL CHAMBER DIE

Nizhny Novgorod State Technical University n. a. R. E. Alekseev

The results of the analysis of the working conditions of the press pair on LPD machines with a horizontal pressing chamber are presented. An explanation of the process of Nadir formation on the press pair is given.

*Keywords:* injection molding, pressing unit, pressing steam, wear, thermal deformation.

Одним из основных технологических параметров влияющих на качество отливок получаемых литьем под давлением является давление прессования, создаваемое усилием механизма прессования машины литья под давлением [1]. Известно, что для получения плотных отливок необходимо обеспечивать давление прессования 50÷350 МПа [2, 3, 4, 5], однако, как показывает практика литья под давлением, даже в тех случаях, когда механизм прессования машины в состоянии обеспечить такое давление, отливки имеют пористость. Это свидетельствует о том, что на пути передачи давления от прессующего поршня к отливке имеют место значительные потери давления. Так как между механизмом прессования машины и отливкой находятся узел прессования и питатель, то, очевидно, что потери давления происходят именно в них. Подтверждением этого являются задиры на элементах узла прессования и на пресс-остатке.

Из сказанного следует актуальность задачи повышения стойкости элементов узла прессования, поскольку, с одной стороны на их изготовление идет дорогостоящая сталь, с другой стороны, по мере их износа неизбежно будут возрастать потери на трение вследствие увеличения шероховатости трущихся поверхностей.

Анализ многочисленных публикаций показывает, что совершенствованию узла прессования придается большое значение не только в нашей стране, но и за рубежом.

Так, в работах [6, 7, 8] рассматриваются прессующие поршни из бериллиевой бронзы с содержанием бериллия около 2 %. Авторы отмечают, что, несмотря на повышенную стоимость бронзы, применение ее экономически выгодно по следующим причинам: повышается срок службы наполнительного стакана; улучшается качество отливок благодаря уменьшению силы трения в прессующей паре; образует-

ся искусственный твердый слой, выполняющий частично роль смазки в узле; можно получать более тонкостенные отливки.

В работе [9] описывается опыт использования прессующих поршней из серого чугуна. Указывается, что срок службы такого поршня при использовании обычной смазки (около 3 % графита) составлял 500–1000 впрысков.

Помимо материала поршней предлагаются и различные их конструкции. Чаще всего это составные поршни, в которых наружная, изнашивающаяся часть может быть заменена на новую [10–15].

Суммируя результаты представленных выше работ можно сделать вывод, что износ элементов узла прессования – это надирь на сопрягаемых поверхностях прессовой пары, возникающие в результате трения поршня о стенки камеры и втулки.

Объяснить большие величины силы трения можно образованием натяга между поршнем и камерой прессования (литниковой втулкой) [16, 17, 18].

#### Материалы и методы исследования

Для анализа тепловых условий работы прессовой пары выбрана конструкция узла прессования машины литья под давлением с горизонтальной холодной камерой прессования TST-1000 в варианте использования с формой с центральным литником.

В сопряжениях элементов любого узла прессования имеются зазоры. Рассматриваемая камера прессования и плита машины сопрягаются по посадке H7/f8. Наружный посадочный диаметр камеры прессования 195 мм, величина зазоров для которого приведена в табл. 1. Посадка поршень-камера по разным источникам – H7/g6 или H7/c8. Величины зазоров для диаметра 110 мм приведены также в табл. 1.

Таблица 1

Зазоры в сопряжении камера прессования – плита машины

Посадка	Диаметр, мм	Отклонения, мм	S <sub>max</sub> , мм	S <sub>min</sub> , мм
H7/f8	195	(0; +0,046)/(-0,050; -0,122)	0,046	0,168
H7/g6	110	(0; +0,035)/(-0,012; -0,034)	0,012	0,069
H7/c8	110	(0; +0,035)/(-0,180; -0,234)	0,180	0,269

Жидкий силумин под давлением не проходит в зазор меньше 0,15 мм. При посадке H7/c8 даже при минимальном зазоре должен образовываться облой, что будет сказываться на работе прессовой пары.

Особенности работы прессовой пары на машинах ЛПД с горизонтальной камерой прессования рассмотрены в работе [19]. В процессе работы элементы узла прессования нагреваются, и величины зазоров в сопряжениях изменя-

ются. Для выяснения характера изменения зазоров в процессе работы были выполнены расчеты тепловых и силовых деформаций. Расчетная схема узла прессования представлена на рис. 1. Здесь 1 – камера прессования; 2 – плита машины; 3 – прессующий поршень;  $S_1$  – зазор в сопряжении поршня с камерой прессования;  $S_2$  – зазор в сопряжении камеры прессования с плитой машины.

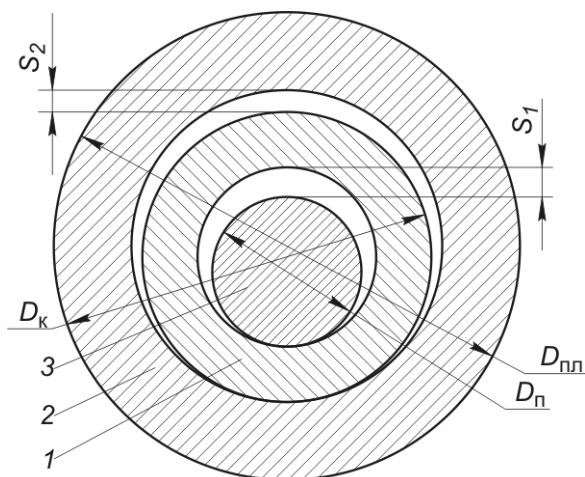


Рис. 1. Схема зазоров в сопряжениях узла прессования: 1 – камера прессования; 2 – плита машины; 3 – прессующий поршень (плита машины условно изображена цилиндрической)

Для упрощения расчета прямоугольная плита машины принята круглой с диаметром окружности, равным горизонтальному размеру. При вычислении деформаций это допустимо, учитывая соотношение диаметра камеры прессования и размера плиты машины.

В процессе работы узла возникает тепловой поток изнутри наружу с большим градиентом. Предполагается, что при увеличении размеров элементов в результате неравномерного нагрева и взаимодействия с охватываемыми элементами зазоры существенно уменьшаются и могут переходить в натяги. Натяг в сопряжении камеры прессования с плитой машины сам по себе не критичен, поскольку сопряжение неподвижное, но возникающее контактное давление ограничит расширение камеры, в результате чего возникнет натяг в сопряжении поршня

с камерой. Движение поршня в условиях бокового контактного давления неизбежно приведет к образованию продольных надиров на боковых поверхностях камеры и поршня.

Расчет выполнялся методом конечных разностей. Временные интервалы, принятые в расчете. Время цикла 180 с, в том числе: время выдержки под давлением 60 с; время подготовки к следующей заливке 120 с. Усилие прессования 1,1 МН. Номинальные размеры элементов узла (мм): диаметр поршня 110, диаметр камеры 195, диаметр формы 1600, длина головки поршня 135. Теплофизические характеристики материалов и коэффициентов теплообмена – с учетом температуры. Исходная температура элементов 25 °С. Сплав АК12. Температура заливки 650 °С. Охлаждение поршня водой отсутствует.

Расчеты выполнялись отдельно для ряда холодных зазоров в сопряжении камеры прессования и плиты машины. Внутри каждого расчета вычислялись горячие зазоры и силы трения для восьми холодных зазоров в сопряжении поршня с камерой прессования (от 0 до 0,28 с шагом 0,04 мм).

### Результаты и их обсуждение

Результаты расчетов представлены на рис. 2–4. На рис. 2 рассмотрен гипотетический случай, когда холодный зазор в сопряжении камеры прессования с плитой машины равен нулю. Из графиков видно, что уже при первой заливке в конце выдержки под давлением только зазоры большие 0,2 мм не перешли в натяги. После четвертой заливки исчезли зазоры 0,24 и 0,28 мм. На рис. 3 рассмотрен случай максимального холодного зазора в сопряжении камеры с плитой машины, обеспечиваемого посадкой Н7/ф8. Здесь холодный зазор 0,2 мм становится равным нулю на 11 цикле, 0,28 мм приближается к нулю на 25 цикле. Эти два зазора близки к минимальному и максимальному зазору в сопряжении поршня с камерой прессования по посадке Н7/с8 (табл. 2). Зазоры по посадке Н7/г8 обнуляются при первом цикле.

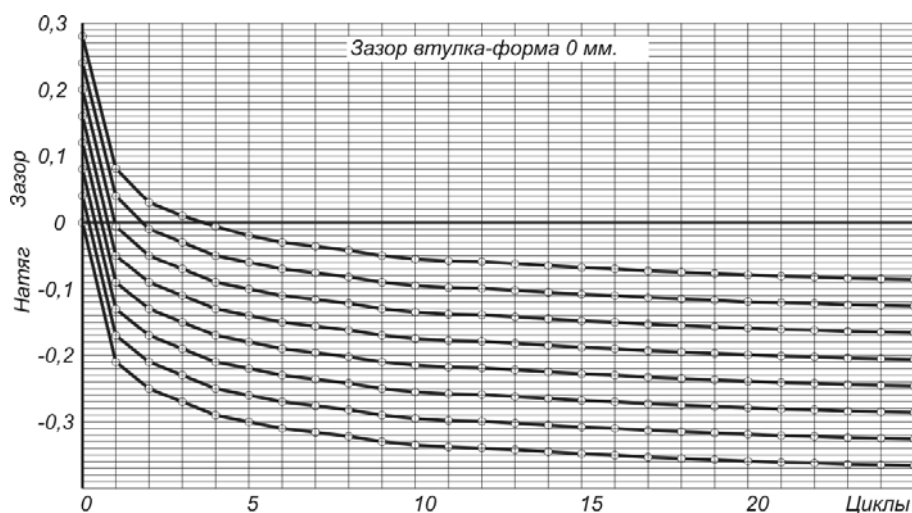


Рис. 2. Изменение зазора в сопряжении поршень – камера прессования в процессе работы при холодном зазоре между камерой и плитой машины, равном 0 мм

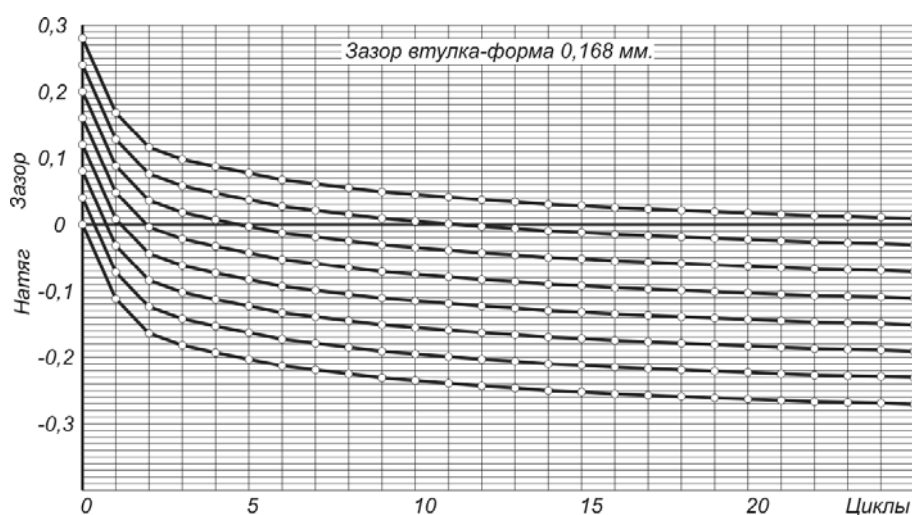


Рис. 3. Изменение зазора в сопряжении поршень – камера прессования в процессе работы при холодном зазоре между камерой и плитой машины, равном 0,168 мм (максимальном при посадке H7/f8)

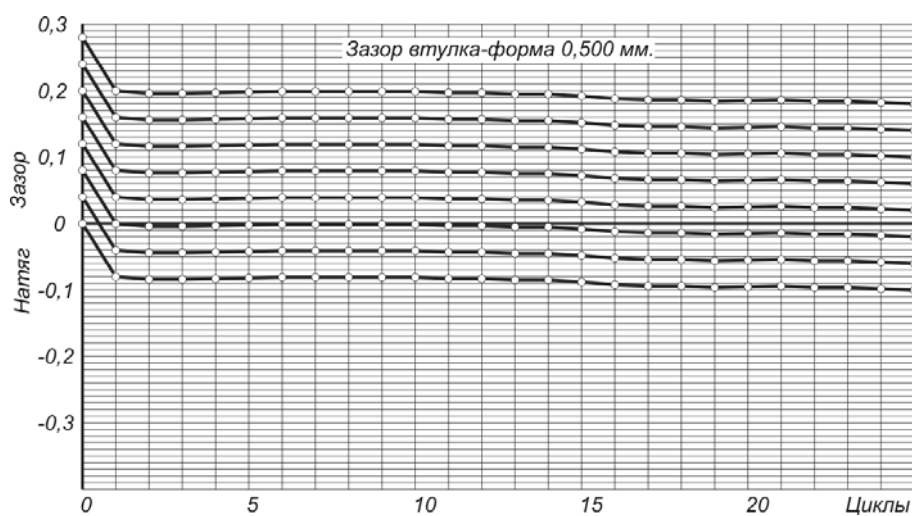


Рис. 4. Изменение зазора в сопряжении поршень – камера прессования в процессе работы при холодном зазоре между камерой и плитой машины, равном 0,5 мм

Расчеты показали, что при увеличении холодного зазора в сопряжении камеры с плитой машины все меньше холодных зазоров переходит в натяг. На рис. 4 приведены результаты расчета для холодного зазора камера – плита машины 0,5 мм.

Из рисунка видно, что все холодные зазоры, большие 0,08 мм, не переходят в натяги в процессе разогрева на протяжении 25 циклов.

Из дальнейших расчетов следует, что при увеличении холодного зазора между камерой прессования и плитой машины более 0,6 мм картина не меняется. Это связано с тем, что зазор в сопряжении камеры прессования и плиты машины до 0,5 переходит в натяг, больший – не переходит. То есть тепловое увеличение на-

ружного диаметра камеры прессования в описываемых тепловых условиях составляет примерно 0,5 мм.

Образование натяга в сопряжении пресующего поршня и камеры прессования приводит к появлению контактного давления, превышающего гравитационное. Соответственно возрастает и сила трения. В табл. 2 и 3 приведены расчетные величины сил трения для вариантов с холодным зазором в сопряжении камера – плита 0,168 и 0,5 мм в конце выдержки под давлением (обозначения по рис. 1).

В табл. 2 цветом выделены холодные зазоры, близкие к зазорам по посадке H7/g6 (верхние) и по посадке H7/c8 (нижние). В табл. 3 – рекомендуемые значения.

Таблица 2

**Сила трения в сопряжении поршень – камера на 25-м цикле при холодном зазоре в сопряжении камера – плита машины по посадке H7/f8 (0,168 мм)**

Холодный зазор $S_1$ , мм	Горячий зазор $S_1$ , мм*	Контактное давление, МПа	Сила трения, МН
0,000	-0,271	255	4716
0,040	-0,230	217	4014
0,080	-0,190	179	3314
0,120	-0,150	142	2614
0,160	-0,110	104	1914
0,200	-0,070	66	1215
0,240	-0,030	28	516
0,280	0,010	0,0	0

\* знак минус (-) означает натяг.

Таблица 3

**Сила трения в сопряжении поршень – камера на 25-м цикле при холодном зазоре в сопряжении камера – плита машины 0,5 мм**

Холодный зазор $S_1$ , мм	Горячий зазор $S_1$ , мм*	Контактное давление, МПа	Сила трения, МН
0,000	-0,074	69,6	1287
0,040	-0,037	31,7	585
0,080	0,007	0,0	0
0,120	0,047	0,0	0
0,160	0,087	0,0	0
0,200	0,127	0,0	0
0,240	0,167	0,0	0
0,280	0,207	0,0	0

\* знак минус (-) означает натяг.

### Выводы

Проведенные расчеты подтверждают следующие предположения:

1. Причиной ускоренного износа прессовой пары является образование натяга при нагреве в процессе работы.

2. Основное влияние на деформации оказывает зазор в сопряжении камеры прессования с плитой машины.

3. Повышенное трение приводит к образованию продольных надиров на поршне и камере и уменьшению действующего на жидкий металл давления.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Калиш, Р. М.* Расчет пористости отливок / Р. М. Калиш, В. И. Ладохин // Литейное производство. – 1971. – № 7. – С. 26.
2. *Белопухов, А. К.* Подпрессовка как фактор повышения плотности отливок / А. К. Белопухов, В. С. Кириченко // Литейное производство. – 1978. – № 7. – С. 29–30.
3. *Липчин, Т. Н.* Эффективность упрочения сплавов при кристаллизации под давлением / Т. Н. Липчин // Литейное производство. – 1985. – № 3. – С. 13–15.
4. *Рыжиков, А. А.* Улучшение структуры толстостенных отливок под давлением / А. А. Рыжиков, С. З. Злотин, И. Б. Казаринов // Литейное производство. – 1973. – № 5. – С. 2–4.
5. *Мухаметжанов, Н. Ф.* Технологические особенности литья под давлением термоупрочняемых отливок / Н. Ф. Мухаметжанов // Литейное производство. – 1979. – № 2. – С. 21–22.
6. Исследование работы прессующих плунжеров. Analysis of plunger tips / Antoine Jacques M. // Die Cast, g. – 1989. – 33, № 1. – С. 22–24.
7. Способ изготовления прессующих плунжеров для литья под давлением. Design, manufacture, and heat treating of beryllium copper plunger tips / Kopp John C // Die Cast. Eng. – 1989. – 33, № 1. – С. 18–20.
8. Прессующие плунжеры из бериллиевой бронзы. Beryllium Copper Alloy Plunger Tips: Understanding These Materials. Diersing Robert J. «Die Cast. Eng.», 1985, 29, № 6, 50–51.
9. Применение износостойких плунжеров в машинах литья под давлением. Einsatz von verschleißfesten Druckgießkolben. Matthey Gerald. «Giessereitechnik», 1985, 31, № 8, 247–248.
10. Механизм прессования в машинах литья под давлением : Заявка 6487052 Япония, МКИ<sup>4</sup> В 22 D 17/20 / Комура Тэжисуй ; Хитати киндзаку к. к. . – № 62 – 246519; Заявл. 30.09.87 ; Оpubл. 31.03.89 // Кокай токке кохо. Сер. 2(2) . – 1989. – 21. – С. 299–301 . – Яп.
11. Прессующий плунжер для машины литья под давлением. Plunger tip for cold chamber die cast machine : Пат. 4899804 США, МКИ<sup>4</sup> В 22 D 17/08, В 22 D 17/20 / Nammerer Norman L. – № 312445; Заявл. 21.02.89; Оpubл. 13.02.90; НКИ 164/312
12. Прессующий плунжер. Kolben-Zylindereinheit und deren Verwendung : Заявка 4002263 ФРГ, МКИ<sup>5</sup> 22 D 17/20 / Heck Klaus, Waqner Lothar; Audi AG -№ 4002263.3 ; Заявл. 26.01.90 ; Оpubл. 08.08.91.
13. Прессующий плунжер. Kolben, insbesondere zum Herausdrucken von flüssigem Metall aus einem Giesszylinder : Заявка 0525229 ЕПВ, МКИ<sup>5</sup> В 22 D 17/20 / Muller Andre; Allper AG. – № 91112740.5 ; Заявл. 29.07.91 ; Оpubл. 03.02.93.
14. Прессующий поршень машины литья под давлением : А. с. 1463387 СССР, МКИ<sup>4</sup> В 22 D 17/20 / Юрченко В. И., Юсим И. М., Бантыш В. И.; СКБ машин точн. литья Молд. ПО Точлитмаш. – № 4250767/23–02 ; Заявл. 27.05.87 ; Оpubл. 07.03.89, Бюл. № 9.
15. Прессующий поршень машины литья под давлением. Юрченко В. И., Бантыш В. И., Войкин В. Н., Ка Б. Г., Келюх Ю. П.; СКБ машин точн. литья при Тирасп. литейн. машин им. С. М. Кирова. А. с. 1266652, СССР. 11.05.85, № 3895076/22–02, опубл. в Б.И., 1986, МКИ В 22 D 17/20.
16. *Тимофеев, Г. И.* Условия надежности прессовой пары машины литья под давлением / Г. И. Тимофеев, В. Г. Рождественский, Н. Ф. Чувагин // Известия вузов. Машиностроение. – 1986. – № 8. – С. 120–124.
17. *Чувагин, Н. Ф.* Потери усилия прессования при литье под давлением и жидкой штамповке / Н. Ф. Чувагин, И. В. Гейко, В. В. Марков, Г. И. Тимофеев // Литейное производство. – 1985. – № 10. – С. 23–24.
18. Прессующий узел машины литья под давлением: А.с. 1359063 СССР, МКИ В 22 D 17/10 / Н. Ф. Чувагин, Г. И. Тимофеев, В. Г. Рождественский, И. В. Гейко (СССР).
19. *Чеберяк, О. И.* Особенности работы прессовой пары на машинах ЛПД с горизонтальной камерой прессования : Современные технологии в машиностроении и литейном производстве / О. И. Чеберяк, Н. Ф. Чувагин // Материалы III Международной научно-практической конференции. – 2017. – С. 98–105.

УДК 669.054.2 :621.865

*К. Н. Вдовин, Василий В. Точилкин, О. А. Филатова, В. И. Умнов, Виктор В. Точилкин*

### КОНСТРУИРОВАНИЕ ОБОРУДОВАНИЯ МАНИПУЛЯЦИОННЫХ СИСТЕМ ДЛЯ ЗАЩИТЫ СТАЛИ ОТ ВТОРИЧНОГО ОКИСЛЕНИЯ ПРИ РАЗЛИВКЕ НА МНЛЗ

Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова

e-mail: vdovin@magtu.ru

Рассмотрены манипуляционные системы и огнеупорное оборудование системы сталеразливочный ковш (СРК) – струя металла (СМ) – промежуточный ковш (ПК) сортовых машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Разработаны конструкции элементов манипулятора для защиты струи металла при разливке стали, представлены особенности конструкции элементов МНЛЗ, которые обеспечивают рациональное прохождение разливаемого металла в системе СРК – СМ – ПК. Это обеспечивает эффективное формирование потоков стали в приемной камере промежуточного ковша сортовой МНЛЗ и создает условия для повышения качества металла и уменьшения брака непрерывно-литых заготовок.

*Ключевые слова:* машина непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), сталеразливочный ковш (СРК), промежуточный ковш (ПК), потоки металла, математическое моделирование, огнеупорные конструкции.

*K. N. Vdovin, Vasilii V. Tochilkin, O. A. Filatova, V. I. Umnov, Viktor V. Tochilkin*

### CONSTRUCTION EQUIPMENT HANDLING SYSTEMS TO PROTECT STEEL FROM SECONDARY OXIDATION WHEN CASTING TO CONTINUOUS CASTING MACHINE

Nosov Magnitogorsk State Technical University

The refractory equipment of the system “steel-pouring ladle – pouring basket” of continuous billet casting machines (CBCM) is considered. Improving the equipment provides an effective formation of the metal stream and creates conditions for the improvement of its quality. This provided the effective steel flow formation in tundish and created the condition for improvement in the metal quality. Stability of the pouring process and an increase in the quality of the poured metal are achieved as a result.

*Keywords:* continuous casting machine (CCM), steel-pouring ladle, tundish, metal flows, the math modeling, refractory structure.

#### Введение

К изготовлению непрерывно-литой заготовки, предназначенной для изготовления оборудования машиностроительных систем: железнодорожных колес и др., предъявляются высокие требования. Особое внимание по дефектам макроструктуры: центральная пористость, краевая точечная загрязненность и т. п. Развитие конструкций и модернизация [1] отдельных узлов и деталей МНЛЗ – актуальная задача современной металлургической промышленности, решение которой обеспечивает повышение качества выпускаемого металла [2].

Система СРК – СМ – ПК важнейший технологический элемент МНЛЗ, требующий совершенствования технологии и оборудования [1]. При разливке стали эта система в значительной степени определяет стабильность процесса, оказывая большое влияние на повышение качества разливаемого металла и стабильную работу машины. Металл из СРК в ПК поступа-

ет открытой (в момент наполнения ПК) и закрытой струями через устройства для подвода металла [3].

#### Основная часть

На рис. 1 представлены элементы в системе СРК – СМ – ПК и комплект оборудования системы [2].

Струя жидкого металла поступает в промежуточный ковш из СРК:

1) открытой струей (в начальный период разливки) при первом открытии шиберного устройства СРК;

2) закрытой струей – через специальную защитную трубу, удерживаемую манипулятором [4]. В качестве защиты струи жидкого металла при разливке металла в системе СРК – ПК, в номинальных режимах разливки металла, используют трубы с комплектом пластичных огнеупоров [5] и системой подачи аргона [6]. Трубу перемещают и удерживают специальным манипулятором [4].



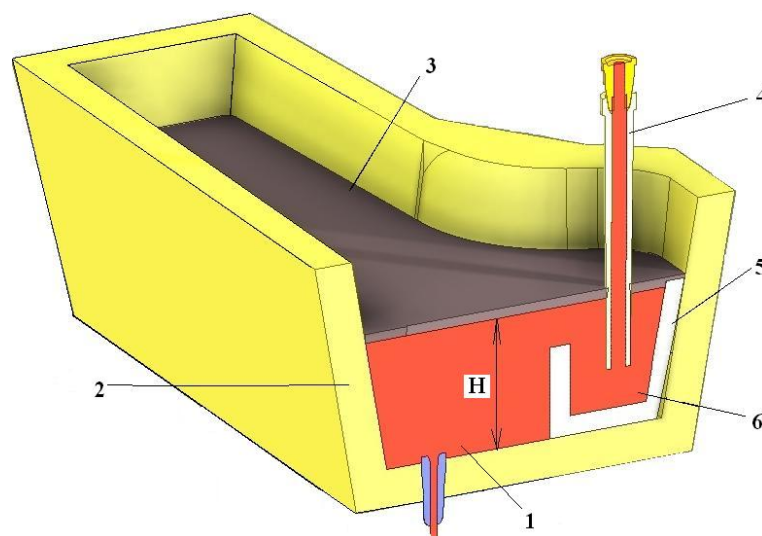


Рис. 1. Элементы в системе СРК – защитная труба – ПК:  
1 – жидкий металл; 2 – ПК; 3 – покровный шлак; 4 – защитная труба;  
5 – металлоприемник; 6 – приемная камера ПК; Н – уровень металла в ПК

Применение защитных труб является одним из основных способов защиты потока металла от вторичного окисления при разливке на машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Приоритетным направлением для обеспечения защиты стали системы сталеразливочный ковш – промежуточный ковш (ПК) МНЛЗ является совершенствование существующих устройств и разработка новых конструкций защиты от вторичного окисления [5].

Подсистема защитной трубы сталеразливочного ковша (рис. 2, а) представляет собой керамическую трубу, имеющую коническое соединение с удлиненным стаканом шибберного затвора сталеразливочного ковша [6].

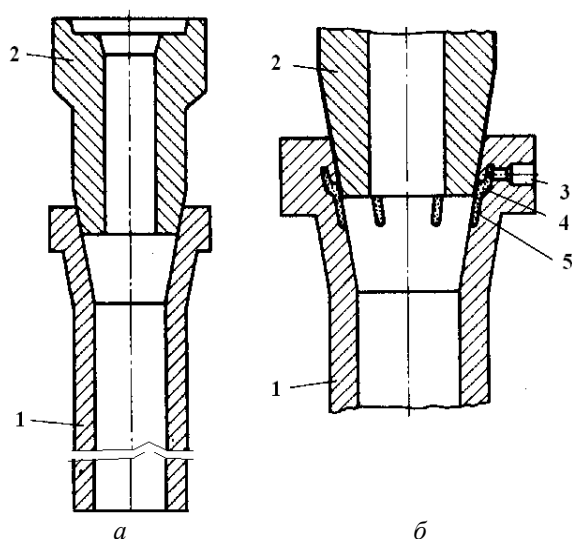


Рис. 2. Установка защитной трубы сталеразливочного ковша:  
а – без подачи аргона; б – с подачей аргона; 1 – защитная труба;  
2 – разливочный стакан; 3 – отверстие для подачи аргона; 4 – уплотнительное устройство; 5 – пазы для подачи аргона

Она позволяет реализовать следующие преимущества [6]:

- повышение качества стали в результате значительного сокращения вторичного окисления металла между сталеразливочным и промежуточным ковшами и подвода металла под уровень в промежуточном ковше, что уменьшает его турбулентность и облегчает отделение неметаллических включений;

- уменьшение затягивания погружного стакана ПК частицами оксида алюминия, что способствует увеличению времени разливки через ковш до его замены и многократное использование защитных труб;

- уменьшение образования настывлей в ПК и повышение стойкости его футеровки;

- повышение безопасности работы, так как не происходит разбрызгивание металла.

Защитную трубу выполняют из огнеупорных материалов, позволяющих повторно использовать ее после очистки ее канала кислородом. В процессе разливки стали защитная труба поддерживается захватом манипулятора, закрепленным на тележке ПК или на металлоконструкциях разливочного участка.

Недостатком таких устройств защиты является низкое качество разливаемого металла за счет попадания в него газов, в частности азота. Между внутренней поверхностью огнеупорной трубы и поверхностью стакана шибберного затвора в процессе разливки возникают зазоры. В результате происходит интенсивное насыщение разливаемого металла газами, в частности азотом, что приводит к снижению качества не-

прерывно-литой заготовки. Труба (рис. 2, б) спроектирована с таким расчетом, что аргон вводится в кольцевую полость на ее верхнем фланце и по ряду пазов поступает в струю металла. При этом внутри защитной трубы создают положительное давление, что устраняет опасность подсоса воздуха между стаканом шибера затвора и защитной трубой, а также способствует отделению неметаллических включений в промежуточном ковше. Кроме этого, сокращается опасность подсоса воздуха между плитами скользящего затвора сталеразливочного ковша.

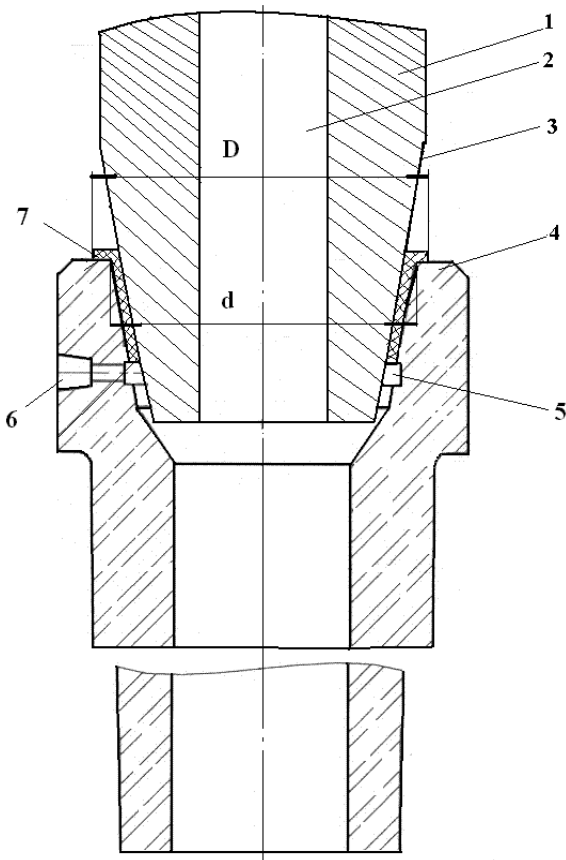


Рис. 3. Устройство для защиты струи металла при разливке на МНЛЗ

Разработано устройство для защиты струи металла при разливке на МНЛЗ (рис. 3) [7]. Устройство для защиты струи металла при разливке на МНЛЗ содержит огнеупорный стакан 1, с подводящим каналом 2, и наружной конусообразной поверхностью 3, огнеупорную трубу 4. Верхняя часть отверстия трубы 4 выполнена по форме контактирующего с ней участка конусообразной поверхности 3 стакана 1 и содержит кольцеобразную выемку 5 и отверстие 6 для подвода аргона, прокладку 7, расположенную по контактирующему участку стакана 1 и трубы 4.

Верхняя часть прокладки 7 имеет верхнюю торцевую поверхность, расположенную по торцевой поверхности огнеупорной трубы 4. Нижняя торцевая поверхность прокладки 7 расположена над кольцеобразной выемкой огнеупорной трубы 4. Верхняя торцевая поверхность прокладки 7 выполнена с наружным диаметром (D) не менее 1,2 диаметра (d) отверстия огнеупорной трубы 4 в верхней своей части. Прокладка 7 выполнена из пластичного огнеупорного материала [5]. Отмеченное конструктивное выполнение прокладки 7 обеспечивает: надежную фиксацию трубы 4 относительно стакана 1 исключение прохождения воздуха в струю металла и рациональные параметры подачи аргона в кольцевую выемку 5 трубы 4. При этом надежная фиксация трубы 4 исключает возможность смещения трубы 4 относительно стакана 1 в течение всего цикла разливки стали из сталеразливочного ковша, что также приводит к повышению качества разливаемого металла.

При использовании данного устройства на МНЛЗ предварительно на трубу 4 в верхней части устанавливают прокладку 7. Используя манипулятор, трубу 4 фиксируют на стакане 1. При этом форма выполнения сопрягаемых поверхностей и соответствие геометрических размеров конструктивных элементов позволяет обеспечить надежную фиксацию трубы 4 в стакане 1. Затем из отверстия 6 подают аргон, а через подводящий канал 2 стакана 1 подают жидкий металл [6].

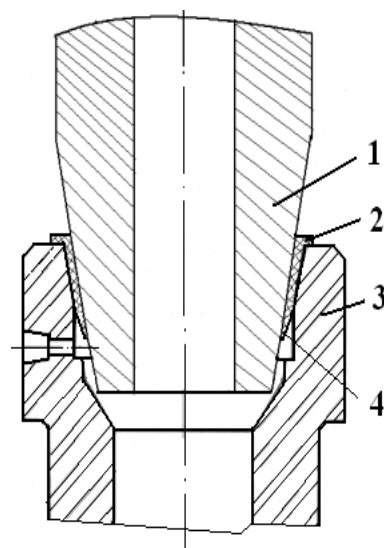


Рис. 4. Модернизированное устройство для защиты струи металла при разливке на МНЛЗ:  
1 – стакан; 2 – прокладка; 3 – защитная труба;  
4 – нижняя торцевая поверхность прокладки

На рис. 4 представлено модернизированное устройство [7]. Отличительная особенность – выполнение нижней торцевой поверхности 4 прокладки 2 в виде наклонной конусной поверхности, прилегающей к стакану 1. Рациональное расположение нижней торцевой поверхности 4 прокладки 2 над кольцевой выемкой позволяет обеспечить подачу аргона по всей поверхности трубы в зоне кольцевой выемки и оптимальную отсечку воздуха. Надежная фиксация трубы 3 в стакане 1, а также осевая центровка их полостей, обеспечивает в процессе разливки формирование струй металла технологически заданной конфигурации без нарушения ее сплошности,

при этом исключаются боковые смещения струй металла в трубе 3 и размыв огнеупоров трубы 3. Это также позволяет повысить качество разливаемого металла за счет исключения попадания в него частиц огнеупорных материалов [8].

Разработанная конструкция модернизированного устройства для защиты струи металла при разливке на МНЛЗ с новой конструкцией уплотнения [8] исключая проход воздуха в струю металла при разливке, обеспечивает рациональные параметры подачи аргона [9] в кольцевую выемку огнеупорной трубы, что позволяет повысить качество разливаемого металла.

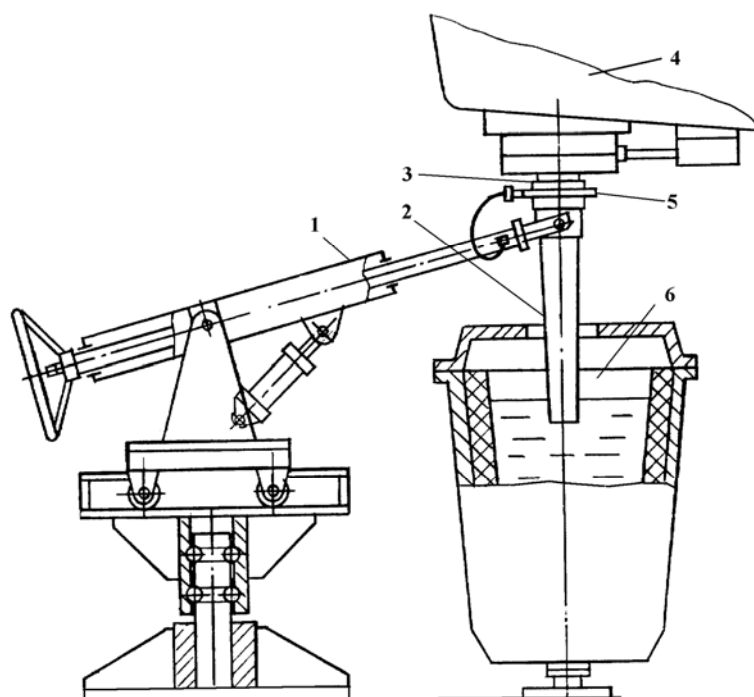


Рис. 5. Манипулятор для подачи защитной трубы при разливке на МНЛЗ

На рис. 5 представлен манипулятор для перемещения защитной трубы относительно сталеразливочного ковша на МНЛЗ – устройство для защиты струи металла (патент на изобретение РФ 2145914 СССР; В 22 D 7/12). Манипулятор 1 для перемещения защитной трубы 2 при разливке на МНЛЗ оснащен захватом 3. Захват 3 обеспечивает установку и удержание защитной трубы 2 на сталеразливочном ковше 4. Захват 3 оснащен системой подачи аргона 5. Защитная труба 2 вводится в промежуточный ковш 6.

#### Модель системы СРК – СМ – ПК для анализа процесса разливки

При составлении модели системы СРК – СМ – ПК [1] использованы следующие уравнения: в качестве уравнения, описывающего движение жидкости в области моделирования, принимаем уравнение Навье-Стокса для нестационарных потоков жидкости (жидкого металла), неразрывности потока.

Геометрию модели определяют особенностью компоновки оборудования системы СРК – СМ – ПК. Масштаб модели составлял 1:1. Соответствующие уравнения имеют вид [19]:

$$\begin{cases} \frac{\partial \vec{u}}{\partial t} + (\vec{u} \cdot \nabla) \vec{u} = \vec{F} - \frac{1}{\rho} \nabla p + \nu \nabla^2 \vec{u}, \\ \rho \nabla \vec{u} = 0. \end{cases} \quad (1)$$

где  $\vec{u}$  – вектор скорости жидкости;  $\vec{F}$  – вектор объемных сил;  $p$  – давление жидкости;  $\nabla p$  – градиент давления;  $\nu$  – коэффициент кинематической вязкости;  $\nabla^2 \vec{u}$  – лапласиан  $\vec{u}$ ;  $\rho$  – плотность стали.

Вектор объемных сил с учетом действующего гравитационного поля земли определяется в выбранной системе координат как

$$\vec{F} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ -\rho \cdot g \end{bmatrix}, \quad (2)$$

где  $g$  – ускорение свободного падения.

Допущение о постоянной плотности металла  $\rho$  может быть сделано для системы СРК – СМ – ПК в случаях, когда разница температур жидкой стали в СРК и ПК не слишком велики.

При расчете турбулентных течений металла в системе СРК – СМ – ПК используется ( $k - \epsilon$ )-модель турбулентной вязкости [2]. При этом считается, что на основании гипотезы Буссинеска коэффициент вязкости, входящий в уравнения Навье-Стокса, включает молекулярную вязкость  $\mu$  и турбулентную вязкость  $\mu_T$ .

В математической модели процесса разливки металла были сделаны допущения [10]:

считаем, что моделируемый процесс протекает в объеме, ограниченном контуром области моделирования;

объемы, в которых происходит исследование (СРК и ПК), изначально заполнены жидкостью;

жидкость является вязкой и несжимаемой; моделируем процессы разливки открытой и закрытой струями;

скорость истечения жидкости из СРК в ПК постоянна и задана;

расход жидкости из ПК в кристаллизаторы равен расходу жидкости из СРК в ПК.

Математическое моделирование осуществляли с учетом начальных и граничных условий [1]. Начальные условия дополняют уравнения (1): температура металла в промежуточном ковше 1555 °С, скорость вытягивания заготовки 2,8 м/мин, динамическая вязкость стали 0,006 Па·с.

**Расчетная сетка**

Каждую модель делили на конечные элементы. Количество элементов варьировали в зависимости от типа разливки стали из СРК [1]. Сеточная математическая системы СРК – СМ – ПК представлена на рис. 6. Параметры сетки: суммарное количество конечных элементов сетки варьировали от 42875 до 682714 при различных способах подачи струи стали из СРК.

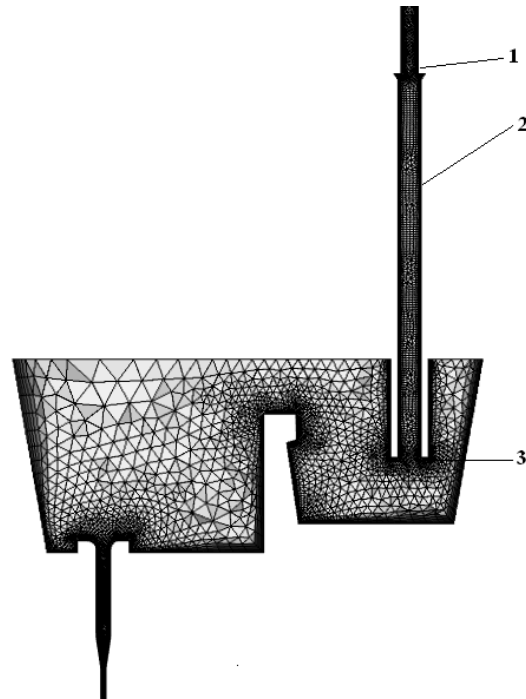


Рис. 6. Сеточная модель в системе СРК – защитная труба – ПК:  
1 – стык СРК и защитной трубы; 2 – защитная труба;  
3 – выход жидкого металла в пространство ПК

**Граничные условия**

На входе расчетной области системы (вход струи стали из СРК открытой или закрытой струей) задавали начальную скорость потока металла, для сечения заготовок 150x150 мм скорость будет равна

$$\vec{u} = 1,11 \text{ м/с.}$$

На жидкую сталь, находящуюся вблизи твердых поверхностей (стенок: защитной трубы и ковша), действует пристеночное прилипание

$$\vec{u} = 0. \quad (3)$$

Принятые граничные условия устанавливаются на все внутренние стенки ПК (боковые стенки защитной трубы и ПК, и дно ПК), поверхности защитной трубы.

Вдоль плоскости симметрии, проходящей через ось центрального ручья ПК, задается условие

$$\vec{n} \cdot \vec{u} = 0, \quad (4)$$

где  $\vec{n}$  – орт, перпендикулярный к свободной поверхности или плоскости симметрии.

На свободной поверхности – зеркало металла в ПК (см. рис. 1) также задается условие прилипания

$$\vec{n} \cdot \vec{u} = 0.$$

На выходе расчетной области целесообразно задавать давление жидкости, как правило, нулевое

$$p = p_0 = 0 \text{ Па}.$$

### Результаты моделирования потоков металла в системе

При представлении результатов численного моделирования [1] в качестве параметров течения приняты поля скоростей в струе металла, перемещающегося из СРК в приемную камеру ПК. На рис. 7 представлены поля скоростей потоков металла в поперечном сечении приемной камеры ПК.

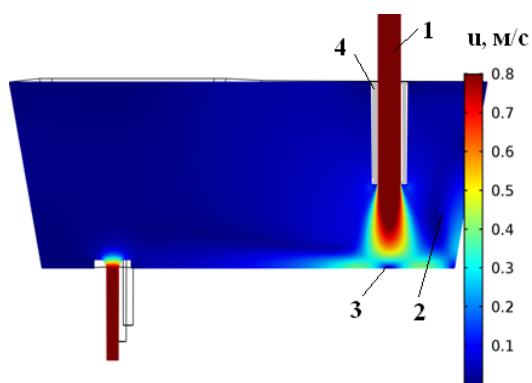


Рис. 7. Поля скоростей потоков стали в поперечном сечении подсистемы струи металла (закрытая струя) – промежуточный ковш:

1 – струя металла из СРК; 2 – жидкий металл в ПК; 3 – дно промежуточного ковша; 4 – защитная труба

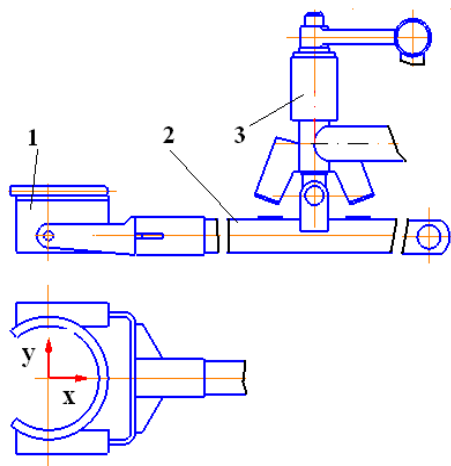


Рис. 8. Захват манипулятора для защиты струи металла при разливке на МНЛЗ:

1 – захват манипулятора; 2 – стрела манипулятора; 3 – опорный узел манипулятора

На рис. 8 представлен захват манипулятора, обеспечивающего установку защитной трубы. Особенность этого захвата – применение ориентирующих степеней подвижности для ориентации защитной трубы относительно стакана сталеразливочного ковша.

### Выводы

В результате анализа работы системы СРК – СМ – ПК установлено:

1. Струя металла, поступающая через защитную трубу в приемную камеру ПК, создает скоростные (более 0,2 м/с) вертикальные восходящие и интенсивные боковые потоки металла в сторону борта ПК. Это приводит к интенсивному размыванию торкрет-массы приемной камеры и увеличению количества НВ в металле.

2. Конструкция модернизированного устройства для защиты струи металла при разливке на машине непрерывного литья заготовок [9, 10] исключает прохождение воздуха в струю металла при разливке и обеспечивает рациональные параметры подачи аргона в кольцевую выемку огнеупорной трубы при равномерных зазорах между трубой и стаканом сталеразливочного ковша, что позволяет повысить качество разливаемого металла.

3. Разработаны конструкции захватных устройств манипуляционных систем для установки трубы для защиты струи металла. В конструкциях захватных устройств манипулятора предусмотрено применение ориентирующих степеней подвижности, обеспечивающих установку защитной трубы относительно разливочного стакана сталеразливочного ковша с равномерными зазорами.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вдовин, К. Н. Непрерывная разливка стали. Гидромеханика машин непрерывного литья заготовок : моногр. / К. Н. Вдовин, В. В. Точилкин, И. М. Ячиков. – Магнитогорск : Изд-во Магнитогор. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2014. – 348 с.

2. Vdovin, K. N. Analysis of operation of a steel-pouring ladle-tundish system for a section CBCM and improved refractory structures for the tundish receiving chamber / K. N. Vdovin, Vasilii V. Tochilkin [et al.] // Refractories and Industrial Ceramics. – 2016. – Т. 57, № 3. – P. 221–223.

3. Маки, Ж. Последние достижения в области разливочных огнеупорных систем / Ж. Маки, С. Задковски, Р. Брук // Достижения в области непрерывной разливки стали : Труды международного конгресса : пер. с англ. Д. П. Евтеева, И. Н. Колыбанова. – М. : Metallurgia, 1987. – С. 77–90.

4. Точилкин, В. В. Электромеханические манипуляторы для транспортирования и ориентации устройств, обеспечивающих защиту струи стали при разливке / В. В. То-

чилкин, К. Н. Вдовин // Известия вузов. Электромеханика. – 2004. – № 2. – С. 111–112.

5. New Plastic Refractory Linings for Protecting a Metal Stream During Pouring into a CBCM / K. N. Vdovin, O. A. Marochkin, V. V. Tochilkin [et al.] // Refractories and Industrial Ceramics. – 2014. – Vol. 55, № 4. – P. 318–320. DOI:10.1007/s11148-014-9716-x.

6. Анализ процесса разлива металла открытой струей и конструкции оборудования приемных камер промежуточного ковша сортовой МНЛЗ / К. Н. Вдовин [и др.] // Новые огнеупоры. – 2019. – № 2. – С. 3–6.

7. Improving Refractory Constructions in the System “Steel-Pouring Ladle – Pouring Basket” of CBCM / K. N. Vdovin, Vasilii V. Tochilkin, V. I. Umnov [et al.] // Re-

fractories and Industrial Ceramics. – 2017. – Vol. 58, № 3. – P. 255–258. DOI: 10.1007/s11148-017-0093-0.

8. Патент на полезную модель 177994 РФ, МПК В22D 41/00. Устройство для защиты струи металла при разливе на машине непрерывного литья заготовок / К. Н. Вдовин, Е. А. Мельничук, В. И. Умнов, В. В. Точилкин. Заявлено 22.03.2017; Опубликовано 19.03.2018. Бюл. № 8.

9. Разработка систем подачи аргона для промежуточного ковша сортовой МНЛЗ / К. Н. Вдовин [и др.] // Технология металлов. – 2013. – № 6. – С. 38–40.

10. *Vdovin, K. N.* Designing refractories for the tundish of a continuous caster / K. N. Vdovin, V. V. Tochilkin, I. M. Yachikov // Refractories and Industrial Ceramics. – 2016. – T. 56, № 6. – P. 569–573. DOI:10.1007/s11148-016-9889-6

---

Ответственный за выпуск редактор РИО  
**Л. Н. Рыжих**

Компьютерная верстка:  
**Е. В. Макарова**

---

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.  
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий  
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

---

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.  
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)  
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00  
**E-mail:** president@vstu.ru

---

Темплан 2019 г. Поз. № 9ж. Дата выхода в свет 23.07.2019 г. Формат 60 × 84 1/8.  
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,16. Уч.-изд. л. 11,61.  
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ №  
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО ИУНЛ ВолгГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.  
Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.



## К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

---

В научном журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Металлургия», публикуются статьи, посвященные современным технологическим процессам металлургии, сварки, литейного и прокатного производств, особенностям изменения структуры, физико-механических и служебных свойств традиционных и новых материалов.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Диск должен быть вложен в отдельный конверт с указанием на этикетке фамилий авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, где работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Рекомендуемые: объем статьи 8–10 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной-двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицы и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail); документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.