

*Уважаемые коллеги, партнеры, друзья!*

*От всей души поздравляем Вас  
с Новым 2017 годом и Рождеством!*

*Искренне желаем Вам здоровья,  
бодрости духа, исполнения желаний  
и неиссякаемой энергии,  
целеустремленности, успешного  
осуществления ваших намеченных планов,  
счастья и процветания!*



*Главный редактор Журнала  
«Литье и металлургия»  
Е. У. Марукович*



*Председатель  
Ассоциации литейщиков  
и металлургов Беларуси  
А. Н. Савенок*



*Директор  
исполнительной дирекции  
Ассоциации литейщиков  
и металлургов Беларуси  
Ю. А. Николайчик*

## **Уважаемые коллеги,**

Приглашаем Вас и ваших партнеров принять участие в юбилейной **25-й Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь»** и информационной выставке литейного производства и металлургических технологий, которая состоится **18–20 октября 2017 года в Минске**.

Мы предлагаем Вам принять участие в работе конференции и по мере необходимости выступить с докладом или презентацией Вашего предприятия, которая будет включена в юбилейный выпуск журнала «Литье и металлургия». Журнал входит во Всемирную информационную электронную сеть «Директорий журналов открытого доступа» (DOAJ – Directory of Open Access Journals). Требования к оформлению публикаций – стандартные (указаны на сайте журнала [www.limrb.by](http://www.limrb.by)).

### **ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ**

1. Литейное производство, оснастка, литье цветных сплавов и их обработка, технология и материалы, оборудование, приборы контроля, экология, охрана труда, информационные технологии.

2. Металлургическое производство, прокатное, волочильное и трубное производства, огнеупоры и керамика, охрана труда, экономика.

3. Материаловедение и защитные покрытия.

4. Подготовка кадров в области литейного и металлургического производства.

4. Тематические круглые столы.

Во время работы конференции будут подведены итоги конкурса лауреатов премии АЛиМ на лучший инновационный проект в литейном и металлургическом производствах, а также на лучшую научно-производственную работу молодого ученого или инженера (премия Д. М. Кукуя).

Организационный взнос одного участника – 250 евро (по курсу Национального банка РБ на день оплаты). Организационный взнос включает раздаточные материалы, оплату публикаций, участие в заседаниях и торжественных мероприятиях.

Стоимость участия в выставке 70 евро за 1 кв. м. оборудованной площади стандартного наполнения (стол, 2 стула, светильник, подводка электропитания, корзина для бумаг, вешалка, надпись на фризовой панели).

В период работы конференции предусмотрены технические экскурсии на предприятия Минска и встречи с интересующими Вас специалистами.

Просим Вас рассмотреть вопрос по участию в конференции и дать предложения по тематике для дополнительного включения в программу форума. Ваши предложения и мнения будут очень важны для нас, которые мы учтем по подготовке к конференции и совершенствованию работы АЛиМ.

Более подробная информация о конференции на сайтах АЛиМ и журнала «Литье и металлургия»: [www.alimrb.by](http://www.alimrb.by), [www.limrb.by](http://www.limrb.by).

Оргкомитет просит сообщить о принятом решении.

Заранее благодарим.

*Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь  
Оргкомитет конференции  
220013. г. Минск, ул. Я. Коласа 24, комн. 8м*

**ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ**

Ежеквартальный научно-производственный журнал. Выпускается на русском, с аннотацией на английском языке; распространяется в БЕЛАРУСИ, РОССИИ, УКРАИНЕ, ЛИТВЕ, КАЗАХСТАНЕ, а также в ЧЕХИИ, ПОЛЬШЕ, ГЕРМАНИИ, ФРАНЦИИ. Журнал издается с января 1997 г. Выходит 4 раза в год.

**УЧРЕДИТЕЛИ**

- Белорусский национальный технический университет
- ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
- Ассоциация литейщиков и металлургов
- ОАО «БЕЛНИИЛИТ»
- ОАО «ГОМЕЛЬСКИЙ ЛИТЕЙНЫЙ ЗАВОД «ЦЕНТРОЛИТ»
- ГНУ «Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси»
- ОАО «Минский тракторный завод»
- ОАО «Могилевский металлургический завод»
- ОАО «Речицкий метизный завод»

**ИЗДАТЕЛЬ**

Белорусский национальный технический университет

**ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА**

Савенок А. Н., ген. директор ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»

**ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА**

Марукович Е. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., Лауреат Госпремий БССР и РБ

**РЕДСОВЕТ**

- Хрусталева Б. М.
- Анеликин Н. И.
- Мельников А. П.
- Сайков М. А.
- Карась А. Н.
- Николайчик Ю. А.
- Самончик В. Г.
- Степанов Д. В.

**ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР**

Марукович Е. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., Лауреат Госпремий БССР и РБ

**ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА**

Кукуй Давид Михайлович, д-р техн. наук, проф., Лауреат Госпремии БССР

**СОДЕРЖАНИЕ**

Подписной индекс 75034

**КОНФЕРЕНЦИЯ**

- Фасевич Ю. Н., БНТУ**  
Деловая площадка для обмена идеями, опытом и технологиями (по итогам 24-й Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2016. Беларусь» и информационной выставки литейного производства и металлургических технологий) . . . . . 5

**ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО**

- Ровин С. Л., УП «Технолит», Ровин Л. Е., Заяц Т. М., УО ГГТУ им. П. О. Сухого**  
Особенности восстановления дисперсных пористых материалов . . . . . 11
- Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси**  
Заэвтектический силумин. Наноструктурные процессы плавки и литья . . . . . 19
- Уваров Б. И., Лущик П. Е., Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», Андриц А. А., Долгий Л. П., БНТУ, Заблоцкий А. В., ЗАО «БелВирТел»**  
Точное литье в керамическую форму – высокоэффективный способ изготовления отливок сложной формы . . . . . 23
- Уваров Б. И., Лущик П. Е., Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», Андриц А. А., Долгий Л. П., БНТУ, Заблоцкий А. В., ЗАО «БелВирТел»**  
Применение технологии точного литья в керамическую форму для изготовления фасонных отливок и отливок с повышенными эксплуатационными требованиями . . . . . 28
- Одарченко И. Б., Прусенко И. Н., УО ГГТУ им. П. О. Сухого**  
Механизмы формирования поверхности отливок в зоне контакта металл-литейный стержень . . . . . 32
- Нетребко В. В., Волчок И. П., ЗНТУ**  
Влияние химического состава на скорость коррозии высокохромистых чугунов . . . . . 38
- Комаров О. С., Комарова Т. Д., БНТУ, Карась А. Н., Невмержицкий А. М., Трубчик В. В., Козякин В. А., ОАО «МТЗ»**  
Применение алюмината натрия в литейных красках. . . . . 44
- Комаров О. С., Комарова Т. Д., БНТУ**  
Механизм склеивания частиц дистенсилиманиа алюминатом натрия. . . . . 47
- Несон З. А., студент БНТУ, Гуминский Ю. Ю., руководитель**  
Экологические проблемы на формовочных участках в литейных цехах и пути их решения. . . . . 51

**МЕТАЛЛУРГИЯ**

- Чеботарев Е. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»**  
Использование вторичного тепла для снижения потребления электроэнергии в процессе нанесения буры на поверхность проволоки . . . . . 53
- Зуев И. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»**  
Разработка способа повышения качества проката и износостойкости инструмента в условиях стана 150 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». . . . . 56
- Фетисов В. П., Россия**  
Структурные и технологические аспекты снижения разупрочнения проволоки при свивке высокопрочного металлокорда . . . . . 62

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**

- Томило В. А., БНТУ**  
Энергосиловые параметры валкового обжатия концевых участков толстостенных труб . . . . . 66
- Исаевич Л. А., Иванецкий Д. М., Нестерович М. Л., Крицкий А. Д., БНТУ**  
Моделирование прокатки полосы с переменным обжатием и изгибом концевого участка . . . . . 73
- Анисович А. Г., Степанкова М. К., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Андрушевич А. А., БГАТУ**  
К вопросу о понятии «зернистый перлит» . . . . . 78
- Алифанов А. В., Горецкий Г. П., Милукова А. М., Толкачева О. А., ГНУ ФТИ НАН Беларуси**  
Разработка и исследование парамагнитных экономнолегированных сталей . . . . . 82

## РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И. (гл. редактор), акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)  
Иваницкий Н. И. (зам. гл. редактора), канд. техн. наук (Беларусь)  
Анелькин Н. И. (зам. гл. редактора по металлургии) (Беларусь)  
Бевза В. Ф., канд. техн. наук (Беларусь)  
Витязь П. А., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)  
Гордиенко А. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)  
Дибров И. А., д-р техн. наук, проф. (Россия)  
Иванов И. А., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)  
Калиниченко А. С., д-р техн. наук (Беларусь)  
Константинов В. М., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)  
Клубович В. В., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)  
Ловшенко Г. Ф., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)  
Ли Джон-Хун, проф. (Республика Корея)  
Маяускас Э. П., д-р наук (Литва)  
Мушна К., д-р наук (Германия)  
Найдек В. Л., акад. НАН Украины, д-р техн. наук, проф. (Украина)  
Немененок Б. М., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)  
Николайчик Ю. А., канд. техн. наук (Беларусь)  
Пантелеенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)  
Перетягина Е. А. (Беларусь)  
Син Кван Сон, проф. (Республика Корея)  
Стеценко В. Ю., канд. техн. наук (Беларусь)  
Чичко А. Н., д-р физ.-мат. наук, проф. (Беларусь)  
Чой Ки-Йонг, проф. (Республика Корея)  
Чой Чжон Кил, проф. (Республика Корея)

## РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В. (редактор)  
Волынец П. В. (компьютерная верстка, дизайн)  
Голосюк Н. В. (менеджмент)

## АДРЕС РЕДАКЦИИ

Беларусь, 220013, Минск,  
пр. Независимости, 65,  
тел.: (017) 292-74-75  
тел./факс: (017) 331-11-16.  
E-mail: limrb@tut.by. Web: www.limrb.by

Журнал зарегистрирован в Министерстве информации Республики Беларусь. Свидетельство о регистрации № 1244 от 31 мая 2012 г.

Подписано в печать 10.12.2016.  
Выход в свет 30.12.2016.  
Формат 60x84%.  
Цена свободная

Редакция не несет ответственности за содержание рекламных объявлений. Перепечатка материалов, публикуемых в журнале «Литье и металлургия», осуществляется только с разрешения редакции.

## Щербаков В. Г., БНТУ

Диффузионно-легированные сплавы из металлических отходов производства с пониженной температурой плавления для формирования износостойких покрытий индукционной наплавкой токами высокой частоты. . . . . 89

## Сандомирский С. Г., ГНУ ОИМ НАН Беларуси

Особенности связей магнитных свойств чугунов с их структурой и магнитные методы контроля структуры чугунных отливок (обзор) . . . . . 96

4 (85) '2016

**FOUNDRY PRODUCTION  
AND METALLURGY**

Quartely Journal  
Issued in Russian with annotations in English.  
Foundry Production and Metallurgy Journal is distributed throughout Belarus, Russia, the Ukraine, Kazakhstan, Baltic States, Czech Republic, Slovakia, Poland, Germany and France.  
The Journal has been published since January 1997.  
Issued four times a year.

**FOUNDERS**

Belarussian National Technical University  
JSC «BSW» – management company of holding «BMC»  
Association of Foundrymen and Metallurgists  
Public corporation “BELNILIT”  
Public corporation “GOMEL FOUNDRY “TSENTROLIT”  
State scientific enterprise “Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus”  
Public corporation “Minsk traktor plant”  
Public corporation “Mogilev metallurgical plant”  
Public corporation “Rechitsa metizny plant”

**PUBLISHER**

Belarussian National Technical University

**CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL**

Savenok A. N., general director of JSC «BSW» – Management Company of Holding «BMC»

**DEPUTY CHAIRMAN  
OF THE EDITORIAL COUNCIL**

Marukovich E., Academician of NAS RB, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Laureate of State Prize of BSSR and RB

**EDITOR IN CHIEF**

Marukovich E., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor

**EDITORIAL COUNCIL**

Khrustalev B.  
Anel'kin N.  
Melnikov A.  
Saykov M.  
Karas A.  
Nikolaichik Yu.  
Samonchik V.  
Stepanov D.

**ESTABLISHER OF THE JOURNAL**

Kukui D., Doctor of Engineering Sciences, Professor, Laureate of State Prize of BSSR

**CONTENTS**

Subscription 75034

**CONFERENCE**

**Fasevich Yu. N., BNTU**  
The business platform for exchange of the ideas, experience and technologies (following the results of the 24th international scientific and technical conference «Foundry production and metallurgy 2016. Belarus» and information exhibition of foundry production and metallurgical technologies) . . . . . 5

**FOUNDRY**

**Rovin S. L., Technolit Co, Rovin L. E., Zayats T. M., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj**  
Features of restoration of disperse porous materials. . . . . 11

**Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus**  
Hypereutectic silumin. Nanostructural processes of melting and moulding. . . . . 19

**Uvarov B. I., Lushchik P. E., The unitary enterprise the BNTU «Politekhnik» Scientific and Technological Park, Andrits A. A., Dolgiy L. P., Belarussian National Technical University, Zablotskiy A. V., CJSC Belvirtel**  
Precision casting into disposable ceramic mold – a high efficiency method of production of castings of irregular shape . . . . . 27

**Uvarov B. I., Lushchik P. E., The unitary enterprise the BNTU «Politekhnik» Scientific and Technological Park, Andrits A. A., Dolgiy L. P., Belarussian National Technical University, Zablotskiy A. V., CJSC Belvirtel**  
Use of technology of precision casting into disposable ceramic mold for production of shaped castings and of castings with the higher performance requirements . . . . . 23

**Odarchenko I. B., Prusenko I. N., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj**  
Consideration of mechanisms of forming the surface of casting in the zone contact metal-mold core. . . . . 32

**Netrebko V. V., Volchok I. P., Zaporozhskiy National Technical University**  
The influence of chemical composition on the corrosion rate of high-chromium cast iron. . . . . 38

**Komarov O. S., Komarova T. D., Belarussian National Technical University, Karas' A. N., Nevmerzhitkiy A. M., Trubchik V. V., Konyakhin V. A., Minsk Tractor Works**  
Use of sodium aluminate in foundry paints. . . . . 44

**Komarov O. S., Komarova T. D., Belarussian National Technical University**  
The mechanism of bonding particles distensilimanita sodium aluminate. . . . . 47

**Neson Z. A., student BNTU, Guminsky Yu. Yu., project coordinator**  
Environmental issues in forming sites of foundry shops and the ways of solution . . . 51

**METALLURGY**

**Chebotaryov E. V., JSC «BSW – Managing Company of Holding «BMC»**  
Use of secondary heat for decrease in electricity consumption in the course of burirvaniya of the wire. . . . . 53

**Zuyeu I. A., JSC «BSW – Managing Company of Holding «BMC»**  
Development of a method of improvement of quality of mill products and wear resistance of the tool at the rolling mill 150 JSC «BSW – Managing Company of Holding «BMC» . . . . . 56

**Fetisov V. P., Orel city, Russia**  
Structural and technological aspects of decrease in wire annealing at a twist of a high-strength metal cord . . . . . 62

**SCENCE OF MATERIALS**

**Tamila V. A., Belarussian National Technical University**  
Power parameters of the process of end forming of thick walled tubes . . . . . 66

**Isaevich L. A., Ivanickiy D. M., Nesterovich M. L., Krickij A. D., Belarussian National Technical University**  
Modeling of strip's rolling with variable compression and an element end's bending . . . 73

**Anisovich A. G., Stepankova M. K., Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Andrushevich A. A., Belarussian State Agrarian Technical University**  
Towards the concept of globular pearlite . . . . . 78

**EDITORIAL BOARD**

Marukovich E. (editor in chief), Academician of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)  
 Ivanitsky N., (Deputy Editor for foundry), Candidate of Technical Sciences (Belarus)  
 Anel'kin N. (Deputy Editor for metallurgy) (Belarus)  
 Bevza V., Candidate of Technical Sciences (Belarus)  
 Vityaz P., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)  
 Gordienko A., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)  
 Dibrov I., Dr. of Technical Sciences, Professor (Russia)  
 Ivanov I., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)  
 Kalinichenko A., Dr. of Technical Sciences (Belarus)  
 Konstantinov V., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)  
 Klubovich V., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)  
 Lovshenko G., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)  
 Lee Jong-Hoon, Professor (Korea)  
 Mayauskas E., Dr. of Technical Sciences (Lithuania)  
 Mushna K., Dr. of Sciences (Germany)  
 Neideck V., Academician of NAS of Ukraine, Dr. of Technical Sciences, Professor (Ukraine)  
 Nemenenok B., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)  
 Nikolaichik Yu., Candidate of Technical Sciences (Belarus)  
 Panteleenko F., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)  
 Peretyagina E. (Belarus)  
 Shin Kwang Seon, Professor (Korea)  
 Stetsenko V., Candidate of Technical Sciences (Belarus)  
 Chichko A., Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor (Belarus)  
 Choi Ki Yong, Professor (Korea)  
 Choi Jeong Kil, Professor (Korea)

**EDITORIAL STAFF**

Mashkanova S. (Editor)  
 Volynets P. (computer layout, design)  
 Golosuk N. (management)

**ADDRESS OF EDITORIAL STAFF**

Nezavisimosti ave., 65,  
 220013, Minsk  
 Tel.: (017) 292-74-75  
 Tel./fax (017) 331-11-16,  
 E-mail: limrb@tut.by Web: limrb.by  
 The magazine is registered in the Ministry of information of the Republic of Belarus Certificate of registry No 1244 dated May 31, 2012.  
 Format 60x84%. Free price.

No portion of the Foundry Production and Metallurgy Journal may be reproduced without written consent. The views and opinions, expressed in the articles, statements and advertisements are those of respective authors and companies and Foundry Production and Metallurgy Journal does not accept responsibility for these statements made and opinions expressed in the Journal.

**Alifanov A. V., Haretski H. P., Miliukova A. M., Tolkachova O. A., Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus**  
 Development and research of the economic alloy paramagnetic steels . . . . . 82

**Shcherbakou V. G., Belarusian National Technical University**  
 Diffusively alloyed compounds made of metal discard with a reduced melting temperature for obtaining wear resistant coatings using induction hard-facing technologies. . . . . 89

**Sandomirskii S. G., Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus**  
 Special Features of interactions of magnetic properties of cast iron with their structure and magnetic control methods of structure of pig-iron castings (review) . . . . . 96



## ДЕЛОВАЯ ПЛОЩАДКА ДЛЯ ОБМЕНА ИДЕЯМИ, ОПЫТОМ И ТЕХНОЛОГИЯМИ (ПО ИТОГАМ 24-Й МЕЖДУНАРОДНОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ «ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МЕТАЛЛУРГИЯ 2016. БЕЛАРУСЬ» И ИНФОРМАЦИОННОЙ ВЫСТАВКИ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ТЕХНОЛОГИЙ)

*Ю. Н. ФАСЕВИЧ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр-т Независимости, 65*

19–21 октября Белорусский национальный технический университет принимал гостей Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2016. Беларусь» и информационной выставки литейного производства и металлургических технологий. Организаторами научно-технического форума выступили Ассоциация литейщиков и металлургов РБ, Белорусский национальный технический университет, ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «БМК», ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси».

Новейшие мировые достижения представили делегаты из многих стран мира, в том числе России, Беларуси, Украины, Азербайджана, Польши, Германии, Австрии, Турции, Словакии, Египта. Делегаты посетили экспозиции ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», УП «Промышленные экологические системы», ОАО «Минский механический завод им. С. И. Вавилова» – управляющая компания холдинга «БелОМО», НПРУП «Технолит», МинскЭкспо, ООО УК «СИБПРОЕКТ», Engineering Consultants TSCHANDL и др.

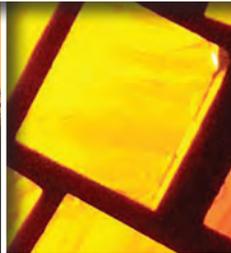
Научно-технический Форум за все эти годы стал не только местом ознакомления широкого круга ученых и специалистов с новейшими достижениями в области технологий и оборудования для литейного производства и металлургии, для производства металлов и сплавов, для исследования их микроструктуры, состава и специфических свойств, но и реальной возможностью завязать живую товарищескую дискуссию с коллегами из других технических и научных направлений, а также обсудить собственные разработки. В результате обмена мнениями в такой деловой среде, если не решить имеющиеся вопросы, то посмотреть на них с другой стороны.

Новые инновационные технологии и оборудование, востребованные научные разработки по литейному и металлургическому производствам, охрана труда и экология, практические сообщения с производства заняли свое достойное место в информационном пространстве Международного научно-технического Форума и информационной выставке.

В следующем году Международная научно-техническая конференция «Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь» отметит свое 25-летие. Сегодня она стала ведущим научно-техническим смотром ученых и специалистов как в области литейного производства и металлургии, так и смежных отраслей и направлений из многих стран, демонстрируя динамичное развитие. Столь представительное мероприятие способствует созданию и продвижению самого современного продукта, определению современных тенденций как в технологиях, так и в конструкциях создаваемого оборудования.

В церемонии открытия научно-технического Форума, 19 октября, приняли участие Марукович Евгений Игнатьевич – академик НАН Беларуси, д-р техн. наук, профессор, дважды Лауреат Госпремий, Заслуженный изобретатель РБ, заместитель председателя Ассоциации литейщиков и металлургов РБ; Мельников Алексей Петрович – директор ОАО «БЕЛНИИЛИТ», канд. техн. наук, заместитель председателя Ассоциации литейщиков и металлургов РБ; Перетягина Елена Анатольевна – заместитель генерального директора по технологии и качеству ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»; Калиниченко Александр Сергеевич – заместитель проректора по научной и инновационной работе фи-





лиала БНТУ «Научно-исследовательская часть», д-р техн. наук, проф., заместитель председателя Ассоциации литейщиков и металлургов РБ; Хацкевич Владимир Анатольевич – заместитель начальника управления металлургии и станкоинструментальной промышленности Министерства промышленности РБ; Клименко Степан Иванович – директор Государственного департамента литейного производства экономического развития и торговли Украины, а также белорусские и иностранные гости.

На открытие конференции и выставки прибыли и почетные гости: Заслуженный металлург РБ, канд. техн. наук Андрианов Николай Викторович и Заслуженный металлург РБ, канд. техн. наук Маточкин Виктор Аркадьевич.

С приветственным словом выступил Марукович Евгений Игнатьевич. В частности, он подчеркнул, что: «Стране нужны специалисты, новые технологии, новые идеи и БНТУ всегда являлся кузницей и источником этих идей. Вот так на практике наши конференции служат главной деловой площадкой для обмена идеями, опытом и технологиями, способствуют созданию совместных программ, проведению консультаций и переговоров по реализации инвестиционных проектов. Благодаря этому открываются уникальные возможности установления международных контактов, налаживания сотрудничества и расширения рынков сбыта».

От имени коллектива ведущего технического вуза БНТУ Калиниченко Александр Сергеевич поздравил участников конференции и выставки с открытием и пожелал плодотворной работы. Он отметил, что организация и проведение таких мероприятий уже сегодня дают большую отдачу. А. С. Калиниченко сказал: «Мы знаем, сколько путей перед промышленностью открывают подобные встречи, которые уже сегодня могут успешно сотрудничать по таким направлениям, как наноматериалы, эффективные технологии, новые материалы».

На пленарном заседании были заслушаны также доклады ведущих специалистов в области литейного и металлургических производств. Oliver Schmits продемонстрировал примеры ресурсосберегающих технологий, в том числе и уже используемых белорусскими предприятиями. Профессор Центрального научно-исследовательского металлургического института (Египет) Нофал А. А. познакомил всех собравшихся со сферой деятельности отдела литейных технологий CMRDI и рассказал, как им удалось осуществить некоторую гармонию между научными исследованиями и разработками, производственной деятельностью, передачей технологий и повышением квалификации литейщиков. С большим вниманием был выслушан презентационный доклад генерального директора LTT Transfer Technologii Sp.z.o.o (Польша) Збигнева Левински об основных сферах деятельности LTT Transfer Technologii Sp.z.o.o по отношению к литейной промышленности. В частности, девиз компании – «Производство ценного и высококачественного продукта за небольшие деньги противоречит законам, регулирующим экономику» – сказал Збигнев Левински. Не поддельный интерес вызвала презентация д-ра физ.-мат. наук Анисович А. Г. (Физико-технический институт НАН Беларуси) об искусстве современной металлографии как основе литейного материаловедения. Было отмечено, что «...металлография не может существовать в отрыве от эстетически выразительных форм структур материала, потому что эстетически красивая форма структуры, как правило, связана с наличием у материала хороших свойств (механических, эксплуатационных). К тому же структуры материалов – это еще и необычайно красиво. Часто используется термин «мир металла» и это действительно целый мир, в который можно погружаться «с головой» и без конца восторгаться красотой форм и оттенков».

Широко и всесторонне был представлен лидер белорусской металлургии – Белорусский металлургический завод. Особый интерес вызвало у слушателей содержательное сообщение Перетягиной Елены Анатольевны (зам. генерального директора по технологиям и качеству ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК») о стратегическом развитии организации в высококонкурентной среде на основе инновационных техник менеджмента, в частности методология 8-D, – используемая на предприятии форма для выявления проблем у поставщиков и потребителей продукции БМЗ.

Состояние и перспективы развития литейного и металлургических производств были подробно освещены в докладе начальника отдела технического развития ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» А. В. Манцевича.

Как и каждый год, каким бы он ни был трудным и затратным на данном этапе, организаторы научно-технического Форума с большим вниманием относятся к новейшим разработкам, технологиям и награждают лучшие организации и предприятия и их представителей Премией Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь, вручая символ конференции «Бронзовую статуэтку литейщика» и диплом. Премия Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь традиционно остается

важной составляющей укрепления научных связей и стимулом развития новых перспективных направлений, вкладом лауреатов в обеспечение выпуска конкурентоспособной продукции и услуг, внедрение высокоэффективных методов управления качеством и надежду на успешное продолжение этой деятельности.

Данное мероприятие как по масштабности, так и новизне работ является поистине «олимпийским» соревнованием в области литейного и металлургического производств республики.

Дипломы Лауреатов Премии Ассоциации литейщиков и металлургов в номинации «Лучший инновационный проект, внедренный на литейном и металлургическом производствах, направленный на повышение качества продукции, энерго- и ресурсосбережение», достались ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси» и ПУП «Цветмет» за изготовление и внедрение линии непрерывного горизонтального литья для производства непрерывнолитой круглой заготовки (прутка) из медных сплавов и Белорусскому металлургическому заводу, который в этом году был отмечен дважды. Так, в номинации «Лучший инновационный проект, внедренный на литейном и металлургическом производствах, направленный на повышение качества продукции, энерго- и ресурсосбережение» БМЗ был награжден за организацию производства сортового проката со строительством мелкосортного проволочного стана, а в номинации «Лучшая научно-производственная работа молодого инженера» (премия Д. М. Кукуя) была отмечена работа начальника исследовательского центра ОАО «БМЗ» Андрея Викторовича Венгуры за освоение на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» производства горячекатаного круглого проката для автомобилестроительных предприятий в Западной Европе.

Вручая бронзовый символ и дипломы лауреатов, заместитель председателя Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь Е. И. Марукович поблагодарил награжденных за их вклад и выразил надежду на успешное продолжение этой деятельности.

Главное мероприятие, ради которого собрались участники, – выявление кадрового потенциала для предприятий отрасли, а также обмен мнениями между участниками и приглашенными гостями 24-й Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2016. Беларусь» получило свое дальнейшее развитие в стенах механико-технологического факультета БНТУ. День 20 октября начался в атмосфере приподнятости и высокой тональности. Научно-техническая часть конференции продолжилась в формате секций и круглых столов, создавая богатую палитру докладов, сообщений и презентаций. За два дня работы конференции прозвучало более 36 докладов и выступлений, посвященных актуальным вопросам в литейной и металлургической отрасли.

Работа секции «Литейное производство» под руководством директора ОАО «БЕЛНИИЛИТ» Мельникова Алексея Петровича проходила в творческой, дружественной атмосфере. Чисто докладные фундаментальной направленности чередовались с работами прикладного характера. К слову, работа секции, которая собралась в самом креативном месте кафедры «Машины и технология литейного производства» в 24-й учебной аудитории механико-технологического факультета БНТУ, проходила практически при полном зале.

Современные разработки в области литейного машиностроения были представлены в докладах ОАО «БЕЛНИИЛИТ» (М. А. Садоха «Широкий спектр научно-технических продуктов в области производства отливок специальными методами»; Д. М. Голуб «Новые подходы к проектированию и изготовлению литейной формообразующей оснастки»), LTT Transfer Technologii Sp.z.o.o., Польша (Збигнев Левински «Дробеструйные установки для очистки поверхности отливок и автоматизированная система очистки поверхности отливок») и ООО «ОК СТРОЙБИС», Россия (Д. Р. Муслимов «Виды дефектов и брака при производстве флюсов и таблетированных лигатур и контроль качества продукции ООО «ОК СТРОЙБИС»).

В докладе «Магнитные методы контроля чугуновых отливок с однородной структурой и физические основы расчета намагничивания двухслойных отливок» (С. Г. Сандомирский, ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси») проанализированы отличия магнитных свойств чугунов с разной структурой и даны рекомендации по развитию методики расчета намагничивания чугунов и формирования остаточной намагниченности отливок с неоднородной структурой.

Большое внимание в литейном производстве уделено вопросам охраны труда и экологии. Профессором, д-ром техн. наук А. М. Лазаренковым (кафедра «Охрана труда») подробно проанализированы производственные факторы, влияющие на профессиональную заболеваемость работающих в литейных цехах.

Среди докладов, относящихся к решению прикладных вопросов действующих литейных производств, можно отнести доклады С. Л. Ровина (НПРУП «Технолит») «Повышение технико-экономиче-

ских и экологических параметров вагранок» и «Движение газов и дисперсных материалов в ротационных наклоняющихся печах», а также доклад В. Ю. Стеценко (ГНУ ИТМ НАН Беларуси) «Применение антифрикционного силумина для кузнечно-прессового оборудования».

Достойное место в информационном пространстве секции «Литейное производство» заняли следующие доклады: «Опыт модернизации участка литья под давлением литейно-заготовительного производства № 1» (В. И. Чечуха, ОАО «ММЗ им. С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО»); «Опыт эксплуатации абсорбционно-биохимических установок очистки вентиляционного воздуха, удаляемого от технологического оборудования литейных цехов» (А. В. Прибылов, УП «Промышленные экологические системы»).

Обстоятельные пояснения докладчиков и активная работа были проведены на секции «Металлургия» (руководитель – заместитель генерального директора по технологии и качеству ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Е. А. Перетягина). С докладами выступили девять представителей научно-технической и производственной сфер Беларуси, России и Германии. Среди них и специалисты БМЗ – О. В. Роговцева, М. Е. Контанисов, Т. И. Сидоренко, А. И. Пости, А. В. Венгура и др. Живой интерес вызвал доклад-презентация представителя немецкой компании SMS-group GmbH (Германия) С. А. Горайнова «Технологический ассистент автоматизированной диагностики состояния машины непрерывного литья заготовки».

Помимо представителей ОАО «БМЗ» в докладах секций, мы были приятно удивлены разнообразием представленных результатов научно-исследовательских работ. Хотелось бы отметить доклад С. В. Корнеева, И. А. Трусовой (БНТУ) «Особенности тепловой работы водоохлаждаемых панелей в электродуговых печах», где проанализированы предпосылки и варианты использования водоохлаждаемых элементов в электродуговых печах.

Вызвал интерес у слушателей и совместный доклад О. М. Дьяконова (ООО «Курский завод ферросплавов и лигатур», Россия) и А. В. Венгуры (ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК») «Получение брикетированных ферросплавов из продуктов дробления металлургических слитков горячим прессованием».

Конференция и выставка традиционно объединяют весь цвет белорусской металлургической промышленности и помогают налаживать их контакты и диалог с зарубежными коллегами, по мнению которых: «Подобные деловые площадки формируют имидж страны как в глазах еще совсем юных, так и уже преуспевающих инженеров и ученых».

С материалами научно-технической конференции и информационной выставки можно ознакомиться на сайте Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь (<http://alimrb.by>).

### ***Уважаемые господа!***

***Приглашаем Вас принять участие в 2017 году в юбилейной  
25-й Международной научно-технической конференции  
«Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь»***

***и выставке литейного производства и металлургических технологий.***

***Принимаются Ваши пожелания и предложения по проведению конференции.***



УДК 621.74

Поступила 19.09.2016

## ОСОБЕННОСТИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ FEATURES OF RESTORATION OF DISPERSE POROUS MATERIALS

С. Л. РОВИН, УП «Технолит», Беларусь, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: [technolit@tut.by](mailto:technolit@tut.by),  
Л. Е. РОВИН, Т. М. ЗАЯЦ, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого,  
Беларусь, г. Гомель, пр. Октября, 48. E-mail: [kaf\\_metallurgy@gstu.by](mailto:kaf_metallurgy@gstu.by)

S. L. ROVIN, Technolit Co, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: [technolit@tut.by](mailto:technolit@tut.by),  
L. E. ROVIN, T. M. ZAYATS, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus,  
48, Ocyabrya ave. E-mail: [kaf\\_metallurgy@gstu.by](mailto:kaf_metallurgy@gstu.by)

*В статье приведены результаты исследований рециклинга дисперсных металлоотходов в ротационных печах. Получены новые данные о тепломассообменных процессах и осуществлении интенсивного непрерывного твердо-жидкофазного восстановления в одном агрегате.*

*The article presents the results of research recycling of dispersed materials in rotary furnaces. Has been received new data on the of heat and mass transfer processes and carry out intensive and continuous process of solid- liquid-phase reduction of oxides in a single unit.*

**Ключевые слова.** Дисперсность, ротационные наклоняющиеся печи, рециклинг, тепломассообменные процессы, дисперсные металлоотходы.

**Keywords.** Dispersion, rotary tilting furnaces, recycling, heat and mass transfer processes, dispersed metal wastes.

### Введение

В отвалах страны на сегодняшний день накоплено не менее 8–10 млн. т различных, в основном окисленных дисперсных металлоотходов. Из них более 90% составляют отходы черных металлов. Примерно такая же ситуация складывается и в соседних странах.

Разработка ротационных печей, приспособленных для работы на дисперсных шихтовых материалах, позволяет решить проблему рециклинга путем создания малотоннажного гибкого производства.

Развитая реакционная поверхность дисперсных железосодержащих отходов способствует достаточно быстрой металлизации (до 70–80%) в твердой фазе.

Для достижения качества плотных первичных шихтовых материалов (чушки) производится переплав полученного продукта (гранул губчатого железа) и доводка его в жидком состоянии.

Ротационная наклоняющаяся печь, по сути, – это единственный плавильный агрегат, который благодаря высокой технологической мобильности позволяет осуществить процесс восстановления в наиболее выгодном термодинамическом режиме.

### Твердофазное восстановление оксидов

Наименее энергоемким из восстановительных процессов является восстановление в твердой фазе (ТФВ), при котором окислительно-восстановительные реакции носят гетерогенный характер, а определяющим фактором служит площадь реакционной поверхности.

Влияние масштабного фактора на эффективность ТФВ было отмечено при изучении работы большинства промышленных установок, даже таких традиционных, как домны и обжиговые печи прямого восстановления. При уменьшении диаметра окатышей в 3–5 раз производительность печей увеличивалась в 1,5 раза, а скорость восстановления в монослое вырастает на порядок.

Уменьшение размеров обрабатываемых элементов вплоть до дисперсных размером  $10^{-2}$ – $10^{-4}$  м и ультрадисперсных размером  $<10^{-4}$  м и соответствующий рост пористости и микропористости интенсифицируют процессы теплообмена при окислительно-восстановительных реакциях в десятки и сотни раз вплоть до взрыва. Данное явление отмечено большинством исследователей, подтверждается практикой и может вполне обосновано считаться достоверным.

Дисперсные материалы не могут быть обработаны в шахтных и камерных печах. В барабанных или трубчатых печах проходного типа обработка не может быть доведена до стадии плавления материала, кроме того, эти печи имеют относительно низкий КПД, что увеличивает энергозатраты и себестоимость конечной продукции. Коротко-барабанные печи позволяют плавить шихту, но имеют еще более низкий КПД.

В печах с псевдоожиженным или взвешенным слоем сырья должно быть монофракционным, применяемые материалы должны иметь одинаковую плотность, что создает большие трудности при подготовке сырья. Практически невозможно обеспечить идентичные параметры поддержания во взвешенном слое руды или окалины и восстановителя.

Лишь 20–25 лет назад появились печи, способные осуществлять тепловую и металлургическую обработку дисперсных материалов с высокими КПД и скоростью, практически не предъявляя требований к фракционной однородности и плотности сырья, при этом обеспечивать не только нагрев, но и плавление и даже обработку жидких расплавов. Такими печами являются ротационные наклоняющиеся печи (РНП), в которых ось вращения находится под углом к горизонту и реализовано петлеобразное (возвратно-поступательное) движение газов в рабочем пространстве.

В результате возникла реальная возможность реализации положительных эффектов, обеспечиваемых пористыми дисперсными материалами, и создания нового процесса рециклинга техногенных металлоотходов и восстановления рудных материалов.

При отказе от окомковывания дисперсных материалов необходима разработка новых процессов, своего рода «нанотехнологий», реализующих переход к обработке множества отдельных элементов (частиц): пластинок (чешуек) окалины и стружки, сферических частиц аспирационной пыли, шламов и т. п.

Согласно теории академика А. А. Байкова, восстановление оксидов железа происходит ступенчато – от высшего оксида к низшему с постепенным снижением содержания кислорода:  $Fe_2O_3$ – $Fe_3O_4$ – $FeO$ – $Fe$ . Если химизм процесса общепризнан, то механизм и кинетика реального промышленного процесса в твердой фазе (ТФВ) до настоящего времени являются дискуссионными.

Восстановителями служат газы  $CO$ ,  $H_2$  и их смеси (чаще всего), а также твердый углерод. В первом случае процесс принято обозначать как косвенное восстановление, т. е. через промежуточную стадию конверсии  $CO_2$  и  $H_2O$  углеродом (реакция Будуара). Реакции оксидов с твердым углеродом при твердофазном восстановлении не считаются значимыми из-за малой площади контакта, что присуще кусковым материалам.

Физико-химический процесс восстановления оксидов железа, осуществляемый на границе «газ – твердое тело (оксид)», включает в себя последовательно такие стадии, как адсорбцию молекул газа-восстановителя на реакционной поверхности (на поверхности и в макропорах твердого тела); химическую реакцию (отнятие кислорода), образование и рост зародышей продуктов восстановления (последовательно: магнетита, вюстита, железа); десорбцию молекул продуктов окисления восстановителей с поверхности твердого материала. Скорость процесса в целом определяется скоростью самой медленной стадии, которую принято называть лимитирующей. Для интенсификации восстановления необходимо вывить эту стадию в конкретных условиях промышленного процесса и затем найти способ управления ею.

Процессы нагрева и восстановления материалов в печах протекают параллельно. Это в равной степени относится как к теплообмену между газами и шихтой, так и к массообмену между ними. То же относится и к явлениям в пограничном слое. Так как характеристики теплообменных процессов исследованы в большей степени и измерение их параметров производится проще, целесообразно при исследовании массообменных процессов опираться на закономерности теплообмена.

Так, аналогом критерия Нуссельта

$$Nu = \frac{\alpha d}{\lambda_T}, \quad (1)$$

где  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи, характеризующий интенсивность теплообмена, Вт/( $m^2 \cdot K$ );  $d$  – диаметр (характерный размер) частицы, м;  $\lambda_T$  – коэффициент теплопроводности газов, Вт/( $m \cdot K$ ), характери-

зующего соотношение внешнего и внутреннего тепловых потоков, служит критерий Шервуда, характеризующий отношение конвективного переноса к диффузии:

$$\text{Sh} = \frac{\beta d}{D} = \frac{d}{\delta}, \quad (2)$$

где  $\beta$  – коэффициент массообмена:  $\beta = D / \delta$ ;  $D$  – коэффициент диффузии,  $\text{м}^2/\text{с}$ ;  $\delta$  – толщина слоя образующегося вещества,  $\text{м}$ .

Если непосредственное взаимодействие оксидов железа с углеродом для плотного или окускованного материала не может играть заметной роли из-за малой площади контакта, которая является одновременно реакционной поверхностью, то для дисперсных пористых материалов роль прямого восстановления:



существенно возрастает.

В присутствии твердого углерода реальный гетерогенный процесс проходит через стадии:



Балансовую реакцию можно записать к ( $\text{H}_2\text{O}$ ) следующим образом:



Здесь определяющей (лимитирующей) стадией является газификация углерода. Процесс восстановления дисперсного материала будет зависеть от содержания в шихте твердого углерода, точнее, площади его реакционной поверхности, которая, в свою очередь, зависит от степени дисперсности самого восстановителя, распределения его по поверхности и в объеме оксидов, реакционной способности и температуры.

Существенное значение для процессов восстановления имеет присутствие в зоне реакций водяных паров и соответственно участие в восстановлении водорода, которое значительно увеличивает скорости процесса и смещает начало активной металлизации в область более низких температур.

При восстановлении оксидов железа при высоких температурах ( $t > 900$  °C) скорости химических реакций, которые в соответствии с законом Аррениуса возрастают по экспоненте, значительно выше скорости диффузии. Отсюда определяющим фактором практически при всех способах восстановления служат процессы макро- или микродиффузии, а процесс в целом лежит в диффузионной области.

При всех гетерогенных процессах первой и необходимой стадией является перенос газовых реагентов к твердой поверхности. Длительность процесса в реальных условиях будет определяться интенсивностью переноса реагентов и величиной удельной площади реакционной поверхности. Перенос в слое дисперсного материала наилучшим образом обеспечивается в динамических слоях, когда материал непрерывно перемешивается и продувается газовым потоком (что имеет место в ротационных печах), или в псевдооживленных продуваемых слоях (в установках кипящего слоя).

Для этих случаев коэффициент массообмена пропорционален корню квадратному из скорости потока:  $\beta \sim u^{0.5}$ .

Через критерий Nu коэффициент массообмена может быть представлен следующим образом:

$$\beta = \text{Nu} \left( \frac{\alpha}{D} \right)^{0.33} \frac{D}{d}. \quad (6)$$

Отсюда следует, что с увеличением дисперсности (уменьшением  $d$ ) коэффициент массообмена растет.

Диффузионный поток ( $j$ ) в пограничном слое:

$$j = \beta \Delta C = \beta (\Delta p) \frac{1}{RT}, \quad (7)$$

где  $\Delta C$  и  $\Delta p$  – соответственно концентрационный напор и разность парциальных давлений.

При стационарном процессе скорость восстановления равна скорости диффузии, тогда разность давлений в пограничном слое будет превышать разницу давлений на фазовой границе на величину  $kRT/\beta$ . Для пористых частиц эта величина возрастает на порядок и более пропорционально соотношению реакционной и геометрической поверхностей:  $k = 10\text{--}50$ .

Пористость оказывает определяющее влияние на скорость восстановления. В плотных кусках с малой пористостью степень восстановления по мере движения внутрь куска падает, а на поверхности куска образуются конечные продукты:

$$j = -4\pi r^2 D_{\text{п}} \frac{dC}{dr}, \quad (8)$$

где  $j$  – диффузионный поток в слое;  $D_{\text{п}}$  – коэффициент диффузии в порах:  $D_{\text{п}} = D\gamma\xi$  ( $\gamma$  – пористость;  $\xi$  – лабиринтный фактор;  $r$  – радиус пустот).

Формула (8) адекватно описывает процесс восстановления куска руды (окатыша) «с невосстановленным ядром», хотя и с учетом пористости, когда имеется разность между наружным радиусом куска (частицы) ( $r_0$ ) и радиусом невосстановленного ядра – внутренним радиусом ( $r_{\text{вн}}$ ), т. е. при условии  $r_{\text{вн}} \neq 0$ .

Такая общепринятая схема гетерогенной реакции на поверхности твердого тела при обработке высокопористого материала дополняется переносом (диффузией) реагентов в глубь материала по порам, трещинам и дефектам структуры. Перенос происходит вследствие концентрационного напора ( $dC/dx$ ) и турбулентных пульсаций газового потока, определяемых с помощью критерия Re.

В микрополости (микропоры, микротрещины), вплоть до микропор, соизмеримых по размеру с длиной свободного пробега CO и H<sub>2</sub>, эти восстановители могут проникать благодаря турбулентным пульсациям, масштаб которых соизмерим с размерами микропор и каналов в пористом теле.

В микропоры успешно проникает и адсорбируется также сажистый углерод, образующийся при газификации восстановителей, конверсии CH<sub>4</sub> и деструкции органики (масел).

При динамическом, перемешивающемся, слое частиц с высокой порозностью ( $\varepsilon_{\text{сл}} \approx 0,5\text{--}0,9$ ), например, в трубчатых печах или РНП, газы интенсивно «продувают» слой материала. Окружные скорости газового потока в РНП составляют  $\sim 15\text{--}25$  м/с, а на входе в рабочее пространство печи достигают  $35\text{--}45$  м/с. Это приводит к уменьшению градиента температур по сечению слоя в 5–10 раз и более: от 3000–5000 до 150–200 К/м. В РНП объемный коэффициент теплопередачи ( $\alpha_v$ ) составляет около 3000 Вт/(м<sup>3</sup>·К), в то время как в неподвижном слое в шахтной или кольцевой печи  $\alpha_v \approx 3\text{--}4$  Вт/(м<sup>3</sup>·К). Высокая интенсивность теплообмена соответствует высокой интенсивности массообмена.

Учитывая, что скорость переноса тепла и вещества возрастает в РНП более чем на два порядка, внешняя диффузия не может здесь служить лимитирующим фактором процесса рециклинга (восстановления оксидов) дисперсных материалов, что позволяет сам процесс сделать производственно гибким.

Внутренняя диффузия – диффузия в твердом теле катионов железа и анионов кислорода, сохраняет свою лимитирующую роль. Внутренняя диффузия определяется градиентом концентраций (законом Фика), температурным режимом и толщиной слоя образующихся продуктов. Собственно длительность процесса восстановления плотных материалов, в том числе окатышей и агломерата, доходящая до 20 ч и более, обусловлена, прежде всего, внутренней диффузией. Длительность процесса при прочих равных условиях пропорциональна размерам восстанавливаемого тела, т. е. длине пути переноса ионов металла в глубь восстанавливаемого оксида, а ионов кислорода – к реакционной поверхности.

Толщина внешнего слоя продуктов восстановления постоянно растет по ходу процесса и, следовательно, при восстановлении плотных сфероидов (агломерата, окатышей) скорость процесса будет уменьшаться, что хорошо заметно как при лабораторных, так и промышленных экспериментах.

При восстановлении дисперсных частиц с толщиной тела порядка 1–3 мм и максимальной длиной пути внутренней диффузии 0,5–1,5 мм, на которой располагаются три компонента продуктов, скорость процесса восстановления практически не меняется, если не изменяются концентрации в газовой фазе.

Измерения пористости и распределения пор в восстановленных пластинках окаины показали, что пористость значительно возрастает по мере восстановления. Суммарная внутренняя поверхность (в пересчете) увеличивается в 5–6 раз, особенно за счет микропор размером 0,1–2,0 мкм. Микропоры, как правило, сливаются в общие полости или каналы, что способствует интенсификации процесса за счет увеличения конвективного переноса (продуваемости восстанавливаемого тела).

Явление роста пористости в общем случае обусловлено тем, что появление новых фаз сопровождается уменьшением мольных объемов твердых продуктов реакции: для  $\text{Fe}_2\text{O}_3 - 21,8 \text{ см}^3/\text{моль}$ , для  $\text{Fe}_3\text{O}_4 - 20,8$ , для  $\text{FeO} - 16,6$ , для  $\text{Fe} - 7,2 \text{ см}^3/\text{моль}$ .

Рост реакционной поверхности способствует увеличению скорости восстановления в противовес его замедлению, связанному с ростом толщины восстановленного слоя в плотных оксидных сфероидедах (окатышах, агломерате).

На практике имеет место даже большее ускорение (на порядок выше, чем в традиционных установках ТФВ), что объясняется, очевидно, влиянием дисперсности и пористости не только на процессы переноса, но и на сам характер восстановления, в частности, на роль, которую играет в процессах восстановления углерод, а именно развитием реакции прямого восстановления (3). Косвенным подтверждением этому является то, что в реальных условиях при обработке дисперсных материалов равновесие Будуара не достигается, а количество  $\text{CO}$  больше равновесного.

В данном случае более адекватной является гомогенная (квазигомогенная) модель, основанная на том представлении, что газы проникают внутрь твердого тела и взаимодействуют с оксидами одновременно по всему сечению, скорость процесса одинакова и металлизация происходит во всем объеме одновременно [1]. Гомогенность в этом случае рассматривается в статистическом смысле.

В случае если лимитирующей стадией является диффузия восстановителя, транспорт восстановителя обеспечивается концентрационным напором:  $\Delta C = C_g - C_s = C_g$ . Так как в начале процесса концентрация восстановителя на поверхности частицы ( $C_s$ ) равна нулю, по условию концентрацию на внешней поверхности пограничного слоя можно считать равной содержанию газа-восстановителя ( $C_g$ ) в потоке.

Для скорости реакции ( $w_x$ ) будет верно равенство:  $w_x = bk_g C_g$ , где  $k_g$  – коэффициент скорости химической реакции;  $b$  – стехиометрический коэффициент реакции. Тогда с учетом баланса потоков:

$$-\frac{1}{S} \frac{dN_B}{d\tau} = \frac{-\rho_B dV_B}{d\tau} = bk_g \frac{dC_g}{d\tau}, \quad (9)$$

где  $dN_B, dV_B$  – изменение массы и объема оксидов в процессе восстановления.

Отсюда после некоторых преобразований и интегрирования от начального размера оксидной частички  $a_n$  до конечного  $a_k$  получим выражение для времени ее восстановления:

$$\tau = \frac{3}{2} \frac{\rho_B a}{bk_g C_g}. \quad (10)$$

Время восстановления элемента слоя – частички, определяется характерным размером – толщиной частички и обратно пропорционально ее пористости и концентрации восстановителя. Влияние пористости учитывается с помощью кажущейся плотности частички ( $\rho_B$ ).

Коэффициенты диффузии, используемые в уравнениях, имеют следующие значения:  $D_{II}$  в смесях ( $\text{CO} + \text{N}_2$ ) и ( $\text{CO} + \text{CO}_2$ ) при температуре  $t = 900 \text{ }^\circ\text{C}$  соответственно 2,3 и 2,2  $\text{см}^2/\text{с}$ , при  $t = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$  соответственно 3,05 и 3,01  $\text{см}^2/\text{с}$ . Коэффициент диффузии водорода в смеси ( $\text{CO}_2 + \text{H}_2$ ) равен 0,55  $\text{см}^2/\text{с}$  [2].

При высокой скорости и турбулентности газового потока, высокой сквозной порозности и интенсивном перемешивании слоя частиц длительность процесса будет пропорциональна квадрату половины толщины пластины (в случае плоской частички, например, окалины) или радиусу сферы (в случае шарообразной частички, например, пыли), что соответствует длине пути диффузии молекул (атомов) в твердом оксиде.

Результирующую скорость восстановления дисперсной частички и слоя в целом при рассмотрении всех факторов с учетом их изменения по ходу процесса можно определить последовательным расчетом вариантов и последующим интегрированием.

Оценить парциальное влияние каждой стадии можно по соотношению:

$$-\frac{1}{S} \frac{dN_A}{d\tau} = K_\Sigma dN_A = \frac{1}{\frac{1}{k_g} + \frac{1}{k_D} + \frac{1}{k_S}} C_A, \quad (11)$$

где  $dN_A$  – изменение количества восстановителя в процессе восстановления;  $C_A$  – концентрация восстановителя;  $K_\Sigma$  – суммарный коэффициент скорости переноса восстановителя;  $k_D$  – коэффициент скорости диффузии восстановителя через пограничную пленку;  $k_S$  – коэффициент скорости движения газов внутри тела.

Дефектная, высокопористая структура частиц дисперсных металлоотходов вплоть до микропористости увеличивает площадь их реакционной поверхности до  $(10-15) \cdot 10^3 \text{ см}^2/\text{г}$ , что обеспечивает многократный (в 10–20 раз) рост скорости восстановительных процессов.

Однако металлизированные гранулы или губчатое железо, получаемые в процессах твердофазного восстановления, это, по сути, полупродукт. Для достижения качества плотных первичных шихтовых материалов (чушки) требуется его переплав и доводка в жидком состоянии (довосстановление, отделение примесей и т. д.).

### Жидкофазное восстановление оксидов в РНП

Более рациональным представляется процесс непрерывного восстановления с переходом от твердой к жидкой фазе без перегрузок из агрегата в агрегат и промежуточных потерь тепла. При этом в твердом состоянии должны осуществляться нагрев, сушка, выжигание масел и предварительное восстановление материалов при сравнительно низких энергозатратах, а затем при достижении оптимального уровня металлизации (60–80%) процесс должен переводиться в высокотемпературный и высокоскоростной режим жидкофазного восстановления (ЖФВ) с получением жидкого чугуна или стали. В жидком состоянии при необходимости возможно проведение и металлургических процессов по доводке и рафинированию сплавов.

Для исследования процессов перехода к жидкой ванне и жидкофазного восстановления в условиях максимально близких к реальным производственным и апробации непрерывного твердо-жидкофазного процесса рециклинга дисперсных оксидных железосодержащих отходов в ротационных печах была разработана экспериментальная опытно-промышленная ротационная наклоняющаяся печь РНП-0,5.

В РНП переход к жидкой фазе начинается непосредственно после ТФВ с перегрева и расплавления дисперсных частиц, достигших достаточно высокой степени металлизации, при значительно большей интенсивности перемешивания компонентов, чем в стационарных установках. Шлаковый расплав представляет собой однородную структуру – динамическую газо-жидкостную массу (пену), состоящую из газовых пузырьков, включающих твердые частицы восстановителя. Расплав металла концентрируется в нижнем секторе печи и мало участвует в циркуляциях, за исключением поверхностного слоя и слоя, контактирующего с футеровкой печи.

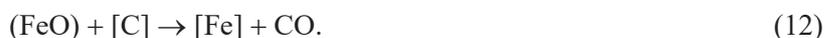
Движение газов в РНП носит ярко выраженный турбулентный характер, что при начальных скоростях 25–30 м/с и более (в пересчете на рабочие условия скорости в 4–5 раз выше) способствует развитию интенсивных контактов газового потока с шлаковым расплавом и поддерживает пенообразование.

Условия взаимодействия реагентов в РНП и стационарных установках также различны. На начальной стадии жидкофазного восстановления практически весь материал в РНП находится в интенсивно перемешиваемом гомогенном состоянии. В таких условиях удельная реакционная поверхность имеет максимально возможную величину, значительно большую, чем при струйной продувке в стационарных печах. Это приводит к осуществлению окислительно-восстановительных реакций во всем объеме шлака с одинаковой интенсивностью.

При жидкофазном восстановлении массообмен происходит на границе фаз, в данном случае на поверхности пузырьков, заполненных смесью газов  $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2$  и  $\text{N}_2$ . Внутри пузырьков, как правило, находятся также частички углеродсодержащих материалов и проходят реакции конверсии  $\text{CO}_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$ , компенсирующие расход газов-восстановителей.

В первичных каплях металла, содержащихся в отбираемых по ходу процесса пробах шлака, концентрация углерода достигает 3–4%. Образующийся сплав является чугуном, что соответствует и температурному диапазону процесса: первые капли образуются на начальной стадии ЖФВ при повышении температур в рабочей зоне до 1400–1450 °С.

При дальнейшем взаимодействии образующихся капель чугуна с расплавом, содержащим оксиды, происходит восстановление за счет углерода металла:



Здесь круглые скобки соответствуют шлаковой составляющей, квадратные – металлу.

Косвенным подтверждением этому является низкое содержание углерода в получаемом металле. Если не проводится специальная стадия науглероживания, содержание углерода в металле, восстановленном в РНП, составляет менее 1%.

Интенсификации процессов способствуют циркуляционное движение газов в РНП, увеличивающее время их пребывания в рабочем пространстве, и высокая температура процесса на стадии ЖФВ.

Наиболее вероятна для условий РНП схема процесса жидкофазного восстановления (довосстановления), состоящая из следующих стадий:

1. Повышение температуры в рабочем пространстве печи до 1400–1500 °С и образование шлака и первых капель чугуна.
2. Образование избыточного количества газов-восстановителей СО и Н<sub>2</sub> и вспенивание шлака при дальнейшем росте температуры до  $t \approx 1750\text{--}1850$  °С.
3. Интенсивное взаимодействие оксидов железа (в основном FeO) с твердым восстановителем (С) на границе раздела фаз в газовых пузырьках. Как вспомогательный процесс, взаимодействие СО и Н<sub>2</sub> с FeO и затем конверсия СО<sub>2</sub> и Н<sub>2</sub>O твердым углеродом.
4. Обезуглероживание капель чугуна при движении в слое шлака с избыточным содержанием FeO.
5. Завершение процесса восстановления, уменьшение пенообразования, науглероживание жидкого металла твердым восстановителем (науглероживателем).

Для каждой стадии технологического процесса характерна своя кинетика физико-химических явлений при взаимодействии реагентов. Так, стадию 3 контролируют (лимитируют) процессы диффузии FeO к поверхности «газ-шлак» и «твердое тело-шлак» (поверхность пузырьков с включенными в них частицами восстановителя). Стадия 2 определяется кинетическими параметрами химической реакции газификации восстановителя и зависит от его реакционной способности: реакционная способность графита примерно в 5 раз выше, чем у кокса, соответственно образование восстановительной атмосферы и скорость косвенного восстановления (газ–металл) в пузырьках выше при использовании графита. Стадия 4 контролируется переносом углерода в жидком металле.

Массоперенос определяется в условиях РНП в основном турбулентной диффузией, следовательно, характеристиками течения и состояния сплошной среды, что, в конечном счете, и обеспечивает интенсивность ЖФВ. В РНП удельная скорость расходования восстановителя составляет по экспериментальным данным:  $v_b = (1,2\text{--}2,6) \cdot 10^{-4}$  кг/(м<sup>2</sup>·с). Расчеты выполнялись для фракций 1–5 мм, на долю которых приходится более 70% массы восстановителя.

При исходных размерах частиц восстановителя менее 10 мм скорость их газификации (С + СО<sub>2</sub>) превышает скорость реакции (FeO) + СО, которая таким образом становится лимитирующим фактором, а процесс приобретает кинетический характер, т. е. прямо зависящий от температуры.

Удельные скорости реакции горения и газификации (рассчитанные на 1 кг углерода), вычисленные по кинетическим зависимостям, равны  $v_{гор.} = 0,1047$  кг/(м<sup>2</sup>·с) и  $v_{газ} = 0,0042$  кг/(м<sup>2</sup>·с), что соответствует наблюдаемому замедлению процесса «переработки» восстановителя при переходе к конверсии СО<sub>2</sub>.

Время релаксации (участия в восстановлении оксидов) частиц угля размером около 5 мм в шлаке в восстановительной зоне составляло около 75–87% от общего периода существования частицы. При этом общее время пребывания в зоне реакции составляло от 130 до 450 с.

В РНП скорость переноса газов значительно выше скорости восстановления FeO. В результате на выходе из печи устанавливается постоянное соотношение СО/Н<sub>2</sub>.

Продолжительность процесса восстановления является функцией температуры ( $t$ ) и расстояния (глубины слоя  $\delta$ ):

$$\tau = f\left(\frac{\delta}{t^n}\right).$$

Но в РНП путь, который должны проходить диффундирующие компоненты, сводится к тонким пленкам пузырьков и не может заметно влиять на результирующую скорость процесса.

Температура, таким образом, является основным фактором, влияющим на скорость процесса. С другой стороны, влияние температуры свидетельствует о том, что процесс находится в кинетической области.

Глубина проникновения газов в жидкий расплав за счет молекулярной диффузии за время осуществления реального процесса восстановления составляет доли миллиметра, но при конвективном переносе, что имеет место в РНП, весь объем шлакового расплава представляет собой газовоздушный континуум.

Скорость перехода границы раздела компонентов «металл-шлак» (капля – слой шлака) примерно в 10 раз больше скорости молекулярной диффузии в шлаках. Восстановительные процессы наиболее интенсивно идут на границе фаз. Это также подтверждает значимость площади реакционной поверхно-

сти для массообмена в системе «газ-шлак» и «восстановитель-шлак», увеличению которой способствует динамическая пена.

В настоящее время большинство исследователей при ЖФВ рассматривают альтернативу из двух вариантов протекания процесса.

Первый – одностадийное первичное восстановление, оно требует непосредственного контакта оксида с твердым углеродом по реакции  $(\text{FeO}) + \text{C} \rightarrow [\text{Fe}] + \text{CO}$ . Реакция газификации может дополняться обратной реакцией с переходом углерода в металл:



как аналог растворению



Образующийся сплав представляет собой чугун или высокоуглеродистую сталь.

Второй вариант – двухстадийное восстановление за счет углерода металла (12). При этом концентрация углерода в полученном металле становится минимальной.

В условиях РНП: избыток восстановителя, значительная концентрация в шлаковом расплаве оксида железа ( $\text{FeO}$ ), заметное присутствие восстановленного и науглероженного железа, развитая поверхность вспененного шлака – наиболее интенсивно развивается процесс по I варианту схемы первичного восстановления.

Вместе с тем, полученный металл до попадания в ванну проходит слой шлака и неизбежно участвует в реакциях по II варианту восстановления, что сказывается на концентрации C в полученном продукте.

Экспериментальные плавки в опытно-промышленной РНП показали, что время жидкофазного восстановления (довосстановления) при исходной степени металлизации 75–85% (достигнутой к завершению стадии ТФВ) составляет не более 25–30 мин. Основность шлака оказывает значительное влияние на ускорение процессов ЖФВ: увеличение основности до 2,0 и более позволяет в 1,5–2,0 раза сократить продолжительность процесса.

Процессы тепло- и массообмена осуществляются в РНП в условиях высокой интенсивности взаимодействия шихты и газового потока. Весь процесс восстановления прокатной окалины от загрузки шихты до получения жидкого металла при проведении экспериментальных плавки в опытно-промышленной РНП занимал 2,5–3 ч, в то время как процессы только ТФВ в известных агрегатах требуют для получения металлизированных окатышей (губчатого железа) до 20 ч и более.

### Выводы

Получение высококачественных шихтовых материалов из отходов взамен первичных импортируемых позволит решить важные экономическую и экологическую народохозяйственные задачи, вернуть в металлургию сотни тысяч тонн металла, который сегодня в виде дисперсных металлосодержащих отходов остается в отвалах предприятий или на промышленных полигонах.

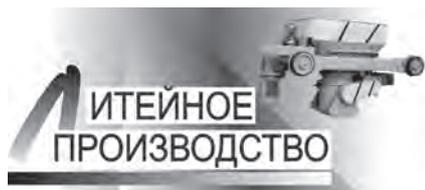
Разработанная технология и оборудование для рециклинга дисперсных металлоотходов рекомендуются для внедрения на предприятиях Втормета, а также машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятиях, где образуются дисперсные металлоотходы в виде стружки, окалины, шламов и шлаков черных и цветных металлов независимо от состава, качества и степени загрязнения, в том числе маслами и СОЖ.

### Литература

1. Ровин С. Л. Рециклинг металлоотходов в ротационных печах / С. Л. Ровин. Минск: БНТУ, 2015. 382с.
2. Телегин А. С. Тепломассоперенос / А. С. Телегин, В. С. Швыдкий, Ю. Г. Ярошенко. М.: ИКЦ Академкнига, 2002. 455 с.

### References

1. Rovin, S. L. *Recikling metallothodov v rotacionnyh pechah* [Recycling of metal waste in rotary kilns]. Minsk, BNTU Publ., 2015, 382 p.
2. Telegin A. S., Shvydkij V. S., Jaroshenko Ju. G. *Teplomassoperenos* [Heat and mass transfer]. Moscow, IKC Akademkniga Publ., 2002, 455 p.



УДК 669.154

Поступила 20.06.2016

## ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИЙ СИЛУМИН. НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ

### HYPEREUTECTIC SILUMIN. NANOSTRUCTURAL PROCESSES OF MELTING AND MOULDING

*В. Ю. СТЕЦЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бурули, 11. E-mail: lms@itm.by*

*V. YU. STETSENKO, Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: lms@itm.by*

*Показано, что плавление и литье заэвтектического силумина являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами. В них главную роль играют центры кристаллизации первичных кристаллов кремния, нанокристаллы кремния, растворенный и адсорбированный кислород. Роль модифицирующих кристаллов  $\text{Cu}_3\text{P}$  сводится к уменьшению концентрации адсорбированного кислорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов кремния в центры кристаллизации первичных кристаллов кремния.*

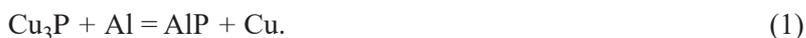
*It is shown that melting and molding of hypereutectic silumin are complicated physical and chemical nanostructural processes. The major part at these processes is played by the centers of crystallization of primary crystals of silicon, silicon nanocrystals, the dissolved and adsorbed oxygen. The part of the modifying crystals of  $\text{Cu}_3\text{P}$  is reduced to decreasing of concentration of the adsorbed oxygen and an intensification of process of coagulation of nanocrystals of silicon in the centers of crystallization of primary crystals of silicon.*

**Ключевые слова.** *Заэвтектический силумин, плавка, литье, модифицирование, фосфид меди, нанокристаллы, центры кристаллизации, дендриты, адсорбированный кислород.*

**Keywords.** *Hypereutectic silumin, melting, molding, modification, copper phosphide, nanocrystals, the centers of crystallization, dendrites, the adsorbed oxygen.*

Заэвтектический силумин – перспективный материал для машиностроения. Он обладает относительно низким коэффициентом термического расширения и повышенной фрикционной износостойкостью. Основными недостатками заэвтектического силумина являются низкие механические свойства. Чтобы их повысить, необходимо измельчить относительно крупные первичные кристаллы кремниевой фазы. Для этой цели в расплав при относительно высоком перегреве (1173К) обычно вводят медную лигатуру, содержащую кристаллы фосфида меди  $\text{Cu}_3\text{P}$ . Они модифицируют первичную структуру заэвтектического силумина, что значительно повышает механические свойства отливок. Известно, что в силуминах кристаллическая решетка кремниевой фазы практически не отличается от аналогичной для кремния. Поэтому будем считать, что в заэвтектическом силумине определяющей фазой являются первичные кристаллы кремния. От их дисперсности в основном зависят механические свойства отливок.

Принято считать, что модифицирующее действие  $\text{Cu}_3\text{P}$  определяется тем, что в расплаве силумина образуются кристаллы фосфида алюминия  $\text{AlP}$ , которые служат центрами кристаллизации (ЦК) первичных кристаллов кремния. Рассмотрим реакцию получения  $\text{AlP}$ :



Стандартные энергии Гиббса при 1173 К для  $\text{Cu}_3\text{P}$  и  $\text{AlP}$  соответственно равны  $-235$  и  $-205$  кДж·моль<sup>-1</sup>, для алюминия и меди соответственно  $-25$  и  $-30$  кДж·моль<sup>-1</sup> [1]. Теплота плавления для  $\text{Al}$  и  $\text{Cu}$  соответственно равна 11 и 13 кДж·моль<sup>-1</sup> [1]. Нетрудно видеть, что при таких значениях энергия Гиббса реакции (1) при 1173 К больше нуля. Поэтому в расплаве заэвтектического силумина при модифицировании будут находиться только кристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}$ . Они имеют гексагональную кристаллическую

решетку с параметром  $a = 0,695$  нм [2]. Кремний имеет кристаллическую решетку типа алмаза с параметром  $a = 0,543$  нм [3]. Отсюда следует, что кристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}$  не могут быть ЦК кристаллов кремния, поскольку не удовлетворяют принципу структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского. Поэтому с точки зрения общепринятой (классической) теории модифицирования не ясен механизм воздействия  $\text{Cu}_3\text{P}$  на первичную структуру заэвтектического силумина.

Теория модифицирования сплавов должна исходить из теории жидкого состояния. В настоящее время она слабо разработана и достаточно противоречива. Современные представления о металлической жидкости основаны на том, что расплав – однофазная жидкость, состоящая из атомов. Кроме того, они по непонятному (случайному) механизму периодически и с очень высокой частотой образуют достаточно сложные упорядоченные области – кластеры. Их строение очень близко к структурам кристаллических фаз сплава. Считают, что время жизни кластеров составляет  $10^{-10}$ – $10^{-11}$  с [4]. Такие крайне нестабильные структурные образования не могут быть ЦК фаз. Поэтому классическая теория модифицирования в основном опирается на теорию гетерогенного зародышеобразования. В ней в качестве ЦК выступают стабильные в расплаве интерметаллидные или неметаллические частицы. Но такие представления не могут объяснить механизм модифицирования кристаллами  $\text{Cu}_3\text{P}$  микроструктуры заэвтектического силумина.

Чтобы понять процессы, происходящие при затвердевании сплавов, необходимо знать, что происходило до их кристаллизации. Для этого автор предлагает считать расплав, состоящим в основном из термодинамически стабильных (равновесных) нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон. В пользу таких представлений (теории) о структуре расплавов предоставляются следующие аргументы.

1. Между жидким и твердым кристаллическими состояниями должна быть наследственная структурная связь. Это означает, что в расплаве должны стабильно существовать, как минимум, элементарные кристаллические ячейки фаз. Для кристаллов алюминия их размер составляет 0,4 нм [3].

2. Центрифугирование доэвтектического силумина, содержащего 7,7% кремния, свидетельствует о существовании стабильных нанокристаллов. Их размер при 700 °С в среднем составлял 4,5 нм, а при 850 °С уменьшался до 3,0 нм [5].

3. Установлено, что при плавлении металлов может атомизироваться в среднем только 3% ионов [6]. В результате снижается количество свободных электронов, что ослабляет металлическую связь. Это приводит к тому, что микрокристаллы распадаются на нанокристаллы и образуются бесструктурные атомизированные зоны, которые обеспечивают расплаву высокие реологические свойства.

4. Процессы адсорбции, связанные с газонасыщением расплава, его дегазацией и действием поверхностно-активных элементов, требуют стабильных межфазных границ раздела.

5. Для обеспечения принципа структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского необходимо, чтобы при кристаллизации существовали ЦК, состоящие из нанокристаллов фаз.

6. Правило фаз с учетом лапласовского давления доказывает, что расплав металла должен состоять из двух равновесных фаз: нанокристаллов и разупорядоченных зон [6].

7. Термодинамика и кинетика формирования дендритов алюминия при высоких скоростях затвердевания доэвтектического силумина требуют, чтобы основными строительными структурными элементами процесса кристаллизации были не атомы, а нанокристаллы алюминия.

8. Прямые дифракционные исследования и эксперименты по малоугловому рассеянию рентгеновских лучей и нейтронов доказывают, что в расплавах довольно долго (стабильно) существуют кристаллические наноструктурные образования фаз (нанокристаллы). Например, в жидком алюминии радиус нанокристаллов алюминия составлял 1,9–2,2 нм [4].

9. Высокая устойчивость нанокристаллов фаз в расплаве кинетически обеспечивается за счет относительно низких значений удельной межфазной поверхностной энергии. Ее значение для нанокристаллов алюминия дисперсностью 4 нм составляет  $0,79$  мДж·м<sup>-2</sup> [6].

10. При плавлении металлов их коэффициенты диффузии (самодиффузии) скачкообразно увеличиваются в 1000–10000 раз [5]. Соответственно, во столько же раз возрастают потоки веществ. Это свидетельствует о том, что в расплавах происходит кооперативный, нанокристаллический перенос веществ, а основными структурными единицами являются не атомы, а нанокристаллы.

Исходя из того, что расплавы в основном состоят из нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон, можно исследовать и понять процессы плавки и литья заэвтектического силумина. Его плавка включает расплавление сплава и перегрев расплава, а литье – процессы модифицирования и кри-

сталлизации фаз. При рентгеноструктурном исследовании расплавов заэвтектического силумина установлено существование областей чистого кремния [7]. Это можно объяснить тем, что при плавлении заэвтектического силумина происходит распад первичных кристаллов кремния ( $\text{Si}_n^k$ ) на их центры кристаллизации ( $\text{Si}_n^u$ ), нанокристаллы ( $\text{Si}^h$ ) и атомы кремния ( $\text{Si}^a$ ) по следующей реакции:



Известно, что при увеличении в силумине концентрации кремния в расплаве повышается содержание кислорода [3]. Поскольку образование оксида кремния в жидком алюминиево-кремниевом сплаве термодинамически затруднительно, то следует полагать, что основное повышение кислорода в расплаве заэвтектического силумина происходит за счет адсорбции  $\text{Si}_n^u$  и  $\text{Si}^h$  атомарного кислорода. Это подтверждают термодинамические расчеты [8]. При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды ( $\text{H}_2\text{O}(г)$ ) воздушной атмосферы происходит следующая реакция:



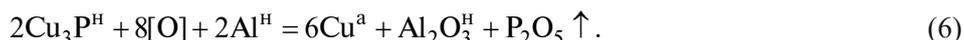
Растворенный кислород диффундирует в бесструктурные зоны расплава, а затем адсорбируется в первую очередь на центрах кристаллизации первичного кремния. При достижении определенной концентрации адсорбированного кислорода  $\text{Si}_n^u$  распадаются по эффекту Ребиндера на  $m$  более мелких нанокристаллов по реакции:



В результате концентрация  $\text{Si}_n^u$  в расплаве уменьшается и структура отливок заэвтектического силумина становится крупнокристаллической. Между растворенным и адсорбированным кислородом существует термодинамическое равновесие. При снижении концентрации растворенного кислорода уменьшается концентрация адсорбированного кислорода. Этому способствует обработка расплава заэвтектического силумина при температуре 900 °С фосфористой медью, содержащей в среднем 10% Р (МФ1). В ней кристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}$  входят в состав эвтектики, которая плавится при температуре 714 °С [2]. При плавлении фосфористой меди кристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}^k$  распадаются на их центры кристаллизации ( $\text{Cu}_3\text{P}^u$ ), нанокристаллы ( $\text{Cu}_3\text{P}^h$ ), молекулы ( $\text{Cu}_3\text{P}^m$ ) по реакции:



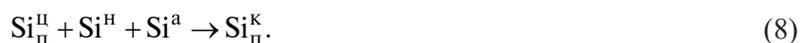
В основном (более 90%) это нанокристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}^h$ . В перегретом расплаве заэвтектического силумина они взаимодействуют с растворенным кислородом и нанокристаллами алюминия ( $\text{Al}^h$ ) по следующей реакции:



Газообразный  $\text{P}_2\text{O}_5$  легко удаляется от фронта реакции, что по принципу Ле Шателье существенно сдвигает течение реакции (6) вправо и увеличивает ее выход. Модифицирующие нанокристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}^h$  уменьшают концентрацию растворенного и соответственно адсорбированного кислорода. Это активизирует процесс коагуляции нанокристаллов кремния в  $\text{Si}_n^u$  по реакции:



В результате концентрация  $\text{Si}_n^u$  возрастает и первичная структура заэвтектического силумина становится мелкокристаллической. Модифицирующие нанокристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}^h$  способствуют также увеличению центров кристаллизации эвтектических дендритов кремния. Но их формирование в эвтектике в основном зависит от ведущей фазы – эвтектических дендритов алюминия. На их центрах кристаллизации адсорбция кислорода затруднена [8]. Поэтому фосфористая медь не модифицирует эвтектику заэвтектического силумина, а только его первичную структуру. Известно, что в расплаве заэвтектического силумина лигатура, содержащая фосфид меди, имеет определенное время живучести. При его превышении количество нанокристаллов  $\text{Cu}_3\text{P}^h$  существенно уменьшается и эффективность процесса модифицирования значительно снижается. При затвердевании расплава заэвтектического силумина, обработанного фосфористой медью в течение времени их живучести, первичная кристаллизация происходит по реакции:



При добавлении в жидкий заэвтектический силумин относительно большого количества модифицирующей лигатуры процесс снижения концентрации адсорбированного кислорода значительно ускоряет-

ся. В результате существенно возрастает интенсивность коагуляции нанокристаллов кремния. Это приводит к укрупнению  $\text{Si}_n^{\text{II}}$  и снижению их количества в расплаве. При его затвердевании структура отливок становится крупнокристаллической. Происходит так называемый процесс перемодифицирования.

Таким образом, плавка и литье заэвтектического силумина являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами, в которых определяющую роль играют центры кристаллизации первичных кристаллов кремния, нанокристаллы кремния, растворенный и адсорбированный кислород.

### Литература

1. Кубашевский О., Олкокк К. Б. *Металлургическая термохимия*. М.: Metallurgiya, 1982.
2. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справ. М.: Наука, 1979.
3. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. *Модифицирование сплавов*. Минск: Беларуская навука, 2009.
4. Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А. *Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов*. Екатеринбург: УрО РАН, 2005.
5. Ершов Г. С., Бычков Ю. Б. *Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья*. М.: Metallurgiya, 1979.
6. Стеценко В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // *Литье и металлургия*. 2015. № 2. С. 33–35.
7. Залкин В. М. *Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления*. М.: Metallurgiya, 1987.
8. Стеценко В. Ю. Определение механизмов литья алюминий-кремниевых сплавов с высокодисперсной и инвертированной микроструктурой // *Литье и металлургия*. 2013. № 2. С. 22–29.

### References

1. Kubashevskij O., Olkock K. B. *Metallurgicheskaya termohimiya* [Metallurgical thermochemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982.
2. *Dvoynye i mnogokomponentnye sistemy na osnove medi. Spravochnik* [Double and multicomponent systems on the basis of copper. Reference book]. Moscow, Nauka Publ., 1979.
3. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Modificirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.
4. Brodova I. G., Popel' P. S., Barbin N. M., Vatin N. A. *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svojstv alyuminievykh splavov* [Initial fusions as basis of formation of structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005.
5. Ershov G. S., Bychkov Yu. B. *Vysokoprochnye alyuminievye splavy iz vtorichnogo syr'ya* [High-strength aluminum alloys from secondary raw materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979.
6. Stetsenko V. Yu. Klasteriy v zhidkih metallah – stabilnye nanokristally [Clusters in liquid metals – stable nanocrystals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 33–35.
7. Zalkin V. M. *Priroda ehvtekticheskikh splavov i ehffekt kontaktного plavleniya* [Nature of the eutectic alloys and effect of contact melting]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987.
8. Stetsenko V. Yu. Opredelenie mekhanizmov lit'ya alyuminievo-kremnievykh splavov s vysokodispersnoy i invertirovannoy mikrostrukturoj [Definition of mechanisms of molding of aluminum-silicon alloys with the high-disperse and inverted microstructure]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 22–29.



УДК 621.74.045

Поступила 04.10.2016

## ТОЧНОЕ ЛИТЬЕ В КЕРАМИЧЕСКУЮ ФОРМУ – ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫЙ СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК СЛОЖНОЙ ФОРМЫ

## PRECISION CASTING INTO DISPOSABLE CERAMIC MOLD – A HIGH EFFICIENCY METHOD OF PRODUCTION OF CASTINGS OF IRREGULAR SHAPE

*Б. И. УВАРОВ, П. Е. ЛУЩИК, Унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ  
«Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: pavel86lu@gmail.com,*

*А. А. АНДРИЦ, Л. П. ДОЛГИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск,  
Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: a6584595@gmail.com,*

*А. В. ЗАБЛОЦКИЙ, ЗАО «БелВирТел», г. Минск, Беларусь, ул. Лукьяновича 10. E-mail: zabl64@gmail.com*

*B. I. UVAROV, P. E. LUSHCHYK, The unitary enterprise the BNTU «Politekhnik» Scientific and  
Technological Park, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str., E-mail: pavel86lu@gmail.com,*

*A. A. ANDRITS, L. P. DOLGIY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.  
E-mail: a6584595@gmail.com,*

*A. V. ZABLOTSKIY, CJSC Belvirtel, Minsk, Belarus, 10, Luk'yanovich str. E-mail: zabl64@gmail.com*

*В работе показаны преимущества и недостатки методов точного литья в разовые формы. Доказана перспективность использования усовершенствованной технологии точного литья в керамическую форму при изготовлении фасонных отливок.*

*The article shows the advantages and disadvantages of precision casting into disposable ceramic molds. The high quality shaped castings produced by modernized ceramic molding process are proved the reliability and prospects of this advanced technology.*

**Ключевые слова.** Точное литье, керамическая форма, литейное производство, изготовление фасонных отливок.

**Keywords.** Precision casting, ceramic form, foundry production, production of shaped castings.

Литейное производство является заготовительной базой машиностроения, авиационной и космической отрасли, военно-промышленного комплекса. Сегодня уже невозможно обойтись без деталей, отлитых из металла, большинство сложных технических изделий содержат отливки определенной конфигурации, выполненные из разных металлов по различным литейным технологиям. Но отливки ненадлежащего качества снижают надежность и конкурентоспособность продукции, подрывают доверие к компании-производителю, приводят к потере рынков. Это касается большинства техники, производимой в республике, от нефтяных насосов и большегрузных карьерных автомобилей до сложных изделий ВПК.

Литейное производство – многосегментная отрасль, использующая десятки литейных технологий, методов формообразования, формовочных материалов, сплавов и оборудования, отрасль, требующая глубоких познаний во многих смежных науках и отраслях, развивающаяся неравномерно по ряду причин. В Республике Беларусь литейное производство модернизируется в основном путем закупок импортного формовочного и плавильного оборудования для массового производства отливок в песчано-глинистых и холоднотвердеющих формах. Современные автоматические формовочные линии типа Дизаматик позволяют производить средние и мелкие отливки хорошего качества по стандартным технологиям. При этом существует достаточно большой сегмент изделий с повышенными техническими требованиями к литым компонентам и без внедрения передовых технологий невозможно получить литье требуемого

качества. В литейных цехах практически не используются компьютерные программы моделирования литейных процессов по причине отсутствия квалифицированных специалистов и дорогостоящего лицензионного программного обеспечения. В результате большинство отливок изготавливается по устаревшим технологиям с применением неоправданно больших припусков на механическую обработку, а с поверхности отливок срезается самый прочный слой – «литейная корочка». Кроме того, из-за недостаточной технологической проработки отливки поражены литейными дефектами, такими, как усадочная и газовая пористость, горячие или холодные трещины, пригар на поверхности литья, отливки имеют коробление и низкую точность. Затраты на исправление брака, высокая трудоемкость механообработки повышают себестоимость деталей, а дефекты, скрытые и даже устраненные, снижают рабочий ресурс изделий. Указанных дефектов можно избежать применением передовых литейных технологий и формовочных материалов, а в технологической подготовке производства необходимо использовать хорошо зарекомендовавшие себя программы моделирования техпроцессов и проектирования оснастки.

К сожалению, в Беларуси с трудом находят развитие технологии и производства, позволяющие получать отливки с окончательными размерами (Near Net Shape Casting), к которым относятся процессы точного литья в керамические формы, по выплавляемым и постоянным моделям. Мировая практика показывает, что это перспективные направления развития. Существующие в республике цехи литья по выплавляемым моделям производят в основном мелкое литье массой от 0,02 до 2 кг крупными сериями (от 10 тыс. шт.) по высоким ценам. При этом используется единая техника размещения отливок вокруг центрального стояка, так называемая «ёлка», подходящая только для производства мелких отливок. Габаритное корпусное алюминиевое и стальное литье по выплавляемым моделям, необходимое отечественным производителям спецтехники, закупается за рубежом, в РБ не существует производств такого типа. Из-за отсутствия нужных технологий затрудняется воплощение в металле новых конструкторских разработок ученых и инженеров, снижается экспортный потенциал страны. Существует острая необходимость в организации производства единичных и мелкосерийных точных отливок для быстрого изготовления опытных образцов техники и оснастки.

Сотрудниками научно-технологического парка БНТУ «Политехник» и научно-исследовательской части БНТУ разработана и проходит производственные испытания инновационная технология точного литья, не имеющая аналогов. Основой послужила (Sol-Gel) золь-гель технология превращения жидкого золя связующего в твердый гель при определенных условиях и катализаторах процесса. В мире известны близкие литейные технологии под названиями Shaw-процесс, Din-процесс и Unicast-процесс, но разработанная технология значительно проще и дешевле в осуществлении. Оригинальные ноу-хау (комплекс устройств, технологических секретов и методов работы) позволяют изготавливать уникальные сложные и точные отливки с минимумом механообработки из любых литейных сплавов практически без ограничения по размерам и развесу литья (от нескольких граммов до сотен килограммов), в том числе тонкостенное корпусное литье и отливки со сложными внутренними полостями (рис. 1).

К примеру, производство изнашиваемой технологической оснастки по новой технологии позволит значительно снизить себестоимость продукции по сравнению с механообработкой из проката, сократить цикл производства, повысить коэффициент использования металла, в несколько раз снизить трудоемкость изготовления, сэкономить электроэнергию, транспортные расходы, технологические материалы и самое важное – многократно переплавлять отработанную оснастку. Снижается потребность в использовании дефицитного металлопроката, дорогостоящего обрабатывающего оборудования и металлорежущего инструмента (электроэрозионные станки и обрабатывающие центры, фрезы, сверла, расшивки, отрезные круги и т. д.).

Область применения разработанной технологии очень широка, неполный перечень приведен ниже:

- 1) обрезающие матрицы и пуансоны для удаления облоя кузнечного производства;
- 2) прессовые и гибочные штампы, вставки ковочных штампов;



Рис. 1. Примеры отливок, изготавливаемых методом точного литья в керамическую форму

- 3) поддерживающие и кантующие ролики для высокоскоростных прокатных станов стальной арматуры и проволоки;
- 4) пресс-формы для литья пластмасс, резины (обувь, полиуретановые подошвы, автомобильные и мотоциклетные шины и т. д.);
- 5) пресс-формы для литья и прессования стекла, хрусталя (формы и пуансоны для изготовления бутылок);
- 6) литейные кокили (постоянные металлические формы) для производства отливок из цветных сплавов (алюминий, латунная гидроарматура, сантехнические краны, фитинги и т. д.);
- 7) пресс-формы литья под давлением ЛПД цветных металлов;
- 8) вставки стержневых ящиков и литейные модели для автоматических формовочных линий;
- 9) пустотообразующие пуансоны для прессования силикатного кирпича;
- 10) цельнолитые матрицы (пресс-формы) и пуансоны для сухого вибропрессования бетонного камня (блоки, тротуарная плитка);
- 11) накатной инструмент (плиты клиновой прокатки, резьбонакатные ролики);
- 12) рабочие колеса и направляющие аппараты нефтяных насосов;
- 13) сегменты брикет-прессов для брикетирования стружки и отходов;
- 14) матрицы и прессующие ролики для производства комбикормов и древесных топливных гранул (пеллеты) из опилок и измельченных твердых отходов;
- 15) сегменты мельящей гарнитуры дисковых и конических мельниц для помола щепы, отходов дерева, резины (шин), пластмассы и других твердых отходов;
- 16) калибровочные конусы и протяжки;
- 17) ножи промышленных мясорубок;
- 18) фрезы и сверла больших диаметров для обработки дерева и металла;
- 19) гребные винты водных судов;
- 20) художественные скульптуры и орнаменты художественного литья.

Технология постоянно совершенствуется и подтверждаются ее многочисленные преимущества. Литейная керамическая форма изготавливается по высокоточным моделям, имеет линии разреза и может состоять из нескольких частей. Это позволяет обнаружить любой возможный дефект поверхности формы и отремонтировать его до сборки и заливки металла в форму. При правильном расчете усадки металла возможно получить отливку с точностью до 0,1 мм. Такая точность достаточна для производства литых ковочных вставок, обрезных матриц и пуансонов, литейных кокилей и постоянных металлических форм и многих других изделий без последующей механообработки рабочей гравюры. Отрезаются только питающие прибыли и литники. Применение специальных съемников модели позволяет использовать модели отливки без литейных уклонов. Это дает возможность получать литые вертикальные поверхности без последующей обработки. Форму и стержни изготавливают из жидкоподвижной керамической суспензии путем заливки суспензии в промежуток между моделью и опорным слоем (рис. 2).

Суспензия состоит из жидкого связующего, огнеупорных пылевидных и зернистых составляющих и гелеобразователя. Связующее готовится по специальной технологии путем проведения реакции ги-

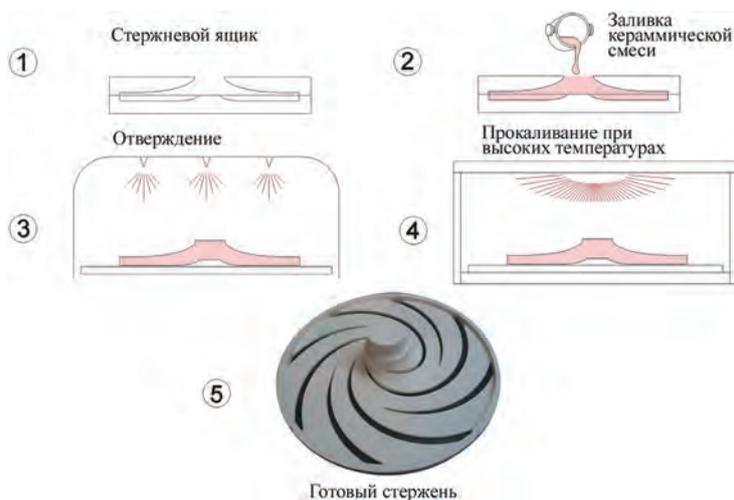
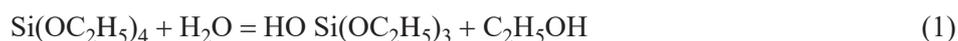


Рис. 2. Процесс изготовления керамических стержней (форм) [1]

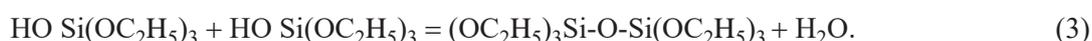
дролитической поликонденсации этилсиликата в среде общих органических растворителей, так как вода и этилсиликат нерастворимы друг в друге. Без подходящего растворителя реакция гидролиза этилсиликата идет только на поверхности контакта фаз. Существует множество способов приготовления связующего: одноступенчатый и многоступенчатый методы гидролиза, кислотный и щелочной. В зависимости от прочности керамики, которую нужно получить, содержание условного %SiO<sub>2</sub> в связующем варьируется от 12 до 20%. Полнота проведения гидролиза этилсиликата влияет на живучесть и связующие свойства. Степень гидролиза определяется количеством введенного кислотного катализатора и воды. Реакция дролитической поликонденсации этилсиликата является экзотермической, необходимо охлаждать раствор, чтобы температура не повышалась выше 45 °С. Приобретение связующих свойств этилсиликатом основано на способности эфиров ортокремниевой кислоты отщеплять этоксильную группу при действии воды и катализатора:



или



Продукты гидролиза затем конденсируются с выделением воды:



За счет выделившейся воды полученные соединения снова гидролизуются:



В результате одновременно происходящих процессов гидролиза и поликонденсации образуются полимерные соединения линейного, разветвленного, циклического и пространственного строения. Гидролиз и сопутствующая ему поликонденсация продолжают непрерывно в течение всего технологического процесса: при приготовлении связующего и суспензии и их хранении (старение связующего), при изготовлении и отверждении форм, даже при выжигании растворителя и прокаливании. От структуры формирующихся полисилоксанов и условий их окончательного отверждения (перехода в гель SiO<sub>2</sub>) зависят физико-механические характеристики керамических форм.

В качестве огнеупорного наполнителя керамической суспензии можно использовать дешевые пылевидный кварц и зернистый песок, но качество литья существенно выше при применении цирконового концентрата, муллита, электрокорунда или плавленного кварца. Степень наполнения суспензии огнеупорными составляющими определяется жидкотекучестью суспензии и сложностью рельефа модели. Чем мельче помол пылевидной фракции, тем четче отпечаток модели на керамике. После отверждения керамической суспензии до резиноподобного состояния модель извлекают из формы, а форму прокаливают для удаления паров растворителя. Керамическая форма чрезвычайно точно воспроизводит мельчайшие детали рельефа модели, имеет гладкую поверхность, обладает исключительной стабильностью размеров и устойчивостью к жестким термическим ударам, не имеет усадки.

Перед заливкой металлом керамическая форма прокаливается при температуре 1000 °С в течение 1–2 ч в термической печи или газовой горелкой для удаления оставшихся этоксильных групп этилсиликата. После прокаливания форма является абсолютно инертной, вся органика выгорает, форма не газотворна, но имеет низкую газопроницаемость, что учитывается при разработке технологии отливки. Чтобы получить четкое воспроизведение отливкой тончайших особенностей рельефа формы, ее необходимо заливать в горячем состоянии. Ввиду повышенной плотности керамики на поверхности раздела «металл-форма» происходит быстрый отвод тепла от жидкого металла и его кристаллизация (как в кокиле) и образуется мелкозернистый слой металла отливки повышенной плотности. Для устранения недоливов и неспаев при производстве тонкостенного литья металл заливают в формы, нагретые до температуры 600–800 °С. Толщиной керамического слоя регулируется скорость отвода тепла от металла отливки и осуществляется необходимая направленность кристаллизации тепловых узлов. Возможна организация принудительного охлаждения отдельных элементов формы после заливки металла. Использование огнеупорных наполнителей с различными коэффициентами теплопроводности и аккумуляции тепла для изготовления отдельных элементов одной формы облегчает создание направленности кристаллизации. Кроме того, перед заливкой металла можно нагреть до высоких температур определенные места керамической формы газовой горелкой. Отливки быстро кристаллизуются в керамических формах и легко отделяются от керамики. Так как толщина керамики обычно составляет от 0,5 до 2,0 см, то отходов об-

разуется немного. Расход формовочных материалов снижается в несколько раз по сравнению с традиционными методами формовки. Все отходы керамики экологически безопасны, состоят только из чистого кварца SiO<sub>2</sub> и могут быть использованы для приготовления дорожных или строительных смесей.

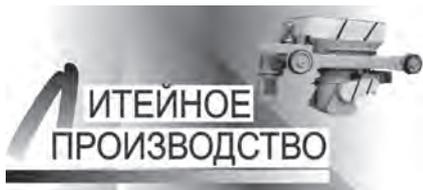
Таким образом, усовершенствованная технология точного литья в керамическую форму является перспективным и высокоэффективным способом изготовления фасонных отливок, практически без ограничения по массе и геометрии.

### Литература

1. Core Making [Электронный ресурс] // Unicast Development Company [Офиц. сайт]. URL: <http://unicastdev.com/core-making>.

## Международные выставки и мероприятия по литью и металлургии в 2017 году

Дата	Наименование мероприятия	Место проведения	Сайт
03–05 февраля	IFEX-Международная выставка технологий, оборудования и материалов для литья	Индия, г. Калькутта	<a href="http://www.itexindia.com">www.itexindia.com</a>
09–11 марта	Metal & steel Middle East – Международная выставка по производству стали, литью и металлообработке	Египет, г. Каир	<a href="http://www.metalsteelegy.com">www.metalsteelegy.com</a>
23–25 марта	EUROSTAMPI- Выставка европейских форм и штампов, прессов и инжекционного оборудования	Италия, г. Парма	<a href="http://www.eurostampi.biz">www.eurostampi.biz</a>
28–30 марта	13 международный Форум – лом черных и цветных металлов	Россия, г. Москва	<a href="http://www.lomrusmet.ru">www.lomrusmet.ru</a>
04–07 апреля	Powder Metallurgy – Порошковая металлургия- материалы, технологии и оборудование для порошковой металлургии	Беларусь, г. Минск	<a href="http://www.minskexpo.com">www.minskexpo.com</a>
12–15 апреля	INTERMOLD- Международная выставка технологии производства форм и штампов	Япония, г. Токио	<a href="http://www.intermold.jp">www.intermold.jp</a>
08–11 мая	AISTech – Международная конференция и выставка по технологиям чугуна и стали	США, г. Нэшвилл	<a href="http://www.aist.org">www.aist.org</a>
17–18 мая	Конференция «Дни литья в Германии» – организует Ассоциация литья Германии	Германия, г. Дюссельдорф	<a href="http://www.afsinc.org">www.afsinc.org</a>
17–19 мая	STEEL – Сделано из стали. Выставка и конференция по производству стали	Италия, г. Милан	<a href="http://www.madeinsteel.it">www.madeinsteel.it</a>
23–26 мая	CAST-EX Международная выставка по литью и литейным технологиям	Словакия, г. Нитра	<a href="http://www.eventseye.com">www.eventseye.com</a>
30 мая – 2 июня	ЭКСПО по отливкам, инструментам, изготовлению моделей	Германия, г. Штутгарт	<a href="http://www.messe.stuttgart.de">www.messe.stuttgart.de</a>
5–8 июня	ЛИТМАШ – металлургия – литмаш, трубы России, алюминий, цветмет	Россия, г. Москва	
6–9 июня	METALFORUM Выставка металлургии, литейного оборудования и металлов	Польша, г. Познань	
11–15 июня	12 Европейская Конференция по неразрушающим методам контроля	Швеция, г. Стокгольм	<a href="http://www.ndtsweden.com">www.ndtsweden.com</a>
13–16 июня	МЕТАЛЛ + МЕТАЛЛУРГИЯ КИТАЯ – 15 Международная ЭКСПО по литью, Выставка промышленных печей	Китай, г. Шанхай	<a href="http://www.mm-china.com/en/">www.mm-china.com/en/</a>
20–22 июня	ROSMOULD Литые формы, литье под давлением, штампы	Россия, г. Москва	<a href="http://www.rosmould.com">www.rosmould.com</a>
21–24 июня	METEF –международная выставка по производству алюминия	Италия, г. Верона	<a href="http://www.metef.com">www.metef.com</a>
22–23 июня	Международная конференция по вагранчному литью	Германия, г. Саабрюкен	
28–30 июня	Литье под давлением, литье и выставка промышленных печей (плюс пять выставок)	Китай, г. Гуанчжоу	
19–21 июля	Алюминий Китай – технологии и производство алюминия	Китай, г. Шанхай	
12- 17 сентября	Цветные металлы и минералы Международная выставка и Конгресс	Россия, г. Красноярск	
25–27 сентября	METAL 25–ая Международная ярмарка и технологии литья	Польша, г. Кельце	<a href="http://www.targikielce.pl">www.targikielce.pl</a>
18–20 октября	25 -ая Международная научно-техническая конференция и выставка «Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь»	Беларусь, г. Минск	<a href="http://www.alimrb.by">www.alimrb.by</a>
24–26 октября	Международная выставка по чистке поверхностей	Германия, г. Штутгарт	<a href="http://www.parts2clean.com">www.parts2clean.com</a>



УДК 621.74.045

Поступила 04.10.2016

**ПРИМЕНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ТОЧНОГО ЛИТЬЯ В КЕРАМИЧЕСКУЮ ФОРМУ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ФАСОННЫХ ОТЛИВОК И ОТЛИВОК С ПОВЫШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ТРЕБОВАНИЯМИ**  
**USE OF TECHNOLOGY OF PRECISION CASTING INTO DISPOSABLE CERAMIC MOLD FOR PRODUCTION OF SHAPED CASTINGS AND OF CASTINGS WITH THE HIGHER PERFORMANCE REQUIREMENTS**

*Б. И. УВАРОВ, П. Е. ЛУЩИК, Унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: pavel86lu@gmail.com,  
А. А. АНДРИЦ, Л. П. ДОЛГИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: a6584595@gmail.com,  
А. В. ЗАБЛОЦКИЙ, ЗАО «БелВирТел», г. Минск, Беларусь, ул. Лукьяновича 10. E-mail: zabl64@gmail.com*

*B. I. UVAROV, P. E. LUSHCHYK, The unitary enterprise the BNTU «Politekhnik» Scientific and Technological Park, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str., E-mail: pavel86lu@gmail.com,  
A. A. ANDRITS, L. P. DOLGIY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: a6584595@gmail.com,  
A. V. ZABLOTSKIY, CJSC Belvirtel, Minsk, Belarus, 10, Luk'yanovich str. E-mail: zabl64@gmail.com*

*На примере конкретных изделий показана эффективность технологии литья в керамическую форму для изготовления фасонных отливок и отливок с повышенными эксплуатационными требованиями.*

*Through the example of production of specific castings the effectiveness of the precision ceramic molding technology for the production of shaped castings and castings with the higher performance requirements has been demonstrated.*

**Ключевые слова.** Точное литье, керамическая форма, изготовление фасонных отливок, рабочие колеса нефтяных насосов, ролики для высокоскоростных прокатных станов.

**Keywords.** Precision casting, ceramic form, production of shaped castings, impellers of oil pumps, rolls of high-speed rolling mills.

Производство деталей из износостойких сплавов методом точного литья позволяет увеличить срок службы быстроизнашиваемых деталей оборудования, сократить время их изготовления и снизить затраты на производство. Технология точного литья в керамические формы дает возможность в несколько раз снизить себестоимость продукции по сравнению с механической обработкой из проката, значительно уменьшить время изготовления (быстрое тиражирование), повысить качество изделий (прочность, износостойкость), улучшить потребительские свойства продукции и многократно переплавлять возврат производства.

В ходе совместной деятельности Научно-технологического парка БНТУ, ЗАО «БелВирТел» и научно-исследовательской части БНТУ по усовершенствованной технологии литья в керамическую форму с применением средств компьютерного моделирования разрабатываются технологии изготовления ряда высокотехнологичных отливок, таких, как импеллер – рабочее колесо нефтяного насоса, направляющие ролики высокоскоростных прокатных станов 320, заглушка охлаждающего трубопровода Белорусской АЭС, чугунные кокиля для литья алюминиевых отливок, ковочные вставки, пуансон для прессования силикатного кирпича и т. д. Описание особенностей изготовления некоторых деталей приведены в данной работе.

**Изготовление отливки «Рабочее колесо нефтяного насоса»**

Рабочее колесо – импеллер нефтяного насоса очень сложная деталь с шестью изогнутыми меняющимися наклон и профиль сечения лопатками. В настоящее время данное рабочее колесо производится путем механической обработки на станке с ЧПУ из двух половин или закупается за рубежом. Время ме-

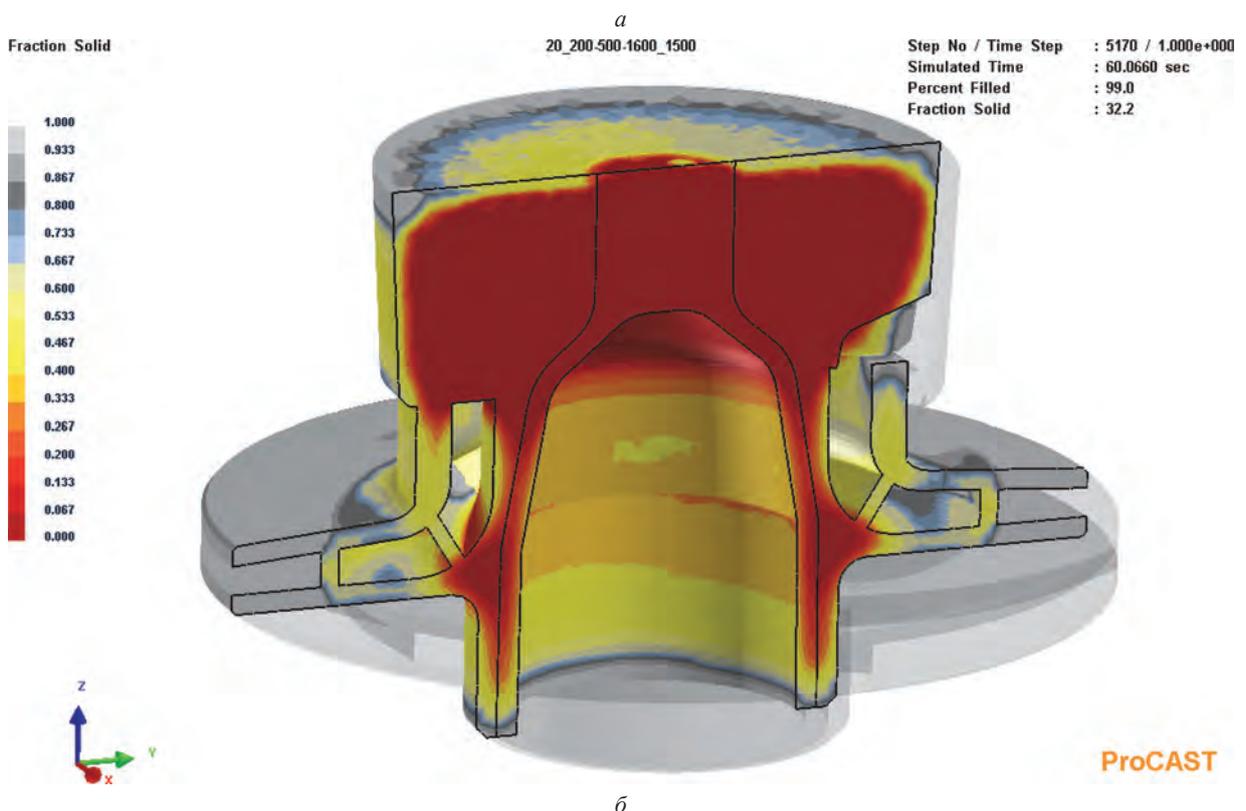
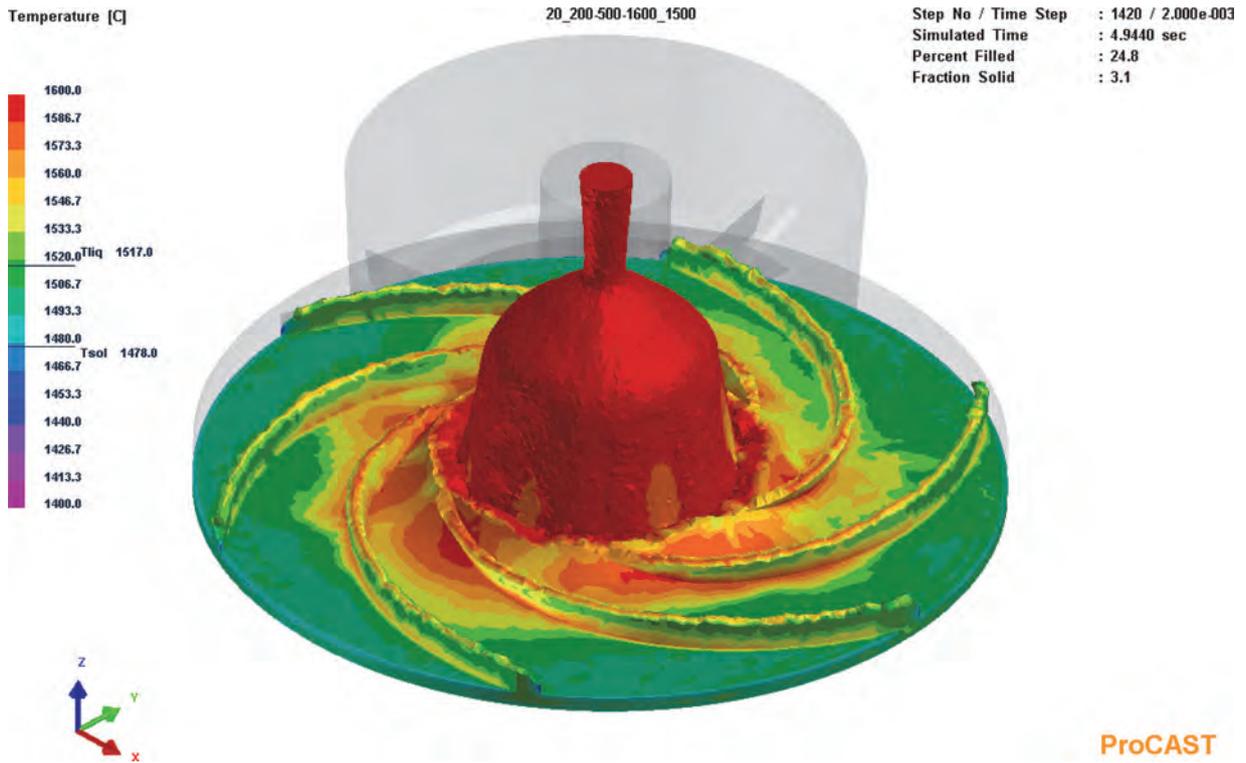


Рис. 1. Моделирование процесса заполнения (а) и затвердевания (б) отливки «Рабочее колесо нефтяного насоса» в ProCAST

ханической обработки одной половины составляет более 24 ч. Далее половины импеллера свариваются по профилю лопатки. Даже на дорогостоящем обрабатывающем центре невозможно получить идеальный профиль лопатки колеса, остаются подрезы и следы от перехода фрезы. Сварка не дает гарантированного результата по герметичности между всасывающими камерами рабочего колеса. В результате насос не выдает расчетных показателей по давлению и производительности. Высота лопатки на выходе 8 мм. Изготовление такой отливки по выплавляемым моделям затруднено из-за того, что при обсыпке керамического слоя тонкий протяженный канал не просыпается песком и остаются пустоты внутри мо-



Рис. 2. Отливка «Рабочее колесо нефтяного насоса» после выбивки из формы

тавливали из армированного силикона; чтобы поверхность стержня импеллера не покрывалась замешанными пузырьками воздуха, керамическую суспензию вакуумировали и заливали на специальном устройстве; для повышения прочности стержня изготавливали специальный поддерживающий каркас; для ремонта стержней разработана специальная ремонтная керамическая смесь. Формы прокаливали и заливали в горячем состоянии. В результате были получены опытные партии годных отливок (рис. 2, 3).

### Изготовление роликов для высокоскоростных прокатных станов

В разработку технологии производства роликов для высокоскоростных прокатных станов вовлечено большое количество ученых и инженеров во всем мире. Объем рынка составляет сотни миллионов долларов. Наибольшую популярность имеют ролики от фирм Atomat, Morganhammer, Danielly и др. Ролики выполняют спеканием из порошков карбида титана или вольфрама, напылением и литьем. Литые ролики от мировых производителей самые дешевые, но имеют стойкость значительно ниже, чем спеченные из порошков карбида. Авторами статьи разработана технология изготовления литых роликов, стойкость которых не уступает роликам из твердых сплавов.

Направляющие, кантующие и поддерживающие ролики, используемые при горячей скоростной прокатке проволоки и прутковой арматуры, работают при экстремальных условиях эксплуатации, хотя их поверхность и не подвергается таким усилиям сжатия, как у прокатных валков. При рассмотрении процесса в режиме стоп-кадра один дуговой отрезок поверхности ролика контактирует с заготовкой, нагретой до 1100 °С, другой для снятия перегрева орошается водой с температурой 5–20 °С. При этом скорость вращения роликов достигает нескольких тысяч оборотов в минуту, и ролики испытывают большие динамические перегрузки. При начальном запуске заготовки в роликовую кассету конец прутка на



а



б

Рис. 3. Отливка «Рабочее колесо нефтяного насоса» после удаления ЛПС и пескоструйной очистки: а – общий вид отливки «Рабочее колесо нефтяного насоса»; б – вид входного канала колеса

дели, которые лопаются при выплавлении восковой модели из керамической оболочки. Восковая модель паяется из нескольких частей – появляется смещение и биение. Кроме того, отрицательной особенностью данного метода является высокая стоимость оснастки для изготовления восковых моделей.

Технология изготовления этой сложной отливки в керамические формы по постоянным моделям разрабатывалась с использованием современных средств компьютерного моделирования (рис. 1).

Технология предполагает использование центрального керамического стержня. При отработке технологии изготовления стержня разработан ряд сложных технических приемов: лопатки колеса имеют изменяющийся наклон и профиль, для возможности извлечения их из стержня лопатки изго-



Рис. 4. Ролики для высокоскоростных прокатных станов, полученные методом точного литья в керамическую форму

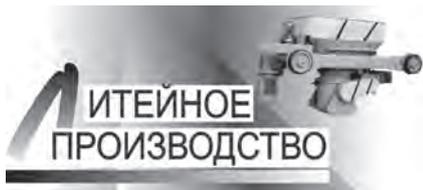
большой скорости (до 100 м/с) производит сильный скользящий угловой удар по поверхности еще холодного ролика. В результате ролики, изготовленные из традиционных износостойких высокохромистых сплавов, не обладающих достаточной ударной вязкостью, раскалываются или, в лучшем случае, на их поверхности в местах удара образуются сколы. Ролики бракуются и требуется время для замены, что приводит к дорогостоящим простоям прокатного стана. При прокатке горячей заготовки с большой скоростью ролик вращается на подшипнике за счет сил трения, в результате контактирующая поверхность ролика подвергается сильному абразивному износу, осложненному циклическими термическими ударами в сотни градусов, окислением поверхности и коррозией, вызываемой компонентами охлаждающей жидкости.

Ролики, выполненные из супертвердых износостойких сплавов, но не обладающие термостойкостью, выходят из строя из-за термических трещин и раскалываются на половинки по линии проката заготовки. При перебоях подачи жидкости для охлаждения роликов поверхность роликов нагревается до значительных температур (в зависимости от длительности перерыва). При возобновлении подачи жидкости нетермостойкие ролики лопаются (это относится и к порошковым роликам из карбида титана), а у роликов из сплавов, не обладающих хорошей отпускной стойкостью при высоких рабочих температурах, происходит значительное падение твердости. Далее такие «мягкие» ролики быстро прорезаютсядвигающейся с большой скоростью прокатываемой арматурой.

Для производства роликов, выдерживающих экстремальные условия прокатки на высокоскоростном стане, были исследованы механизмы выхода из строя и износа роликов и разработаны инновационные материалы и технологии их получения. Разработана технология изготовления точнолитых износостойких аналогов роликов, закупаемых за рубежом и производимых из карбидных порошков (TiC) методом спекания.

Прочностные свойства разработанных литых аналогов – на уровне зарубежных, при более низкой стоимости. Не существует ограничений по массе и геометрии роликов, как у изделий, спеченных из порошка, не требуется интенсивного охлаждения в процессе работы. Были изготовлены и испытаны на двух прокатных станах 320 разных заводов направляющие кассетные ролики объемной закалки из износостойкого сплава твердостью 59–63 HRC. Прокатанная арматура диаметром 10 мм до переточки ролика – 1300–1500 т. Ролики не теряют твердости при рабочих температурах прокатки, не склонны к образованию термических трещин, перетачиваются алмазным инструментом.

Таким образом, на примере конкретных изделий показана эффективность метода литья в керамическую форму для изготовления фасонных отливок и отливок с повышенными эксплуатационными требованиями.



УДК 621.74

Поступила 22.11.2016

## МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОТЛИВОК В ЗОНЕ КОНТАКТА МЕТАЛЛ–ЛИТЕЙНЫЙ СТЕРЖЕНЬ

### CONSIDERATION OF MECHANISMS OF FORMING THE SURFACE OF CASTING IN THE ZONE CONTACT METAL–MOLD CORE

*И. Б. ОДАРЧЕНКО, И. Н. ПРУСЕНКО, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября 48. E-mail: oda2009@gmail.com*

*I. B. ODARCHENKO, I. N. PRUSENKO, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoy, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: oda2009@gmail.com*

*Рассмотрены физико-механические, физико-химические процессы, протекающие в зоне контакта металл-литейный стержень на всех этапах формирования отливки. Определена степень влияния данных процессов на формирование внутренних поверхностей отливок.*

*Considered physico-mechanical, physico-chemical processes occurring in the zone contact metal-mold core at all stages of the formation of the casting. The degree of influence of these processes on the formation of internal surfaces of castings.*

**Ключевые слова.** *Литейные стержни, качество отливок, внутренние полости отливок, механическое взаимодействие металла и стержня, термическое взаимодействие металла и стержня, химическое взаимодействие металла и стержня, газообразование, газовыделение.*

**Keywords.** *Mold core, quality of castings, internal cavity of the casting, mechanical interaction of the metal and the core, thermal interaction of the of the metal and the core, chemical interaction of the metal and the core, gasification, gas emission.*

Современное литейное производство направлено на получение отливок высокого качества, с заданными механическими свойствами и параметрами точности, максимально приближенными к будущей детали. Это минимизирует или позволяет полностью исключить последующую механическую обработку и при условии стабильности качества отливок гарантирует конкурентоспособность литейной продукции, высокие эксплуатационные свойства конечных изделий.

Известно, что качество отливок в значительной степени определяется качеством литейных стержней. При этом формирование размерной, геометрической точности, шероховатости, развитие дефектов на внутренних поверхностях отливок происходят в зоне непосредственного контакта жидкого металла и литейного стержня, где протекают процессы механического, термического, химического взаимодействия, газообразования и газовыделения.

Они имеют различный характер и степень влияния на условия формирования отливки на этапах заполнения, кристаллизации и охлаждения. Считается, что на данных этапах изменяется интенсивность механического воздействия металла на литейный стержень, обусловленного гидростатическими и гидродинамическими нагрузками, фазовыми превращениями структуры металла при кристаллизации, а также напряжениями, возникающими в результате затрудненной усадки. Кроме того, с различной интенсивностью протекают процессы деструкции, сублимации, диссоциации, десорбции, сопровождающиеся химическим взаимодействием, газообразованием, миграцией газов в литейный стержень и сплав отливки. Логично предположить, что интенсивность протекания данных процессов зависит от характеристик стержневой смеси, геометрических размеров и объема литейного стержня в зоне контакта с жидким металлом, температуры заливки, времени термического воздействия.

Процессы механического, термического, химического взаимодействия, газообразования и газовыделения в зоне контакта металл-форма приведены в работах Б. Б. Гуляева, Я. И. Медведева, Б. С. Чуркина

и др. [1–3], где характер и особенности протекания каждого из процессов представлены обособлено. Процессы, протекающие в зоне контакта металл-литейный стержень, рассмотрены и изучены в меньшей степени. Они имеют свою специфику и ряд отличительных особенностей, связанных с затрудненными условиями теплообмена, отвода газов, более сложными условиями протекания термических процессов, химических реакций. В сравнении с литейной формой литейный стержень полностью погружен в жидкий металл и подвергается более интенсивному и долговременному воздействию высоких температур, химически активных элементов и оксидов металла, механических нагрузок.

Учитывая изложенное выше, при изучении процессов формирования качества внутренних поверхностей отливок, на наш взгляд, важно рассмотрение совокупного процесса взаимодействия жидкого металла и литейного стержня в комплексной взаимосвязи с этапами формирования отливки (заполнение формы жидким металлом, кристаллизация, охлаждение). Это позволит оценить значимость основных технологических факторов, оказывающих влияние на механизмы формирования поверхности отливок в зоне контакта металл-литейный стержень.

Заполнение полости литейной формы металлом происходит в короткий промежуток времени, который для отливок небольшой массы составляет от нескольких долей секунды до нескольких секунд. В этот период литейный стержень начинает работать в условиях силового нагружения, которое создается гидродинамическим напором потоков и статическим давлением жидкого металла, находящегося в полости литейной формы. Очевидно, что рост интенсивности механического воздействия гидродинамического напора металла в зоне контакта с литейным стержнем начинается по мере погружения литейного стержня в объем жидкого металла и заканчивается после полного заполнения полости литейной формы. Литейный стержень жестко закреплен стержневыми знаками в литейной форме и под действием силового нагружения испытывает усилия на деформацию и разрушение.

Величина результирующей силы зависит от конфигурации, размеров, пространственного положения и месторасположения стержня в литейной форме, а также от значений гидростатического и гидродинамического напоров, обусловленных металлоемкостью и параметрами заливки литейной формы.

Кроме того, гидродинамический напор струи жидкого металла в процессе заливки литейной формы оказывает и эрозионное воздействие на поверхность литейного стержня в результате трения потоков жидкого металла о его поверхность. При низкой поверхностной прочности литейного стержня вследствие эрозии стержневой смеси возможно изменение шероховатости, размерной точности отдельных элементов тела отливки в сравнении с заданными. Также создаются предпосылки образования ряда дефектов поверхности: засор, нарост, грубая поверхность.

Термическое взаимодействие жидкого металла с литейным стержнем в период заполнения литейной формы характеризуется оплавлением, разупрочнением, разрушением компонентов стержневой смеси, сопровождающихся интенсивным газообразованием. Слой литейного стержня, контактирующий с жидким металлом, моментально прогревается до температур заливки, как правило, на глубину, которая приблизительно соответствует толщине контактирующей стенки будущей отливки. В данном поверхностном слое литейного стержня начинают происходить процессы термической деструкции органических компонентов стержневой смеси. Несмотря на то что связующие компоненты современных стержневых смесей имеют достаточно высокую термостойкость, способную обеспечивать геометрическую и размерную точность во время заливки металла, они наряду с присутствующими в составе стержневой смеси карбонатами и другими балластными примесями наполнителя, специальными добавками к смеси, способствуют повышенному газообразованию. Продукты термодеструкции – газы:  $H_2$ ,  $O_2$ ,  $N_2$ ,  $CO_2$ ,  $CO$ ,  $H_2O$ ,  $CH_4$  и др., в дальнейшем, взаимодействуя между собой, образуют новые соединения и, как следствие, способствуют изменению величины давлений газов атмосферы литейной формы и газов, находящихся в капиллярных каналах литейного стержня. Кроме того, изменение давлений газов, присутствующих в литейной форме и литейном стержне, также происходит в результате температурного воздействия жидкого металла. В результате данной разницы давлений происходит миграция газов из ранее занимаемого объема по следующим правилам:

$$P_{\Gamma} < P_M + P_K + P_3, \quad (1)$$

$$P_{\Gamma} > P_M + P_K + P_3, \quad (2)$$

где  $P_{\Gamma}$  – давление газа в рассматриваемой точке поверхности контакта металл-стержень;  $P_M$  – гидростатическое давление расплава в той же точке;  $P_K$  – капиллярное давление или давление газа, необходимое для преодоления поверхностного натяжения металла;  $P_3$  – давление газа над зеркалом металла [4].

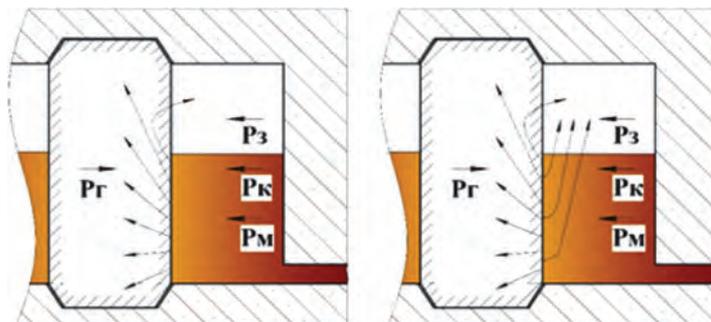


Рис. 1. Схема миграции газов в зоне контакта металл-литейный стержень: *а* – миграция газов в объем литейного стержня, полость литейной формы, не заполненную жидким металлом; *б* – миграция газов в объем жидкого металла



Рис. 2. Внедрение газов в сплав отливки: *а* – расплав не смачивает поверхность литейного стержня; *б* – расплав смачивает поверхность литейного стержня

В случае, когда суммарное давление газов, воздействующих на литейный стержень со стороны металла, больше давления газов, находящихся в самом литейном стержне (1), происходит вытеснение объемов газов, образованных и присутствующих в межзерновом пространстве литейного стержня в глубь лежащие непрогретые слои, в стержневые знаки, в не заполненную металлом полость литейной формы (рис. 1, *а*). При этом избыточное давление газов в полости литейной формы, воздействуя на жидкий металл, увеличивает его проникающую способность в межзерновое пространство стержневой смеси и способствует образованию механического пригара.

В случае (2), когда отвод газов испытывает гидродинамические сопротивления в капиллярных каналах литейного стержня (низкая газопроницаемость стержневой смеси, большое количество конденсированной влаги, залитые зазоры металлом между литейной формой и стержневыми знаками), газы проникают в металл (рис. 1, *б*).

Механизм внедрения газов в металл следует представлять как внедрение в жидкость, не смачивающую или смачивающую поверхность литейного стержня.

В случае, когда металл характеризуется свойствами жидкости, которая не смачивает поверхность литейного стержня (краевой угол смачивания больше  $90^\circ$ ), то пузырьки газа при выходе из его пор будут собираться на поверхности контакта с жидким металлом в пузырь большего диаметра [4]. Внедрение газа в расплав будет происходить за счет отрыва данного пузыря с образованием газовой прослойки на поверхности контакта металл-литейный стержень, что будет способствовать нарушению геометрической точности, шероховатости внутренней поверхности отливки, развития газовых раковин, ситовидной пористости (рис. 2, *а*).

Если металлу характерны свойства жидкости, смачивающей поверхность (краевой угол смачивания меньше  $90^\circ$ ), то газ не будет собираться у поверхности контакта металл-литейный стержень, а, выходя из пор, будет беспрепятственно проникать в металл и стремиться к верхней стенке литейной формы (рис. 2, *б*).

Таким образом, на этапе заливки литейной формы механическое воздействие жидкого металла на литейный стержень может проявляться отклонением геометрической, размерной точности, шероховатости внутренней поверхности отливки от заданных при проектировании, а также способствовать развитию дефектов, связанных с нарушением целостности, размывом поверхностного слоя литейного стержня в зонах с низкими прочностными показателями, низкой плотности набивки стержневой смеси.

В результате термического, химического взаимодействия металла и компонентов стержневой смеси (а также формовочной смеси) происходит интенсивное развитие процессов газообразования. Выделяю-

щиеся газы формируют величину давлений газовой атмосферы литейной формы и литейного стержня, разница которых определяет условия проникновения жидкого металла в поры литейного стержня, а также газов в отливку.

Этап кристаллизации длится от нескольких секунд до десятков минут и характеризуется образованием корочки металла с продолжением затвердевания металла в глубь отливки. На данном этапе механическое воздействие со стороны жидкого металла определяется величиной гидростатического давления, оказываемого на литейный стержень. Ввиду затухания гидродинамического движения потоков расплава практически полностью устраняется эрозионное и динамическое воздействие жидкого металла на стержень.

Во время кристаллизации сплава отливки активно протекают процессы термического взаимодействия металла и литейного стержня, в результате значительного прогрева стержневой смеси начинают формироваться напряжения в зернах огнеупорного кварцевого наполнителя вследствие их модификационных превращений, что способствует изменению размерной точности, шероховатости внутренней поверхности отливки. В случае, когда внутренние напряжения превышают значение прочности структуры стержневой смеси, возможно образование трещин с заполнением их жидким металлом (дефект просечка).

Кроме того, тепловой поток распределяется в глубь лежащие слои литейного стержня, в которых происходят процессы термической деструкции карбонатов, десорбции газов, расплавление полевых шпатов, слюд и др. Набирают интенсивность процессы термической деструкции и сублимации связующих компонентов стержневой смеси с усиленным газообразованием (при температуре 1400 °С с 1 г синтетической смолы образуется до 8800 см<sup>3</sup> газа [5]). При этом воздействие газов на сплав отливки (2) будет происходить в условиях формирования корочки металла в контакте с литейным стержнем, искажая ее поверхность и проникая в незатвердевшие слои отливки. Интенсивность миграции газов в сплав отливки определяется массой стержня, теплофизическими свойствами огнеупорного наполнителя стержневой смеси, металлоемкостью литейной формы.

Очевидна взаимосвязь скорости образования поверхностного затвердевающего слоя металла с объемом выделяемых газов литейным стержнем. Чем интенсивнее будет происходить процесс кристаллизации поверхностного слоя металла в зоне контакта с литейным стержнем, тем меньшим будет газонасыщение сплава отливки. При этом для предотвращения и снижения концентрации газов в сплаве отливки важно, чтобы формирование корочки у поверхности литейного стержня происходило в более ранний период в сравнении с формированием ее у наружных поверхностей литейной формы и, в первую очередь, поверхности верхней части.

В этот период также существует вероятность химического взаимодействия оксидов сплава отливки (FeO, MnO) и оксида кремния (SiO<sub>2</sub>), входящего в состав стержневой смеси, с образованием легкоплавких силикатов ( $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ ,  $2\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ ), создающих предпосылки к образованию химического пригара на внутренних полостях отливки.

В результате происходящих химических реакций, а также термической деструкции связующих компонентов литейного стержня возможно образование свободного водорода, соединений азота, серы и фосфора, диффундирующих в поверхностный слой отливки, изменяя, тем самым, механические свойства сплава.

Таким образом, на этапе кристаллизации сплава отливки процессы механического взаимодействия металла и литейного стержня характеризуются низкой активностью в связи с прекращением гидродинамического воздействия жидкого металла на литейный стержень, отсутствием затвердевших объемов металла, которые могут создавать и, как следствие, воспринимать напряженное состояние, способствующее деформации отливки.

Происходящие процессы термического, химического взаимодействия, газообразования и газовой выделения в зоне контакта металл-литейный стержень формируют геометрическую, размерную точность, шероховатость внутренней поверхности отливки, а также могут быть причиной образования просечек, газовых раковин, ситовидной пористости, химического пригара, нарушения химического состава сплава отливки.

Заключительный этап формирования отливки «Охлаждение» может длиться до нескольких часов. На данном этапе в условиях снижения температуры и набора прочности сплавом отливки активность процессов термического, химического взаимодействия, газообразования и газовой выделения в зоне контакта металл-литейный стержень снижается, а механического взаимодействия – возрастает.

В данный период времени начинает происходить разупрочнение стержневой смеси в поверхностном слое литейного стержня без существенного влияния на геометрическую, размерную точности и шероховатость поверхности отливки, так как поверхностный слой внутренней поверхности отливки уже сформирован. Эффект разупрочнения поверхностного слоя стержневой смеси несколько увеличивает податливость литейного стержня, однако прочностные показатели его «тела» не обеспечивают возможность сопровождения объемных и линейных изменений отливки. Вследствие чего создаются предпосылки для возникновения внутренних напряжений и деформаций как в отливке, так и в литейном стержне, возникающих в результате формирования и воздействия растягивающих, сжимающих, изгибающих сил, препятствующих свободной усадке сплава. Кроме того, вследствие недостаточной теплопроводности литейного стержня, неравномерного охлаждения отдельных частей отливки создаются условия образования термических напряжений. Возникающие напряжения на внутренних полостях отливки, а также деформации становятся причиной искажения геометрической, размерной точности, образования горячих и холодных трещин.

Также следует заметить, что интенсивность происходящих теплофизических процессов в литейном стержне в данный период формирует структуру поверхностного слоя внутренних полостей отливки, влияет на вероятность образования дефекта отбел (чугунные отливки).

Таким образом, процессы механического взаимодействия в зоне контакта металл-литейный стержень во время охлаждения отливки оказывают влияние на геометрическую, размерную точность ее внутренней поверхности, образование трещин посредством возникновения напряжений и деформаций. В результате термического взаимодействия металла и литейного стержня существует вероятность образования отбела внутренней полости чугунных отливок. Процессы химического взаимодействия, газообразования, газовой выделения на данном этапе характеризуются низкой активностью.

Комплексная характеристика процессов, протекающих в зоне контакта металл-литейный стержень в периоды заполнения литейной формы жидким металлом, кристаллизации и охлаждения сплава, представлена в таблице.

**Комплексная характеристика процессов, протекающих в зоне контакта металл-литейный стержень в период формирования отливки**

Этап формирования «тела» отливки	Вид взаимодействия	Возможное влияние на формирование показателей качества отливки
Заполнение литейной формы жидким металлом	Механическое	Оказывает влияние на формирование и возможность искажения геометрической, размерной точности, шероховатости внутренней поверхности отливки, вероятность образования засоров, наростов, грубой поверхности
	Термическое	Способствуют повышенному газообразованию
	Химическое	
	Газовое	Способствует изменению величины давлений газов атмосферы литейной формы и газов, находящихся в капиллярных каналах литейного стержня. Создает вероятность образования механического пригара
Кристаллизация сплава отливки	Механическое	Низкая активность
	Термическое	Влияние на формирование размерной точности, шероховатости внутренней поверхности отливки, вероятность образования просечек
	Химическое	Предрасположенность к образованию химического пригара, изменению химического состава сплава
	Газовое	Влияние на формирование шероховатости внутренней поверхности отливки, вероятность образования газовых раковин, ситовидной пористости
Охлаждение отливки	Механическое	Влияние на формирование и возможность искажения геометрической, размерной точности внутренней поверхности отливки, вероятность образование холодных, горячих трещин
	Термическое	Создает вероятность образования отбела чугунных отливок
	Химическое	Низкая активность
	Газовое	

Обеспечение качества внутренних поверхностей отливки предполагает комплексное управление процессами механического, термического, химического взаимодействия, газообразования и газовой выделения в зоне контакта металл-литейный стержень за счет регулирования значимых технологических факторов на каждом из этапов формирования отливки. При этом управление осуществляется с учетом марки сплава, температуры заливки, металлоемкости литейной формы, конструктивных и технологических особенностей литейного стержня, а также его положения в литейной форме.

### Литература

1. Гуляев Б. Б. Литейные процессы. М.: Машиностроение, 1960. 416 с.
2. Медведев Я. И. Газовые процессы в литейной форме. М.: Машиностроение, 1980. 200 с.
3. Чуркин Б. С. Теория литейных процессов. Екатеринбург, 2006. 454 с.
4. Соляков Д. А. Процессы газовыделения из стержней горячего и холодного отверждения / Д. А. Соляков, А. Н. Болдин, А. И. Яковлев. М.: Машиностроение-1, 2004. 200 с.
5. Колотило Д. М. Газотворность и коксообразование органических компонентов формы при заливке // Литейное производство. 1976. № 3. С. 27–29.

### References

1. Guljaev B. B. *Litejnye process* [Casting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1960. 416 p.
2. Medvedev Ja. I. *Gazovye processy v litejnoj forme* [Gas processes in the mold]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1980. 200 p.
3. Churkin B. S. *Teorija litejnyh processov* [Theory of casting processes]. Ekaterinburg, 2006. 454 p.
4. Soljakov D. A., Boldin A. N., Jakovlev A. I. *Processy gazovydelenija iz stержnej gorjачего i holodного otverzhenija* [Gas evaluation from the cores made by Hot-box- and Cold-box-amin-processes]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2004. 200 p.
5. Kolotilo D. M. Gazotvornost' i koksoobrazovanie organicheskih komponentov formy pri zalivke [Gas evaluation and coke formation organic components form when pouring]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*. 1976. no. 3. pp. 27–29.



УДК 669.15

Поступила 09.11.2016

## ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СКОРОСТЬ КОРРОЗИИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

### THE INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION ON THE CORROSION RATE OF HIGH-CHROMIUM CAST IRON

*В. В. НЕТРЕБКО, И. П. ВОЛЧОК, Запорожский национальный технический университет,  
г. Запорожье, Украина, ул. Жуковского, 64. E-mail: olgavvn@mail.ru*

*V. V. NETREBKO, I. P. VOLCHOK, Zaporozhskiy National Technical University, Zaporozhie city, Ukraine,  
64, Zhukovskogo str. E-mail: olgavvn@mail.ru*

*Исследовали влияние химического состава на скорость коррозии высокохромистого чугуна. В процессе охлаждения отливок в карбидах происходило замещение атомов никеля, железа и марганца атомами хрома, в результате этого возле карбидов образовывались зоны с пониженным содержанием хрома. При снижении содержания хрома в этих зонах менее 12% активизировались процессы коррозии. Методом математического планирования эксперимента установлена регрессионная зависимость между скоростью коррозии чугунов и содержанием в них С, Cr, Mn и Ni. Проведенные исследования показали, что минимальная скорость коррозии наблюдалась в чугуне состава: 1,09% С, 25,57% Cr, 0,6% Mn и 1,87% Ni. Полученные результаты позволяют прогнозировать скорость коррозии высокохромистых чугунов, легированных марганцем и никелем, и могут быть использованы при разработке новых составов износостойких материалов.*

*The influence of the chemical composition on the corrosion rate of high-chromium cast iron was researched. During the castings' cooling process the replacement of the atoms of nickel, iron and manganese by the atoms of chromium in the carbides took place. As a result, the areas with reduced chromium content were formed near carbides. After decreasing the chromium content in these areas below 12% the corrosion processes activated. Using the mathematical experimental design techniques the regression dependence between the corrosion rate of the cast irons and content of C, Cr, Mn and Ni in them was established. The conducted research showed that the minimum corrosion rate was observed in the cast iron containing: 1.09% C, 25.57% Cr, 0.6% Mn and 1.87% Ni. The obtained results allow predicting the corrosion rate of the high-chromium cast irons alloyed with Mn and Ni and may be used while establishing the new compositions of wear-resistant materials.*

**Ключевые слова.** Чугун, хром, легирование, структура, коррозия.

**Keywords.** Cast iron, chromium, alloying, structure, corrosion.

Изделия из износостойких высокохромистых чугунов (ИЧХ) эксплуатируются в условиях гидроабразивного изнашивания в коррозионных средах с pH 3–12 (детали грунтовых и шламовых насосов, пульпопроводы и др.). Наиболее эффективным методом повышения сроков эксплуатации этих деталей является оптимизация их химического состава. Конкретные условия эксплуатации определяют структуру и свойства ИЧХ. Структура высокохромистых чугунов состоит из металлической основы и карбидов. При наличии агрессивной среды карбиды и металлическая основа должны обладать высокой коррозионной стойкостью.

Коррозионную стойкость чугунов обеспечивает наличие хрома в металлической основе, которое должно быть более 12%, что дает положительный электрохимический потенциал [1–3]. Следует отметить, что в системе Fe–Cr максимальная растворимость хрома в  $\gamma$ -Fe составляет около 12% [3–5]. Легирующие элементы, способствующие образованию областей  $\gamma$ -Fe, содержащих менее 12% хрома, приводят к ускорению коррозионных процессов.

В высокохромистых чугунах углерод в зависимости от образующихся карбидов связывает от 6 до 16% хрома [6]. Наименьшее количество хрома связывают карбиды  $Me_3C$ , в которых растворяется до 20% Cr [3, 7]. В карбидах  $Cr_{23}C_6$  растворяется до 35% железа, а  $Cr_7C_3$  – 30–50% [7]. Тип образующихся карбидов зависит от соотношения хрома и углерода.

В процессе охлаждения отливки или термической обработки образуются карбиды с повышенной концентрацией хрома. При этом возле карбидов образуются зоны с пониженным содержанием хрома. Легирование марганцем способствует повышению хрома в карбидах и понижает его содержание в околокарбидных зонах (ОКЗ) [8, 9]. Возникновение в металлической основе участков, содержащих менее 12% Cr (отрицательный потенциал), и участков с концентрацией хрома более 13% (положительный потенциал) приводит к появлению электрохимической коррозии в среде электролита [2].

В работе [10], в которой исследовалось совместное влияние углерода и хрома на скорость коррозии ИЧХ, показано, что углерод увеличивает, а хром уменьшает этот показатель. Авторами отмечается, что диаграмма совместного влияния углерода и хрома на скорость коррозии практически идентична диаграмме зависимости концентрации хрома в основе от содержания этих элементов в сплаве.

Влияние марганца на коррозионную стойкость чугунов имеет противоречивый характер. С одной стороны, он способствует образованию высокохромистых карбидов и ускоряет коррозию, с другой – повышает растворимость углерода в основе, что замедляет коррозию.

Влияние никеля тоже имеет противоречивый характер. С одной стороны, введение никеля замедляет коррозию, с другой – снижает растворимость углерода в аустените, что содействует ускорению коррозии.

Применение марганца и никеля для повышения твердости и износостойкости высокохромистых чугунов [12] требует проведения дополнительных исследований этих материалов в условиях воздействия коррозионной среды.

Литературные данные не позволяют в полной мере оценить комплексное влияние легирующих элементов на процессы структурообразования и коррозионные свойства белых чугунов в системе Fe-C-Cr-Mn-Ni.

Цель работы заключалась в получении регрессионных зависимостей скорости коррозии от химического состава износостойких чугунов, легированных Mn и Ni.

**Материал и методики исследований.** Чугуны состава 1,09–3,91% C, 11,43–25,57% Cr, 0,6–5,4% Mn и 0,19–3,01% Ni выплавляли в индукционной печи с основной футеровкой. Образцы для коррозионных испытаний не подвергали термической обработке. Анализ структуры выполняли на оптических микроскопах Sigeta MM-700 и МИМ-8. Химический состав металлической основы и карбидов определяли в локальных точках на микроскопе РЕМ 106И. Замеры выполняли в центре карбидов и на расстоянии 1,5–20 мкм от них. Коррозионные испытания чугунов проводили в среде HCl с pH 2,5. Для построения математической модели влияния C, Cr, Mn и Ni на скорость коррозии использовали метод активного планирования эксперимента с матрицей планирования дробного факторного эксперимента  $2^{4-1}$ .

**Анализ полученных результатов.** В исследуемых чугунах наблюдали различные виды коррозионного разрушения. Общая коррозия (рис. 1, а) имела место в чугунах с ферритной и аустенитной металлической основой. Коррозия ОКЗ, содержащих менее 12% хрома (рис. 1, б), постепенно трансформировалась в язвенную по мере снижения содержания хрома и увеличения количества углерода в чугуне (рис. 1, в).

Исследования химического состава в локальных точках (рис. 2) металлической основы и карбидов в чугунах 220X25Г2Н2 (см. рис. 1, а) и 300X20Г2Н (см. рис. 1, в) показали, что развитие коррозионного процесса обусловлено снижением содержания хрома в зонах возле карбидов (рис. 3). В сплаве 300X20Г2Н содержание хрома в ОКЗ составило 11,3%, а в центральных зонах – более 13%, что явилось причиной интенсивного коррозионного процесса. Скорость коррозии составила 1,19 г/(м<sup>2</sup>·ч). В чугуне 220X25Г2Н2 содержание хрома в ОКЗ было более 15%, что снизило скорость коррозии до 0,62 г/(м<sup>2</sup>·ч).

Анализ распределения марганца показал, что он преимущественно концентрировался в металлической основе, особенно в ОКЗ. Повышение содержания хрома в чугуне при снижении количества углерода способствовало образованию первичных карбидов, содержащих более 60% Cr, что уменьшило процесс замещения атомов железа и марганца на атомы хрома при охлаждении и уменьшило химическую неоднородность хрома и марганца в металлической основе и ОКЗ.

В чугунах 300X20Г2Н и 220X25Г2Н2 никель отсутствовал в составе карбидов, что повышало его концентрацию в металлической основе. В чугуне 300X20Г2Н повышение содержания никеля в ОКЗ свидетельствует о том, что при первичном образовании карбидов никель входил в их состав, а затем был замещен атомами хрома при охлаждении.

В результате математической обработки экспериментальных данных получена регрессионная зависимость скорости коррозии  $I_k$  от содержания C, Cr, Mn и Ni:

$$I_k = 0,6882C - 0,6509Cr - 1,3049Ni + 0,0276Mn^2 + 0,0126Cr^2 + 0,349Ni^2 - 0,1849CMn + 0,0185MnCr + 8,93 \text{ г/(м}^2\cdot\text{ч)}.$$

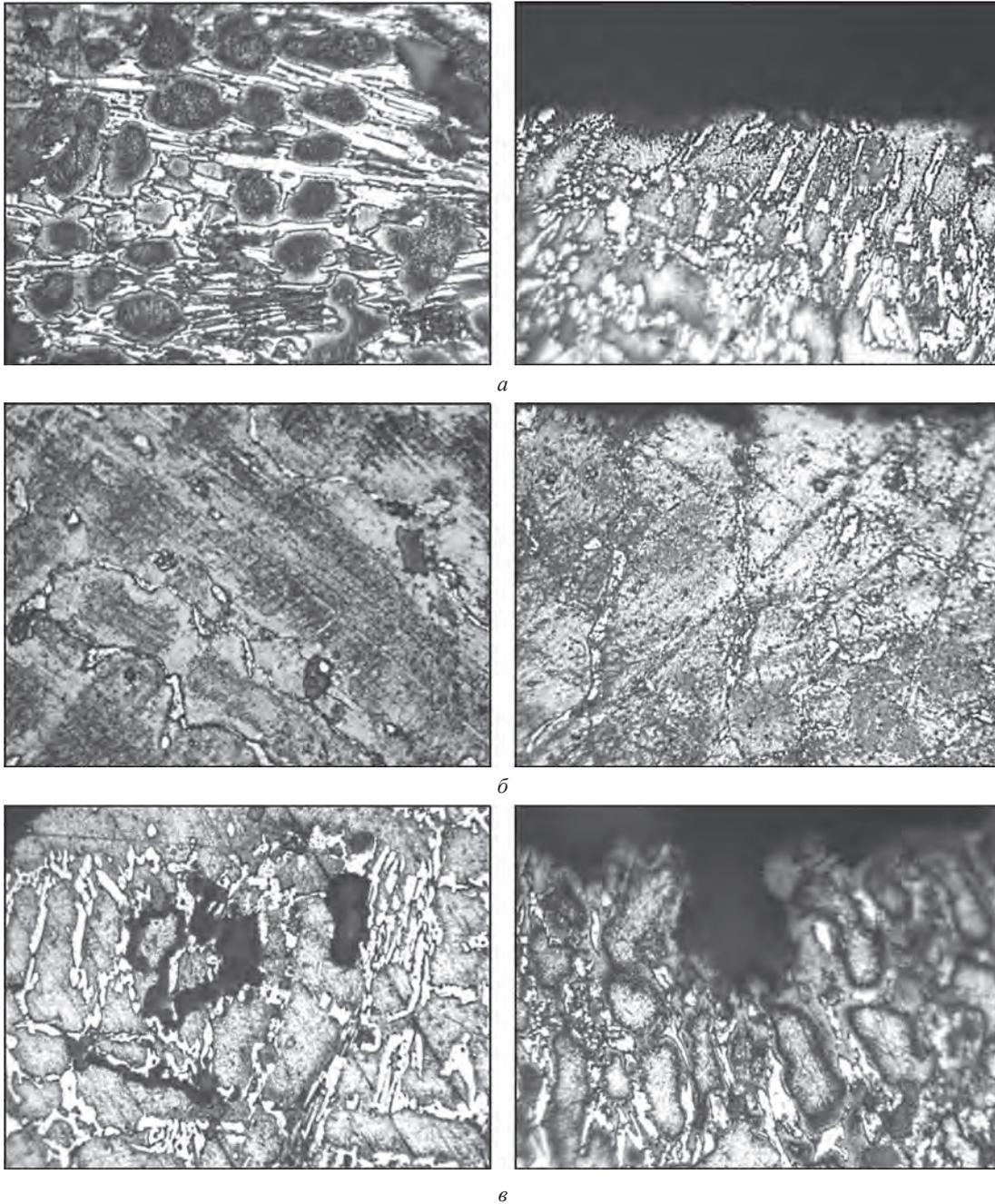


Рис 1. Основные виды коррозии высокохромистых чугунов: *а* – общая коррозия; *б* – коррозия ОКЗ; *в* – язвенная коррозия.  $\times 400$

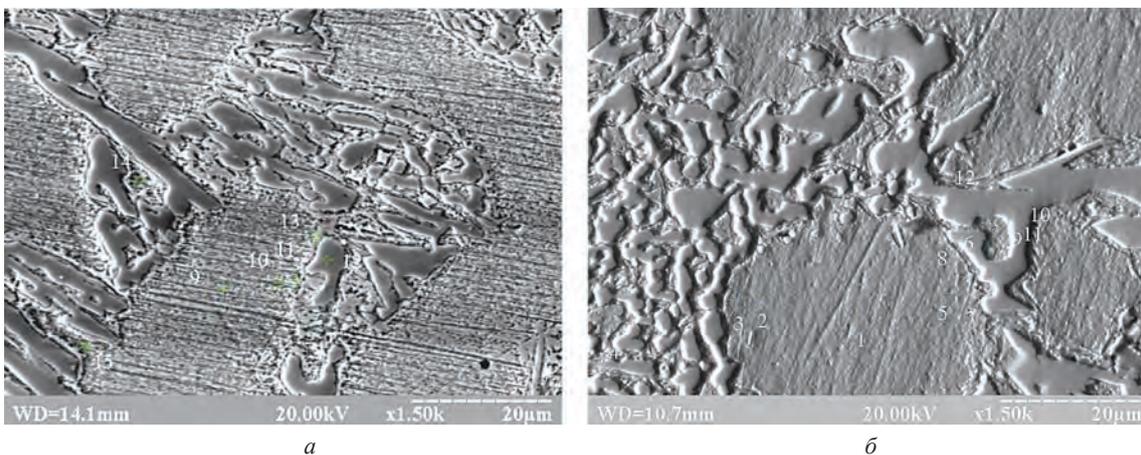


Рис. 2. Точки замеров химического состава: *а* – чугун 300Х20Г2Н; *б* – чугун 220Х25Г2Н2

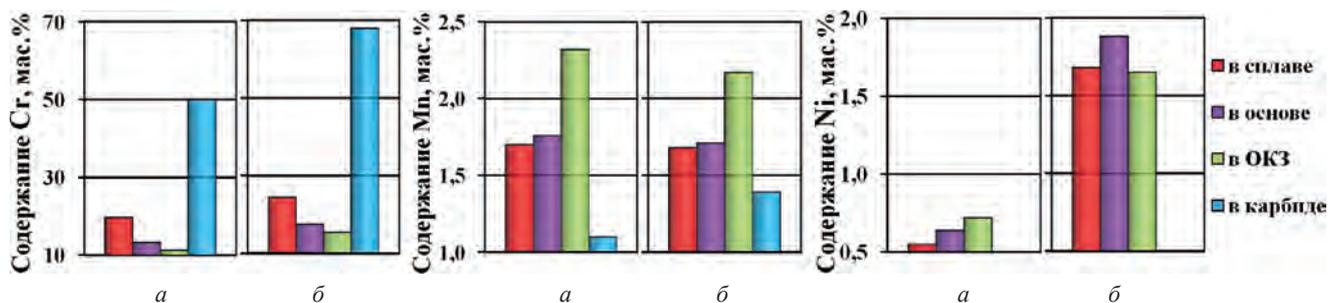


Рис. 3. Содержание Cr, Mn и Ni в различных структурных компонентах чугуна: а – чугун 300Х20Г2Н; б – чугун 220Х25Г2Н2

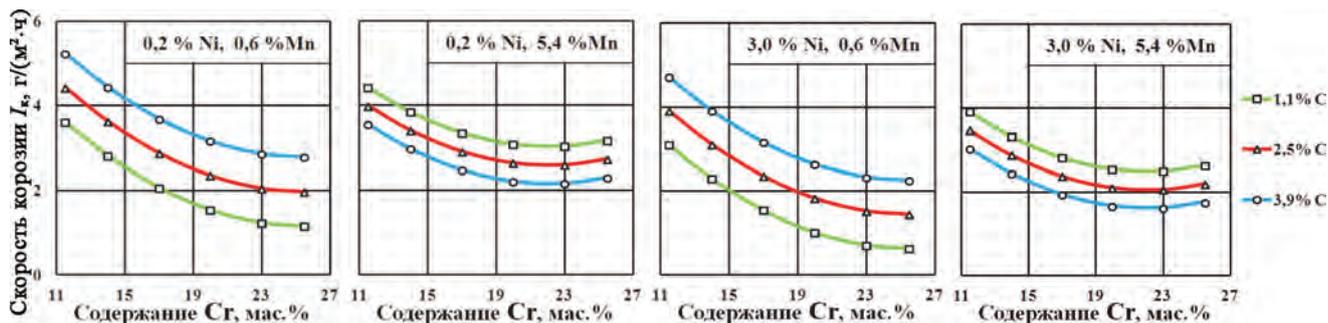


Рис. 4. Влияние Cr на скорость коррозии чугуна при различных уровнях C, Mn и Ni

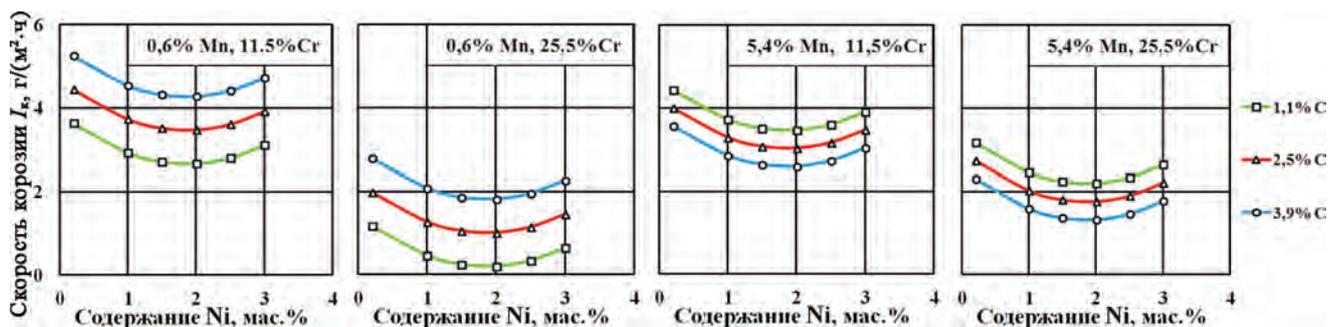


Рис. 5. Влияние Ni на скорость коррозии чугуна при различных уровнях C, Cr и Mn

Это уравнение является математически вероятностным в соответствии с критериями Стьюдента, Фишера и Кохрена.

Анализ уравнения показал, что максимальная скорость коррозии 5,29 г/(м<sup>2</sup>·ч) наблюдается в чугуне с максимальным количеством карбидов при содержании 3,91% С, 11,43% Cr, 0,6% Mn и 0,19% Ni (см. таблицу). Коррозия с минимальной скоростью 0,19 г/(м<sup>2</sup>·ч) протекает в чугуне состава: 1,09% С, 25,57% Cr, 0,6% Mn и 1,87% Ni.

Составы ИЧХ с минимальным и максимальным значениями скорости коррозии

Состав, мас. %				$I_k$ , г/(м <sup>2</sup> ·ч)
С	Cr	Mn	Ni	
1,09	25,49	0,60	1,87	0,19
3,91	11,43	0,60	0,19	5,29

Увеличение содержания хрома в чугуне снижало скорость коррозии (рис. 4). В чугунах, содержащих 5,4% Mn, увеличение содержания хрома свыше 23% незначительно повышало скорость коррозии, что связано с образованием высокохромистых карбидов Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, обедняющих металлическую основу.

Повышение содержания углерода при 5,4% марганца снижало скорость коррозии, что связано с образованием карбидов Me<sub>3</sub>C, содержащих до 20% хрома.

Влияние Ni имеет выраженный экстремум снижения скорости коррозии при 1,9%, не зависящий от содержания углерода, хрома и марганца (рис. 5). Такое влияние никеля объясняется тем, что он имеет ограниченную растворимость в феррите и при дальнейшем его увеличении способствует образованию

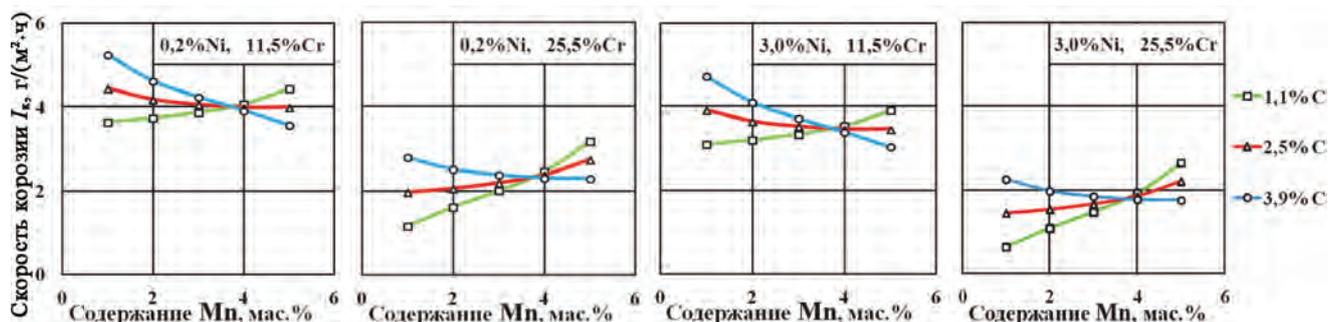


Рис. 6. Влияние Mn на скорость коррозии чугуна при различных уровнях C, Cr и Ni

аустенита, содержащего менее 12% хрома, а также его способностью снижать растворимость углерода в металлической основе, что приводит к увеличению количества карбидов и, как следствие, к росту скорости коррозии.

Влияние Mn на скорость коррозии было неоднозначным (рис. 6). При содержании 1,1% C марганец увеличивал скорость коррозии независимо от содержания других элементов. Это связано с тем, что он содействовал повышению концентрации хрома в карбидах. При 2,5% C марганец снижал скорость коррозии в чугунах, содержащих 11,5% Cr, а при 25,5% Cr увеличивал. При 3,9% C марганец снижал скорость коррозии чугуна, что объясняется его аустенитообразующим свойством и повышением растворимости углерода в аустените. Это уменьшило количество карбидов и повысило содержание хрома в металлической основе, что снизило скорость коррозии.

Такое влияние марганца связано с тем, что при максимальном содержании углерода и минимальном содержании хрома образовывались карбиды цементитного типа  $Me_3C$  с растворимостью хрома до 20%, а при минимальном содержании углерода и более высоких концентрациях хрома – высокохромистые карбиды  $Me_7C_3$  и  $Me_{23}C_6$ . Легирование чугуна марганцем повышало содержание хрома в карбидах  $Me_7C_3$  и  $Me_{23}C_6$ , что снижало его концентрацию в металлической основе.

Наблюдаемый характер коррозионных процессов при легировании чугуна C, Cr, Mn и Ni объясняется протеканием следующих процессов:

- изменением растворимости легирующих элементов в карбидах и металлической основе и их перераспределением между фазами при охлаждении литья;
- изменением типа карбидов при изменении химического состава чугуна.

### Выводы

1. Минимальную скорость коррозии в среде с pH 2,5 имели чугуны состава: 1,09% C, 25,57% Cr, 0,6% Mn и 1,87% Ni.
2. Оптимальное содержание никеля в чугуне составляет 1,9% независимо от других компонентов, что, вероятно, связано с его максимальной растворимостью в феррите.

### Литература

1. Гуляев А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. М.: Металлургия, 1978. 648 с.
2. Малахов А. И. *Основы металловедения и теории коррозии* / А. И. Малахов, А. П. Жуков. М.: Высш. шк., 1978. 192 с.
3. Гудремон Э. *Специальные стали* / Э. Гудремон. М.: Металлургия, 1966. Т. 1. 736 с.
4. Кубашевски О. *Диаграммы состояния двойных систем на основе железа: Справ.* / О. Кубашевски. М.: Металлургия, 1985. 184 с.
5. *Металловедение и термическая обработка стали: Справ.* Т. 1 / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1961. 747 с.
6. Gierek A. *Zeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne* / A. Gierek, L. Bajka. Katowice: Slask, 1976. 230 p.
7. Гарбер М. Е. *Износостойкие белые чугуны*. М.: Машиностроение, 2010. 280 с.
8. Волчок И. П. Особенности легирования марганцем износостойких высокохромистых чугунов / И. П. Волчок, В. В. Нетребко // *Литье и металлургия*. 2012. № 3. С. 162–165.
9. Belikov S., Volchok I., Netrebko V. *Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron*. Archives of Metallurgy and Materials. 2013, Vol. 58, no. 3. P. 895–897.
10. *Структурно и неструктурно чувствительные свойства хромистых чугунов* / А. А. Кириллов, В. Д. Белов, Е. В. Рожкова и др. // *Черные металлы*. 2007. Сентябрь. С. 7–13.
11. Гиршович Н. Г. *Кристаллизация и свойства чугуна в отливках*. М.-Л.: Машиностроение, 1966. 564 с.
12. Чейлях А. П. *Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии*. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2003. 212 с.

## References

1. **Gulyaev A. P.** *Metallovedenie* [Physical metallurgy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 648 p.
2. **Malakhov A. I., Zhukov A. P.** *Osnovy metallovedeniya i teorii korrozii* [Basics of metal science and corrosion theoretics]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1978. 192 p.
3. **Gudremon E.** *Spetsialnye stali* [Special Steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1966. Vol. 1, 736 p.
4. **Kubashevski O.** *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh sistem na osnove zheleza. Spravochnik* [State diagrams of iron-based binary systems. Reference book]. Translated from English. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 184 p.
5. **Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali. Spravochnik. T. 1** [Metal science and heat treatment of steel. Reference book. Vol. 1]. Edited by M. L. Bernshteyn, A. G. Rakhshadt. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1961. 747 p.
6. **Gierek A., Bajka L.** *Zeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne* [Cast iron as a structural material for alloys]. Katowice, Slask Publ., 1976. 230.
7. **Garber M. Ye.** *Iznosostoykie belye chuguny* [Wear resistant white cast irons]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2010. 280 p.
8. **Volchok I. P., Netrebko V. V.** Osobennosti legirovaniya margantsem iznosostoykikh vysokokhromistykh chugunov [Peculiarities of alloying of high-chromium cast irons with manganese]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2012, no. 3, pp. 162–165.
9. **Belikov S., Volchok I., Netrebko V.** Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron. *Archives of Metallurgy and Materials*. Institute of metallurgy and materials science of Polish academy of sciences, 2013, Vol. 58, issue 3, pp. 895–897.
10. **Kirillov A. A., Belov V. D., Rozhkova Ye. V.** and oth. Strukturno i nestrukturno chuvstvitelnye svoystva khromistykh chugunov [Structurally and non-structurally susceptible properties of chromium cast irons]. *Cherneye metally = Ferrous metals*, 2007, no. 9, pp. 7–13.
11. **Girshovich N. G.** *Kristallizatsiya i svoystva chuguna v otlivkakh* [Crystallization and cast iron's properties in the castings]. Moscow–Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1966. 564 p.
12. **Cheylyakh A. P.** *Ekonomnolegirovannye metastabilnye splavy i uprochnyayushchie tekhnologii* [Sparingly alloyed metastable alloys and strengthening technologies]. Kharkov, NNTs KhFTI Publ., 2003. 212 p.



УДК 621.74

Поступила 31.10.2016

## ПРИМЕНЕНИЕ АЛЮМИНАТА НАТРИЯ В ЛИТЕЙНЫХ КРАСКАХ USE OF SODIUM ALUMINATE IN FOUNDRY PAINTS

*О. С. КОМАРОВ, Т. Д. КОМАРОВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: komarov\_metolit@tut.by*  
*А. Н. КАРАСЬ, А. М. НЕВМЕРЖИЦКИЙ, В. В. ТРУБЧИК, В. А. КОНЯХИН, ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29*

*O. S. KOMAROV, T. D. KOMAROVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: komarov\_metolit@tut.by*  
*A. N. KARAS', A. M. NEVMERZHITSKIY, V. V. TRUBCHIK, V. A. KONYAKHIN, Minsk Tractor Works, Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str.*

*Сравнение свойств литейных красок на основе силиката натрия и алюмината натрия, а также добавка алюмината натрия в краску на органическом связующем показали, что алюминат натрия обеспечивает более высокий уровень свойств, чем жидкое стекло.*

*Comparison of the properties of the casting paints based on sodium silicate and sodium aluminat, and sodium aluminat as an additive to the ink for the organic binder has shown that sodium aluminat provides a higher level of properties than sodium silicate and aluminat, in addition to an organic paint binder improves properties*

**Ключевые слова.** Литейные краски, связующее вещество, силикат натрия, натрия алюминат.

**Keywords.** Casting paints, binder, sodium silicate, sodium aluminat.

В качестве связующего в литейных красках часто используют лигносульфонат или его органические аналоги, а также жидкое стекло. В первом случае нагрев краски в процессе заливки формы приводит к выгоранию связующего и потере прочности краски. При использовании силиката натрия (жидкого стекла) также наблюдается резкое падение прочности вблизи 400 °С. В обоих случаях может происходить унос струей жидкого металла наполнителя краски (маршаллита или дистенсилиманита) и образование пригара и засоров. Кроме того, при применении суспензии на основе маршаллита и жидкого стекла для повышения прочности наружного пятого слоя оболочковых форм для литья по выплавляемым моделям часто наблюдается его отслаивание от основной оболочки.

В связи с изложенным оправдана попытка найти способ повышения высокотемпературной прочности красок на основе лигносульфоната и заменитель жидкого стекла, не обладающий его недостатками. Проведенный анализ показал [1], что проблема может быть решена за счет использования алюмината натрия. Его добавка в краски на основе лигносульфоната должна обеспечить прочность краски после выгорания связующего, а замена жидкого стекла алюминатом натрия, возможно, позволит избежать отслаивания укрепляющего слоя и повысить прочность форм при литье по выплавляемым моделям.

Для проверки высказанных предположений проведены серии лабораторных экспериментов, в ходе которых сравнивали свойства красок на основе дистенсилиманита и маршаллита, нагретых до различных температур, в которых в качестве связующих использовали лигносульфонат, жидкое стекло и алюминат натрия. Исследования проводили применительно к технологиям, используемым в литейных цехах ОАО «МТЗ».

При проведении экспериментов в соответствии с методикой [2] измеряли твердость слоя краски, нанесенной на керамические лодочки, после нагрева до температур в интервале 130–1300 °С и охлаждения на воздухе. Краска на основе лигносульфоната (4 мас.%) содержала 2% глины, а краска на основе жидкого стекла (5%) и алюмината натрия (6%) – по 1% глины, добавляемой для повышения вязкости краски.

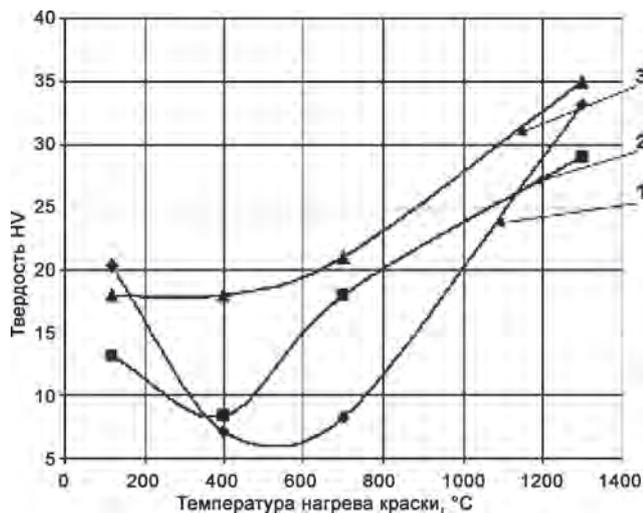


Рис. 1. Зависимость твердости красок от температуры нагрева: 1 – связующее – жидкое стекло; 2 – связующее – лигносульфонат; 3 – связующее – алюминат натрия

та натрия проводили, используя краску «Hydro» фирмы «Furtenbach», применяемую в литейных цехах МТЗ, для чего в краску добавляли 1, 2 и 4% алюмината натрия.

Краску наносили на керамические лодочки и после нагрева до температуры 130, 400, 900 и 1200 °C охлаждали на воздухе. Результаты замеров прочности (твердости) приведены на рис. 2. Из рисунка видно, что добавка свыше 2% алюмината натрия позволяет избежать провала прочности вблизи 400 °C.

В соответствии с принятой на МТЗ технологией в цехе стального литья по выплавляемым моделям на поверхность оболочковых форм после выплавления модельной композиции наносится дополнительный слой обмазки на основе маршаллита с жидким стеклом в качестве связующего. Наблюдения показали, что в процессе прокалики оболочковых форм этот слой часто отслаивается и не обеспечивает требуемой прочности форм. С целью проверки возможности замены жидкого стекла в составе обмазки на раствор алюмината натрия в лабораторных условиях проверяли изменение твердости краски на основе маршаллита с добавкой 3, 4, 6 и 8% алюмината натрия и жидкого стекла после сушки при 150 °C и прокалики при 400 °C. Результаты опытов показали, что использование алюмината натрия обеспечило высокую твердость во всем диапазоне добавок, в то время как в краске на жидком стекле при добавке 3 и 4% наблюдалось отслаивание верхнего слоя.

С целью определения технологических особенностей алюмината натрия как связующего проведено несколько серий экспериментов. В первой серии эксперимента сравнивали влияние времени выдержки краски на основе дистенсилиманида после нанесения на керамическую поверхность. Краска содержала 6% алюмината натрия и 1% глины. Для сравнения приготовили такую же краску с 6% жидкого стекла. После нанесения краски образцы сушили при 150 °C в течение 2 ч, а часть образцов выдерживали на воздухе разное время после нанесения с интервалом в 1 сут, после чего сушили и измеряли твердость. Результаты замеров приведены на рис. 3. Из рисунка видно, что выдержка в течение 1–2 сут положительно сказывается на прочности, после чего прочность падает и стабилизируется.

Характерно, что прочностные свойства краски на алюминате натрия выше по сравнению с краской на жидком стекле независимо от времени выдержки после нанесения перед сушкой.

Во второй серии экспериментов оценивали влияние времени хранения приготовленного раствора алюмината натрия и приготовленной на его

Модуль жидкого стекла – 2,8, а каустический модуль алюмината  $\alpha_k = 1,645\%Na_2O/\%Al_2O_3 = 1$ . Алюминат растворяли в воде в соотношении 1:1.

Результаты экспериментов по свойствам красок на основе дистенсилиманида приведены на рис. 1.

Как видно из рисунка, краска на основе лигносульфоната теряет прочность при нагреве по мере выгорания связующего. Аналогично поведение краски с жидким стеклом, падение прочности в которой связано с растрескиванием стекла. Алюминат натрия обеспечивает стабильную прочность в пределах исследованных температур. Наблюдаемый рост прочности при высоких температурах может быть связан с наличием глины в краске на органическом связующем и оплавлением силиката натрия в краске на жидком стекле.

Проверку возможности упрочнения краски на органическом связующем за счет добавки алюмината

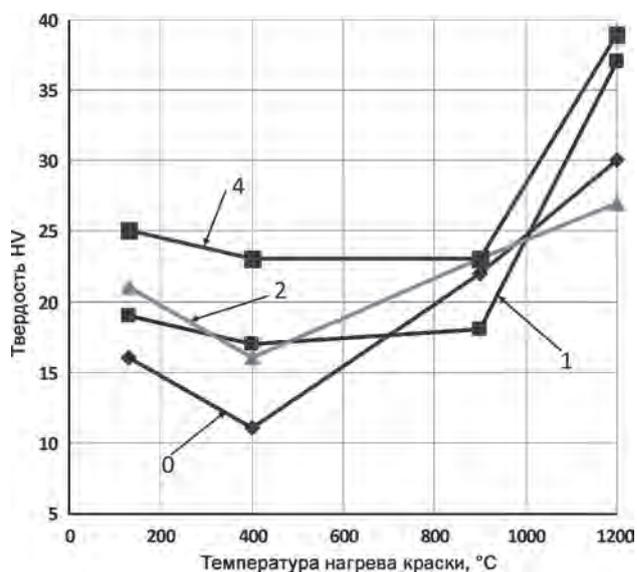


Рис. 2. Влияние температуры нагрева краски с добавкой  $NaAlO_2$  на ее твердость: 0 – без добавки; 1, 2, 4 – % добавки  $NaAlO_2$

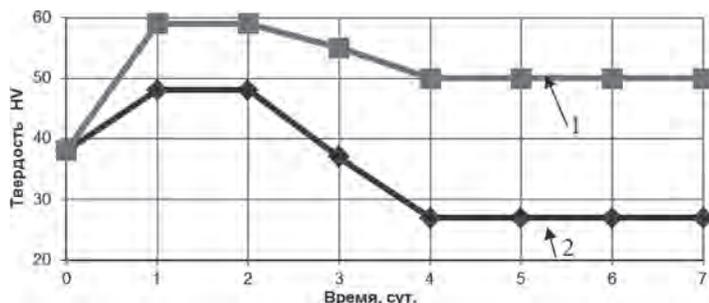


Рис. 3. Влияние времени выдержки нанесенного слоя краски на ее твердость после сушки при 150 °С: 1 – алюминат натрия 6%; 2 – жидкое стекло 6%

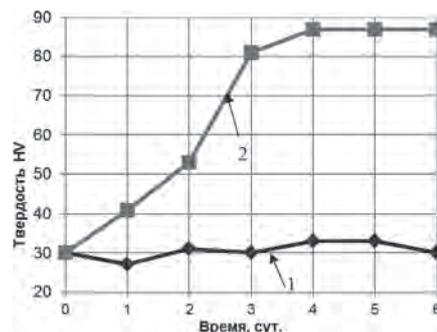


Рис. 4. Влияние времени хранения раствора алюмината натрия (1) и краски (2) на твердость краски после сушки при 180 °С: 1 – раствор алюмината натрия; 2 – краска

основе краски на прочность покрытия. Условия приготовления, нанесения краски и ее состав аналогичны приведенным выше. Результаты замера прочности приведены на рис. 4. Из рисунка видно, что хранение раствора алюмината натрия в течение 6 сут не сказалось на свойствах краски, в то время как хранение приготовленной краски существенно улучшило ее свойства – твердость повышалась по мере выдержки до 4 сут, а затем оставалась неизменной. Такое влияние выдержки связано с взаимодействием связующего  $[\text{NaOH} \cdot \text{Al}(\text{OH})_3]$  с дистенсилиманитом ( $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ ), в результате которого укрепляются связи наполнителя со связующим. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что алюминат натрия, как связующее, вполне технологичен. Его можно длительно хранить, а хранение приготовленной краски улучшает ее показатели. Проверку возможности замены жидкого стекла алюминатом натрия для последнего пятого слоя форм для литья по выплавляемым моделям осуществляли в цехе спецлития МТЗ. Для этого приготовили краску на основе маршаллита с 6% алюмината натрия. Изготовили пять форм с моделями образцов для испытания прочности краски после прокали. Из пяти форм в двух связующих было жидкое стекло, а в трех – алюминат натрия. Оболочки после прокали испытывали по стандартной методике на прочность. Среднее значение прочности оболочки на жидком стекле составило 32 кгс/см<sup>2</sup>, а на алюминате натрия – 44 кгс/см<sup>2</sup>.

Проверку возможности улучшить свойства краски на основе органического связующего за счет добавки в нее алюмината натрия проводили в цехе серого чугуна № 2, для чего в краску «Hydro» фирмы «Furtenbach» добавили 2% 50%-ного раствора алюмината натрия. Наблюдалось повышение вязкости краски. Для ее снижения в краску добавляли воду. Пульверизаторами окрасили 21 стержень для отливки «Корпус муфты сцепления» 70–1601015-А массой 104 кг. Анализ состояния поверхности отливок, проведенный методом субъективной оценки, показал, что поверхность отливки стала чище в результате добавки в краску алюмината натрия.

### Литература

1. Комаров О. С., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д., Барановский К. Э. Поиск составов литейных красок // Литье и металлургия. 2014. № 4. С. 28–30.
2. Комаров О. С., Барановский К. Э., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д. Методика определения прочности противопригарных красок // Литье и металлургия. 2014. № 4. С. 31–32.

### Reference

1. Komarov O. S., Rozenberg E. V., Komarova T. D., Baranovskij K. Je. Poisk sostavov litejnyh krasok [Search for the casting paint compositions]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 28–30.
2. Komarov O. S., Baranovskij K. Je., Rozenberg E. V., Komarova T. D. Metodika opredelenija prochnosti protivoprigarnykh krasok [Methods of determining the strength of the parting paints]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 31–32.



УДК 621.74

Поступила 26.10.2016

## МЕХАНИЗМ СКЛЕИВАНИЯ ЧАСТИЦ ДИСТЕНСИЛИМАНИТА АЛЮМИНАТОМ НАТРИЯ

## THE MECHANISM OF BONDING PARTICLES DISTENSILIMANITA SODIUM ALUMINATE

О. С. КОМАРОВ, Т. Д. КОМАРОВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: komarov\_metolit@tut.by

O. S. KOMAROV, T. D. KOMAROVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: komarov\_metolit@tut.by

*Рассмотрено взаимодействие наполнителя (дистенсилиманита) и связующего (алюмината натрия) после их смешивания с целью образования литейной краски, сушки краски и удаления кристаллизационной воды. Сделан вывод о пригодности алюмината натрия как связующего литейных красок.*

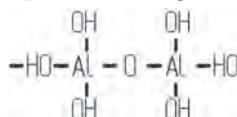
*The interaction of the filler (distensillimanit or binder (sodium aluminate) after mixing them to form a mold wash, drying the paint and removing water of crystallization. The conclusion of the sodium aluminate suitability as a foundry binder paints.*

**Ключевые слова.** Противопригарные краски, алюминат натрия, прочность покрытия, связующие материалы.

**Keywords.** Nonburnig-on coating, binding, sodium aluminates, straight coating, binding materials.

Для изготовления литейных противопригарных красок широко используется жидкое стекло, краски на котором обладают рядом недостатков. Краски и смеси на жидком стекле при хранении после сушки теряют часть прочности и насыщаются влагой из воздуха. Кроме того, при нагревании до температуры 300–400 °С они также теряют прочность. В связи с этим представляет интерес поиск заменителей жидкого стекла, которые способны обеспечивать более высокий уровень свойств. Одним из таких заменителей может быть алюминат натрия ( $n\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ ). Экспериментальная проверка связующих свойств алюмината натрия подтвердила перспективность этого материала как связующего [1]. Прежде чем рекомендовать этот материал в качестве связующего, необходимо было исследовать механизм склеивания частиц наполнителя краски раствором алюмината.

В настоящее время не существует единой точки зрения на природу алюминатных растворов. Большинство исследователей считают водный раствор алюмината натрия как истинный раствор щелочной соли алюминиевой кислоты. Тем не менее, некоторые особенности этого раствора, в частности, их зависимости от концентрации и проявление коллоидных свойств позволяют полагать, что он является более сложной системой, одним из компонентов которой служит золь гидроксида алюминия. В работе [2] на основании спектрального анализа показано, что в растворах алюмината натрия до концентрации 100 г/л преобладают мономерные комплексы, а при больших концентрациях формируются димеры, в которых сохраняются тетраэдрические группировки  $[(\text{OH})_3\text{AlOAl}(\text{OH})_3]^{2-}$ :



В высококонцентрированных растворах  $\text{NaAlO}_2$  присутствует полимер  $[\text{AlO}(\text{OH})_2]_n^{2-}$ . Сам раствор приобретает квазикристаллическую структуру из-за наличия водородных связей между алюминат-ионами. Степень полимеризации в растворе (молярной массой до 2000) определяется  $\text{R}_2\text{O}/\text{Al}_2\text{O}_3$  и концентрацией раствора [3]:

Мономер → полимерные образования → коллоидные частицы  
→ концентрация → рН.

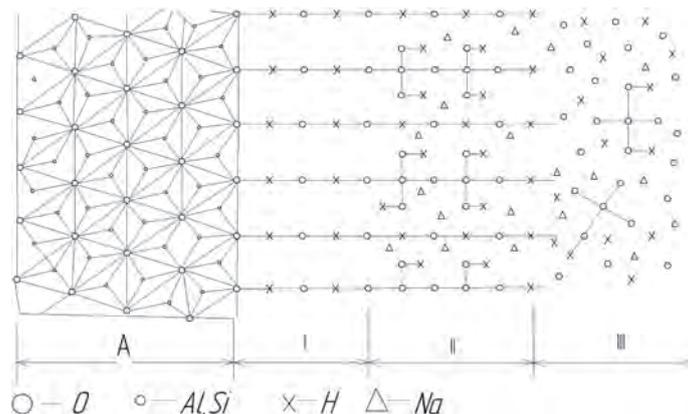


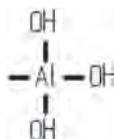
Рис. 1. Схема взаимодействия наполнителя и связующего после их перемешивания

С ростом концентрации раствора и содержания в нем NaOH возрастает вероятность образования коллоидных частиц. Установлено, что при введении в наполнитель (дистенсилиманит) раствора алюмината натрия вблизи частиц наполнителя в растворе происходит поляризация воды [4]. Так как ориентированные молекулы воды соединены между собой водородными связями, картина прилегающего к частицам дистенсилиманита слоя схематически показана на рис. 1.

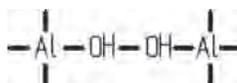
Длина отдельных молекулярных цепочек равна  $10^{-3}$ – $10^{-4}$  см [3]. Считается, что при адсорбции воды на алюмосиликатах имеет место ион-дипольное взаимодействие [4].

На рис. 1 зона А соответствует структуре поверхности частиц дистенсилиманита, которая условно принята плоской, что вполне допустимо при рассмотрении структуры на молекулярном уровне. Структура дистенсилиманита ( $\text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ ) представляет собой тетраэдры, в вершинах которых располагаются атомы алюминия и кремния. Для простоты рассмотрения в дистенсилиманите они изображены одинаково. Зона I соответствует слою поляризованных молекул воды, который обеспечивает невысокую, но легко измеряемую прочность связи твердых частиц с раствором алюмината натрия.

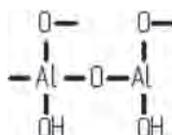
Образование слоя I, состоящего только из воды, приводит к повышению концентрации раствора в зоне II, что способствует появлению полимерных образований на основе ионов алюминия. Так как тектурированный характер молекул воды наблюдается и в зоне II, то полимерные образования на основе алюминия также выстраиваются перпендикулярно поверхности частиц. В зоне III имеет место истинный раствор алюмината натрия в воде с небольшим количеством мономеров



Таким образом, на этом этапе клей-связка представляет собой переходное метастабильное состояние структурированных растворов неорганических полимерных ионов, часть которых находится в предзародышевом состоянии. Переход в коллоидное состояние таких растворов, например, вследствие испарения при сушке воды, является промежуточным этапом отверждения, после которого следует межзеренная конденсация уже твердых коллоидных частиц. В результате выпадения вещества из раствора происходит объединение частиц в целое, т. е. их сращивание между собой. Основной фактор, определяющий размер коллоидных частиц, – величина пересыщения раствора, растущая по мере удаления воды. Образование прочной связи частиц наполнителя может быть представлено схемой:



раствор  $\text{NaAlO}_2 \rightarrow$  испарение воды, коагуляция, полимеризация и в конце сушки



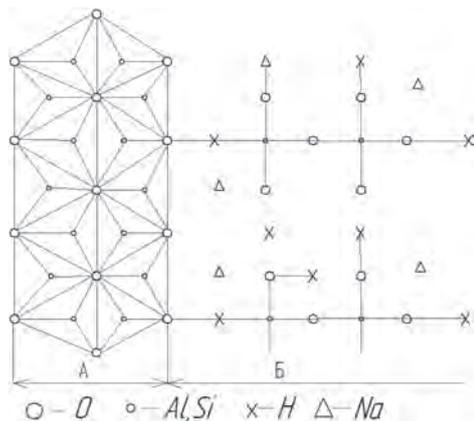


Рис. 2. Схема взаимодействия наполнителя и связующего после сушки

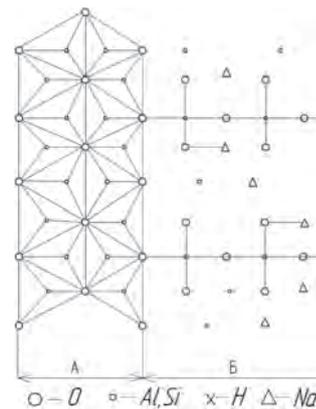


Рис. 3. Схема взаимодействия наполнителя и связующего после удаления кристаллизационной воды

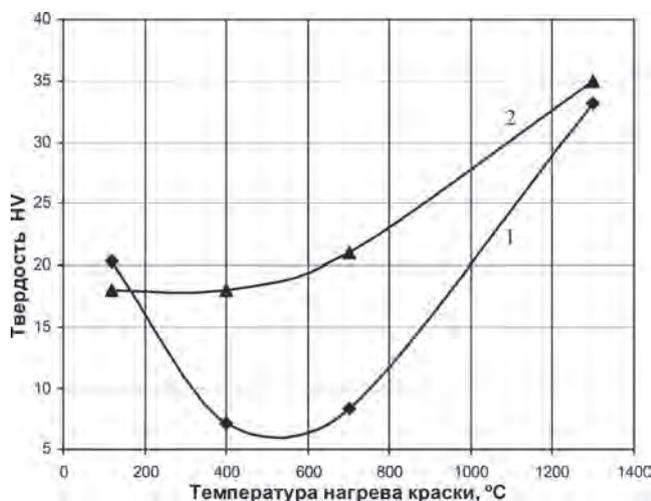


Рис. 4. Зависимость твердости красок от температуры нагрева: 1 – связующие – жидкое стекло; 2 – связующие – алюминат натрия

Схематическое изображение системы связка–наполнитель к концу процесса сушки показано на рис. 2. Условно принято, что полимеры алюмината натрия имеют линейное строение, но в действительности оно может принимать и более сложную форму.

В процессе нагрева жидкорастворенный кристаллизационный контакт заменяется на контакт за счет выкристаллизовавшегося гидрата алюминия. По мере удаления воды природа контакта связки с наполнителем изменяется и адгезионный контакт на разделе двух фаз (кристаллогидрат – наполнитель) переходит в электростатическую природу [4]. Существенное влияние на прочность связи оказывает эпитаксиальное сращивание кристаллов связующего и наполнителя. В случае использования в качестве связующего алюмината натрия, а в качестве

наполнителя – дистенсилиманита ( $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ ) эпитаксия способствует образованию прочной связи. Суммарные свойства контактной зоны определяются прочностью адгезионно-эпитаксиального контакта и физико-механическими свойствами гидрата алюминия.

При нагреве свыше  $285^\circ\text{C}$  бемит ( $\text{AlOOH}$ ) переходит в  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  в связи с удалением кристаллизационной воды, полимерные образования распадаются, в результате чего происходит заметное снижение прочности. На рис. 3 показана схема взаимодействия наполнителя и связки на границе контакта фаз. В связи с удалением влаги общий объем связки уменьшается, она становится пористой и в ней образуются тетраэдрические группы, аналогичные тем, которые наблюдаются в наполнителе. Когезионная прочность связки невысокая, так как контакты между тетраэдрическими группами носят случайный характер. Эксперименты, проведенные по методике [6], подтвердили падение прочности в краске на основе дистенсилиманита со связующими алюминатом натрия и жидким стеклом (6% от массы наполнителя) (рис. 4).

Как следует из приведенных результатов, при завершении сушки наблюдали максимум прочности. Затем она снижается при нагреве до  $400^\circ\text{C}$ . Для жидкого стекла падение прочности больше. При температуре свыше  $600^\circ\text{C}$  происходит рост прочности. В составе краски был 1% глины. Увеличенные прочности при высоких температурах можно объяснить образованием нефелина, температура плавления которого  $732^\circ\text{C}$ . По мере роста температуры образуются и более тугоплавкие образования системы  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$ , их объем увеличивается, что обуславливает рост прочности связи частиц дистенсилиманита.

Рассмотрен механизм склеивания частиц наполнителя (дистенсилиманита) раствором алюмината натрия. Этот механизм в общих чертах справедлив и для случая использования в качестве связующего силиката натрия ( $\text{Na}_2\text{O} \cdot n\text{SiO}_2$ ), т. е. жидкого стекла.

Из приведенного анализа можно сделать вывод о пригодности алюмината натрия для использования наряду с жидким стеклом в качестве связующего для литейных красок.

### Литература

1. **Комаров О. С., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д., Барановский К. Э.** Поиск составов литейных красок // *Литье и металлургия*. 2014. № 4. С. 28–30.
2. **Бурков К. А.** Проблемы современной химии координационных соединений / К. А. Бурков, В. М. Сизяков, Л. А. Мюнд. Л.: ЛГУ, 1978. 20 с.
3. **Сычев М. М.** Неорганические клеи. Л.: Химия. Ленингр. отд-ние, 1966. 154 с.
4. **Берман А. А.** Основы адгезии полимеров / А. А. Берман, В. Е. Басин. М.: Химия, 1969. 160 с.
5. **Ефремов И. Ф., Сычев М. М., Розенталь О. М.** // *ЖПХ*. 1973. Т. 46. № 1. С. 161–165.
6. **Методика** определения прочности противопригарных красок / О. С. Комаров, К. Э. Барановский, Е. В. Розенберг, Т. Д. Комарова // *Литье и металлургия*. 2014. № 4. С. 31–32.

### References

1. **Komarov O. S., Rozenberg E. V., Komarova T. D., Baranovskij K. Je.** Poisk sostavov litejnyh krasok [Search casting paint formulations]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 28–30.
2. **Burkov K. A., Sizjakov V. M., Mjund L. A.** *Problemy sovremennoj himii koordinacionnyh soedinenij* [Problems of modern chemistry of coordination compounds]. Leningrad, LGU Publ., 1978, 20 p.
3. **Sychev M. M.** *Neorganicheskie klei* [Inorganic adhesives]. Leningrad, Himija Publ., Leningradskoe otделение, 1966, 154 p.
4. **Berman A. A., Basin V. E.** *Osnovy adgezii polimerov* [Fundamentals of polymer adhesion]. Moscow, Himija Publ., 1969, 160 p.
5. **Efremov I. F., Sychev M. M., Rozental' O. M.** *Zhurnal prikladnoj himii = Journal of Applied Chemistry*, 1973, Vol. 46, no. 1, pp. 161–165.
6. **Komarov O. S., Baranovskij K. Je., Rozenberg E. V., Komarova T. D.** Metodika opredelenija prochnosti protivoprigarnykh krasok [Methods of determining the strength of the parting paints]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 31–32.



УДК 621.74.5

Поступила 31.10.2016

## ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ НА ФОРМОВОЧНЫХ УЧАСТКАХ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ И ПУТИ ИХ РЕШЕНИЯ

### ENVIRONMENTAL ISSUES IN FORMING SITES OF FOUNDRY SHOPS AND THE WAYS OF SOLUTION

*З. А. НЕСОН, студент БНТУ, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65, Ю. Ю. ГУМИНСКИЙ, руководитель. E-mail: guminskiy1988@gmail.com*

*Z. A. NESON, student BNTU, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave., YU. YU. GUMINSKIY, project coordinator. E-mail: guminskiy1988@gmail.com*

*В статье рассмотрены основные факторы, оказывающие вредное воздействие на экологию на формовочных участках в литейных цехах. Предложены уже известные и новые примеры решения данных проблем. Сформулирован общий подход к решению проблем экологии на формовочных участках.*

*The major factors having an detrimental harmful impact on ecology in forming sites in foundry shops are examined in the article. The well-known ways of solution of these issues are described and the new ways of solution are proposed. The general approach to the solution of environmental issues on forming sites of foundry shops is formulated.*

**Ключевые слова.** Экология, экологическая безопасность, газовыделение, метод, наномодифицирование, адсорбция, абсорбция.

**Keywords.** Ecology, ecological safety, gas evolution, method, nanomodification, adsorption, absorption.

Как известно, литейное производство является одним из самых экологически вредных производств, в особенности черная металлургия. В литейных цехах одна из главных проблем – высокая степень загазованности как внутри цехов, так и за их пределами. Это связано с химизацией литейного производства, широким внедрением песчано-смоляных смесей и технологий изготовления из них форм и стержней. При производстве отливок из черных сплавов выделяется до 50 кг пыли, 250 кг оксида углерода, 2 кг оксида серы, 1 кг углеводов. Установлено, что использование в качестве связующего различных синтетических смол может приводить к превышению концентрации вредных веществ на участках смешивания, заливки и выбивки отливок из форм в 6–20 раз.

В связи с этим, рассматривая те или иные связующие материалы, формовочные и стержневые смеси, всегда необходимо учитывать их экологические показатели, так как именно они оказывают решающее влияние на вопросы защиты окружающей среды. Кроме того, газотворность связующих и смесей существенным образом влияет на качество отливок, особенно на вероятность образования в них газовых дефектов.

Газовыделения при термодеструкции смесей зависят от природы связующего и катализатора отверждения, соотношения металл-форма, вида сплава отливки и температуры заливки, поэтому необходим количественный и качественный анализ составов выделяющихся из смесей газов как для экологической оценки смесей, так и для проектирования систем газоочистки.

К различным вредным веществам, выделяющимся из формовочных веществ, можно отнести альдегиды (оказывают раздражающее действие на слизистые оболочки глаз и дыхательных путей), амины (оказывают раздражающее действие на центральную нервную систему, вызывают заболевание кожи), аммиак (раздражающий газ, в высоких концентрациях возбуждает нервную систему и вызывает судороги), фенол (сильный нервный яд, обладает общетоксическим и местным действием), бензол, крезолы, метиловый спирт, формальдегид и т. д.

Один из важнейших путей снижения токсичности смесей – уменьшение содержания связующего путем повышения прочности смеси. Эта проблема решается с помощью силанизации смолы.

Наиболее эффективным средством снижения газовой выделений из песчано-смоляных смесей, позволяющим зачастую улучшить их технологические свойства, является не связывание выделяющихся токсичных газов, а предотвращение причин их образования, т. е. создания таких систем, которые не выделяли бы вредные для здоровья человека и окружающей среды вещества.

Примером тому являются новые разработанные за рубежом и пока не нашедшие широкого применения технологии изготовления форм и стержней замораживанием, а также их специальных солевых практически не токсичных смесей.

Хорошим примером таких систем могут служить жидкостекольные смеси, отверждаемые в вакууме, а в качестве связующего использовать наномодифицированное жидкое стекло. Данные разработки ведутся в БНТУ на кафедре «Машины и технология литейного производства» и имеют отличные результаты.

Вместе с тем, учитывая весьма широкое применение песчано-смоляных смесей, актуальным вопросом, связанным с защитой окружающей среды, является нейтрализация и обезвреживание токсичных газообразных веществ (фенола, формальдегида, метанола, фурфурола и др.). Для этих целей следует применять следующие методы очистки: физические (дожигание и каталитическое окисление), химические (абсорбционные), физико-химические (адсорбционные), физиологические (дезодорация), биологические. Каждый метод имеет свои особенности, преимущества и недостатки.

Из физических методов очистки наиболее эффективным является глубокое каталитическое окисление, применяемое при сложном составе газовой смеси.

Традиционными методами очистки газовых выбросов от фенола и формальдегида являются абсорбционные и адсорбционные. При этом в качестве абсорбентов чаще всего используют водные растворы едкого натра, смеси серной и фосфорной кислот, растворы, содержащие уротропин. Преимущество указанного метода – в возможности очистки большого количества газов и осуществлении непрерывного технологического процесса.

Совершенствование абсорбционного метода очистки привело к созданию комбинированного метода, заключающегося в хемосорбции с последующим окислением. На первой стадии процесса абсорбент (раствор серной кислоты или едкого натра и озона) поглощает основную часть вредных примесей, на второй стадии – окислитель, раствор перманганата калия или серной кислоты и озона, окисляет оставшуюся часть примесей.

Наиболее радикальные меры по снижению экологической опасности отходов литейного производства – это использование смесей либо не содержащих, либо включающих минимальное количество токсичных компонентов; широкое использование систем регенерации формовочных песков с целью их многократного применения в составах формовочных и стержневых смесей; вторичное использование отработанных формовочных и стержневых смесей в составах, например, для изготовления кирпичей, тротуарных плиток, строительных материалов и т. д.

### Литература

1. Кукуй Д. М., Андрианов Н. В. Теория и технология литейного производства. Формовочные материалы и смеси. Минск, БНТУ, 2005. 390 с.
2. Экология литейного производства / Под ред. А. Н. Болдина, С. С. Жуковского, А. Н. Поддубного и др. Брянск: Изд-во БГТУ, 2001. 315 с.

### References

1. Кукуй Д. М., Андрианов Н. В. *Teoriya i tekhnologiya litejnogo proizvodstva. Formovochnye materialy i smesi* [Theory and Technology foundry. Molding materials and mixtures]. Minsk, BNTU Publ., 2005. 390 p.
2. Boldin A. N., Zhukovskij S. S., Poddubnyj A. N., Yakovlev A. I., Krohotin V. L. *Ehkologiya litejnogo proizvodstva* [Ecology foundry]. Bryansk: Izd-vo BGTU Publ., 2001. 315 p.



УДК 669.18.046

Поступила 04.10.2016

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВТОРИЧНОГО ТЕПЛА ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ПОТРЕБЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭНЕРГИИ В ПРОЦЕССЕ НАНЕСЕНИЯ БУРЫ НА ПОВЕРХНОСТЬ ПРОВОЛОКИ USE OF SECONDARY HEAT FOR DECREASE IN ELECTRICITY CONSUMPTION IN THE COURSE OF BURIROVANIYA OF THE WIRE

*Е. В. ЧЕБОТАРЕВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: ev.chebotarev@bmz.iron*

*E. V. CHEBOTARYOV, JSC «BSW – Managing Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str., . E-mail: ev.chebotarev@bmz.iron*

*В статье рассматривается внедрение энергосберегающего мероприятия в технологический процесс нанесения буры на поверхность проволоки при волочении, направленного на снижение потребления электроэнергии для нагрева раствора в ваннах бурирования путем использования утилизированного тепла сталеплавильных цехов.*

*In article introduction of an energy saving activity in technological process of wire's surfacing by borate of soda during drawing is described. This activity is directed to decrease in electricity consumption for heating of solution in borate of soda bathtubs by use of the recovered heat of steel-smelting shops and is described in the article.*

**Ключевые слова.** Волочение проволоки, бурирование, теплообменник, система подачи воды, энергосбережение.

**Keywords.** Drawing of a wire, borate of soda surfacing, heat exchanger, system of water supply, energy saving.

В сложившихся условиях высокого уровня конкуренции на металлургических предприятиях возросла роль снижения затрат на производство. Обеспечив даже минимальное снижение расходов, предприятие имеет возможность избрать один из альтернативных вариантов: сохранив прежнюю цену на свою продукцию, получать с каждой реализованной единицы дополнительную прибыль или же, сохранив прежнюю норму дохода на единицу продукции, снизить цену в сравнении с ценой конкурентов. Так как металлургическое производство является энергоемким, вопрос снижения потребления электроэнергии всегда остается открытым.

Для обеспечения качественного процесса волочения катанки, после процесса механического удаления окалина, на ее поверхность путем полного погружения отдельных участков в специальные ванны наносится подмазочное покрытие – бура. Температура раствора буры составляет 95 °С. Восполнение естественного расхода воды при покрытии бурой, потерь при выпаривании, а также полная замена раствора происходят за счет подпитки технической водой, температура которой составляет 25 °С. Для нагрева и поддержания заданной температуры в каждой ванне бурирования установлены электрические тэны общей мощностью 24 кВт.

Для снижения расхода электроэнергии на нагрев ванн бурирования было предложено в ванны бурирования подавать не холодную, а предварительно подогретую от системы утилизации тепла сталеплавильных печей воду с температурой 80 °С, что позволило бы исключить расход электроэнергии на нагрев воды тэнами от 25 до 80 °С.

Для расчета ожидаемого экономического эффекта необходимо определить, какое количество тепловой энергии затрачивается на нагрев 1 м<sup>3</sup> воды от 25 до 80 °С. Согласно законам термодинамики, формула для расчетов имеет вид:

$$Q = Cm(T_2 - T_1), \quad (1)$$

где  $Q$  – количество теплоты, необходимое для нагрева, Дж;  $C$  – удельная теплоемкость вещества, Дж/(кг·К); эта величина показывает, какое количество энергии затрачивается на нагрев 1 кг вещества

при нагреве его в 1 К, для воды  $C = 4190$  Дж/(кг·К);  $m$  – масса воды, кг;  $T_1, T_2$  – соответственно начальная и конечная температура воды. В данном случае  $T_1 = 25$  °С,  $T_2 = 80$  °С.

Для нагрева 1 м<sup>3</sup> воды от 25 до 80 °С необходимо затратить следующее количество тепловой энергии:

$$Q = Cm(T_2 - T_1) = 4190 \cdot 1000 \cdot (80 - 25) = 230450000 \text{ Дж} = 230,45 \text{ МДж.}$$

Переводим тепловую энергию в киловатт-часы:

$$W_{100} = Q/3,6 = 64,014 \text{ кВт}\cdot\text{ч.} \quad (2)$$

Эти цифры означают расход энергии при КПД = 100%. Реальный КПД электрических тэнов ванны бурирования с учетом химического состава составляет  $\eta = 85\%$ . Следовательно, затраты электроэнергии на нагрев 1 м<sup>3</sup> воды от 25 до 80 °С с учетом КПД составят:

$$W_1 = W_{100} / \eta = 64,014 / 0,85 = 75,31 \text{ кВт}\cdot\text{ч} \quad (3)$$

Теперь рассчитаем количество воды, необходимое для приготовления раствора буры в течение месяца. Полная заправка четырех ванн происходит один раз в месяц и составляет:

$$V_{\text{запр}} = 2V_{1,2} + 2V_{3,4} = 2 \cdot 0,4 + 2 \cdot 0,5 = 1,8 \text{ м}^3, \quad (4)$$

где  $V_{1,2}$  – объем ванны бурирования волочильных станов типа 10/600 и 13/600, м<sup>3</sup>,  $V_{1,2} = 0,4$  м<sup>3</sup>;  $V_{3,4}$  – объем ванны бурирования волочильных станов типа UDZSA 2500/6, м<sup>3</sup>,  $V_{3,4} = 0,5$  м<sup>3</sup>.

Суточное потребление воды для поддержания необходимого уровня раствора буры в ваннах из-за выпаривания  $V_3 = 2$  м<sup>3</sup>. Следовательно, в месяц на подпитку расходуется:

$$V_{\text{подп}} = V_3 \cdot 30 = 2 \cdot 30 = 60 \text{ м}^3. \quad (5)$$

Суммарный объем потребляемой воды в месяц составляет:

$$V = V_{\text{подп}} + V_{\text{запр}} = 60 + 1,8 = 61,8 \text{ м}^3. \quad (6)$$

Теперь определим необходимое количество электроэнергии для нагрева данного объема воды от 25 до 80 °С:

$$W_M = W_1 V = 75,31 \cdot 61,8 = 4654,158 \text{ кВт}\cdot\text{ч.} \quad (7)$$

Годовая экономия электроэнергии от внедрения данного мероприятия составляет:

$$W_{\Gamma} = W_M \cdot 12 = 4654,158 \cdot 12 = 55849,9 \text{ кВт}\cdot\text{ч в год.} \quad (8)$$

Для реализации данного мероприятия была разработана и внедрена система автоматической подпитки ванн бурирования волочильных станов (см. рисунок).

Как видно из рисунка, в районе волочильных станов была произведена врезка в трубопровод обратного водоснабжения с установкой затвора и сетчатого фильтра Ду 40 для подачи подпиточной воды на

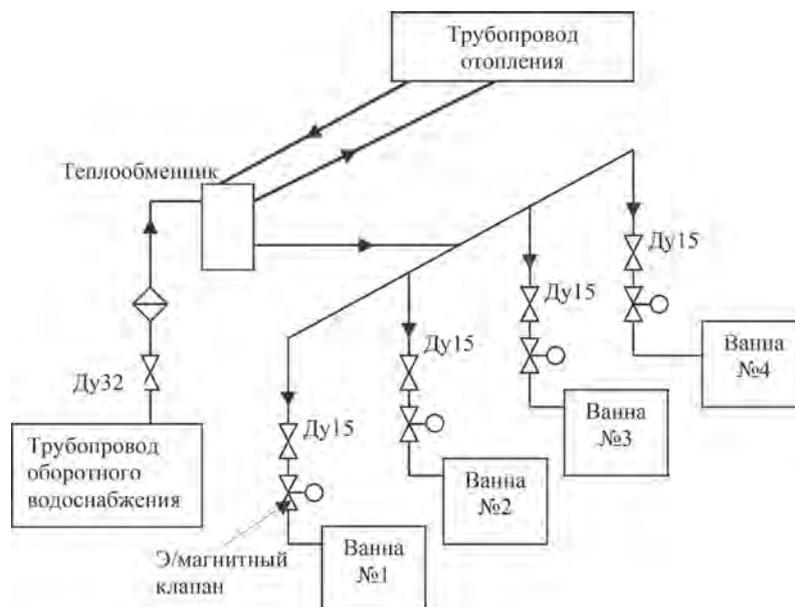


Схема системы автоматической подпитки ванн бурирования волочильных станов

пластинчатый теплообменник. С другой стороны, к теплообменнику был подведен отдельный трубопровод для подачи теплоносителя из системы утилизации тепла сталеплавильных печей. После прохождения через теплообменник, нагретая подпиточная вода подается в ванны бурирования. Подпитка водой осуществляется в автоматическом режиме благодаря установленным электромагнитным клапанам и поплавкам. При понижении уровня раствора буры в ванне поплавков, находящийся внутри ванны, опускается и подает сигнал на открытие электромагнитного клапана, установленного на трубопроводе подачи подпиточной воды. После подпитки до необходимого уровня клапан также в автоматическом режиме закрывается. Таким образом, такая модернизация позволила автоматизировать поддержание уровня раствора бурирования в ванне, исключить человеческий фактор и снизить трудозатраты в процессе подпитки ванн бурирования.

В результате внедрения данного энергосберегающего мероприятия на четырех волочильных станах типа 10/600; 13/600; UDZSA 2500/6 экономический эффект за 2015 г. составил 15 тыс. USD.



УДК 669.

Поступила 19.09.2016

**РАЗРАБОТКА СПОСОБА ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ПРОКАТА И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА В УСЛОВИЯХ СТАНА 150  
ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»****DEVELOPMENT OF A METHOD OF IMPROVEMENT OF QUALITY OF MILL PRODUCTS AND WEAR RESISTANCE OF THE TOOL AT THE ROLLING MILL 150 JSC «BSW – MANAGING COMPANY OF HOLDING «BMC»**

*И. А. ЗУЕВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: zuyeu-ivan@rambler.ru*

*I. A. ZUYEU, JSC «BSW – Managing Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: zuyeu-ivan@rambler.ru*

*В статье рассматривается совершенствование калибровки прокатных валков проволочного стана 150 с целью повышения качественных характеристик получаемого проката и, тем самым, эффективности производства.*

*Enhancement of calibration of mill rolls of the rolling mill 150, to improve of the mill products quality characteristics and to increase efficiency of the whole production is described in the article.*

**Ключевые слова.** Проволочный стан, прокатная шайба, калибр, метод конечных элементов, обжатие.

**Keywords.** Wire mill, rolling ring, groove, finite-element method, drafting.

В настоящее время одними из приоритетных задач сортопрокатного производства являются повышение эффективности производства и снижение брака, которые могут быть достигнуты уменьшением рабочей температуры прокатки, оптимизацией скоростных режимов и калибровок валков [1].

Повышение эффективности производства горячекатаных сортовых профилей может быть достигнуто снижением рабочей температуры прокатки, оптимизацией скоростных режимов и калибровок валков [2].

В настоящее время существуют проблемы, связанные с отсутствием универсальной методики анализа, позволяющей на стадии проектирования определять форму калибра для получения готового продукта с наименьшими энергозатратами, с равномерным распределением напряжений как по сечению проката, так и на рабочем инструменте (прокатных валках) для увеличения его срока службы.

Для решения данных проблем используются следующие подходы и методы решения:

1. Экспериментальная отработка разных режимов с целью опытного определения оптимальных параметров, повышающих стойкость рабочего инструмента.

2. Аналитическое определение оптимальных режимов с помощью известных теоретических и эмпирических зависимостей.

3. Построение адекватных численных моделей процесса с применением компьютерных вычислений на основе математических зависимостей реальной упругой и пластической деформации металлов.

В связи с изложенным выше остро стоит необходимость в разработке и проектировании оптимальных калибровок валков для снижения энергозатрат прокатного производства, а также высокоточных методик расчета формоизменения полосы при прокатке [3]. Автоматизация проектирования калибровок позволит снизить трудозатраты и повысить оперативность разработки калибровок при освоении новых видов сортамента. Одним из способов решения задачи оптимизации технологического процесса сортовой прокатки является совершенствование формы вытяжных калибров с целью снижения энергозатрат

на формоизменение [4]. Однако до сих пор не существует универсальной методики анализа, позволяющей на стадии проектирования определять форму калибра для получения готового продукта с наименьшими энергозатратами.

Таким образом, возникает задача выбора наилучшего варианта калибровки по тем или иным критериям на базе теории оптимального управления. Одним из основных принципов формообразования различных сортовых профилей является обеспечение максимального формоизменения в каждом технологическом переходе. Это необходимо для сокращения числа переходов заготовки между рабочими калибрами валка. В качестве критериев оптимизации при сортовой прокатке могут выступать минимум энергозатрат; максимальный коэффициент эффективности калибровки; минимальный износ валков или другие критерии. Для осуществления процесса количественной оптимизации необходимо построение адекватной математической модели процесса формоизменения при прокатке в калибрах, определение критерия оптимальности или целевой функции.

Цель данной работы заключается в совершенствовании калибровки прокатных валков проволочного прокатного стана 150 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» для повышения качественных характеристик получаемого проката.

В настоящей работе анализируется эффективность перехода с системы калибровки овал–круг на систему калибровки овал–ребровый овал.

**Поставленная цель достигается решением следующих задач:**

1. Разработка численной модели прокатки катанки диаметром 5,5 мм из стали 80Б на проволочном прокатном стане 150 по базовой калибровке (овал–круг).

2. Анализ полученных результатов моделирования, сопоставление данных с реальным процессом. Вывод по адекватности разработанной модели.

3. Исследование с помощью адекватной численной модели процесса прокатки катанки диаметром 5,5 мм из стали 80Б на проволочном прокатном стане 150 по проектной калибровке (овал–ребровый овал).

4. Сравнительный анализ результатов, полученных при моделировании процесса прокатки по двум калибровкам.

Для решения данных задач было проведено численное моделирование в пакете Simufact Forming.

За основу процесса были выбраны прокатные клетки № 7–8 первой промежуточной группы клеток из технологической схемы производства катанки диаметром 5,5 мм. Целесообразность выбора данных клеток заключается в том, что именно валки (шайбы) промежуточной группы, как правило, испытывают одновременно термоциклический и механический износ, в то время как валки черновой группы в основном подвергаются воздействию только термоциклического разрушения. Валки же чистовых групп вследствие увеличения скоростей прокатки, как правило, испытывают в большей степени механическое воздействие. Поэтому больший интерес вызывает именно промежуточная группа как участок, на котором происходит воздействие двух вместе взятых причин разрушения.

Необходимо построить две адекватные математические модели процесса прокатки катанки по двум калибровкам: базовой (применяемой) и проектной (предлагаемой). По результатам моделирования оценить адекватность полученных выходных данных, а также проанализировать напряженно-деформированное, пластическое и температурное состояние полосы при прокатке катанки при двух различных калибровках.

Данный анализ осуществляли путем сравнения следующих параметров: напряженно-деформированного состояния прокатываемой полосы в круглом калибре; контактных напряжений в прокатываемой полосе в области очага деформации в круглом калибре; напряженно-деформированного состояния полосы в ребровом овальном калибре; пластической деформации в круглом и ребровом овальном калибре.

Используя данные энергосиловых параметров прокатки, калибровку и геометрические размеры подката, соответствующие процессу прокатки катанки диаметром 5,5 мм на стане 150 применительно к 7/8 прокатной клетки, была построена адекватная численная модель процесса прокатки в системе калибровки овал–круг.

Результаты численного моделирования напряженно-деформированного состояния системы калибровки овал–круг приведены на рис. 1.

Из рисунка видно, что происходит неравномерное распределение внутренних напряжений в поперечном сечении катанки. Центральная область имеет меньшее значение напряжений по сравнению с краевой (периферийной) зоной. Данное явление с неравномерностью напряжений по сечению приводит к неблагоприятным последствиям при применении данной катанки в последующих переделах в ме-

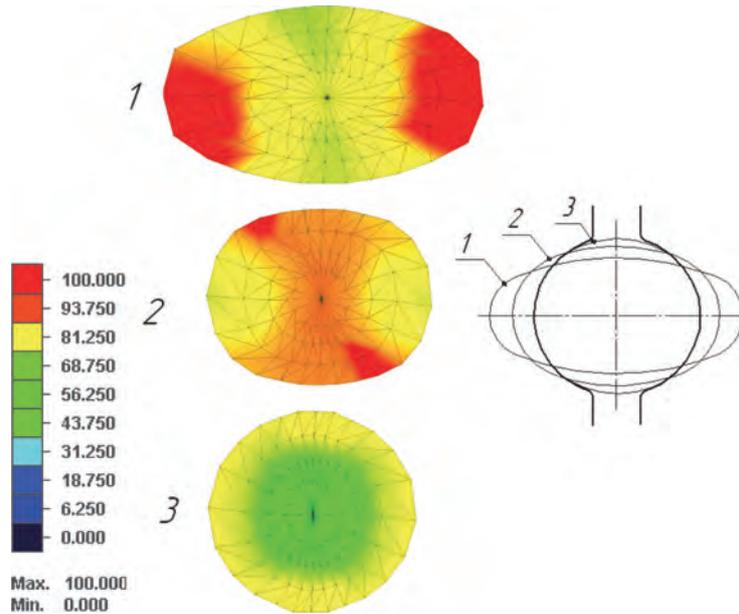


Рис. 1. Распределение напряжений в круглом калибре системы калибровки овал–круг

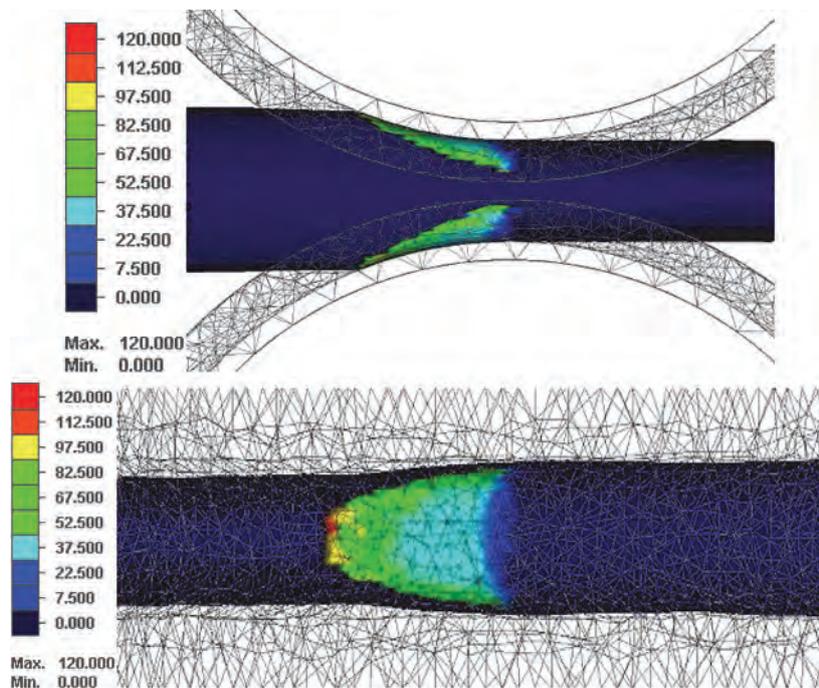


Рис. 2. Распределение контактных напряжений трения в прокатываемой полосе в круглом калибре

тизном производстве. Далее проанализируем контактные напряжения трения прокатываемой полосы и определим места калибра, наиболее подверженные износу.

Из рис. 2 видно, что напряжение трения в прокатываемой полосе сконцентрировано в центре калибра. Следовательно, повышенный износ (выработка) будет именно в центре калибра. Для подтверждения адекватности разработанной математической модели прокатки проведем визуальный анализ путем сравнения поверхности выработанных комплектов валком клетки № 7–8 с результатом моделирования.

На рис. 3 показаны места наибольшего контактного давления по результатам моделирования и поверхность прокатной шайбы клетки № 8 после выработки.

Из анализа результатов моделирования по контактному давлению на калибры прокатных шайб и напряжению трения прокатываемой полосы следует, что наибольшие места износа (выработки) приходятся на дно калибра (рис. 3). Если сопоставить данные моделирования с реальными условиями, то видно, что сетка разгара на прокатных шайбах, применяемых на стане 150, располагается именно по траектории участка наибольшего износа, выявленного с помощью математической модели.

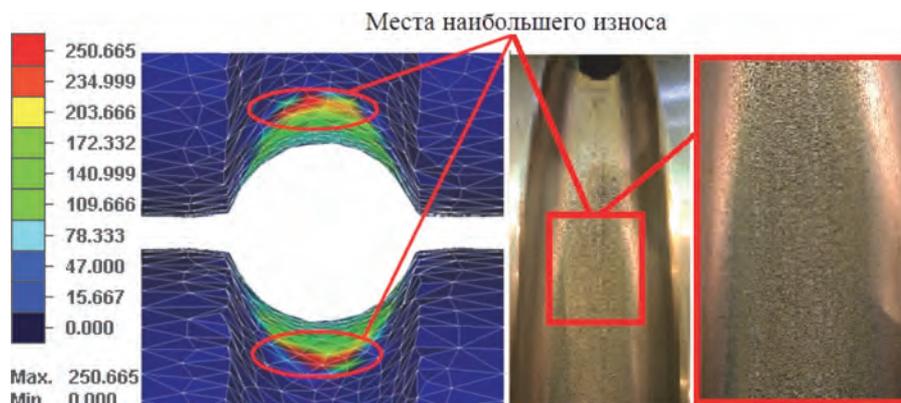


Рис. 3. Контактное давление на прокатный калибр клетки № 8 (круг)

В табл. 1 приведены энергосиловые и скоростные параметры базового процесса прокатки в системе калибровки овал – круг и результаты моделирования.

Таблица 1. Энергосиловые и скоростные параметры базового процесса прокатки

Калибровка	Параметр	$N$ , кВт	$M$ , кН·м	$P$ , кН	$n$ , об/мин	$v$ , м/с
Овал-круг (базовый процесс)	7-я клеть	238	45,9	436	31,28	1,23
	8-я клеть	221	34,1	315	40,63	1,56
Овал-круг (смоделированный процесс)	7-я клеть	231	42,3	430	32,58	1,21
	8-я клеть	224	31,8	312	41,43	1,54

Данные энергосиловых и скоростных параметров при прокатке в системе калибровки овал – круг соответствуют реальному процессу прокатки на стане 150.

Вследствие совпадения данных математического моделирования с реальными данными процесса прокатки можно сделать вывод, что математическая модель является адекватной, соответствующей реальным условиям прокатки катанки диаметром 5,5 мм относительно рассматриваемого процесса прокатки в 7/8 прокатной клетки.

Используя данные энергосиловых параметров прокатки, калибровку и геометрические размеры подката, соответствующие процессу прокатки катанки диаметром 5,5 мм на стане 150 применительно к 7/8 прокатной клетки, была построена адекватная численная модель процесса прокатки в системе калибровки овал–ребровый овал.

В табл. 2 приведены энергосиловые и скоростные параметры процесса прокатки катанки применительно к 7/8 прокатной клетки для калибровки овал – ребровый овал.

Таблица 2. Энергосиловые и скоростные параметры процесса прокатки

Калибровка	Параметр	$N$ , кВт	$M$ , кН·м	$P$ , кН	$n$ , об/мин	$v$ , м/с
Овал–ребровый овал	7-я клеть	211	38,9	405	33,55	1,1
	8-я клеть	178	24,5	204	45,01	1,4
Овал–круг	7-я клеть	231	42,3	430	32,58	1,2
	8-я клеть	224	31,8	312	41,43	1,5

Результаты численного моделирования напряженно-деформированного состояния системы калибровки овал–круг приведены на рис. 4.

По сравнению с распределением напряжений в круглом калибре системы калибровки овал–круг в ребровом овальном калибре градиент напряжений практически равномерно распределен по всей площади сечения. Данное явление связано с благоприятной формой калибра ребрового овала, позволяющей достигать более равномерного перемешивания прокатываемого металла и получать равномерную картину распределения напряжений по сечению.

По полученным результатам можно сделать следующие выводы: применение системы калибровки овал–ребровый овал позволяет достичь более равномерного распределения напряжений и температуры в прокатываемой полосе; получить более равномерную структуру металла, что повышает качество и механические характеристики проката; равномерное распределение напряжений способствует более рав-

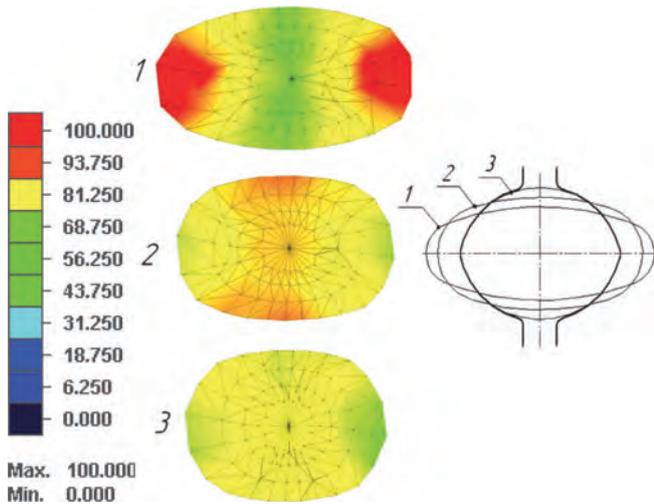


Рис. 4. Распределение напряжений в ребровом овальном калибре системы калибровки овал – ребровый овал

полосы при прокатке в системе калибровки овал–круг, а также по системе калибровки овал–ребровый овал, целесообразно применение системы калибровки овал–ребровый овал на стане 150 ОАО «БМЗ».

В соответствии со схемой базовой калибровки (овал – круг) на редуционно-калибровочном блоке используется сочетание калибров (овал–круг–круг–круг), представленное на рис. 6.

Предлагаемая калибровка (овал – ребровый овал) может быть использована на последних проходах прокатки и редуционно-калибровочном блоке (рис. 7).

номерному износу калибра валков, что позволяет увеличить срок их службы.

Рассмотрим пластическую деформацию в круглом и ребровом овальном калибре по трем продольным сечениям прокатываемой полосы.

Результаты численного моделирования заготовки после прокатки приведены на рис. 5.

Из рисунка видно, что пластическая деформация при прокатке в круглом калибре имеет неоднородный характер, присутствуют участки более интенсивного течения металла; пластическая деформация в ребровом овальном калибре имеет более равномерное распределение, что видно по градиенту пластической деформации в продольном сечении. Исходя из этого, можно судить о более равномерной структуре и свойствах по сечению проката.

Проанализировав результаты моделирования по напряженно-деформированному состоянию

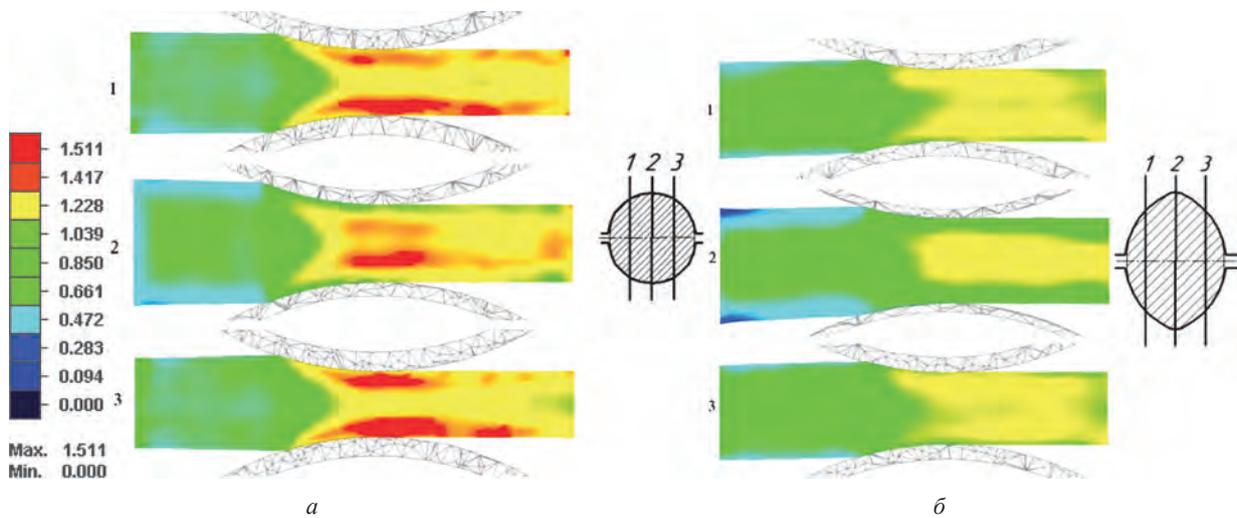


Рис. 5. Пластическая деформация по трем продольным сечениям прокатываемой полосы в круглом (а) и ребровом овальном (б) калибре

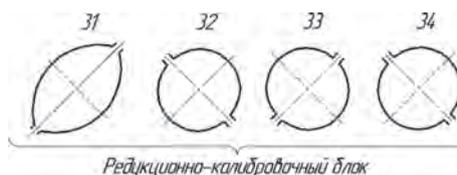


Рис. 6. Схема калибровки последних четырех проходов прокатки катанки диаметром 5,5 мм (базовая калибровка)



Рис. 7. Схема калибровки последних шести проходов прокатки катанки диаметром 5,5 мм (предлагаемый вариант)

Данное сочетание калибров позволит положительно воздействовать на окончательное формирование однородности структуры и механических свойств готового проката.

### Вывод

Анализ математического моделирования доказывает, что применение калибровки овал – ребровой овал благодаря равномерности деформации по ширине овального калибра ребровой овальной полосы, а также вследствие более равномерной деформации в ребровом овальном калибре позволит получать не только повышенное качество поверхности, но и равномерную структуру по сечению проката на микроуровне.

### Литература

1. Харитонов В. А., Таранин И. В. Направления развития калибровок валков для прокатки заготовки под волочение // Калибровочное бюро. 2014. Вып. 3. С. 34–51.
2. Эффективность деформации сортовых профилей / С. А. Тулупов, Г. С. Гун, В. Д. Онискив, В. А. Курдюмова, К. Л. Раджуевич. М.: Metallurgija, 1990. 280 с.
3. Совершенствование существующих технологических схем прокатки на основе оптимизации форм калибров с целью повышения качества сортовой продукции / С. А. Левандовский, А. Б. Моллер, Д. В. Назаров, А. А. Зайцев // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: Сб. науч. тр. / Под ред. В. М. Салганика. Магнитогорск: МГТУ, 2006. С. 129–137.
4. Кинзин Д. И. Оптимизация формы вытяжных калибров // Калибровочное бюро. 2013. Вып. 1. С. 20–28.

### References

1. Haritonov V. A., Taranin I. V. Napravlenija razvitija kalibrovok valkov dlja prokatki zagotovki pod volochenie [Areas of calibration rolls for rolling a blank drawing]. *Kalibrovochnoe bjuro = Calibration Bureau*, 2014, vyp. 3, pp. 34–51.
2. Tulupov S. A., Gun G. S., Oniskiv V. D., Kurdjumova V. A., Radjukevich K. L. *Jefferktivnost' deformacii sortovyh profilej* [The effectiveness of the deformation section bars]. Moscow, Metallurgija Publ., 1990, 280 p.
3. Levandovskij S. A., Moller A. B., Nazarov D. V., Zajcev A. A. Sovershenstvovanie sushhestvujushhijh tehnologicheskijh shem prokatki na osnove optimizacii form kalibrov s cel'ju povyshenija kachestva sortovoj produkcii [Improvement of existing technological rolling schemes on the basis of optimization of forms caliber in order to improve the quality of long products]. *Modelirovanie i razvitie processov obrabotki metallov davleniem: Sb. nauch. tr.* Pod red. V. M. Salganika. Magnitogorsk, MG TU, 2006, pp.129–137.
4. Kinzin D. I. Optimizacija formy vytjazhnyh kalibrov [Shape optimization of exhaust calibers.]. *Kalibrovochnoe bjuro = Calibration Bureau*, 2013, vyp. 1, pp.20–28.



УДК 669.74

Поступила 03.10.2016

## СТРУКТУРНЫЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ СНИЖЕНИЯ РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРОВОЛОКИ ПРИ СВИВКЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО МЕТАЛЛОКОРДА

### STRUCTURAL AND TECHNOLOGICAL ASPECTS OF DECREASE IN WIRE ANNEALING AT A TWIST OF A HIGH-STRENGTH METAL CORD

В. П. ФЕТИСОВ, г. Орел, Российская Федерация, ул. Советская, 15. E-mail: olga1560@yandex.ru

V. P. FETISOV, Orel city, Russia, 15, Sovetskaya str. E-mail: olga1560@yandex.ru

*Деформация волочением с повышенной долей сжимающих напряжений и применение дополнительной деформации с малыми степенями в линии волочильного стана позволяют минимизировать разупрочнение холоднодеформированной проволоки при свивке высокопрочного металлокорда.*

*Deformation by drawing with the raised share of the squeezing tension and application of additional deformation with small degrees in the line of a drawing camp allow to minimize a wire annealing of a cold-deformed wire during a twist of a high-strength metal cord.*

**Ключевые слова.** *Сверхбольшие суммарные обжатия, уменьшение распада цементита при пластической деформации, неравновесное структурное состояние, дополнительная деформация с малыми степенями, повышение доли сжимающих напряжений при волочении.*

**Keywords.** *Superbig total draftings, reduction of disintegration of a cement carbide at plastic deformation, a nonequilibrium structural state, additional deformation with small degrees, increase in a share of the squeezing tension during drawing.*

При свивке металлокорда на высокопроизводительных машинах двойного кручения формирование упругопластического состояния витого изделия происходит в два этапа. На первом этапе проволока при свивке испытывает совокупность многократных упругопластических деформаций кручения, знакопеременного изгиба и растяжения, на втором этапе при намотке на тарные катушки металлокорд подвергается дополнительному воздействию растягивающих и изгибающих напряжений [1]. При этом указанные факторы нагружения вызывают разупрочнение высокопрочной проволоки [2], в результате повышается обрывность в процессе свивки [3] и снижаются служебные характеристики металлокорда. Поэтому актуальными являются исследования физической природы разупрочнения холоднодеформированной проволоки при ее дополнительной деформации с малыми степенями и обеспечения при волочении высокопрочного состояния, устойчивого к изменению свойств в процессе свивки металлокорда.

Пластическая деформация цементита в высокоуглеродистой стали в области сверхбольших (>90–95%) суммарных обжатий сопровождается распадом карбидной фазы, потерей пластинчатого строения перлита и повышением концентрации атомов углерода в ферритной матрице. Образовавшаяся в участках холоднодеформированной стали с нарушенным пластинчатым строением перлита субструктура со смешанными дислокационно-карбидными границами и с повышенной плотностью дислокаций внутри ячеек в феррите [4] характеризуется высокой метастабильностью вследствие неравномерного распределения дислокаций, а рост концентрации углерода в феррите обеспечивает дополнительную блокировку дислокаций по механизму деформационного старения. Результатом указанных структурных преобразований и снижения подвижности дислокаций является резкое снижение числа переменных скручиваний ( $m_n$ ) и возрастание укорочения проволоки при деформации кручением ( $-\Delta l$ ), которые надежно контролируют общее неравновесное структурное состояние холоднодеформированной стали, степень блокировки дислокаций атомами углерода и неравномерность свойств по сечению проволоки [5–7].

Одним из основных направлений получения равновесного структурного состояния высокопрочной проволоки является минимизация распада цементита при пластической деформации, которую можно осуществить путем [6–7]:

- увеличения прочности патентированной заготовки, в том числе за счет повышения содержания углерода в стали, и уменьшения суммарного обжата при волочении до уровня, обеспечивающего сохранение пластинчатого строения перлита в холоднодеформированной стали;
- устранения в структуре патентированной заготовки участков верхнего бейнита;
- повышения дисперсности перлита в патентированной заготовке и обеспечения при волочении прироста прочности в основном за счет субструктурного упрочнения при уменьшении межпластиночного расстояния в перлите;
- устранения в структуре патентированной заготовки колоний перлита с аномальной толщиной карбидной фазы за счет снижения ликвации углерода, марганца и серы в стали;
- чередования на последних переходах в маршруте волочения нормальных (не более 15,75%) и пониженных единичных обжатов: 5–7% на промежуточных переходах и 3–5% и менее на чистовом переходе (евразийский патент № 002443).

Проверка разработанной технологии волочения выполнена при деформации патентированной и латунированной заготовки диаметром 1,48 мм из особочистой стали 85 по следующему маршруту волочения [7]:

1,49 → 1,394 → 1,286 → 1,182 → 1,086 → 1,00 → 0,919 → 0,845 → 0,777 → 0,714 → 0,657 → 0,605 → 0,557 → 0,512 → 0,471 → 0,433 → 0,398 → 0,366 → 0,337 → 0,310 → 0,285 → 0,262 → 0,242 → 0,223/0,217 → 0,201/0,196 → 0,181/0,178 мм.

При этом дополнительная деформация волочением составила 5,2% после 23-го перехода, 4,95% после 24-го перехода и 3,3% после чистового перехода. Полученные свойства ультравысокопрочной латунированной проволоки диаметром 0,18 мм (числитель) по сравнению с традиционным способом волочения (знаменатель) характеризовались следующими значениями: временное сопротивление разрыву  $\sigma_b = 4083/4095$  Н/мм<sup>2</sup>, относительное удлинение на базе 200 мм  $\delta = 1,2/0,75\%$ ,  $m_n = 88/14$ . Рост переменных скручиваний в 6,3 раза свидетельствует о существенной стабилизации высокопрочного состояния холоднодеформированной проволоки.

Другой способ повышения равновесности структурного состояния высокопрочной проволоки – применение дополнительной деформации с малыми степенями готовой проволоки в линии волочильного стана, обеспечивающей [5–7] разблокировку дислокаций от атомов углерода и частичную аннигиляцию дислокаций; наведение в дополнительных плоскостях скольжения новых незакрепленных дислокаций; перераспределение прочности по сечению проволоки.

Результатом применения дополнительной деформации является стабилизация прочностных свойств с небольшим разупрочнением, возрастание  $m_n$  и снижение  $-\Delta l$ .

В работе [6] на примере канатной проволоки диаметром 2,2 мм при свивке на машине одинарного кручения экскаваторных канатов конструкции  $6 \times 36(1 + 7 + 7/7 + 14) + 7 \times 7(1 + 6)$  и латунированной проволоки диаметром 0,34 мм при свивке на машине двойного кручения металлокорда конструкции  $3 \times 0,365/9 \times 0,34 + 0,15$  НТ СС показано, что проволока после дополнительной деформации в линии волочильного стана (знакопеременным изгибом с растяжением в многороликовом правильном устройстве в первом случае и волочением с обжатием 2,0% – во втором случае) становится более устойчивой к изменению свойств в процессе последующей свивки. Так, временное сопротивление разрыву латунированной проволоки после ее дополнительной деформации волочением и после свивки практически не отличается от прочности проволоки без применения дополнительной деформации (3028 Н/мм<sup>2</sup> против 3057 Н/мм<sup>2</sup>), а пластические характеристики возрастают на 9,0% для числа скручиваний и на 25% для относительного удлинения.

Для реализации указанного подхода стабилизации свойств холоднодеформированной стали заслуживает внимания применение в линии волочильного стана дополнительного упругого деформирования (ДУД) латунированной проволоки для металлокорда в двухроликовых калибрах и волоке (табл. 1), а также при волочении с повышенной долей сжимающих напряжений в схеме деформации за счет волок без цилиндрической части (табл. 2). Причем для волок без цилиндрической части может быть использовано нормальное единичное обжатие и не требуется увеличения кратности волочильного стана. Данные, приведенные в таблицах, свидетельствуют [7], что для ДУД проволоки в двухроликовых калибрах число

переменных скручиваний возрастает на 11% при уменьшении временного сопротивления разрыву на 1,7%, а снижение доли растягивающих напряжений в схеме деформации волочением сопровождается ростом относительного удлинения проволоки на 9,0% при ее разупрочнении всего на 0,3%. При этом показатель  $Y\sigma_B$ , контролирующий усталостную долговечность холоднодеформированной проволоки [5], возрастает в 2,1 раза.

Т а б л и ц а 1. Влияние ДУД (знаменатель) на свойства латунированной проволоки из высокочистой стали 80, предварительно деформированной волочением (числитель)

Параметры	ДУД в волоке	ДУД в двухроликовых калибрах
Диаметр проволоки, мм	0,34	0,30
Суммарная степень предварительной деформации, ln $\mu$	3,40	3,56
$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	<u>3235</u> 3151	<u>3174</u> 3121
$Y\sigma_B = (\sigma_B - \sigma_{02}) / \sigma_{02}$	<u>0,84</u> 1,05	–
Число скручиваний	<u>110</u> 120	–
Число переменных скручиваний	–	<u>75</u> 83
Усталостная долговечность при изгибающем напряжении 1300 Н/мм <sup>2</sup> , циклы	<u>20550</u> 25500	–

Т а б л и ц а 2. Влияние вида волочильного инструмента (числитель – типовая волока, знаменатель – волока без цилиндрической части) на свойства латунированной проволоки из стали 80

Свойства патентированной заготовки		Свойства проволоки после предчистового перехода		Свойства проволоки диаметром 0,30 мм после чистового перехода		
диаметр, мм	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	диаметр, мм	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$Y\sigma_B = (\sigma_B - \sigma_{02}) / \sigma_{02}$	$\delta$ , %
1,7	1263	0,319	2888	<u>2991</u> 2982	<u>0,056</u> 0,12	<u>1,74</u> 1,90

Таким образом, показана принципиальная возможность формирования при волочении со сверхбольшими суммарными обжатиями высокопрочного состояния, устойчивого к изменению свойств холоднодеформированной проволоки в процессе свивки металлокорда.

### Литература

1. Фетисов В. П., Бирюков Б. А. Влияние технологии свивки методом двойного кручения на формирование остаточных кручений и прямолинейности металлокорда // Литье и металлургия. 2012. № 4. С. 45–47.
2. Фетисов В. П. Природа изменения свойств холоднодеформированной проволоки в процессе свивки высокопрочного металлокорда // Металлургия и литейное производство. 1997. № 1. С. 8–10.
3. Бирюков Б. А., Феоктистов Ю. В., Веденеев А. В. Снижение обрывности высокопрочной проволоки при свивке из нее металлокорда на машинах двойного кручения // Литье и металлургия. 2012. № 4. С. 29–34.
4. Кардонский В. М., Курдюмов Г. В., Перкас М. Д. Тонкая структура холоднодеформированной высокоуглеродистой стали // ФММ. 1963. Т. 15. Вып. 2. С. 244–253.
5. Фетисов В. П. Деформационное старение стали при волочении проволоки. Минск: Белорганкипромиздат, 1996. 120 с.
6. Фетисов В. П. Деформационное упрочнение углеродистой стали. М.: Мир, 2005. 200 с.
7. Фетисов В. П. Пластичность высокопрочной проволоки. М.: Интермет Инжиниринг, 2011. 128 с.

### References

1. Fetisov V. P., Birjukov B. A. Vlijanie tehnologii svivki metodom dvojnogo kruchenija na formirovanie ostatocnyh kruchenij i prjamolinejnosti metallokorda [Influence of technology lay in a double torsion on the formation of residual torsion and straightness of steel cord]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and Metallurgy*, 2012, no. 4, pp. 45–47.
2. Fetisov V. P. Priroda izmenenija svojstv holodnodeformirovannoj provoloki v processe svivki vysokoprochnogo metallokorda [The nature of changes in the properties of cold-wire in the process of high-strength steel cord stranding]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and Metallurgy*, 1997, no. 1, pp. 8–10.
3. Birjukov B. A., Feoktistov Ju. V., Vedeneev A. V. Snizhenie obryvnosti vysokoprochnoj provoloki pri svivke iz nee metallokorda na mashinah dvojnogo kruchenija [Reducing the high wire breakage during coiling of steel cord on her double twisting machines]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and Metallurgy*, 2012, no. 4, pp. 29–34.

4. Kardonskij V. M., Kurdjumov G. V., Perkas M. D. Tonkaja struktura holodnodeformirovannoj vysokouglerodistoj stali [The fine structure of cold high-carbon steel]. *FMM*, 1963. Т. 15. Вып. 2, pp. 244–253.
5. Fetisov V. P. *Deformacionnoe starenie stali pri volochenii provoloki* [Strain aging steel with wire drawing]. Minsk, Belorgstankinpromizdat Publ., 1996, 120 p.
6. Fetisov V. P. *Deformacionnoe uprochnenie uglerodistoj stali* [Strain hardening of carbon steel]. Moscow, Mir Publ, 2005, 200 p.
7. Fetisov V. P. *Plastichnost' vysokoprochnoj provoloki* [The ductility of high strength wire] Moscow, Internet Inzhiniring Publ., 2011, 128 p.

### **Письмо Ассоциации литейщиков Польши и выставки в г. Познани в адрес Ассоциации литейщиков и металлургов РБ от 21.10.2016 г.**

Сообщаем, что в связи с проведением 73-го Мирового Конгресса литейщиков в г. Кракове 23–27 сентября 2018 года организационный комитет Конгресса принял решение провести выставку «Творческое литье». Эта выставка будет важным элементом Конгресса.

Со-координатором выставки является Познаньская международная ярмарка. Цель выставки – ознакомить участников и гостей Конгресса с последними достижениями в современной науке, технологиях и производстве литья («высококласное литье» сегодняшнего и завтрашнего дня, которое существует только на самых современных и инновационных производствах).

Сроки выставки: с 23 по 26 сентября 2018 г.

Выставка делится на четыре раздела:

1. Исследования ведущих НИИ, теоретические и прикладные предложения.
2. Производство инновационных и уникальных литейных изделий с улучшенными характеристиками. Новые технологические решения.
3. Производство новых инновационных материалов для литейной промышленности.
4. Производство машин и оборудования высшего технического уровня для литья.

Официальный язык выставки – английский, но, учитывая посетителей из разных стран, организаторы считают возможным презентации на других языках – китайском, японском, русском и др.

Уважаемые коллеги, просим Вас распространить информацию о выставке «Творческое литье» среди фирм, НИИ и других учреждений литейной промышленности и принять участие в выставке. Мы будем рады получить от Вас список участников по эл. почте [info@73wfc.com](mailto:info@73wfc.com) или по адресу: Польская ассоциация литейщиков – Polish Foundrymen's Association – STOR, 73 Zakopianska Street, 30–418 Krakov, Poland.

*Президент Ассоциации литейщиков Польши,  
Председатель оргкомитета 73 Всемирного Конгресса литейщиков,  
Председатель выставки «Творческое литье»,  
Председатель Познаньской Международной ярмарки*



УДК 621.774.353

Поступила 08.11.2016

## ЭНЕРГОСИЛОВЫЕ ПАРАМЕТРЫ ВАЛКОВОГО ОБЖАТИЯ КОНЦЕВЫХ УЧАСТКОВ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБ

### POWER PARAMETERS OF THE PROCESS OF END FORMING OF THICK WALLED TUBES

*В. А. ТОМИЛО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Email: stamila@rambler.ru*

*V. A. TAMILA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Email: stamila@rambler.ru*

*Произведен расчет усилия, действующего на валки в радиальном направлении, аналитическим способом и с применением методов компьютерного моделирования. Расчет процесса обжима концов трубных заготовок с применением МКЭ позволил получить распределение энергосиловых параметров по времени. Отклонение экспериментальных данных от результатов аналитического расчета находится в пределах 3%.*

*Analysis of forces acting on the rolls in the radial direction made by the analytical method and with use of computer modeling techniques is made. Application of FEM has allowed to calculate distribution of power parameters of the technological process during time. The deviation of the experimental data on the results of analytical calculation is within 3%.*

**Ключевые слова.** Трубчатая заготовка, обжатие, переменный профиль, прокатка, энергосиловые параметры, метод конечных элементов.

**Keywords.** Tube blank, drafting, variable profile, rolling, power parameters, finite-element method.

#### Введение

Трубные заготовки переменного сечения в современном машиностроении находят самое широкое применение. Согласно ГОСТ 8734 [1], в зависимости от отношения наружного диаметра  $D_H$  к толщине стенки  $S$  трубы подразделяются на особотонкостенные ( $D_H/S > 40$  и трубы диаметром 20 мм и менее со стенкой 0,5 мм и менее); тонкостенные ( $12,5 < D_H/S < 40$  и трубы диаметром 20 мм и менее со стенкой 1,5 мм); толстостенные ( $6 < D_H/S < 12,5$ ); особотолстостенные ( $D_H/S < 6$ ).

Наиболее распространенным типом толстостенных трубных заготовок переменного профиля являются трубная заготовка с обжатым концом с одной стороны – цапфа или с обоих концов – ось (рис. 1).

Основными видами нагрузок на детали толстостенного трубного сечения являются изгиб, кручение и совместное действие изгиба и кручения. Использование в конструкции заготовки трубного сечения позволяет добиться уменьшения расхода металла и облегчения веса. Другое важное свойство полых деталей – они менее чувствительны к концентрации напряжений при циклических нагрузках, в особенности при упрочнении ППД, так как возникающие в них остаточные напряжения смещаются ближе к поверхности и превосходят по величине остаточные напряжения, возникающие в сплошных деталях того

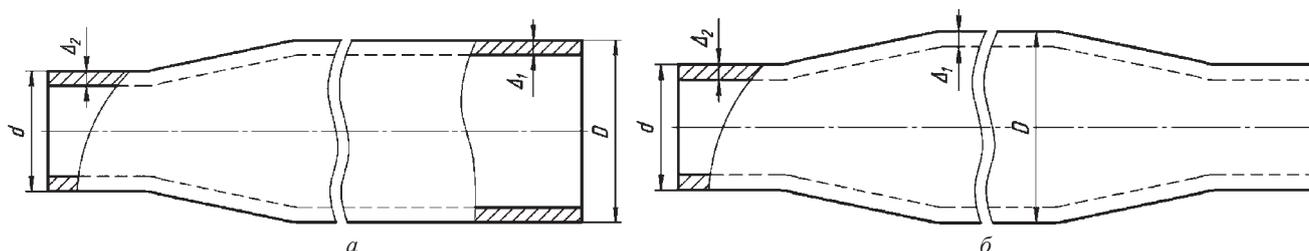


Рис. 1. Трубные заготовки с обжатым одним концом (цапфа) (а) и двумя концами (ось) (б)

же диаметра. Таким образом, наличие в полой детали продольного отверстия изменяет напряженное состояние детали и обеспечивает высокие эксплуатационные качества [2].

При этом основными качественными характеристиками данного типа заготовок являются отношения  $d/D$  и  $\Delta_2/\Delta_1$ . Первое отношение (коэффициент обжима) характеризует степень обжатия заготовки при формообразовании и зависит от конструкции конечной детали и возможностей технологии и оборудования. Второе отношение характеризует степень текучести металла при обжатии и зависит в первую очередь от состояния материала и особенностей технологии и оборудования.

Для обжима толстостенных трубных заготовок в настоящее время разработан и применяется ряд технологий, которые можно условно разделить на две группы. К первой группе можно отнести технологии, которые основаны на применении серийно выпускаемого кузнечно-прессового оборудования (обжим в штампах, обжим с применением ротационных машин и т. д.) [3]. Ко второй группе следует отнести технологии, основанные на применении оригинальных способов формообразования (поперечно-клиновое или поперечно-винтовое прокатка, прокатка в профилированных валках и т. д.).

### Конструкция и работа автоматизированного комплекса для точного формообразования наружных поверхностей переменного профиля

Экспериментальные исследования проводили на установке обжима концевых участков толстостенных труб. В качестве образцов применяли трубчатые заготовки. Внешний диаметр – 121 мм, внутренний – 85 мм, длина заготовок варьировалась. Материал заготовок – Сталь 40Х ГОСТ 4543-71 и технический свинец.

Схема установки и внешний вид показаны на рис. 2, а, б.

Комплекс работает следующим образом. Детали укладываются в механизм загрузки 1, который при работе поштучно выдает заготовки манипулятору, находящемуся в позиции загрузки. Затем заготовку манипулятором перемещают на позицию нагрева и подают в индуктор 2, где происходит ее нагрев до ковочной температуры от генератора ТВЧ 3. Длина нагреваемой части заготовки 270–300 мм. Далее заготовку извлекают из индуктора и укладывают манипулятором на направляющую. На направляющей толкатель, установленный согласно длине детали, перемещает заготовку к прокатной клетке 4. Прокатная клетка представляет собой две плиты, между которыми через 120° располагаются барабаны с установленными в них корпусами валков. Корпуса валков имеют возможность поворота вокруг своей оси для изменения угла подачи. Привод осуществляется от электродвигателя через цепную передачу и механизм винт–гайка. Межвалковый зазор регулируется нажимными винтами с контргайками. Вращающиеся валки за счет отличного от нуля угла подачи производят захват заготовки и обжим, в процессе которого заготовка вращается и перемещается вдоль своей оси. При достижении обжатой частью заготовки необходимой длины происходит автоматическое изменение угла подачи в область отрицательных значений, что позволяет вывести поковку из межвалкового зазора и получить калиброванный переходный конусный участок между обжатой и необжатой частями поковки. После обжима заготовку выводят из клетки выталкивателем, установленным на выходной стороне клетки, и манипулятором перемещают к механизму сброса.

Технические характеристики комплекса приведены ниже.

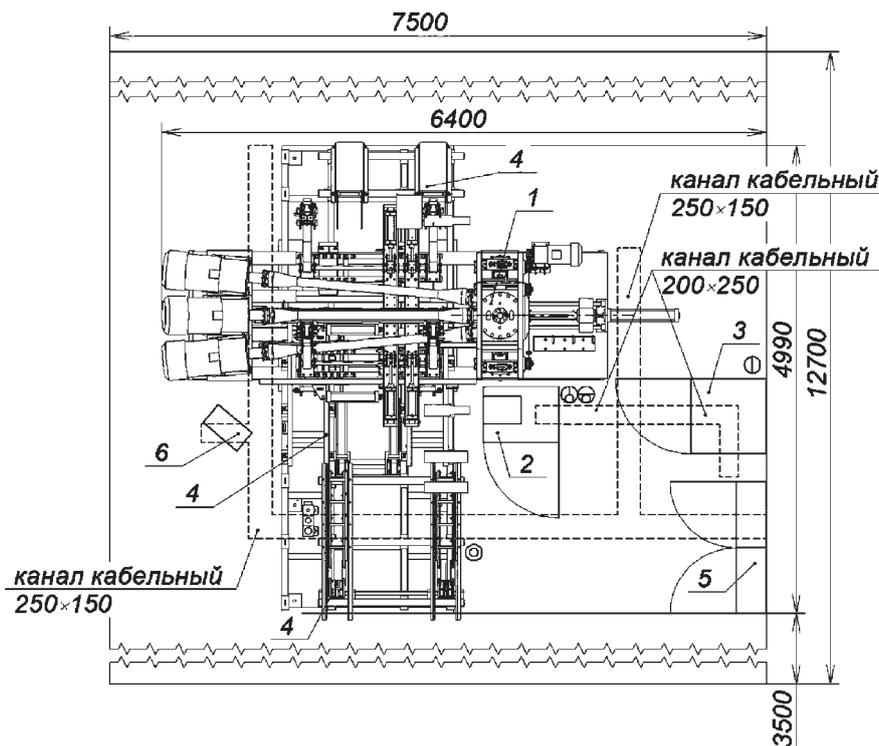
Мощность привода валка, кВт	11
Количество валков	3
Диаметр валка в точке пережима, мм	300
Частота вращения валков, об/мин	20
Угол раскатки, град	6
Угол подачи, град	Регулируется от –10 до +10

### Энергосиловые параметры

Определение необходимого момента и усилия начинается с нахождения площади контактной поверхности между валком и заготовкой.

Ширину контактной поверхности рассчитывали по уравнению, полученному А. И. Целиковым [4]:

$$b_x = \sqrt{\frac{D_x[\Delta r_x d_x + 2(\Delta r_x)^2]}{D_x + d_x + 2\Delta r_x}}, \quad (1)$$



a



b

Рис. 2. Автоматизированный комплекс для точного формообразования наружных поверхностей переменного профиля: а – 1 – средства механизации (механизм загрузки, манипуляторы, механизм сброса); 2 – индукционный нагреватель; 3 – ТВЧ генератор; 4 – клеть прокатная; 5 – система управления; б – пульт управления (рабочее место оператора); б – внешний вид

где  $D_x$  – диаметр валка в заданном сечении:  $D_x = D_0 + 2l_x \operatorname{tg} \alpha$  ( $D_0$  – диаметр цилиндрической части валка;  $l_x$  – расстояние от входа в очаг деформации до заданного сечения;  $\alpha$  – угол конусности поверхности валка);  $\Delta r_x$  – уменьшение радиуса валка за 1/3 оборота (частное обжатие);  $d_x$  – диаметр заготовки в заданном сечении:  $d_x = d_0 + 2l_x \operatorname{tg} \alpha$  ( $d_0$  – диаметр исходной заготовки).

В процессе поперечно-винтовой прокатки поверхности валков вследствие своей конусности по ходу прокатки сближаются. За 1/3 оборота величина сближения найдена по уравнению:

$$\Delta r_x = \frac{\pi}{2} d_x \frac{A_{1x}}{A_x} \frac{D_1}{D_x} \frac{\eta_0}{\eta_T} \xi \operatorname{tg} \gamma \operatorname{tg} \alpha, \quad (2)$$

где  $A_{1x}$ ,  $A_x$  – соответственно площадь поперечного сечения заготовки с учетом и без учета внутренней полости;  $D_1$  – диаметр валка в зоне пережима;  $\eta_0$  – коэффициент скольжения заготовки по поверхности валка в осевом направлении;  $\eta_T$  – коэффициент скольжения заготовки по поверхности валка в танген-

циальном направлении (в практических расчетах принимается 0,96–0,98);  $\xi$  – коэффициент овальности (принимается 1,018–1,104);  $\gamma$  – угол между осью валка и осью заготовки.

Площадь поперечного сечения заготовки без учета внутренней полости:

$$A_x = d_x^2 \frac{\pi}{4}$$

Площадь поперечного сечения заготовки с учетом внутренней полости:

$$A_{1x} = (d_x^2 - d_1'^2) \frac{\pi}{4}$$

где  $d_1'$  – диаметр внутренней полости заготовки в заданном сечении.

Площадь контактной поверхности:

$$A_d = \sum \frac{b_x + b_{x+1}}{2} \Delta l$$

где  $\Delta l$  – длина рассматриваемого участка очага деформации.

При поперечной прокатке, как и при винтовой, истечение металла происходит в осевом и тангенциальном направлениях заготовки. Однако при выводе формулы для определения величины  $b$  предполагалось, что истечение металла происходит только в направлении оси заготовки.

Такой характер истечения металла возможен при прокатке узких шайб в валках с гладкой бочкой. При прокатке в условиях, где заготовка имеет длину, соизмеримую с ее диаметром, только часть металла смещается в осевом направлении. Другая часть металла смещается в тангенциальном направлении заготовки и идет на овализацию или уширение последней.

Промежуточные результаты расчетов представлены в табл. 1.

Таблица 1. Промежуточные результаты расчетов и исходные данные

$d_x$ , мм	$A_x$ , мм <sup>2</sup>	$d_1'$ , мм	$A_{1x}$ , мм <sup>2</sup>	$D_1$ , мм	$D_x$ , мм	$\eta_0$	$\eta_T$	$\xi$	$\gamma$ , град	$\alpha$ , град	$\Delta r_x$ , мм	$b_x$ , мм
121	11499	82,98	6091,01	300	266	0,77	0,97	1,1	5	18,78	2,9642	15,96
114,2	10242,9	76,18	5684,91		272,8						2,8582	15,43
107,4	9059,38	69,38	5278,8		279,6						2,7534	14,88
100,6	7948,51	62,58	4872,69		286,4						2,6449	14,31
93,8	6910,28	55,78	4466,58		293,2						2,5438	13,72
87,83	6058,65	51,51	3974,77		299,17						2,3694	12,94
87	5944,68	51	3901,86		300						2,3416	12,82

По мере того, как число 1/3 оборотов заготовки растет, фактическая величина частного обжатия  $\Delta r$  все больше увеличивается по сравнению с теоретической. В результате возрастает и фактическая ширина контактной поверхности металла с валком. Для компенсации данной погрешности в уравнение (2) введен коэффициент овальности  $\xi$ .

На прокатываемую заготовку действует усилие  $F$  со стороны верхнего валка. Соответственно на валок действует такое же усилие в обратном направлении. Усилие прокатки направлено под углом  $\varphi$  к вертикальной оси и проходит через ось прокатываемой заготовки (рис. 3).

Для определения давления на валки предварительно были определены следующие величины: средняя вытяжка  $\lambda = A_0/A_2$  ( $A_0, A_2$  – соответственно площади поперечного сечения исходной и полученной заготовки); среднее обжатие  $\varepsilon = 1 - 1/\lambda$ ; величина  $\delta = \mu\sqrt{2D/\Delta h}$  ( $\mu$  – коэффициент трения по уравнению Эжелунда);  $D$  – средний диаметр валка в очаге деформации:  $D = (D_0 + D_1)/2$  ( $D_0, D_1$  – соответственно диаметр цилиндрической части валка и диаметр валка в зоне пережима);  $\Delta h$  – расчетная величина, определяемая согласно уравнению:  $\Delta h = h\varepsilon$  ( $h$  – высота контактной поверхности в очаге деформации:  $h = A_0/d_0$ ).

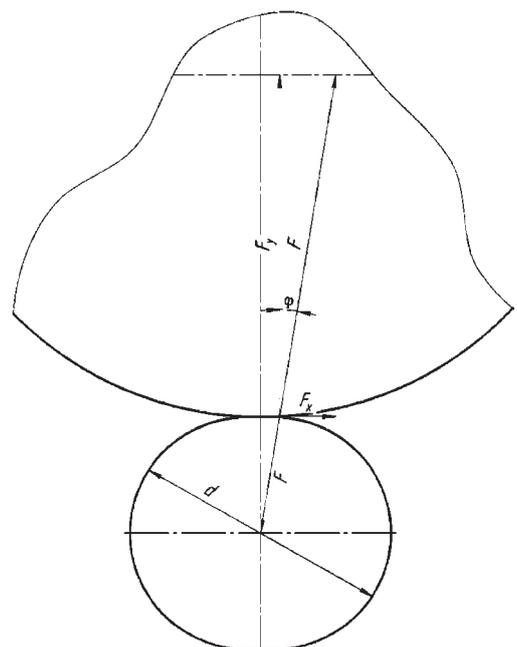


Рис. 3. Схема направления усилия, действующего на валок со стороны заготовки

Исходя из значений среднего обжатия  $\varepsilon$  и величины  $\delta$  по номограмме определено значение отношения среднего давления к среднему сопротивлению деформации  $k_w / 1,15k_f = 1,25$ .

Среднее сопротивление деформации вычислено по уравнению:

$$k_f = k_{f0} k_{\phi} k_{\dot{\phi}} k_v,$$

где  $k_{f0}$  – начальное сопротивление деформации;  $k_{\phi}$ ,  $k_{\dot{\phi}}$ ,  $k_v$  – термодинамические коэффициенты, учитывающие влияние степени деформации, скорости деформации и температуры протекания процесса соответственно.

Усилие  $F$ , действующее на валок, вычислено по уравнению:

$$F = k_w A_d,$$

$$F = 103,701 \cdot 792,295 = 82161,78 \text{ Н} = 82,2 \text{ кН}.$$

Если пренебречь относительно малым моментом, вызываемым горизонтальной силой (рис. 3), то момент прокатки можно определить по уравнению:

$$M_d = Fa,$$

где  $a$  – плечо приложения силы.

Согласно А. И. Целикову, плечо приложения силы может быть найдено по приближенному уравнению [4]:

$$a = \frac{D + d}{2} \frac{b_m}{d},$$

где  $d$  – средний диаметр заготовки в очаге деформации:  $d = (d_0 + d_1)/2$  ( $d_0, d_1$  – соответственно диаметр исходной заготовки и диаметр полученной заготовки);  $b_m$  – определен по уравнению:  $b_m = A_d / l_d$  ( $l_d$  – длина очага деформации:  $l_d = \sqrt{D\Delta h / 2}$ ).

Для осуществления процесса необходима мощность (без учета трения в опорных шейках валков), вычисляемая по уравнению:

$$P = M_d \frac{\pi n}{30}.$$

Для получения не только предельных значений параметров, но и их распределения во времени, произведен численный расчет обжима концевых участков толстостенных труб с применением метода конечных элементов (МКЭ).

Схема валкового обжима приведена на рис. 4. Три приводных валка равномерно расположены вокруг оси прокатки. Наклон осей валков на угол подачи  $\alpha$  по отношению к оси прокатки способствует перемещению заготовки вдоль оси прокатки при вращении валков. В расчетной модели добавлены направляющая и толкатель. Направляющая препятствует уходу заготовки с оси прокатки, а толкатель предназначен для перемещения заготовки к валкам до формирования устойчивого контакта и захвата заготовки валками. В модели валки приняты абсолютно жесткими телами, учтен теплообмен заготовки с валками и окружающей средой. Трение и теплообмен с направляющей и толкателем не учитываются. Остальные параметры процесса приведены в табл. 2.

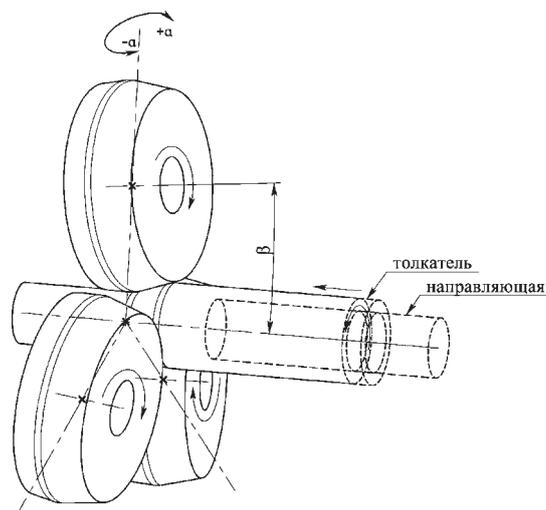


Рис. 4. Схема валкового обжима

Таблица 2. Параметры процесса обжима

Начальная температура заготовки, °С	1250
Температура прокатных валков, °С	150
Материал заготовки	Сталь 40Х
Скорость вращения валков, об/мин	20
Скорость перемещения толкателя, мм/с	1
Коэффициент трения между заготовкой и инструментом	0,7

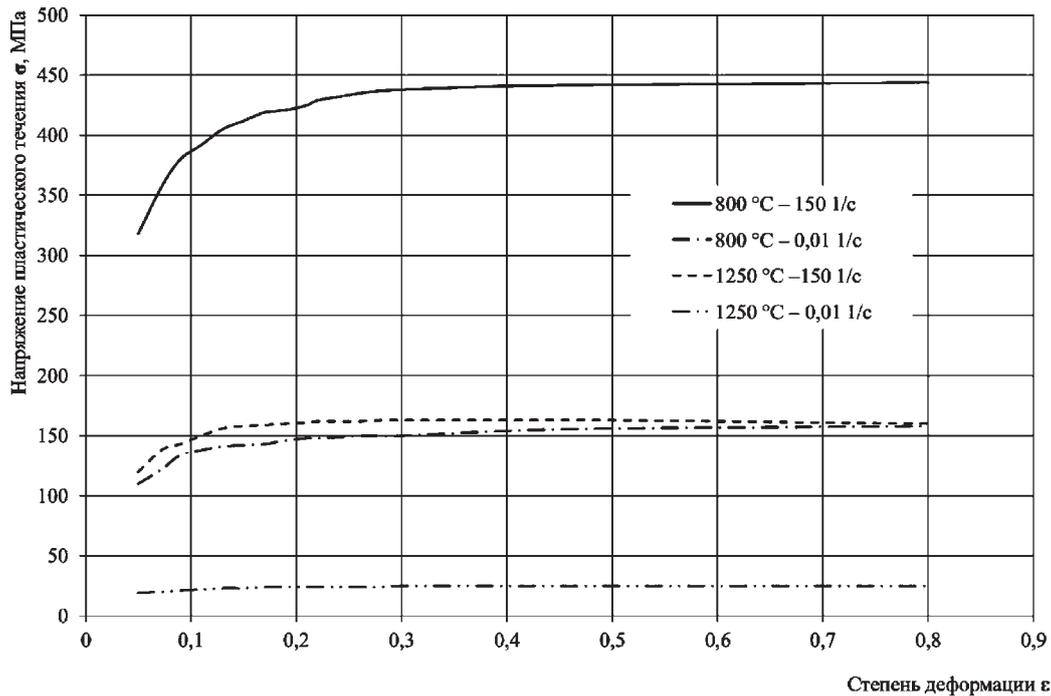


Рис. 5. Свойства стали 40X

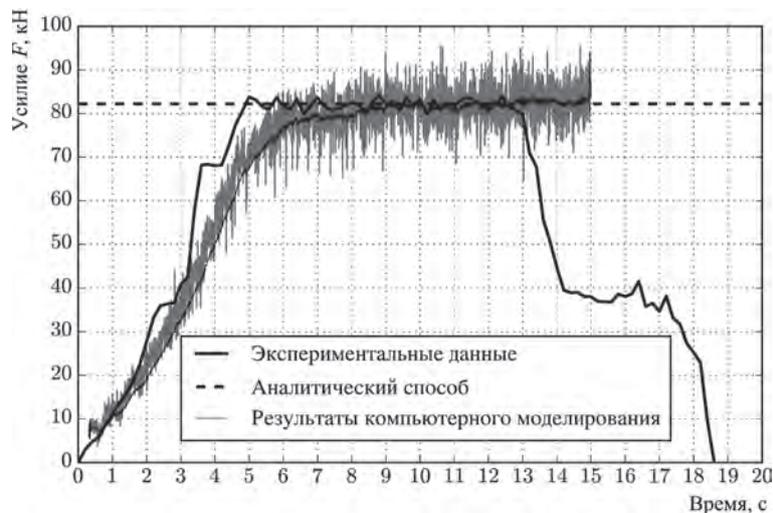


Рис. 6. Зависимость усилия прокатки от времени

Заготовка разбита на восьмигранные конечные элементы. Зависимость  $\sigma$ – $\epsilon$  для стали 40X приведена на рис. 5.

Построенная модель применена для моделирования валкового обжима, параметры проведения которого приведены в табл. 2. В результате расчета получены зависимости усилия и момента прокатки от времени.

Зависимость усилия прокатки от времени показана на рис. 6, зависимость момента прокатки от времени – на рис. 7.

На рисунках серым цветом показаны данные, полученные при расчете методом конечных элементов. В данном виде зависимость представляет собой временной ряд с краткосрочными колебаниями. Колебания кривой на графиках объясняются изменением площади контакта заготовки с валками в процессе расчета. Для сглаживания кривых они были подвергнуты обработке, черным цветом показаны кривые после обработки, представляющие собой скользящее среднее по десяти точкам. Пунктирная линия показывает значения усилия и момента прокатки, полученные при аналитических расчетах. Отклонение результатов моделирования от результатов аналитических расчетов находится в пределах 4% для усилия прокатки и 15% для момента прокатки. Высокое отклонение в случае момента прокатки вызвано, видимо, погрешностью при определении геометрических параметров очага деформации, а следовательно, и плеча приложения силы при аналитических расчетах.

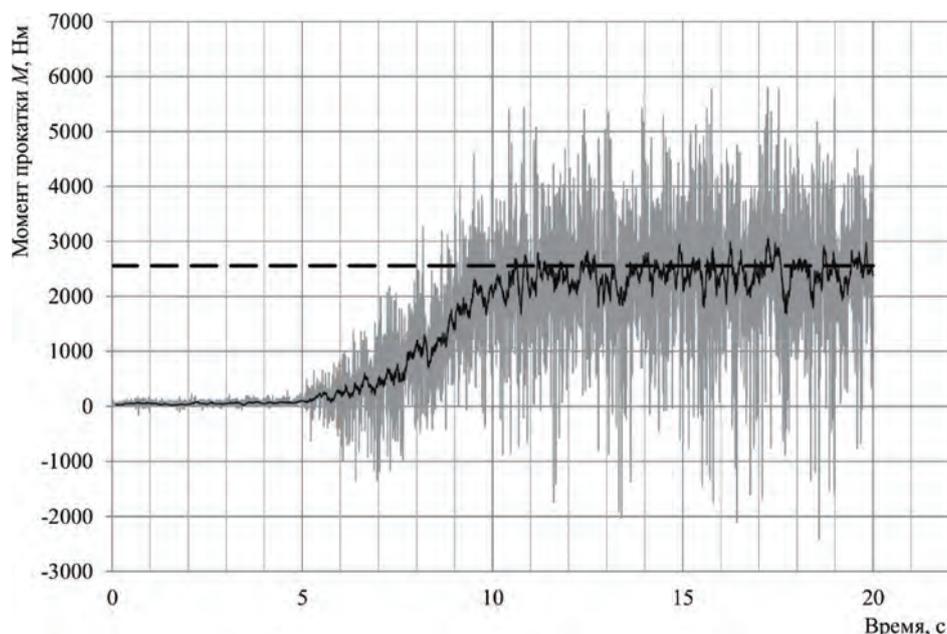


Рис. 7. Зависимость момента прокатки от времени

На рис. 6 также приведена зависимость, полученная в ходе проведения эксперимента. При установившемся процессе отклонение усилия от значений, полученных в ходе расчетов, находится в пределах 3%. Затем происходит резкое падение усилия, соответствующее реверсу валков. Выталкивание заготовки из межвалкового зазора происходит при усилиях 40 кН.

### Выводы

Произведен расчет усилия, действующего на валки в радиальном направлении, аналитическим способом и с применением методов компьютерного моделирования. Расчет процесса обжима концов трубных заготовок с применением МКЭ позволил получить распределение энергосиловых параметров по времени. Отклонение данных математического моделирования от данных аналитического расчета находится в пределах 4% для усилия и 15% для момента прокатки. Отклонение экспериментальных данных от результатов аналитического расчета находится в пределах 3%.

Соответствие результатов моделирования экспериментальным данным позволяет говорить об адекватности построенной модели, которая может использоваться для проведения исследований с различными входными данными с целью получения энергосиловых, кинематических и других параметров, а также напряженно-деформированного состояния.

### Литература

1. **Трубы** стальные бесшовные холоднодеформированные. Сортамент: ГОСТ 8734-75. М.: Стандартинформ, 2007. 12 с.
2. **Полюе** оси и валы / Л. М. Школьник [и др.]. М.: Машиностроение, 1968. 183 с.
3. **Технологии** изготовления и обработки специальных периодических профилей / В. В. Клубович, В. А. Томило. Минск: БНТУ, 2007. 298 с.
4. **Расчет** энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением: Справ. изд. / А. Хензель, Т. Шпиттель; пер. с нем. М.: Metallurgija, 1982. 360 с.

### References

1. **Truby stal'nye besshovnye holodnodeformirovannye. Sortament** [State Standard 8734-75. Seamless steel tubes cold deformed. Range]. GOST 8734-75.. Moscow, Standartinform Publ., 2007. 12 p.
2. **Shkol'nik L. M. i dr. Polye osi i valy** [Hollow axles and shafts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1968. 183 p.
3. **Klubovich V. V., Tomilo V. A. Tehnologii izgotovleniya i obrabotki special'nyh periodicheskikh profilej** [Technology of production and processing of special periodic profiles]. Minsk, BNTU Publ., 2007. 298 p.
4. **Henzel' A., Shpittel' T. Raschet jenergosilovyh parametrov v processah obrabotki metallov davleniem: Sprav. izd.** [Calculation of power parameters in metal forming processes: Ref. ed.]. Moscow, Metallurgija Publ., 1982. 360 p.



УДК 621.771.014.2

Поступила 16.11.2016

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОКАТКИ ПОЛОСЫ С ПЕРЕМЕННЫМ ОБЖАТИЕМ И ИЗГИБОМ КОНЦЕВОГО УЧАСТКА MODELING OF STRIP'S ROLLING WITH VARIABLE COMPRESSION AND AN ELEMENT END'S BENDING

Л. А. ИСАЕВИЧ, Д. М. ИВАНИЦКИЙ, М. Л. НЕСТЕРОВИЧ, А. Д. КРИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.  
E-mail: maxim03021992@gmail.com

L. A. ISAEVICH, D. M. IVANICKIY, M. L. NESTEROVICH, A. D. KRICKIJ, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: maxim03021992@gmail.com

Проведено моделирование процесса прокатки полосы с переменным обжатием и изгибом концевого участка. Получена компьютерная модель полуфабриката для изготовления чеки тормозной колодки железнодорожного транспорта. Рассчитаны значения коэффициентов теплопередач при контакте заготовки с воздухом, валком и оправкой. Определена температура нагрева заготовки для соблюдения оптимальных условий прокатки. Установлено распределение напряжений в очаге деформации и падение температуры заготовки по мере протекания процесса прокатки.

Modeling of process of strip's rolling with variable compression and an end's bending was carried out. The computer model of production of a brake shoe pin of railway transport was defined. The values of the heat transfer coefficients during the contacts of workpiece with air, and the mandrel roll were defined. The heating temperature of the workpiece is required to comply conditions of rolling was identified. Tension distribution in hotbeds of deformation and the fall of the workpiece temperature as the flow of the rolling process has been fixed.

**Ключевые слова.** Моделирование прокатки, распределение напряжений, распределение температуры.

**Keywords.** Modeling of rolling, stress distribution, temperature distribution.

В настоящее время исследование различных технологических процессов тесно связано с использованием пакетов прикладных программ, моделирующих ту или иную ситуацию и дающих практически полную сходимость с экспериментальными данными. Работа этих программ основана на методе конечных элементов – разбиении тела на заданное количество элементов и поиске решения поставленной задачи. Так, был смоделирован процесс прокатки полосы с переменным обжатием и изгибом ее концевого участка. Модель прокатки заключается в том, что нагретую заготовку 1 размещают на профилированной оправке 2, которая затягивается приводными валками 3 и 4 в зазор между ними и прокатывается переменный профиль (рис. 1) [1]. Такая технология прокатки используется при изготовлении чеки тормозной колодки железнодорожного транспорта. Эскиз готового изделия показан на рис. 2.

Целью моделирования было исследование течения металла, а также распределение напряжений и температуры заготовки в очаге деформации по мере протекания процесса прокатки. В качестве начальных условий выбраны: исходные размеры заготовки – 12×20×228 мм; материал заготовки – сталь 45 ГОСТ 1050-88 [2]; коэффициент трения между верхним валком и заготовкой, оправкой и заготовкой  $f = 0,3$  [3]; материал валков и оправки – Сталь 5ХНМ ГОСТ

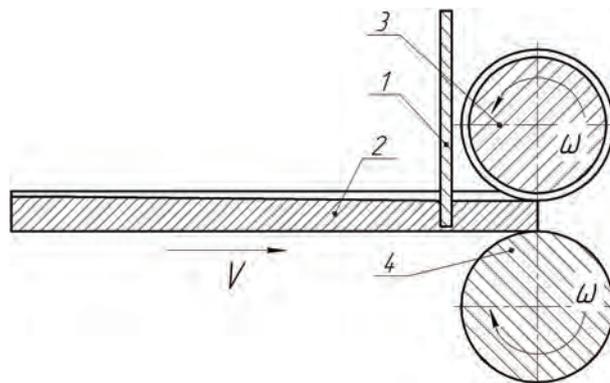


Рис. 1. Схема модели процесса прокатки: 1 – заготовка; 2 – профилированная оправка; 3 – профилированный валок; 4 – гладкий валок

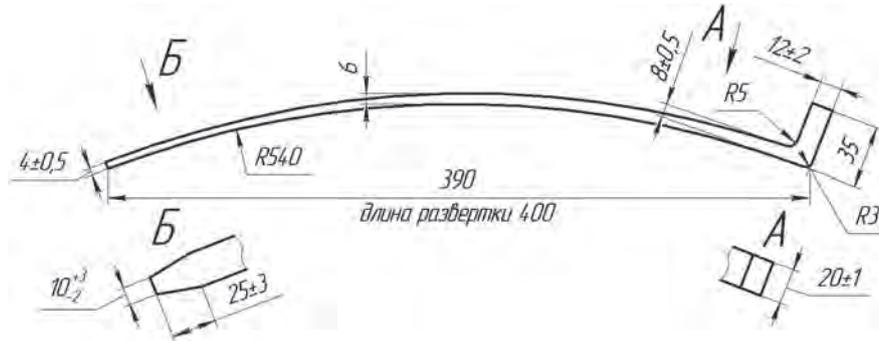


Рис. 2. Эскиз готового изделия

5950-2000; температура заготовки перед началом прокатки  $t_0 = 900$  °С; температура валков и оправки  $t_b = 150$  °С; температура окружающего воздуха  $t_{\text{воз}} = 20$  °С; скорость вращения валков  $\omega = 1,256$  рад/с; длительность процесса прокатки – 5 с.

Чтобы определить значение температуры заготовки в любой момент времени, необходимо вычислить коэффициент теплоотдачи.

Процесс теплообмена наружной поверхности заготовки с окружающим воздухом происходит за счет конвекции и лучеиспускания и характеризуется коэффициентом теплоотдачи. Это характерно при переносе заготовки от места нагрева к прокатному стану. Коэффициент теплоотдачи можно вычислить по формуле [4]

$$\alpha_{\text{л+к}} = \frac{4,54 \left[ \left( \frac{t_0 + 273}{100} \right)^4 - \left( \frac{t_{\text{воз}} + 273}{100} \right)^4 \right]}{t_0 - t_{\text{воз}}} + 2,56 \sqrt[4]{t_0 - t_{\text{воз}}} =$$

$$= \frac{4,54 \left[ \left( \frac{900 + 273}{100} \right)^4 - \left( \frac{20 + 273}{100} \right)^4 \right]}{900 - 20} + 2,56 \sqrt[4]{900 - 20} = 111,23 \text{ Вт} / (\text{м}^2 \cdot \text{°С}) \quad (1)$$

При прокатке за один проход температура заготовки падает за счет теплопроводности при контакте с деформирующим инструментом (валком и оправкой) и прирастает за счет работы деформации [3]

$$t_1 = t_0 + \Delta t_{\text{д}} - \Delta t_{\text{к}}, \quad (2)$$

где  $\Delta t_{\text{д}}$  – прирост температуры за счет работы деформации;  $\Delta t_{\text{к}}$  – потери температуры за счет контакта с валком и оправкой.

Согласно закону Фурье, можно записать, что плотность теплового потока составляет [4]:

$$q = -\lambda \text{ grad } T = -\lambda \frac{dT}{dx}, \quad (3)$$

где  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности;  $\text{grad } T$  – градиент температуры.

Коэффициент теплопроводности для стали 5ХНМ, из которой изготовлены валки и оправка, при  $t_b = 150$  °С равен  $\lambda \approx 43$  Вт/(м<sup>2</sup>·°С) [5]. Если принять, что градиент температуры изменяется по линейному закону, а длина прокатываемого участка  $l = 0,4$  м, то можно определить коэффициент теплоотдачи от заготовки к валку и оправке

$$\alpha = \frac{\lambda}{l} = \frac{43}{0,4} = 107,5 \text{ Вт} / (\text{м}^2 \cdot \text{°С}). \quad (4)$$

Значение коэффициента теплоотдачи, полученное по формуле (4), используем для моделирования.

В случае экспериментального исследования процесса необходимо учитывать контакт заготовки с воздухом при переносе ее от места нагрева к прокатному стану, что приводит к потерям ее температуры. Поэтому температуру нагрева заготовки обычно принимают больше температуры деформирования. Примем допущение, что от места нагрева к прокатному стану заготовку перемещают в течение времени  $\tau = 7$  с. Тогда потери по закону охлаждения Ньютона составят [4]

$$Q = \alpha_{л+к} F (t_0 - t_в) \tau = 111,23 \cdot 0,0151 \cdot (900 - 20) \cdot 7 = 10346,17 \text{ Вт}, \quad (5)$$

где  $F$  – площадь контактируемой с воздухом поверхности, равная  $0,0151 \text{ м}^2$ . С другой стороны, потери будут равны [4]

$$Q = cm\Delta t, \quad (6)$$

где  $c$  – средняя теплоемкость, для стали 45 составляет  $695 \text{ Дж/(кг } ^\circ\text{C)}$  [5];  $m$  – масса заготовки, равная  $0,428 \text{ кг}$ ;  $\Delta t$  – падение температуры при переносе от места нагрева к прокатному стану.

С учетом формул (5) и (6) падение температуры в заготовке составит

$$\Delta t = \frac{Q}{cm} = \frac{10346,17}{695 \cdot 0,428} = 34,78 \text{ } ^\circ\text{C}, \text{ округлим до } 40 \text{ } ^\circ\text{C}. \quad (7)$$

Принимая во внимание, что температура деформирования заготовки должна составлять не менее  $900 \text{ } ^\circ\text{C}$  [5], примем температуру ее нагрева  $t_{\text{нагр}} = 940 \text{ } ^\circ\text{C}$ . Теперь с учетом пересчитанного значения коэффициента теплоотдачи  $\alpha_{л+к} = 120,57 \text{ Вт/(м}^2 \cdot ^\circ\text{C)}$  вычислим по формулам (5) и (7) падение температуры заготовки при ее переносе от места нагрева к прокатному стану

$$Q = 120,57 \cdot 0,0151 \cdot (940 - 20) \cdot 7 = 11724,6 \text{ Вт},$$

$$\Delta t = \frac{11724,6}{0,428 \cdot 695} = 39,41 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Таким образом, температура нагрева заготовки  $t_{\text{нагр}} = 940 \text{ } ^\circ\text{C}$  является необходимой для соблюдения температурных условий процесса прокатки.

Условно процесс разбиваем на десять шагов, каждый через  $0,5 \text{ с}$ . На рис. 3 показаны основные переходы процесса прокатки.

По результатам моделирования получили значения напряжений в очаге деформации. На рис. 4 показана расчетная модель эпюры нормальных контактных напряжений, состоящей из  $n$  элементов по длине  $L$  очага деформации. Здесь же различными цветами на шкале

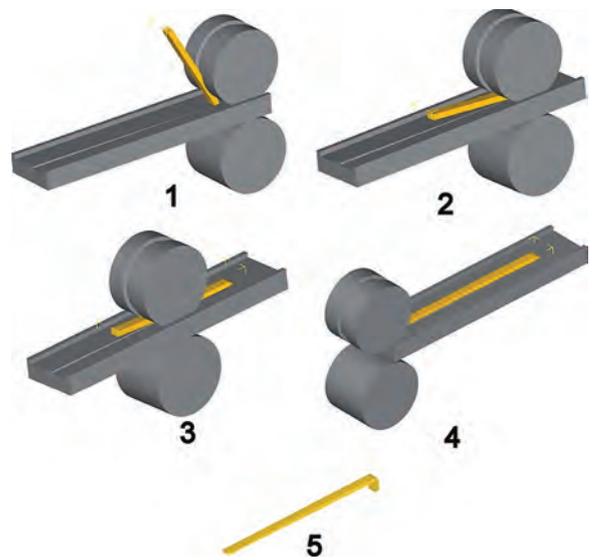


Рис. 3. Протекание процесса прокатки: 1 – касание валком заготовки; 2 – изгиб и укладывание заготовки на оправку; 3 – процесс прокатки с переменным обжатием; 4 – прокатка завершена; 5 – прокатанная чека

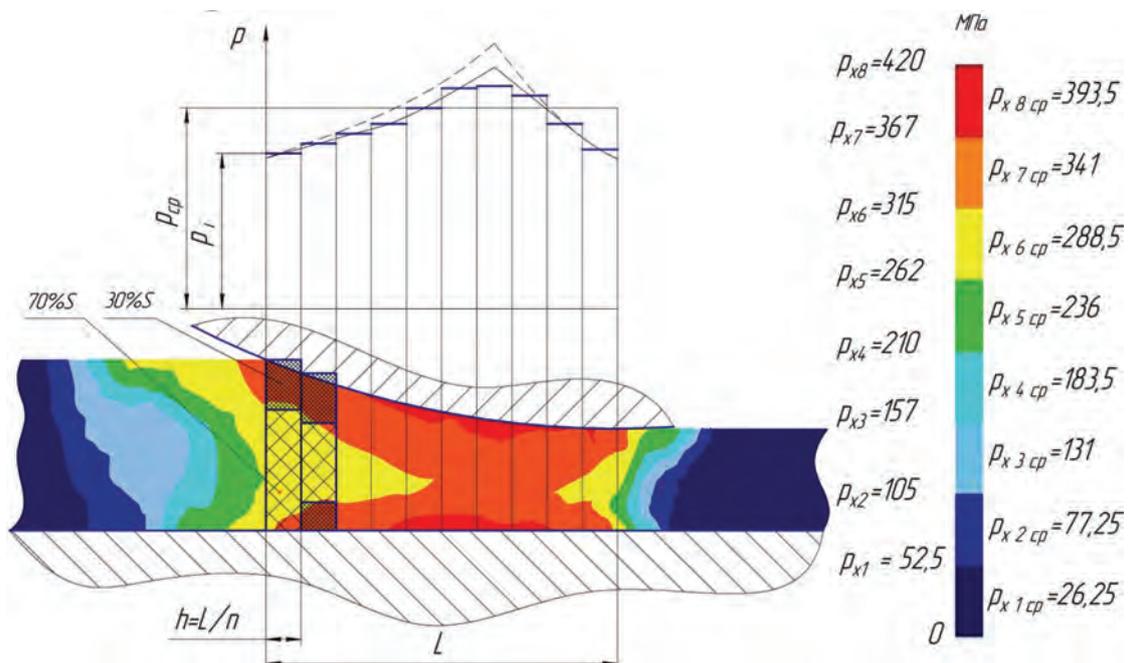


Рис. 4. Эпюра распределения напряжений в очаге деформации

показано распределение напряжений от  $p_{xi}$  до  $p_{x(i+1)}$ . Для каждого элемента, обозначенного определенным цветом, находим среднее значение напряжений:

$$p_{xi_{cp}} = \frac{p_{xi} + p_{x(i+1)}}{2} \quad (8)$$

Для нахождения значений нормальных контактных напряжений в каждом из элементов определяем процентное соотношение площадей средних значений напряжений  $p_{xi}$ . Фигуры неправильной формы, выделенные различным цветом в каждом из элементов очага деформации (рис. 4) с допустимой погрешностью, представляем в виде прямоугольников. Например, в первом элементе 30% от общей площади участка с напряжением 341 МПа, 70% – 288,5 МПа.

Модель процесса прокатки импортировали в масштабе 1:1, поэтому площади, на которых представлены напряжения одного значения, определяли измерением. Нормальное контактное напряжение равно сумме средних напряжений  $p_{xi_{cp}}$ , умноженных на отношение площади с  $i$ -м напряжением к общей площади:

$$p_i = \sum_{i=1}^k (p_{xi_{cp}} m_i S), \quad (9)$$

где  $k$  – количество напряжений различной величины, показанных на данном участке;  $m$  – процентное отношение площади с  $i$ -м напряжением к общей площади элемента.

По серединным точкам нормального контактного напряжения каждого из элементов построена сглаживающая кривая.

Среднее значение напряжений вычисляем делением суммы нормальных контактных напряжений на количество участков разбиения:

$$p_{cp} = \frac{\sum_{i=1}^n p_i}{n}, \quad (10)$$

где  $n$  – количество конечных элементов, представленных в очаге деформации.

Построенная по результатам моделирования эпюра нормальных контактных напряжений имеет значения несколько меньшие, чем теоретическая эпюра распределения напряжений в очаге деформации (штриховая линия на рис. 4), что объясняется допустимыми погрешностями методик расчета и моделирования.

Значения температуры принимали для серединной области очага деформации. Величину обжатия по мере протекания процесса прокатки измеряли с использованием моделирующей программы. Результаты моделирования приведены в таблице.

Результаты моделирования процесса прокатки

Описание	Время $\tau$ , с	Обжатие $\Delta h$ , мм	Среднее напряжение $p_{cp}$ , МПа	Температура в очаге деформации $t$ , °С
Прокатка не началась	0	0	0	900
Касание валком заготовки	0,5	0	175	882,5
Укладывание заготовки на оправку	1	4	289,5	795
Процесс прокатки	2	5,1	336,2	741
	3	6	355	732,5
	4	7,3	370	729
	4,5	8	378,8	724
Прокатка завершена	5	–	–	–

На основании полученных данных построили график изменения среднего нормального контактного напряжения и температуры в течение процесса прокатки. Как видно из рис. 5, сопротивление деформации по мере протекания процесса прокатки возрастает. Это связано с постоянным нарастанием обжатия и падением температуры заготовки в очаге деформации. Скачок напряжения от 175 до 289,5 МПа связан с падением пластичности заготовки ввиду наибольшего снижения температуры, которое обусловлено изгибом и укладыванием заготовки на оправку. До полного укладывания заготовки на оправку теплообмен происходит только со стороны профилированного вала, а затем – с обеих сторон.

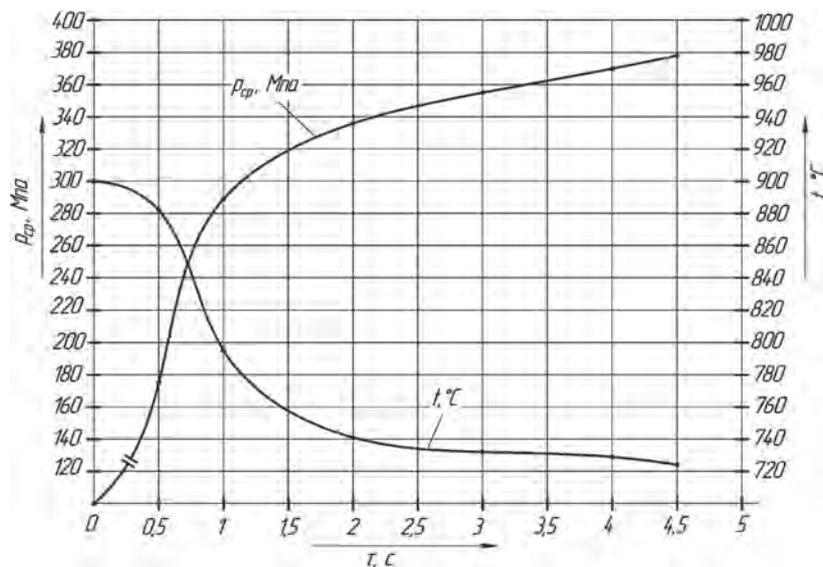


Рис. 5. Изменения среднего напряжения и температуры в течение процесса прокатки

### Выводы

1. Рассчитано падение температуры заготовки при переносе ее от места нагрева к прокатному стану. Определена необходимая температура нагрева для соблюдения условий прокатки.
2. Рассчитано значение коэффициента теплоотдачи от заготовки к валку и оправке при прокатке.
3. В результате моделирования было установлено распределение напряжений в очаге деформации.
4. Определено падение температуры заготовки в очаге деформации по мере протекания процесса прокатки.

### Литература

1. Исаевич Л. А. Технология изготовления полосовых заготовок переменной толщины с использованием локального изгиба / Л. А. Исаевич, В. А. Король, М. И. Сидоренко, Д. М. Иваницкий, В. И. Пушкевич // Материалы международной научно-технической конференции профессоров, преподавателей, научных работников, аспирантов и студентов БНТУ. Минск: БНТУ, 2013. С. 343.
2. ГОСТ 1203-75. Чека тормозной колодки для вагонов железных дорог колеи 1520 мм. Технические условия. М., 1975. 6 с.
3. Целиков А. И. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. М.: Metallurgiya, 1980. 320 с.
4. Лыков А. В. Теория теплопроводности. М.: Высш. шк., 1967. 600 с.
5. Логачев М. В. Расчеты нагревательных устройств / М. В. Логачев, Н. И. Иваницкий, Л. М. Давидович. Минск: БНТУ, 2007. 160 с.

### References

1. Isaevich L. A. Tehnologiya izgotovleniya polosovyh zagotovok peremennoi tolschiny s ispolzovaniem lokalnogo izgiba [Manufacturing techniques of variable thickness strips with use of a local bend]. *Materialy mezhdunarodnoi nauchno-tehnicheskoy konferencii profesorov, prepodavatelei, nauchnyh rabotnikov, aspirantov i studentov BNTU* [Materials of the international scientific and technical conference of professors, teachers, scientists and graduate students]. Minsk, BNTU Publ., 2013, p. 343.
2. GOST 1207-75. Cheka tormoznoi kolodki dlya vagonov zheleznih dorog kolei 1520 mm. Tehnicheskie usloviya [GOST 1207-75 A brake shoe pin of railway transport with the length of track 1520 mm. Technical conditions]. Moscow, 1975, 6 p.
3. Tselikov A. I., Nikitin G. S., Rokotyan S. E. *Teoriya prodolnoi prokatki* [The theory of the rolling]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980, 320 p.
4. Lykov A. V. *Teoriya teploprovodnosti* [The theory of thermal conductivity]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1967, 600 p.
5. Logachev M. V., Ivanickiy N. I., Davidovich L. M. *Raschety nagrevatelnyh ustroystv* [Calculation of heating means]. Minsk, BNTU Publ., 2007, 160 p.



УДК 669.74.21

Поступила 04.10.2016

## К ВОПРОСУ О ПОНЯТИИ «ЗЕРНИСТЫЙ ПЕРЛИТ» TOWARDS THE CONCEPT OF GLOBULAR PEARLITE

*А. Г. АНИСОВИЧ, М. К. СТЕПАНКОВА, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru,*

*А. А. АНДРУШЕВИЧ, Белорусский государственный аграрный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 99. E-mail: andru49@mail.ru*

*A. G. ANISOVICH, M. K. STEPANKOVA, Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru,*

*A. A. ANDRUSHEVICH, Belarusian State Agrarian Technical University, Minsk, Belarus, 99, Nezavisimosti ave. E-mail: andru49@mail.ru*

*Рассматриваются неточности в объяснении понятий «зернистый перлит» и «феррито-карбидная смесь». Объясняется необходимость привязки понятия «зернистый перлит» к конкретному зерну с содержанием углерода 0,8% с привлечением иллюстративных данных, полученных на современном металлографическом оборудовании. Обсуждается вопрос изложения учебного материала в процессе преподавания дисциплины «Материаловедение и технология конструкционных материалов» применительно к учебному процессу технических вузов, в частности Белорусского государственного аграрного технического университета.*

*Explanatory imprecisions of concept of globular pearlite and ferrite-carbide-mixture are considered. The need of concept binding of globular pearlite to specific grain with 0.8% carbon content is explained with the assistance of exemplary data obtained at the present metallographic equipment. The question of educational material presentation concerning the process of teaching of discipline «Materials and construction materials technology» is discussed in relation to the educational process of technical universities, in particular, the Belarusian State Agrarian Technical University.*

**Ключевые слова.** *Материаловедение, зернистый перлит, феррито-карбидная смесь, технология конструкционных материалов.*

**Keywords.** *Materials Science, globular pearlite, ferrite-carbide-mixture, construction materials technology.*

Сложные структуры, формирующиеся в термически обработанной стали, фактически отвечают за комплекс свойств стальных полуфабрикатов и изделий. В настоящее время рассмотрению процессов их формирования уделяется недостаточное внимание в учебном процессе в технических вузах, в частности Белорусском государственном аграрном техническом университете (БГАТУ) по дисциплинам «Материаловедение и технология конструкционных материалов», «Материаловедение» и др.

Одними из важнейших структур для конструкционных сталей являются феррито-карбидные структуры [1–4], которые формируются при распаде аустенита в процессе первичной либо окончательной термической обработки (отжига). Их свойства определяются свойствами каждой из фаз; соотношением количества фаз; размерами и формой карбидов.

Форма карбидов имеет большое значение для оценки прочности стали. Принято различать пластинчатую и зернистую форму карбидов. Твердость пластинчатых структур выше, чем зернистых, но зернистые структуры более выгодны с точки зрения повышенных пластических характеристик при обработке давлением (холодной штамповке, волочении и др.), а главное, обрабатываемости резанием стальных заготовок. Поэтому на это необходимо обращать внимание студентов – будущих инженеров, специализирующихся на изготовлении и ремонте деталей в различных областях машиностроения.

При равной твердости HRC сталей получают примерно одинаковые значения предела прочности и относительного удлинения, но предел текучести и относительное сужение гораздо выше у структур с зернистой формой карбидов (рис. 1).

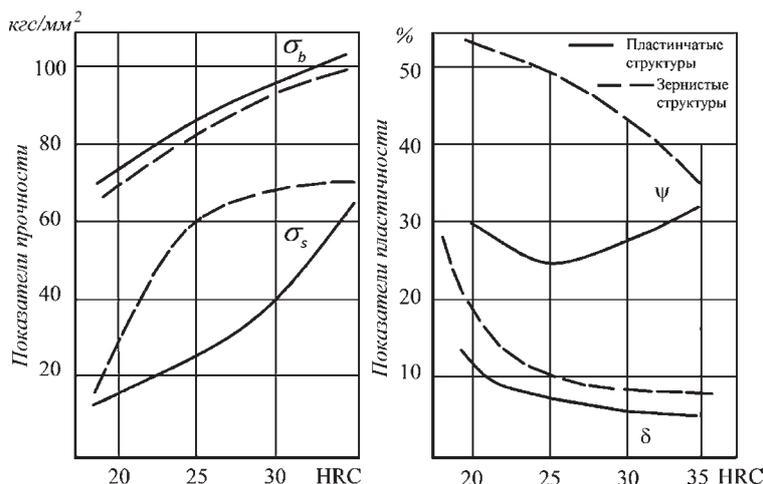


Рис. 1. Механические свойства стали с 0,84% С с пластинчатой и зернистой структурами [1]

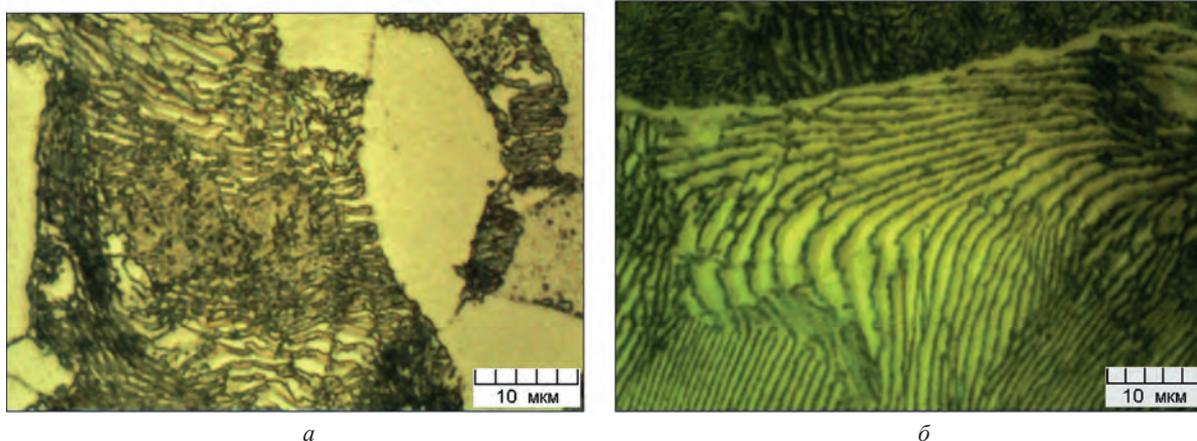


Рис. 2. Пластинчатый перлит: сталь 30 (а), эвтектоидная сталь У8 (б)

В соответствии с классическим определением перлит – это структурная составляющая сталей и чугунов, представляющая собой эвтектоидную смесь феррита и цементита определенного химического состава (0,8% углерода). При этом обычно указывают: в доэвтектоидной стали есть зерна феррита и перлита; в эвтектоидной стали присутствуют только зерна перлита. Тем не менее, принцип один – при объяснении структуры стали существование перлита относят к определенному типу зерна, содержание углерода в котором составляет точно 0,8% (эвтектоид). В обычных условиях перлит имеет пластинчатую структуру, состоящую из чередующихся пластинок феррита и цементита. На рис. 2 представлены микроструктуры перлита в доэвтектоидной (а) и эвтектоидной (б) сталях, полученные с использованием металлографического микроскопа «Микро-200».

При изложении в учебном процессе данного вопроса трудностей с таким представлением обычно не возникает.

Формирование зернистого перлита, как правило, объясняется исходя из технологических целей, например, для проведения операций обработки давлением заготовок из заэвтектоидной стали, когда требуется получить полуфабрикат со структурой, которая деформировалась бы наилучшим образом. В соответствии с [1] перлит при нагреве превращается в неоднородный аустенит, который при дальнейшем нагреве превращается в зернистый перлит. Соответствующий неполный отжиг проводят при температуре порядка 780 °С. При этом в качестве примера демонстрируются скоагулировавшиеся зерна цементита на фоне ферритной матрицы. На рис. 3, а приведена иллюстрация из [1]. Содержание углерода в данной стали соответствует заэвтектоидному составу и структура не может быть идентифицирована как зернистый перлит. На рис. 3, а фактически представлен зернистый цементит на фоне ферритной матрицы – феррито-карбидная смесь с содержанием углерода, превышающем эвтектоидный состав в 1,5 раза.

Материалы ГОСТ 8233 (издание 2012 г., без изменений иллюстративного материала) дают шкалу размеров зернистого перлита (рис. 3, б). В зависимости от дисперсности зерен цементита зернистый перлит подразделяется на 10 баллов. На рис. 3, б показан эталон структуры по данному стандарту, соот-

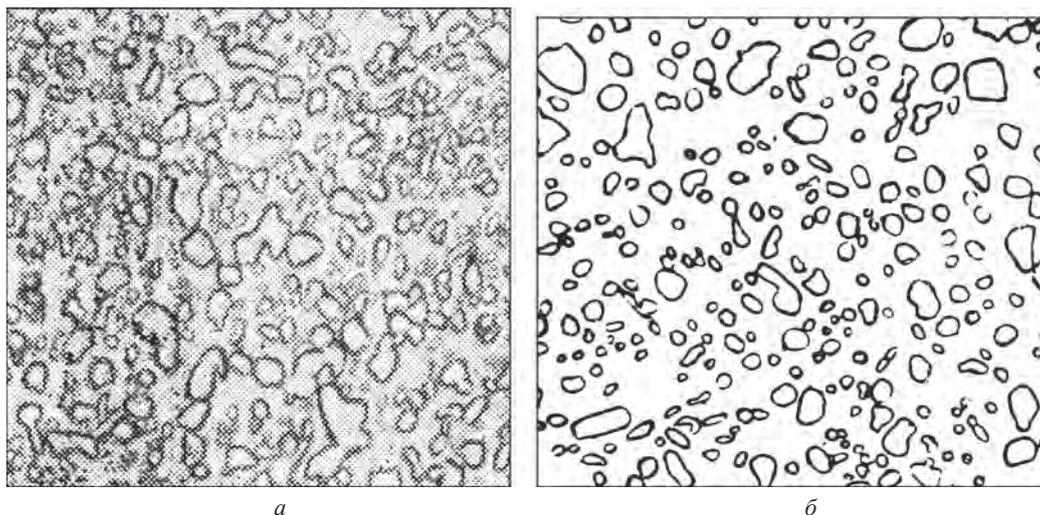


Рис. 3. Зернистый перлит в стали с 1,25% С, полученный при нагреве на 780 °С и изотермического превращения при 710 °С (а) и эталон структуры зернистого перлита; шкала № 2 ГОСТ 8233-56, балл 10 (б); увеличения уравнены

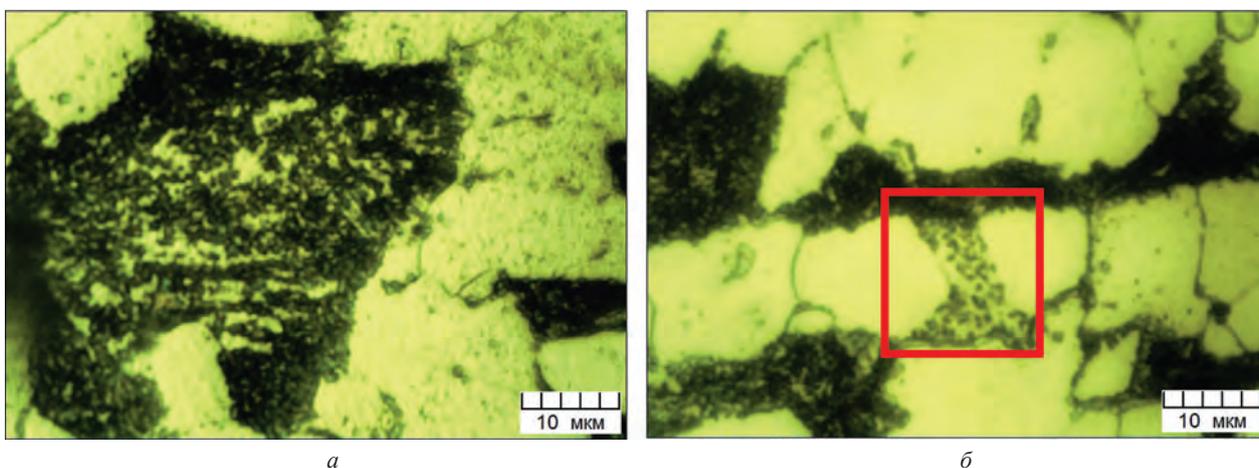


Рис. 4. Перлит в стали 12ХМ (теплостойкая сталь, образец бесшовной трубы для работы при высоких температурах): а – перлитное зерно, неполное превращение; б – зернистый перлит (выделенное зерно)

ветствующий по масштабу рис. 3, а. С формальной точки зрения применение ГОСТ 8233 для оценки структуры сталей неэвтектоидного состава некорректно. ГОСТ 8233 предполагает оценку именно зернистого перлита.

Применительно к сталям неэвтектоидного состава говорить о зернистом перлите можно только для отдельного перлитного зерна. На рис. 4 показан такой перлит в доэвтектоидной стали 12ХМ (С – 0,12%, Cr – 4%, Мо – 0,5%). Термическая обработка – неполный отжиг на зернистый перлит при температуре 850 °С, охлаждение с печью до комнатной температуры. В зерне на рис. 4, а пластинчатый перлит превратился в зернистый неполностью. Еще видны пластинки, включения цементита расположены в полосах. На рис. 4, б выделено зерно, в котором превращение прошло полностью и структура данного зерна может быть классифицирована как зернистый перлит.

Если отжиг продолжить, то процесс изменения структуры идет дальше, и постепенно структура становится совершенно однородной. На рис. 5 показан пример дальнейшего изменения перлита – цементит укрупняется, зерна феррита уже нельзя различить, но включения цементита еще расположены группами на месте бывших зерен пластинчатого перлита. На рис. 5, б – структура однородная и состоит из ферритной матрицы и круглых (глобулярных) включений цементита [3].

В практикуме по лабораторным и практическим работам для студентов БГАТУ [2], обучающихся по группе специальностей 7406 Агроинженерия в разделе «Материаловедение», входящему в состав дисциплины «Материаловедение и технология конструкционных материалов», образование перлита описывается следующим образом: «Механические свойства стали зависят от формы и размера цементитных включений. Можно добиться образования округлых зерен цементита отжигом на зернистый перлит. Такая структура (зерна цементита в ферритной матрице, рис. 6) может быть получена для эвтектоидной

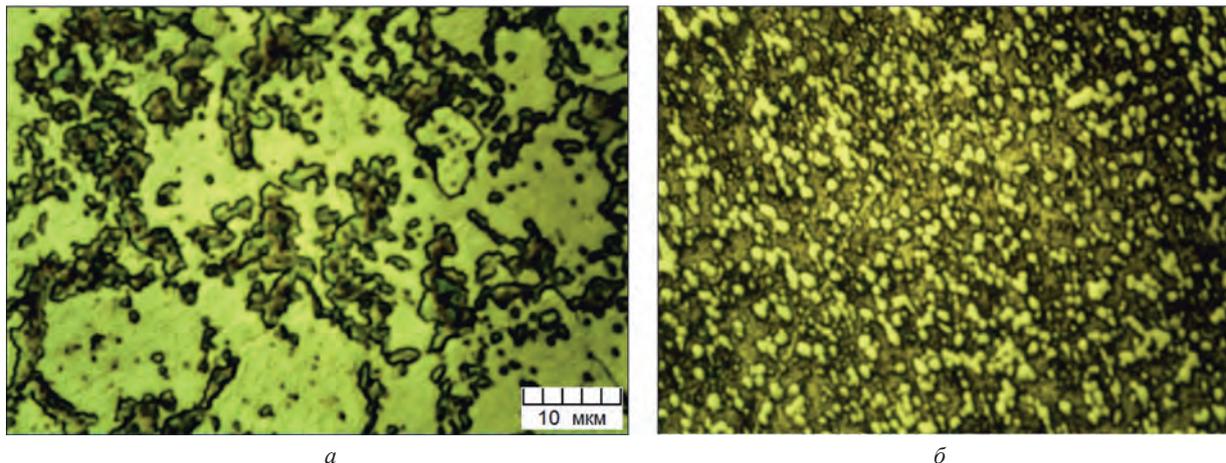


Рис. 5. Структура стали 15X5M в процессе формирования феррито-карбидной смеси (а) и окончательно сформированная феррито-карбидная смесь в подшипниковой стали ШХ15 (б)

и заэвтектоидной сталей». Соответствующие зернистые структуры будут различаться долей карбидной фазы. В соответствии с диаграммой состояния в результате отжига при образовании зернистого перлита содержание цементита в микроструктуре эвтектоидной и заэвтектоидной сталей может изменяться от 12 до 30% в зависимости от содержания углерода.

Поэтому при изучении микроструктур сталей в равновесном состоянии при объяснении понятия зернистого перлита следует четко разграничивать следующее:

- при рассмотрении стали эвтектоидного состава структура является действительно перлитом; границы ферритных зерен в такой структуре не всегда выявляются;

- для стали неэвтектоидного состава структура представляет собой феррито-карбидную смесь, полученную технологической операцией отжига. Понятие «зернистый перлит» в этом случае может рассматриваться только в связи с конкретным зерном перлита (например, рис. 4, б).

В связи с этим представлять отжиг на зернистый перлит для сталей, содержание углерода в которых не соответствует эвтектоидному, можно только в технологическом смысле, понимая под этим процесс формирования глобулярной структуры цементита или, в обычном понимании, ликвидации структурной составляющей с пластинчатой морфологией.

Эти особенности следует учитывать в процессе изучения металловедения и родственных дисциплин при изложении понятия «зернистый перлит», а также в практической деятельности.

### Литература

1. Гуляев А. П. Металловедение, изд. 5-е. М.: Metallurgy, 1977. 647 с.
2. Андрушевич А. А. Материаловедение: практикум / А. А. Андрушевич [и др.]. 2-е изд., перераб. и доп. Минск: БГАТУ, 2013. 182 с.
3. Что такое зернистый перлит? // Structure.by [Электронный ресурс]. 2014. Режим доступа: <http://www.structure.by>. Дата доступа: 12.06.2014.
4. Гуляев А. П. Термическая обработка стали. М.: Metallurgy, 1958. 384 с.

### References

1. Guliaev A. P. *Metallovedenie* [Physical metallurgy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 647 p.
2. Andrushevich A. A., Romanova T. K., Anisovich A. G., Chugaev P. S. *Materialovedenie: praktikum* [Material science. Technology of structural materials]. Minsk, BGATU Publ., 2013. 182 p.
3. What is globular pearlite? Art of metallography[electronic resource]. 2014. Access mode: <http://www.structure.by>. Access date: 12.06.2014.
4. Guliaev A. P. *Termicheskaya obrabotka stali* [Thermal treatment of Steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1958. 384 p.

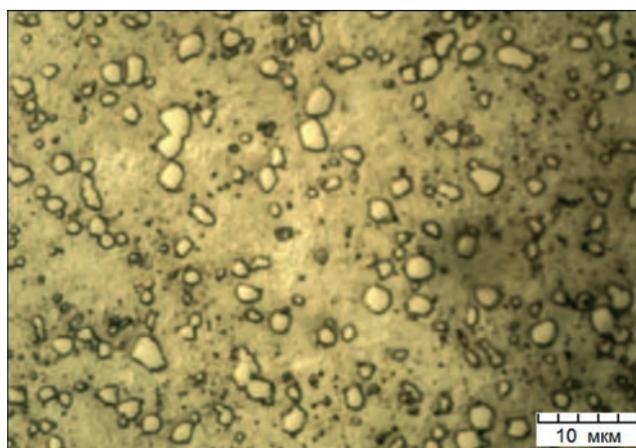


Рис. 6. Микроструктура стали 65Г после отжига на зернистый перлит



УДК 669.15-194.2018.518

Поступила 20.09.2016

## РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМАГНИТНЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

## DEVELOPMENT AND RESEARCH OF THE ECONOMIC ALLOY PARAMAGNETIC STEELS

*А. В. АЛИФАНОВ, Г. П. ГОРЕЦКИЙ, А. М. МИЛЮКОВА, О. А. ТОЛКАЧЕВА, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: alifanov\_aav@mail.ru*

*A. V. ALIFANOV, H. P. HARETSKI, A. M. MILIUKOVA, O. A. TOLKACHOVA, Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: alifanov\_aav@mail.ru*

*Исследованы сплавы системы Fe-Cr-Ni-C с целью разработки экономнолегированных парамагнитных (немагнитных) сталей. Для этого выплавлена серия сплавов системы, проведена деформация и изучена структурное состояние.*

*Определена область для выбора химического состава экономнолегированных сталей, обладающих стабильными парамагнитными свойствами.*

*The alloys of Fe-Cr-Ni-C system for the purpose of development the economic alloy paramagnetic (not magnetic) steels are investigated. A series of alloys are melted for this purpose, deformation is carried out and a structural state was studied.*

*The area for the selection of the chemical composition of the economic alloy steels with stable paramagnetic properties is defined.*

**Ключевые слова.** *Стали системы Fe-Cr-Ni-C, парамагнитные (немагнитные) свойства, ферромагнитные (магнитные) свойства, горячее и холодное деформирование.*

**Keywords.** *Steel Fe-Cr-Ni-C, paramagnetic (nonmagnetic) properties, ferromagnetic (magnetic) properties, hot and cold deformation.*

### Введение

Для изготовления некоторых узлов сельскохозяйственных машин необходимо использовать парамагнитные (немагнитные) материалы, в частности, для вальцев кормоуборочных комбайнов, которые изготавливаются из немагнитных материалов. На них устанавливается датчик, обеспечивающий, в случае обнаружения ферромагнитных металлических материалов в скошенной траве, остановку вальцев для защиты от поломки измельчающего аппарата комбайна.

Немагнитные материалы также используются в энергомашиностроении, приборостроении, нефтегазовой, пищевой и других отраслях промышленности. Для этих целей в основном используют цветные металлы и сплавы, которые хорошо поддаются обработке резанием и давлением, обладают достаточно высокой коррозионной стойкостью, но при этом имеют недостаточно высокие механические свойства. Для отраслей машиностроения и сельхозмашиностроения чаще всего применяют немагнитные стали 20X23N18 и H24X2. Однако высокая стоимость дефицитного никеля делает эти сплавы дорогостоящими.

Основной путь удешевления немагнитных сталей – частичная или полная замена никеля дешевым аустенизатором – марганцем. Тем не менее, этот способ обладает определенными недостатками. Так, сплавы, содержащие более 3% марганца, можно выплавлять только в печах с более дорогой основной футеровкой. Кроме того, сплавы с большим содержанием марганца достаточно сложно обрабатывать резанием.

В настоящее время для вальцев кормоуборочных комбайнов используют в основном сталь 20X23N18, имеющую немагнитную основу из аустенита со специальными карбидами типа  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ . Данная сталь дорогостоящая за счет повышенного содержания никеля. Более экономичными являются стали

аустенитного класса типа 18–10, так как при минимальном содержании никеля (9–11%) они переходят в класс аустенитных, но при деформации (в том числе прокатки в лист) претерпевают мартенситное превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$  и  $\gamma \rightarrow \epsilon$  и становятся магнитными. Линия мартенситного превращения от деформации  $M_d$  показана на рис. 1 [1]. Частичный распад аустенита происходит с образованием мартенсита и карбидов типа  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ , т. е.  $\gamma \rightarrow \alpha(\epsilon) + k$ .

На рис. 1 показаны линии точек мартенситного превращения при деформации ( $M_d$ ) в зависимости от содержания никеля для сталей типа 18–10. Из рисунка видно, что в сталях, содержащих 10–12% никеля, мартенсит образуется при температурах ниже минус 200 °С, а при применении деформации – выше комнатной температуры (30–50 °С).

В результате предварительных исследований установлено, что за счет повышения содержания аустенитообразующих элементов (С, Ni, Mn) и варьирования содержания других (Cr, Si) можно ликвидировать мартенситное превращение, вызванное деформацией, и получить стабильную аустенитную парамагнитную структуру без увеличения количества дорогостоящего и дефицитного никеля.

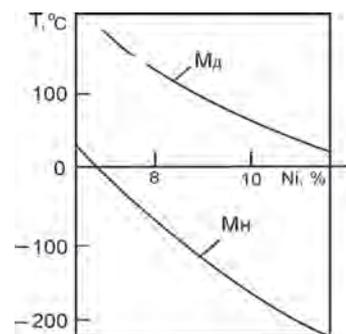


Рис. 1. Зависимость мартенситного превращения при деформации  $M_d$  и охлаждения  $M_n$  в коррозионноустойчивых сталях типа 18–10 от температуры  $T$  и содержания никеля  $Ni$

### Методика исследования и проведения экспериментов

Для оптимизации составов стабильных немагнитных (аустенитных) сталей было выплавлено 19 образцов сталей системы Fe-Cr-Ni-Mn-C (табл. 1). Хром в этих сталях составляет 18,0%, так как в этой системе до такого количества он является аустенизатором, а выше – ферритизатором. Марганец используется как дополнительный аустенизатор. Его концентрацию принимаем равной 2,5%. При большем содержании он может реагировать с кремнеземом кислой футеровки, разрушая ее, а также снижать окислительную стойкость сталей в процессе высокотемпературной эксплуатации и термообработки. Кремний является ферритизатором, поэтому содержание его ограничиваем в пределах 0,5–0,6%. Он необходим для раскисления расплава и повышения его жидкотекучести.

Остальные элементы сталей (никель и углерод) при выплавке варьировались в количествах, приведенных в табл. 1.

Было выплавлено четыре группы сталей. В первых трех содержание углерода изменялось: в первой группе оно составляло 0,2%, во второй – 0,25, в третьей – 0,3%. Содержание никеля в этих группах варьировалось от 11 до 15%. В четвертой группе количество углерода увеличивали от 0,4 до 0,6%, а содержание никеля снижали с 10 до 7%.

Выплавку опытных сталей проводили в индукционной вакуумной печи ИСВ 0,004-П4-М1.

Таблица 1. Состав сплавов системы Fe-Cr-Ni-C

Номер образца	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Fe, %
1	0,2	0,6	2,5	18	11	Остальное
2	0,2	0,6	2,5	18	12	То же
3	0,2	0,6	2,5	18	13	»
4	0,2	0,6	2,5	18	14	»
5	0,2	0,6	2,5	18	15	»
6	0,25	0,6	2,5	18	11	»
7	0,25	0,6	2,5	18	12	»
8	0,25	0,6	2,5	18	13	»
9	0,25	0,6	2,5	18	14	»
10	0,25	0,6	2,5	18	15	»
11	0,3	0,6	2,5	18	11	»
12	0,3	0,6	2,5	18	12	»
13	0,3	0,6	2,5	18	13	»
14	0,3	0,6	2,5	18	14	»
15	0,3	0,6	2,5	18	15	»
16	0,4	0,6	2,5	18	10	»
17	0,4	0,6	2,5	18	9	»
18	0,5	0,6	2,5	18	8	»
19	0,6	0,6	2,5	18	7	»

Плавки проводили в атмосфере аргона в тиглях из инертного материала – диоксида циркония. Литые заготовки после обдирки подвергали деформированию при температуре 1150 °С на прессе КВ 2132 со встроенной оснасткой методом экструзии. Были получены прутки диаметром 12 мм, из которых изготавливали образцы для микро- и рентгеноструктурных анализов и испытания механических свойств.

Суть исследований заключалась в том, чтобы за счет подбора химического состава получить стали с минимальным содержанием дорогостоящего никеля, в которых бы отсутствовали ферромагнитные фазы (феррит, ферромагнитные карбиды) и они не появились бы в процессе холодного (20 °С) деформирования, т. е. чтобы не проявлялся процесс образования мартенсита деформации ( $M_d$ ), который присущ сплавам типа 18–10.

Свойства опытных сплавов (твердость, фазовый состав) исследовали в литом состоянии, а также после горячего (1150 °С), холодного (20 °С) деформирований и после отжига (750 °С) с последующей холодной деформацией (табл. 2). В литом состоянии определяли только твердость, а также наличие или отсутствие ферромагнитных свойств без количественной оценки. Установлено, что все опытные стали в литом состоянии оказались неферромагнитны (немагнитны).

Таблица 2. Химический и фазовый составы опытных сталей и твердость их в различных состояниях

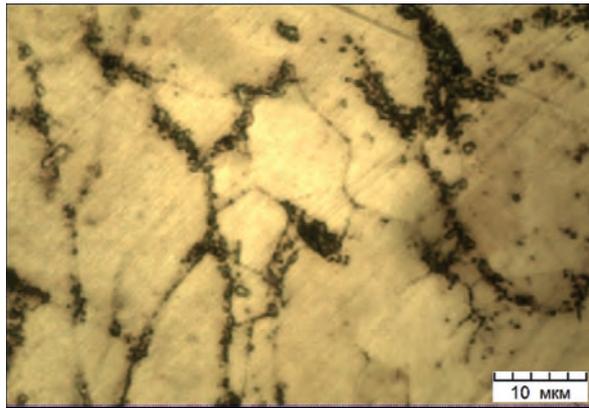
Номер образца	Элементы, %					Твердость HRB					Фазовый состав
	C	Si	Mn	Cr/Al	Ni	литые	Деформированный при 1150 °С	Деформированный при 20 °С	Отожженный при 750 °С	Деформированный при 20 °С, после отжига	
1	0,2	0,6	2,5	18,0	11,0	96,0	101,0	117,0	99,0	112,0	$\gamma+k$
2	0,2	0,6	2,5	18,0	12,0	109,0	103,0	117,0	100,0	112,0	$\gamma+k$
3	0,2	0,6	2,5	18,0	13,0	106,0	105,0	123,0	99,0	113,0	$\gamma+k$
4	0,2	0,6	2,5	18,0	14,0	95,0	106,0	120,0	99,0	114,0	$\gamma+k$
5	0,2	0,6	2,5	18,0	15,0	93,0	104,0	118,0	100,0	113,0	$\gamma+k$
6	0,25	0,6	2,5	18,0	11,0	93,0	102,0	123,0	104,0	111,0	$\gamma+k$
7	0,25	0,6	2,5	18,0	12,0	98,0	107,0	121,0	103,0	113,0	$\gamma+k$
8	0,25	0,6	2,5	18,0	13,0	100,0	105,0	119,0	104,0	119,0	$\gamma+k$
9	0,25	0,6	2,5	18,0	14,0	99,0	105,0	120,0	105,0	121,0	$\gamma+k$
10	0,25	0,6	2,5	18,0	15,0	103,0	107,0	120,0	105,0	113,0	$\gamma+k$
11	0,3	0,6	2,5	18,0	11,0	113,0	109,0	124,0	108,0	117,0	$\gamma+k$
12	0,3	0,6	2,5	18,0	12,0	98,0	106,0	128,0	106,0	119,0	$\gamma+k$
13	0,3	0,6	2,5	18,0	13,0	98,0	108,0	123,0	107,0	118,0	$\gamma+k$
14	0,3	0,6	2,5	18,0	14,0	110,0	110,0	122,0	106,0	117,0	$\gamma+k$
15	0,3	0,6	2,5	18,0	15,0	116,0	108,0	121,0	106,0	118,0	$\gamma+k$
16	0,4	0,6	2,5	18,0	10,0	98,0	112,0	119,0	109,0	115,0	$\gamma+k$
17	0,4	0,6	2,5	18,0	9,0	108,0	114,0	122,0	110,0	120,0	$\gamma+k+\alpha$
18	0,5	0,6	2,5	18,0	8,0	116,0	115,0	123,0	113,0	121,0	$\gamma+k+\alpha$
19	0,6	0,6	2,5	18,0	7,0	107,0	116,0	127,0	113,0	119,0	$\gamma+k+\alpha$

Микроструктурный анализ нескольких групп сталей с различным содержанием углерода показал, что все они имеют аустенитную матрицу с различным содержанием карбидов типа  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  в основном по границам зерен (рис. 2, а, б). В образце 19 при содержании углерода 0,6% карбиды имеют значительно более крупные размеры, расположенные не только по границам, но и по всему полю зерна (рис. 2, в).

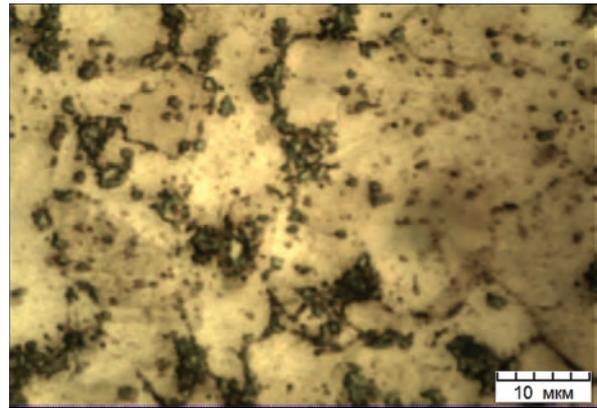
При исследовании структуры сталей после горячего деформирования установлено, что количество и размер карбидов не зависят от концентрации никеля.

Твердость сталей в результате горячего деформирования несколько возросла по сравнению с литым состоянием (табл. 2). Достоверно судить о твердости сталей при используемом методе деформации (экструзии) сложно, так как деформация проходит неравномерно – наружные слои прутков подвергаются большей степени деформации и имеют более высокий балл зерна и соответственно более высокую твердость, чем центральная область прутков. Разнозеренность наружной и внутренней областей прутков после экструзии представлена на рис. 3.

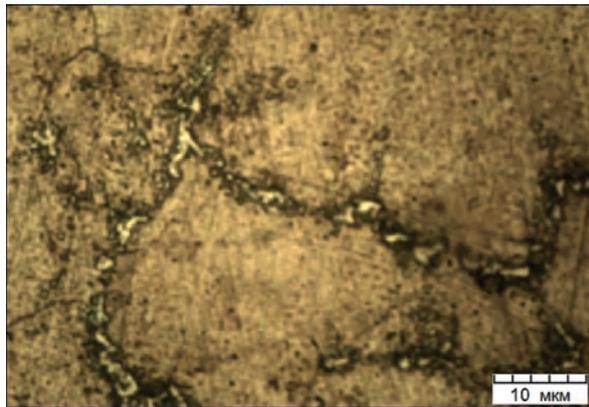
Чтобы установить наличие мартенситного превращения при холодной деформации ( $M_d$ ), образцы были подвергнуты осадке на 50% при комнатной температуре на гидравлическом прессе ПГ324Б с максимальным усилием 30 т.



*a*

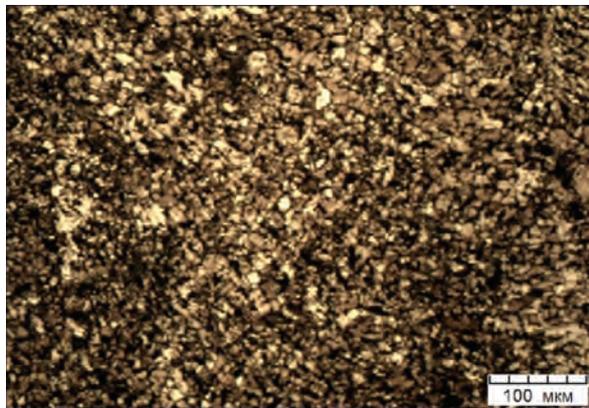


*б*

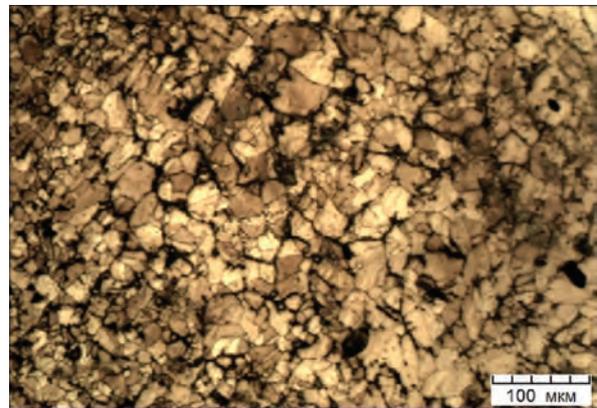


*в*

Рис. 2. Микроструктура сталей системы Fe-Cr-Ni-C после горячего деформирования: *a* – 0,2% C, 12% Ni; *б* – 0,3% C, 11% Ni; *в* – 0,6% C, 7,0% Ni.  $\times 1000$



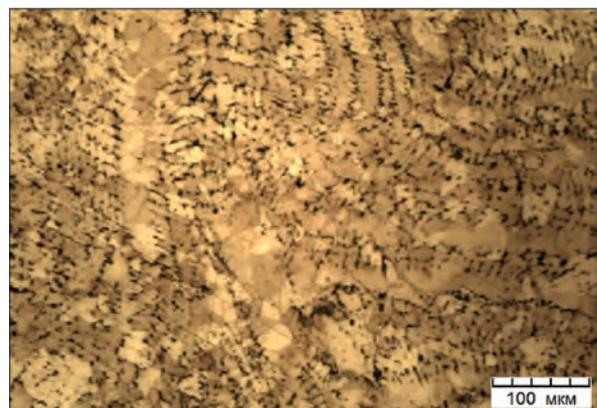
*a*



*б*



*в*



*г*

Рис. 3. Микроструктура опытных сталей после горячего деформирования: *a* – край прутка при плавке № 1; *б* – край прутка при плавке № 2; *в* – середина прутка при плавке № 1; *г* – середина прутка при плавке № 2.  $\times 100$

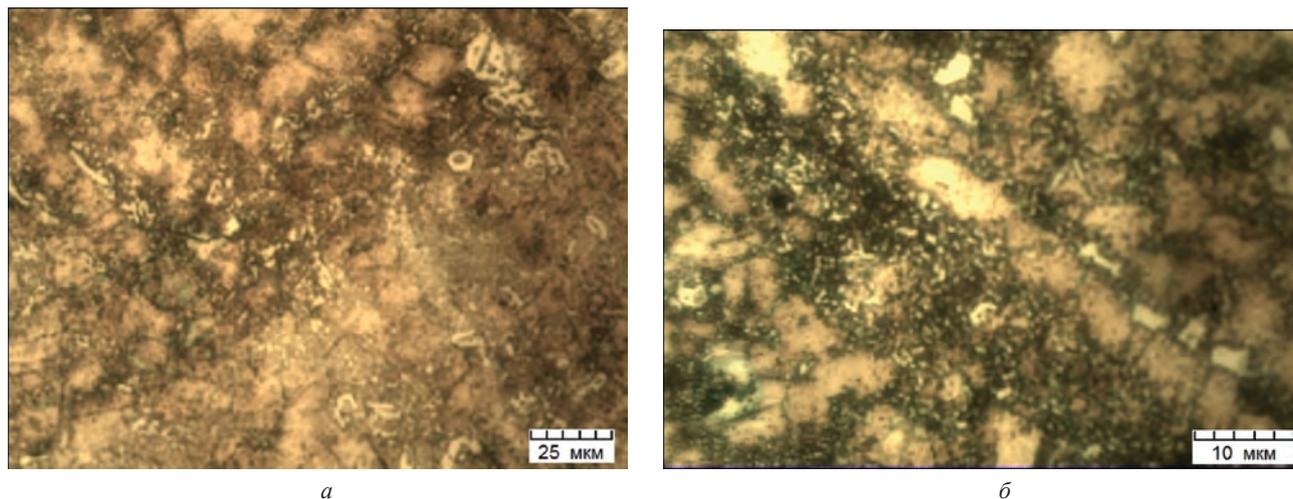


Рис. 4. Микроструктура сталей после отжига 750 °С в течение 3 ч: *a* – сталь № 18; *б* – сталь № 19. *a* –  $\times 400$ ; *б* –  $\times 1000$

ДюрOMETрические исследования проводили на приборе ТК-211 (Роквелл) по шкале HRB по ГОСТ 9013-59. Микроструктурный анализ проводили на оптическом микроскопе MICRO-200 с увеличением до 2000, а рентгеноструктурный анализ – на аппарате ДРОН-2 на медном излучении.

Так как после горячего деформирования (экструзии) рекристаллизация практически не произошла, была проведена дополнительно холодная деформация образцов. Однако продеформировать удалось не все сплавы, поскольку некоторые скалывались, гнулись, трескались. Твердость их (табл. 2) значительно возросла (до 120 HRB).

Для более успешного проведения холодного деформирования образцы были подвергнуты рекристаллизационному отжигу при 750 °С в течение 3 ч. Твердость сталей после отжига (табл. 2) при этом значительно снизилась (до 100–107 HRB), а при высоких значениях углерода – до 113 HRB. И, тем не менее, полной рекристаллизации не произошло. Наблюдалась заметная разнотеренность на периферии и в центре образца.

Образцы стали № 1–16 после отжига остались парамагнитными, а в образцах № 17–19, содержащих 0,4–0,6% углерода и 7–9% никеля, появились невысокие ферромагнитные свойства. Микроструктурный анализ образцов опытных сталей показал, что первые имеют двухфазную структуру  $\gamma + k$ , т. е. содержат немагнитные составляющие (аустенит и карбид  $M_{23}C_6$ ), а вторые – трехфазную структуру  $\gamma + \alpha + k$ , т. е. дополнительно содержат в небольшом количестве ферромагнитную составляющую (феррит) (рис. 4).

После отжига образцы опытных сталей были подвергнуты холодному деформированию на гидравлическом прессе с осадкой на 50%. Твердость сталей (табл. 2) после деформации увеличилась по сравнению с отожженными, но осталась несколько ниже, чем у образцов при холодном деформировании, не подвергнутых отжигу при 750 °С.

При исследовании ферромагнитных свойств установлено, что стали № 1–16 после деформации остались парамагнитными, а у сталей № 17–19 после такой же холодной деформации резко повысились ферромагнитные свойства.

**Микроструктурный анализ холоднотдеформированных образцов** в данном исследовании является наиболее информативным, особенно после холодного деформирования. С его помощью можно определить даже структурные превращения и фазовый состав опытных сталей, а также размер зерна. Обнаружено также новое явление, которое пока трудно объяснить. В сталях, имеющих аустенитную основу с мелкими карбидами на границах зерен, после холодной деформации происходят структурные изменения: выделяются крупные карбиды по полю аустенитного зерна: чем больше деформация, тем больше размер и их количество. Это явление зависит также от содержания углерода и особенно никеля: чем больше никеля, тем ярче это явление. При этом фазовый состав сплавов сохраняется.

Так, в сталях с 0,2% углерода после холодного деформирования при содержании никеля 11 и 12% образуется аустенитная структура с мелкими карбидами по границам зерен (рис. 5, *a*). С повышением содержания никеля (до 13–15%), кроме аустенита и мелких карбидов, появляются крупные карбиды (рис. 5, *б*).

В сталях с 0,25% углерода крупные и многочисленные карбиды образуются, когда содержание никеля составляет 12%. Причем при большей деформации они более крупные, а так как степень деформации больше на периферии образца, то там образуются более крупные карбиды (рис. 5, *в*).

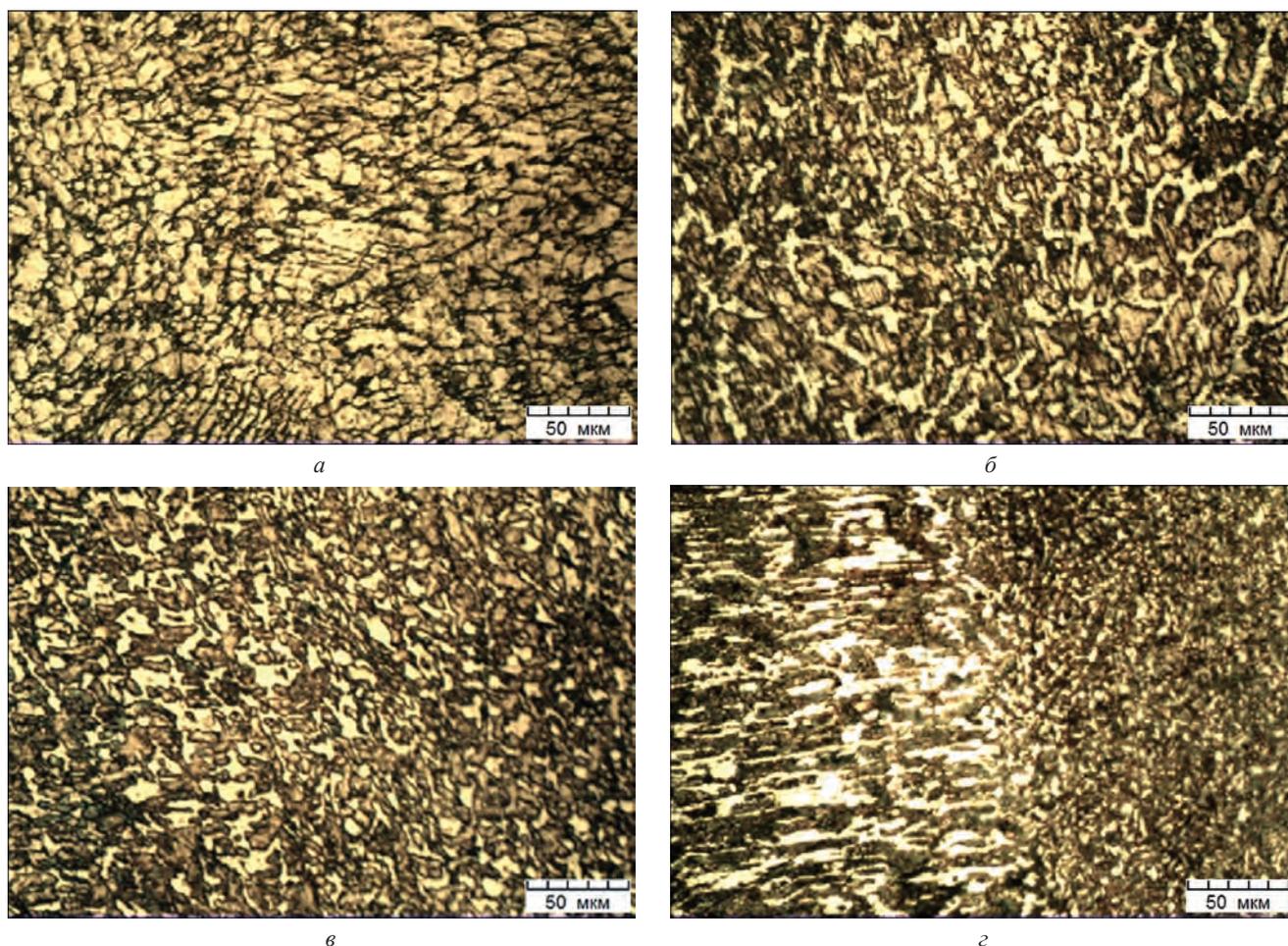


Рис. 5. Микроструктура сталей после холодного деформирования: *а* – сталь № 1; *б* – сталь № 4; *в* – сталь № 10; *г* – сталь № 14.  $\times 500$

В сталях с 0,3% углерода выделение крупных карбидов, вызванных деформацией, начинается при минимальном содержании никеля – 11% (рис. 5, *г*).

В образцах сталей № 16–19 снижали количество никеля и повышали количество углерода. Так, в опытной стали № 16 при содержании углерода 0,4% и никеля 10% после холодной деформации образуется двухфазная структура  $\gamma + k$ . Она имеет аустенитную основу с выделением мелких и крупных карбидов и остается немагнитной. Стали № 17–19, в которых повышали содержание углерода и понижали содержание никеля (табл. 2), в процессе холодной пластической деформации приобрели высокие ферромагнитные свойства. В процессе деформации произошло частичное превращение аустенита в мартенсит деформации  $M_d$ . При содержании в опытных сталях 7–9% никеля повышение содержания углерода до 0,4–0,6% не предотвращает мартенситное превращение, вызванное холодным деформированием. Структура данных сплавов трехфазная, состоящая из мартенсита, остаточного аустенита, мелких и крупных карбидов, выделение которых также спровоцировано холодным деформированием (рис. 6). На рис. 6, *а* показано мартенситное превращение аустенита, а на рис. 6, *б* – выделение большого количества крупных карбидов.

Рентгеноструктурный анализ подтвердил наличие двух фаз аустенита и карбидов типа  $Cr_{23}C_6$  во всех сталях, кроме образцов № 17–19, в которых, кроме аустенита и карбидов, присутствует феррит в виде мартенсита.

В результате исследований можно определить область для выбора немагнитных сталей со стабильной аустенитной основой, упрочненной немагнитными карбидами типа  $M_{23}C_6$ . Эти стали должны содержать 18% хрома, 2,5% марганца, 0,2–0,4% углерода и не менее 10% никеля. В сталях с указанным содержанием элементов отсутствует мартенситное превращение, вызванное холодным деформированием, которое присуще сплавам типа 18–10.

В ходе проведенных исследований также обнаружено новое явление – образование большого количества крупных карбидов типа  $M_{23}C_6$  в процессе холодного деформирования сплавов системы Fe-Cr-

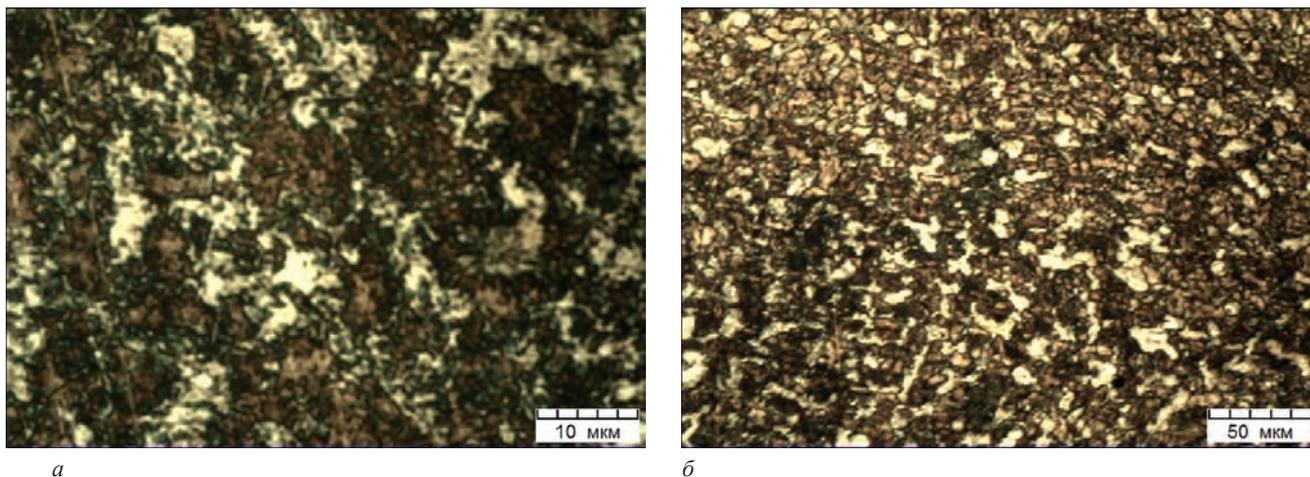


Рис. 6. Микроструктура стали № 18 после холодного деформирования: *а* – мартенситное превращение; *б* – крупные карбиды. *а* –  $\times 1000$ ; *б* –  $\times 500$

Ni-C. Это можно объяснить диффузионными процессами в сталях при холодной деформации. В. В. Сагарадзе [2] считает, что в процессе деформации происходит перераспределение легирующих элементов, которое объясняется генерацией и миграцией большого количества точечных дефектов (вакансий и междоузельных атомов) деформационного происхождения.

В работе [2] установлен и объяснен механизм растворения некоторых фаз (интерметаллидов, карбидов, нитридов) за счет диффузионного перераспределения легирующих элементов при холодном деформировании. В нашем случае установлено обратное явление – образование большого количества крупных карбидов типа  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , вызванное теми же причинами, что и при холодном деформировании. Это явление можно использовать для получения сплавов с более высокими прочностными свойствами и износостойкостью.

### Выводы

1. Исследованы стали системы Fe-Cr-Ni-C с целью разработки наиболее дешевых немагнитных сталей со стабильной аустенитной основой. Для этого была выплавлена серия сталей на железной основе, в которых содержалось 18% хрома, 2,5% марганца, 0,6% кремния, различное количество углерода (0,2–0,6%) и никеля (11–15%).

2. Установлено, что все стали, содержащие 0,2–0,3% углерода, 0,6% кремния, 2,5% марганца, 18% хрома и не менее 10% никеля, являются парамагнитными.

3. Обнаружено новое явление – образование большого количества крупных карбидов типа  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  в процессе холодного деформирования сплавов системы Fe-Cr-Ni-C, что дополнительно способствует упрочнению изделий из этих сталей.

### Литература

1. **Машиностроение.** Энциклопедия. М.: Машиностроение, 2001. 782 с.
2. **Сагарадзе В. В.** Диффузионные превращения в сталях при холодной деформации // *МиТОМ*. 2008. № 9. С. 19–27.

### References

1. *Mashinostroenie. Enciklopediya* [Mechanical Engineering. Encyclopedia]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2001. 782 p.
2. **Sagaradze V. V.** Diffuzionnye prevrashcheniya v stalyah pri holodnoy deformatsii [Diffusive transformations in steel at cold deformation]. *MiTOM*, 2008, no. 9, pp. 19–27.



УДК 621.762

Поступила 27.10.2016

## ДИФФУЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫЕ СПЛАВЫ ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА С ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРОЙ ПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКОЙ ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ

## DIFFUSIVELY ALLOYED COMPOUNDS MADE OF METAL DISCARD WITH A REDUCED MELTING TEMPERATURE FOR OBTAINING WEAR RESISTANT COATINGS USING INDUCTION HARD-FACING TECHNOLOGIES

*В. Г. ЩЕРБАКОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: slava1212@tut.by, vg.stcherbakov@bntu.by, www.besto.by*

*V. G. SHCHERBAKOU, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: slava1212@tut.by, vg.stcherbakov@bntu.by, www.besto.by*

*В работе рассмотрена технология получения диффузионно-легированных сплавов из металлических отходов производства и исследовано влияние предварительной кратковременной высокотемпературной обработки концентрированными источниками энергии на структурообразование при последующей индукционной наплавке токами высокой частоты. Предложен и описан механизм контактного эвтектического плавления в диффузионно-легированных сплавах при кратковременной высокотемпературной обработке. Установлена целесообразность данной обработки для диффузионно-легированных сплавов при формировании износостойких покрытий индукционной наплавкой токами высокой частоты. Предложена комплексная ресурсо- и энергосберегающая технология получения износостойких покрытий из диффузионно-легированных металлических отходов производства индукционной наплавкой токами высокой частоты.*

*The technology of obtaining diffusion doped alloys made from metal scrap is reviewed in the article. The influence of short term preprocessing at high temperature on structure formation by concentrated energy sources within the further induction deposit is reviewed. A mechanism of a contact eutectic melting in diffusion doped alloys at short term high temperature treatment is described and suggested in this work. It was shown that such kind of processing of diffusion doped alloys is a perspective way of treatment when using induction hard-facing technologies for obtaining wear resistant coatings. A resource and energy saving technology was developed for obtaining wear resistant coatings based on diffusion doped alloys from metal scrap treated using induction hard-facing process.*

**Ключевые слова.** Диффузионно-легированные сплавы, индукционная наплавка, температура плавления, металлические отходы производства.

**Keywords.** Diffusion doped alloys, induction depositing, melting temperature, metal scrap.

### Введение

Более чем за 25 лет научно-исследовательской работы авторами [1–8] исследована и реализована на практике технология получения сплавов для наплавки и напыления из диффузионно-легированных металлических порошков и металлоотходов. Изготовлены лабораторные и промышленные образцы диффузионно-легированных наплавочных сплавов и внедрены технологии и оборудование для формирования защитных покрытий на различных деталях. Разработанная гамма диффузионно-легированных сплавов из металлических отходов производства в основном используется при формировании защитных покрытий с помощью таких высокоэнергетических процессов, как напыление, электродуговая, газопламенная и лазерная наплавка. Диффузионно-легированные сплавы для индукционной наплавки токами высокой частоты (ТВЧ) являются перспективными материалами для замены таких сплавов, как сормайт (У30Х28Н4С4) или ФБХ-6-2 (У45Х35ГЗР2С). Несмотря на то что индукционная наплавка – одна из самых низкокзатратных по удельной мощности процесса технологий упрочнения и восстановления деталей

машин, диффузионно-легированные сплавы из металлических отходов производства широкого распространения не получили. Как и ранее, при упрочнении и восстановлении деталей машин, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания, применяют наплавочные сплавы, разработанные более 50 лет назад. Эксплуатационные свойства получаемых покрытий из данных сплавов часто завышены и влекут за собой существенный рост как стоимости самой обработки, так и окончательной стоимости готового изделия. Использование взамен дорогостоящих наплавочных сплавов на железной и никелевой основах для индукционной наплавки ТВЧ диффузионно-легированных сплавов из металлических отходов производства является экономически целесообразным.

**Цель** данной работы заключалась в разработке диффузионно-легированных сплавов из металлических отходов производства с пониженной температурой плавления для формирования износостойких покрытий индукционной наплавкой токами высокой частоты.

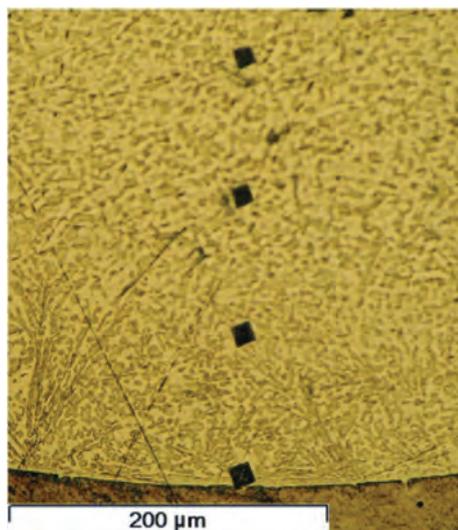
**Материалы и методика исследований.** Для исследований были выбраны отходы чугуна дробы ДЧЛ 08 и ИЧХ28Н2 фракцией 200 и 500–630 мкм. Диффузионное легирование (борирование) осуществлялось в специально разработанных электрических печах с вращающимся одним либо несколькими контейнерами из нержавеющей стали [9]. Температура процесса составляла 950 °С, время выдержки – 1 ч. Последующий рассев насыщающей смеси и насыщаемого материала осуществляли с помощью сит либо магнитного сепаратора. В качестве насыщающего компонента использовали карбид бора с добавкой 1% активатора. Смеси для наплавки состояли из диффузионно-легированного сплава и наплавочного сплава ФБХ-6–2 с добавкой плавкой буры. Индукционную наплавку ТВЧ осуществляли с помощью установок ВЧГ2–100/0,066 и установки ФТИ [10]. Температуры контролировали визуально и с помощью пирометра «Compart» CTLaser-2МН-CF4. Подготовку образцов из диффузионно-легированных сплавов и покрытий на их основе проводили согласно стандартным методам и методикам. Анализ микроструктуры проводили на микроскопах МИ-1 и Leica P2500P и VEGA II при различных увеличениях. Испытания на износ проводили на лабораторной установке в среде незакрепленных абразивных частиц. Кратковременную высокотемпературную обработку проводили на установке УПУ-3Д, установке для ручной дуговой сварки в среде аргона с вольфрамовым электродом и лабораторной экспериментальной установке с двумя графитовыми электродами [11].

**Исследование сплавления сплавов из диффузионно-легированной дробы ДЧЛ 08 и ИЧХ28Н2.** Шихту для наплавки изготавливали механическим перемешиванием диффузионно-легированного сплава с наплавочным сплавом ФБХ-6–2 и плавкой бурой в различных пропорциях. Установлено, что при увеличении в шихте для наплавки концентрации диффузионно-легированного сплава растет и продолжительность процесса формирования покрытия. Повышение температуры наплавки выше 1250 °С нецелесообразно, так как это приведет к перегреву и даже пережогу основного металла в процессе наплавки, что недопустимо. Увеличение продолжительности наплавки происходит за счет использования циклического нагрева и выдержки при высоких температурах для визуального фиксирования расплавления шихты с образованием жидкой ванны расплава. При циклическом нагреве с выдержкой происходит полное расплавление шихты и завершаются диффузионные процессы, обеспечивающие прочное соединение наплавленного слоя с поверхностью детали.

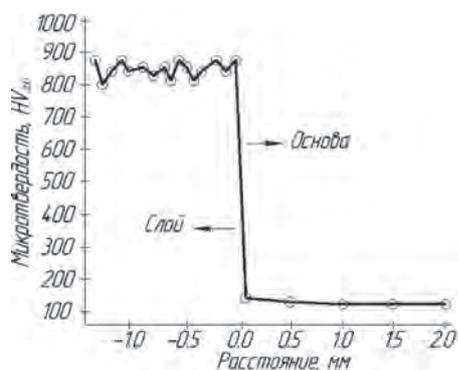
Выявлен существенный рост (60–70%) длительности индукционной наплавки с повышением концентрации в шихте диффузионно-легированного сплава из чугуна дробы ДЧЛ 08 [12]. Рост продолжительности времени формирования износостойкого покрытия с увеличением концентрации диффузионно-легированной чугуна дробы ДЧЛ 08 обуславливается повышением в наплавочной смеси низкобористой и высокобористой фаз, имеющих высокую (1389 °С – Fe<sub>2</sub>B и 1540 °С – FeB) температуру плавления, образующихся на поверхности чугуна дробы вследствие предварительного диффузионного легирования. Увеличение продолжительности наплавки происходит за счет использования циклического нагрева и последующей выдержки при высоких температурах.

Твердость покрытий (рис. 1) из диффузионно-легированных отходов чугуна дробы ДЧЛ 08 и ИЧХ28Н2 составляет 850 и 950 HV. Толщина полученных слоев составляет 1,5–2,0 мм. Пористость незначительная и не превышает 1,0–1,5%, что также подтверждает полное расплавление шихты в процессе наплавки. Износостойкость защитных покрытий, полученных с помощью индукционной наплавки предварительно диффузионно-легированных металлических отходов чугуна дробы ДЧЛ 08 и ИЧХ28Н2, в 2,5–3,0 раза выше, чем у стали 45, подвергнутой закалке в воде с последующим низким отпускком.

**Влияние предварительной кратковременной высокотемпературной обработки концентрированными источниками энергии на наплавляемость диффузионно-легированных сплавов из ме-**



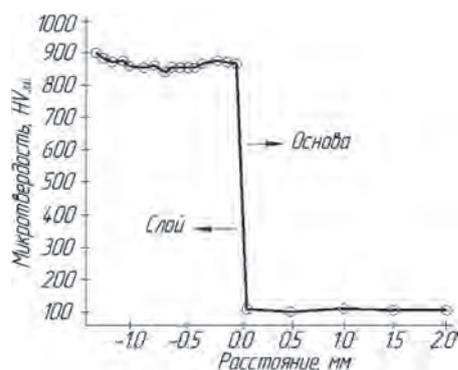
а



б



в



г

Рис. 1. Микроструктура и распределение твердости по сечению в покрытиях из диффузионно-легированной дроби ДЧЛ 08 (а, б) и ИЧХ28Н2 (в, г)

**таллических отходов производства.** Последующий микроанализ покрытий выявил наличие локальных областей в структуре с не расплавившимися в процессе индукционного нагрева частицами диффузионного сплава. Сохранившиеся в процессе наплавки частицы нарушают целостность покрытия и приводят к его скалыванию в процессе работы и резкому снижению эксплуатационных свойств упрочненной детали [12]. Был проведен анализ возможных путей снижения температуры плавления диффузионно-легированных сплавов для индукционной наплавки ТВЧ [13–15]. Для дальнейших исследований было выбрано направление по снижению температуры плавления диффузионно-легированных сплавов за счет контактного эвтектического плавления.

Известно [8, 16, 17], что при контакте двух кристаллов в зоне соприкосновения появляется жидкая фаза при температурах, значительно меньших, чем температура плавления контактирующих веществ. Это явление получило название контактно-реактивного плавления. Причиной плавления эвтектических сплавов надо считать не эвтектическую структуру, как таковую, а наличие контакта между двумя разнородными твердыми фазами в этой структуре. Эвтектическая структура, при которой кристаллы одного компонента находятся в тесном соприкосновении с кристаллами другого компонента, только обеспечивает этот контакт. Переходя к тройной эвтектике, надо отметить, что она имеет температуру плавления более низкую, чем эвтектика из любой пары компонентов, входящих в ее состав.

Отдельно следует обратить внимание на исследования контактного эвтектического плавления в работе В. Г. Дашкевича [6]. Автор впервые описал особенности растворения боромарганцированной про-

волокни в процессе наплавки. На границе раздела «диффузионный слой – основа» за счет растворения боридной оболочки с внутренней стороны слоя (со стороны ядра проволоки) образуется область легкоплавкой эвтектики. Зафиксирован процесс контактного эвтектического плавления.

Таким образом, предварительная кратковременная высокотемпературная обработка диффузионно-легированных сплавов концентрированными источниками энергии должна привести к оплавлению тугоплавкой боридной оболочки и образованию в сплаве эвтектических структур с более низкой температурой плавления, что повысит качество формируемого индукционной наплавкой покрытия.

В качестве источников тепла при кратковременной высокотемпературной обработке использовали установку УПУ-3Д, установку для ручной дуговой сварки в среде аргона с вольфрамовым электродом и лабораторную установку для обработки металлического порошка [11]. При оплавлении ДЛ сплавов на каждой установке проводили оценку некоторых параметров:

1. *Размерный параметр* учитывает диапазон допустимых размеров обрабатываемого материала.
2. *Параметр энергоёмкости процесса* учитывает потребляемую мощность оборудования при обработке материала.
3. *Параметр температурного воздействия* учитывает влияние температуры на формирование эвтектических структур в материале.
4. *Параметр стабильности источника* учитывает стабильность работы концентрированного источника энергии при обработке.
5. *Параметр локализации материала* учитывает расположение обрабатываемого материала в пространстве относительно концентрированного источника энергии.
6. *Параметр симметричности нагрева* учитывает влияние симметричности нагрева обрабатываемого материала при кратковременной обработке концентрированными источниками энергии.

Оценка выбранных параметров при кратковременной высокотемпературной обработке концентрированными источниками энергии диффузионно-легированных сплавов из отходов чугунной дроби ДЧЛ 08 и ИЧХ28Н2 подтверждает целесообразность применения данной установки [11] для оплавления сплавов.

Анализ литературных данных, микроструктуры, микротвердости и химического состава в оплавленных сплавах из чугунной дроби ДЧЛ 08 и ИЧХ28Н2 позволил предложить схему контактного эвтектического плавления в диффузионно-легированных сплавах на основе металлических отходов производства при кратковременной высокотемпературной обработке концентрированными источниками энергии [12]. Для описания данного эффекта автором были сделаны некоторые упрощения. В исходном состоянии диффузионно-легированный сплав из металлических отходов производства представляет собой биметаллический материал, состоящий из тугоплавкой боридной оболочки и металлического ядра с более низкой по сравнению с оболочкой температурой плавления.

После оплавления концентрированными источниками энергии в структуре диффузионно-легированных сплавов могут присутствовать локальные участки с эвтектической структурой между тугоплавкой оболочкой и металлическим ядром; прослойки с эвтектической структурой различной толщины между тугоплавкой оболочкой и металлическим ядром; ядро с эвтектической структурой со сплошными либо фрагментарными участками тугоплавкой оболочки на поверхности.

Регулируя интенсивность влияния (температуру) и продолжительность нахождения в зоне обработки диффузионно-легированных металлических материалов, можно получать диффузионно-легированные сплавы с различной концентрацией эвтектических составляющих в структуре.

Наплавка ТВЧ диффузионно-легированного сплава из чугунной дроби ИЧХ28Н2 (рис. 2) без предварительного оплавления, визуально и с помощью микроанализа подтверждает отсутствие полного сплавления наплавочного сплава с основой. Зафиксированы локальные области, в которых начинается процесс частичного сплавления шихты и основного металла. ДюрOMETрический анализ нерасплавившихся частиц диффузионно-легированного сплава выявил высокую твердость сохранившегося диффузионного слоя (10000–11000 МПа), что подтверждает незавершенность диффузионных процессов во время изотермической выдержки при наплавке. За счет отсутствия сплавления при изотермической выдержке в покрытии присутствует значительная пористость ( $\approx 50\%$ ), что также влияет на скорость формирования покрытия. Визуально и с помощью микроанализа при наплавке ТВЧ предварительно оплавленного диффузионно-легированного сплава фиксируется полное расплавление шихтового материала.

Технико-экономическая целесообразность проведения процесса предварительной кратковременной высокотемпературной обработки концентрированными источниками энергии диффузионно-легирован-

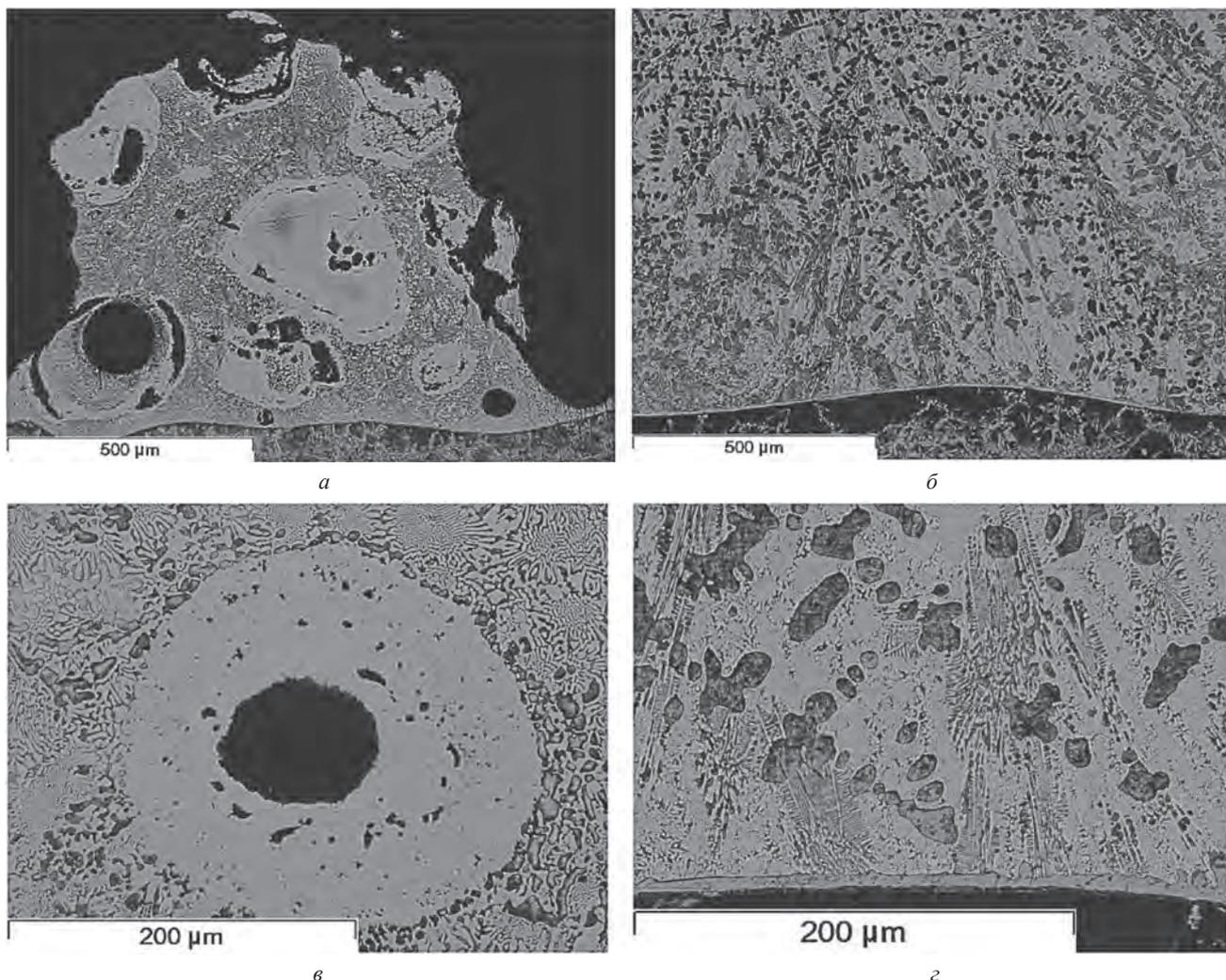


Рис. 2. Микроструктуры защитных покрытий из диффузионно-легированной дроби ИЧХ28Н2 до (а, в) и после (б, г) кратковременной высокотемпературной обработки концентрированными источниками энергии

ных сплавов перед индукционной наплавкой ТВЧ подтверждена расчетами [18]. Установлено, что суммарное значение затраченной энергии при получении защитного покрытия из 1 кг диффузионно-легированных сплавов на основе дроби ДЧЛ 08 и ИЧХ28Н2 без предварительного оплавления составляет 16,67 кВт, а с предварительным оплавлением – 15,46–15,92 кВт, что на 4,5–7,2% ниже. Таким образом, энергозатраты, использованные для предварительного оплавления диффузионно-легированных сплавов из отходов дроби ДЧЛ 08 и ИЧХ28Н2, снижают общие энергозатраты при получении защитного покрытия индукционной наплавкой токами высокой частоты.

### Выводы

1. Создан новый тип диффузионно-легированных сплавов из металлических отходов производства с пониженной температурой плавления, состоящий из металлического ядра и диффузионной эвтектической оболочки. Технология получения данного сплава включает предварительное диффузионное легирование металлических отходов производства в подвижной порошковой насыщающей смеси и последующую кратковременную обработку концентрированными источниками энергии. Наличие эвтектических структур в диффузионно-легированных сплавах после кратковременной обработки концентрированными источниками энергии объясняется образованием локальных жидкометаллических эвтектических участков на границе металлическое ядро – диффузионный слой за счет эффекта контактного эвтектического плавления.

2. Описана схема образования эвтектических структур в диффузионно-легированных сплавах после кратковременной высокотемпературной обработки концентрированными источниками энергии. Предварительная кратковременная высокотемпературная обработка концентрированными источниками энер-

гии в виде электрической дуги между графитовыми электродами позволяет получить в диффузионно-легированных сплавах за счет эффекта контактного эвтектического плавления локальные участки с эвтектической структурой либо сплошную эвтектическую прослойку между металлическим ядром и тугоплавкой боридной оболочкой. Наличие эвтектических структур в сплаве приводит к снижению температуры плавления, а, следовательно, и времени формирования износостойкого покрытия индукционной наплавкой токами высокой частоты.

3. Уточнена и усовершенствована технология получения диффузионно-легированных сплавов для индукционной наплавки из металлических отходов производства. Разработано и запатентовано оборудование для диффузионного легирования металлических отходов производства в подвижной порошковой насыщающей среде и для кратковременной обработки концентрированными источниками энергии. Данная технология позволяет формировать износостойкие покрытия толщиной 1,5–2,0 мм с минимальной (1–1,5%) пористостью и твердостью 850–950 HV из диффузионно-легированных металлических отходов производства индукционной наплавкой токами высокой частоты. Установлено, что суммарное снижение энергозатрат при формировании износостойких покрытий, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания, индукционной наплавкой токами высокой частоты из диффузионно-легированных металлических отходов производства после комплексной обработки, составит более 7%.

### Литература

1. **Пантелеенко Ф. И.** Самофлюсующиеся диффузионно-легированные порошки на железной основе и защитные покрытия на них. Мн.: УП «Технопринт», 2001. 300 с.
2. **Ворошнин Л. Г.** Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО / Л. Г. Ворошнин, Ф. И. Пантелеенко, В. М. Константинов. 2-е изд., перераб. и доп. Минск: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 2001. 148 с.
3. **Константинов В. М.** Диффузионно-легированные сплавы для защитных покрытий: дис. ... д-ра техн. наук. Минск, 2008. 474 с.
4. **Девойно О. Г.** Лазерная обработка износостойких газотермических композиционных покрытий / О. Г. Девойно, А. С. Калиниченко, М. А. Кардопалова. Минск: БНТУ, 2011. 161 с.
5. **Пантелеенко Е. Ф.** Самофлюсующиеся композиционные порошки из борированных отходов стальной и чугунной дроби для магнитно-электрического упрочнения и восстановления деталей машин: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Минск, 2009. 22 с.
6. **Дашкевич В. Г.** Поверхностно-легированная стальная проволока для наплавки деталей машин, работающих в условиях абразивного изнашивания: автореф. канд. техн. наук. Минск, 2009. 23 с.
7. **Пантелеенко Ф. И.** Восстановление деталей машин: Справ. / Ф. И. Пантелеенко [и др.]; под общ. ред. В. П. Иванова. М.: Машиностроение, 2003. 672 с.
8. **Ткачев В. Н.** Индукционная наплавка твердых сплавов / В. Н. Ткачев [и др.]; под общ. ред. В. Н. Ткачева. М.: Машиностроение, 1970. 183 с.
9. **Вращающаяся** электрическая печь для химико-термической обработки сыпучего материала: пат. 15412 Респ. Беларусь, МПК7 F27B 7/14 / В. М. Константинов, О. П. Штемпель, В. Г. Щербаков; заявитель Белорусский национальный технический университет. № а 20091415; заявл. 05.10.09; опубл. 28.02.12 // Афіцыйны бюл. / Нац. центр інтэлектуал. уласнасці. 2012. № 1. С. 143.
10. **Константинов В. М.** Многофункциональная научно-исследовательская установка индукционного нагрева сталей и сплавов / В. М. Константинов и [др.] // *Металлургия: республ. межвед. сб. науч. тр.* Минск: БНТУ, 2015. Вып. 36. С. 255–262.
11. **Установка** для обработки металлического порошка: пат. 10051 Респ. Беларусь, МПК В 22F 1/00 / В. М. Константинов, В. Г. Дашкевич, В. Г. Щербаков; заявитель Белорусский национальный технический университет. № u 20130804; заявл. 08.10.2013; опубл. 30.04.2014 // Афіцыйны бюл. / Нац. центр інтэлектуал. уласнасці. 2014. № 2. С. 136.
12. **Щербаков В. Г.** Некоторые особенности формирования износостойких покрытий индукционной наплавкой диффузионно-легированными сплавами из металлических отходов производства // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. науч. тр. В 3-х кн. Кн. 1. Материаловедение.* Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2016. С. 278–286.
13. **Щербаков В. Г.** Получение диффузионно-легированных сплавов в подвижных порошковых средах из металлических отходов производства для индукционной наплавки и пути повышения их технологических свойств // *Литейные процессы.* 2014. № 13. С. 90–98.
14. **Щербаков В. Г.** Снижение температуры плавления диффузионно-легированных сплавов для индукционной наплавки // *Литье и металлургия.* 2014. № 1 (74). С. 97–100.
15. **Щербаков В. Г.** Оплавление диффузионно-легированных сплавов из металлических дискретных металлоотходов для получения защитных покрытий ТВЧ // *Литейные процессы.* 2015. № 14. С. 15–23.
16. **Сараговкин Д. Д.** Дендритная кристаллизация // *ГНТИЛ по черной и цветной металлургии,* 1957. 129 с.
17. **Залкин В. М.** Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления // М.: *Металлургия,* 1987. 152 с.
18. **Щербаков В. Г.** Предварительная высокотемпературная обработка диффузионно-легированных сплавов для индукционной наплавки // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. науч. тр. В 3-х кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки.* Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2015. С. 341–348.

### References

1. **Panteleenko F. I.** *Samofljusujushhiesja diffuzionno-legirovannye poroshki na zheleznoj osnove i zashhitnye pokrytija na nih* [Self-fluxing diffusion-alloyed iron-based powders and the protective coating on them]. Minsk, Tehnoprnt Publ., 2001, 300 p.

2. **Voroshnin L. G., Panteleenko F. I., Konstantinov V. M.** *Teorija i praktika poluchenija zashhitnyh pokrytij s pomoshh'ju HTO* [Theory and practice of obtaining protective coatings via XTO]. Minsk, 2-e izd., pererab. i dop. Minsk, FTI; Novopolock, PGU, 2001, 148 p.
3. **Konstantinov V. M.** *Diffuzionno-legirovannye splavy dlja zashhitnyh pokrytij*. Diss. dokt. techn. nauk [Diffusion-alloyed alloys for protective coatings. Dr. techn. nauk]. Minsk, 2008, 474 p.
4. **Devojno O. G., Kalinichenko A. S., Kardopalova M. A.** *Lazernaja obrabotka iznosostojkih gazotermicheskikh kompozicionnyh pokrytij* [Laser treatment of hot-gas wear-resistant composite coatings]. Minsk, BNTU Publ., 2011, 161 p.
5. **Panteleenko E. F.** *Samofljusujushhiesja kompozicionnye poroshki iz borirovannyh othodov stal'noj i chugunnoj drobi dlja magnitno-jelektricheskogo uprochnenija i vosstanovlenija detalej mashin*. Autoref. Diss. kand. techn. nauk [Self-fluxing composite powders of the borated waste steel and iron fractions for magnetic-electric hardening and restoring of machine parts]. Minsk, BNTU Publ., 2009, 22 p.
6. **Dashkevich V. G.** *Poverhnostno-legirovannaja stal'naja provoloka dlja naplavki detalej mashin, rabotajushhih v uslovijah abrazivnogo iznashivaniya*. Autoref. Diss. kand. techn. nauk [Surface-alloyed steel wire for hardfacing machine parts, working in conditions of abrasive wear]. Minsk, BNTU Publ., 2009, 23 p.
7. **Panteleenko F. I.** *Vosstanovlenie detalej mashin* [Restoration of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2003, 672 p.
8. **Tkachev V. N.** *Indukcionnaja naplavka tverdyh splavov* [Induction hardfacing]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970, 183 p.
9. **Konstantinov V. M., Shtempel' O. P., Shherbakov V. G.** *Vrashhajushhajasja jelektricheskaja pech' dlja himiko-termicheskoj obrabotki sypučego materiala* [Rotating electric oven for chemical and thermal processing of bulk material]: pat. 15412 Resp. Belarus', MPK7 F27B 7/14 /; zajavitel' Belorusskij nacional'nyj tehničeskij universitet. – № a 20091415; zajavl. 05.10.09; opubl. 28.02.12. Aficyjny bjul. / Nac. centr intjelektual. ulasnasci. 2012. no. 1. S. 143.
10. **Konstantinov V. M.** *Mnogofunkcional'naja nauchno-issledovatel'skaja ustanovka indukcionnogo nagreva stalej i splavov* [Multifunctional research installation of induction heating of steels and alloys]. Minsk, BNTU Publ., 2015, pp. 255–262.
11. **Konstantinov V. M., Dashkevich V. G., Shherbakov V. G.** *Ustanovka dlja obrabotki metallicheskogo poroshka* [Apparatus for processing a metal powder]: pat. № 10051 Resp. Belarus', MPK B 22F 1/00 /; zajavitel' Belorusskij nacional'nyj tehničeskij universitet. – № u 20130804; zajavl. 08.10.2013; opubl. 30.04.2014. Aficyjny bjul. Nac. centr intjelektual. ulasnasci. 2014. № 2. S. 136.
12. **Shherbakov V. G.** *Nekotorye osobennosti formirovanija iznosostojkih pokrytij indukcionnoj naplavkoj diffuzionno-legirovannyimi splavami iz metallicheskih othodov proizvodstva. Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov = Some features of formation of wear-resistant coatings induction welding diffusion-alloyed alloys of metal waste. Modern methods and technologies of creation and processing of materials*. Minsk, FTI NAN Belarusi Publ., 2016, pp. 278–286.
13. **Shherbakov V. G.** *Poluchenie diffuzionno-legirovannyh splavov v podvizhnyh poroshkovyh sredah iz metallicheskih othodov proizvodstva dlja indukcionnoj naplavki i puti povyshenija ih tehnologičeskikh svojstv* [Obtaining diffusion-alloyed alloy powder in mobile environments from metal waste products for induction welding and ways to improve their processing properties]. *Litejnye processy = Foundry processes*, 2014, no. 13, pp. 90–98.
14. **Shherbakov V. G.** *Snizhenie temperatury plavljenija diffuzionno-legirovannyh splavov dlja indukcionnoj naplavki* [Reducing the melting point of the diffusion-alloyed alloys for induction welding]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 1 (74), pp. 97–100.
15. **Shherbakov V. G.** *Oplavlenie diffuzionno-legirovannyh splavov iz metallicheskih diskretnyh metalloothodov dlja poluchenija zashhitnyh pokrytij TVCh* [Melting diffusion-alloyed alloys of metal of metal to produce discrete coatings HDTV]. *Litejnye processy = Foundry processes*, 2015, no. 14, pp. 15–23.
16. **Saratovkin D. D.** *Dendritnaja kristallizacija* [Dendritic crystallization]. GNTIL po chernoy i cvetnoy metallurgii, 1957, 129 p.
17. **Zalkin V. M.** *Priroda jevtekticheskikh splavov i jeffekt kontaktnogo plavljenija* [Nature of eutectic alloys and the effect of contact fusion]. Moscow, Metallurgija Publ., 1987, 152 p.
18. **Shherbakov V. G.** *Predvaritel'naja vysokotemperaturnaja obrabotka diffuzionno-legirovannyh splavov dlja indukcionnoj naplavki*. *Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov = Pre-treatment of high-diffusion-alloyed alloys for induction welding. Modern methods and technology of materials and processing*. Minsk, FTI NAN Belarusi Publ., 2015, pp. 341–348.



УДК 620.179.14

Поступила 31.10.2016

## ОСОБЕННОСТИ СВЯЗЕЙ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ЧУГУНОВ С ИХ СТРУКТУРОЙ И МАГНИТНЫЕ МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ СТРУКТУРЫ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК (ОБЗОР)

## SPECIAL FEATURES OF INTERACTIONS OF MAGNETIC PROPERTIES OF CAST IRON WITH THEIR STRUCTURE AND MAGNETIC CONTROL METHODS OF STRUCTURE OF PIG-IRON CASTINGS (REVIEW)

С. Г. САНДОМИРСКИЙ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: sand@iaph.bas-net.by

S. G. SANDOMIRSKII, Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: sand@iaph.bas-net.by

*Проанализированы отличия магнитных свойств чугунов с разной структурой и задачи контроля структуры отливок, решение которых возможно по их магнитным параметрам.*

*Differences of magnetic properties of cast iron with various structure and tasks of structure control of castings by their magnetic parameter are analyzed in the article.*

**Ключевые слова.** Структуры чугуна, магнитные свойства, магнитный структурный анализ, намагничивание, неразрушающий контроль.

**Keywords.** Structures of cast iron, magnetic properties, magnetic structural analysis, magnetization, nondestructive control.

Чугун является широко используемым литейным материалом [1–3]. Требуемую структуру отливок создают их химическим и фазовым составом, термической обработкой. Преимущества чугуна перед сталью – хорошие жидкотекучесть, износостойкость (вследствие собственного смазывающего действия и повышения прочности пленки смазки) и обрабатываемость резанием (графит в чугуне делает стружку ломкой). Нарушения процессов производства недопустимо изменяют структуру и свойства отливок. Измерение механических свойств и структуры [2, 4, 5] трудоемко, не производительно, требует разрушения отливки для подготовки микрошлифов или стандартных образцов и исключает ее эксплуатацию. Разнообразие структур чугуна и условий их формирования определяет разнообразие задач и физических методов неразрушающего контроля структуры чугунных отливок.

**Цель обзора** – обобщение основных принципов магнитного контроля структуры чугунных отливок и результатов автора по их применению.

**Структуры чугуна.** Чугуны – многокомпонентные железные сплавы с содержанием углерода  $C \geq 2,14\%$  [1, 2]. Основными фазами металлической основы чугуна являются (рис. 1):

- Феррит: твердый раствор углерода и других элементов в  $\alpha$ -железе (рис. 1, а). Растворимость углерода: 0,1% при 1493 °С; 0,025% при 723 °С и 0,006% при 20 °С. Различают высокотемпературный феррит, обозначаемый  $\delta$ -феррит, и низкотемпературный  $\alpha$ -феррит.

- Аустенит: твердый раствор углерода и других элементов в  $\gamma$ -железе (рис. 1, б). Растворимость углерода до 2,06% при 1147 °С и 0,8% при 423 °С.

- Цементит: карбид железа  $Fe_3C$  (рис. 1, в). В присутствии примесей образуется легированный цементит, например  $(FeMn)_3C$ ,  $(FeCr)_3C$ ,  $(FeMnCr)_3C$ . Растворимость углерода 6,67%.

- Перлит: эвтектоидная структура, состоящая из феррита и цементита, имеющая пластинчатую форму (рис. 1, г). Образуется из аустенита в процессе охлаждения. Для образования перлита в аустените должно быть 0,8% С. Во многих случаях получают зернистый перлит (рис. 1, д), когда зерна цементита

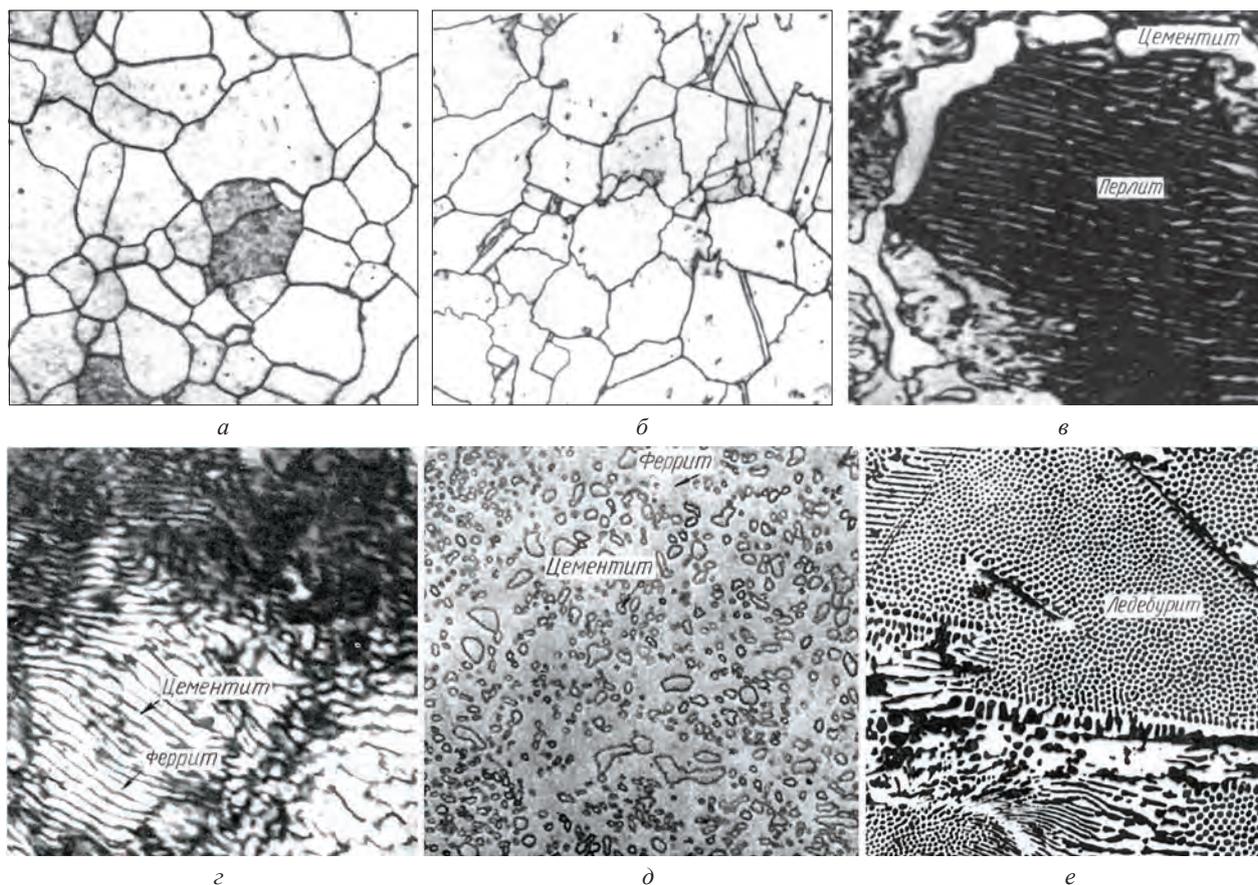


Рис. 1. Основные структуры металлической основы чугунов [2]: а – феррит ( $\times 250$ ); б – аустенит ( $\times 250$ ); в – цементит ( $\times 500$ ); г – перлит пластинчатый ( $\times 1000$ ); д – перлит зернистый ( $\times 1000$ ); е – ледебурит ( $\times 250$ )

та расположены в ферритной матрице. Различают грубодифференцированный перлит (1,0 мкм), среднедифференцированный сорбитообразный перлит (0,3 мкм) и тонкодифференцированный троостит (0,15 мкм).

- Ледебурит: эвтектическая структура, состоящая из аустенита и цементита, а после охлаждения ниже  $727\text{ }^{\circ}\text{C}$  – перлита и цементита (рис. 1, е). Образуется при содержании в жидком сплаве 4,3% С. При наличии в стали значительных количеств Cr, W, Mo может образоваться при более низких концентрациях углерода.

Улучшение свойств чугуна достигают при большом содержании легирующих элементов: никеля, алюминия, меди и хрома [6]. Кроме химического состава, определяющее влияние на свойства отливок оказывает фазовый состав чугуна, формирующийся при затвердевании [1, 7]. Если образование графита исключается, то формируется смесь аустенита и цементита и чугун называют белым (БЧ) – по цвету светлых кристаллов цементита на изломе. БЧ вследствие присутствия в нем цементита обладает высокой износостойкостью, твердостью ( $\text{HV} = 400\text{--}500$ ), хрупок (относительное удлинение  $\delta = 0,01\%$ ) и практически не поддается обработке резанием. Если жидкая фаза полностью переходит в смесь аустенита и графита, чугун называют серым (СЧ) – по цвету излома, определяемому темными кристаллами графита. В СЧ углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в виде графитовых включений. Если при кристаллизации образуются и цементит, и графит, чугун называют половинчатым. Он содержит структурные составляющие СЧ и БЧ: перлит, пластинчатый графит и участки ледебурита. Эти структуры могут образовываться в одной отливке: ускоренно охлажденная зона имеет структуру БЧ, а медленно охлажденная – структуру СЧ. Отбеленными называют отливки, поверхность которых имеет структуру белого или половинчатого, а сердцевина – серого чугуна.

На механические свойства чугуна влияет форма выделяющихся графитовых включений. Их можно рассматривать как надрезы, ослабляющие металлическую основу структуры. Чем мельче включения, чем их меньше и больше изолированность друг от друга, тем выше прочность чугуна. В зависимости от формы графита (рис. 2) и условий его образования различают следующие группы чугунов: серый, ковкий и высокопрочный с шаровидным графитом (рис. 3).

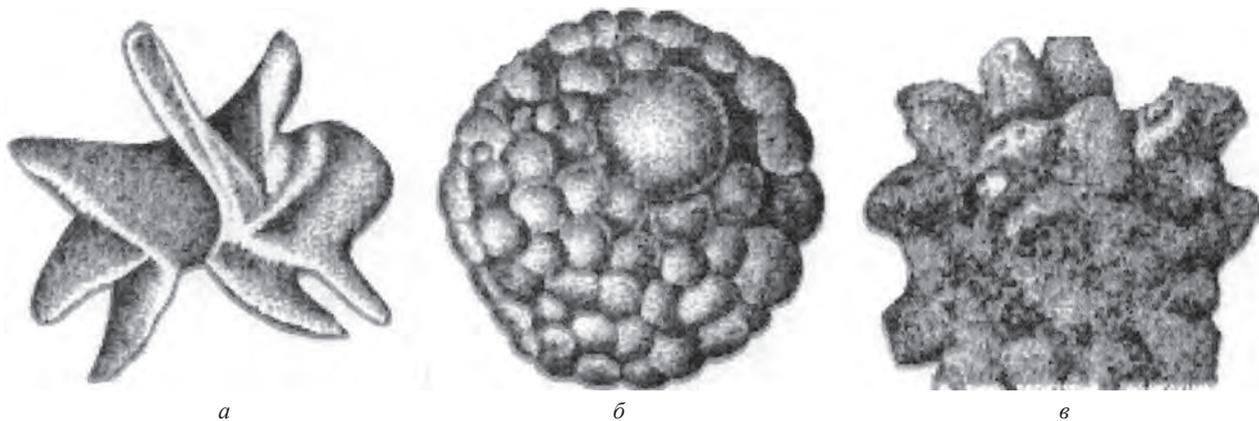


Рис. 2. Формы графитовых включений в микроструктуре чугуна: *а* – пластинчатый графит; *б* – шаровидный графит; *в* – хлопьевидный графит

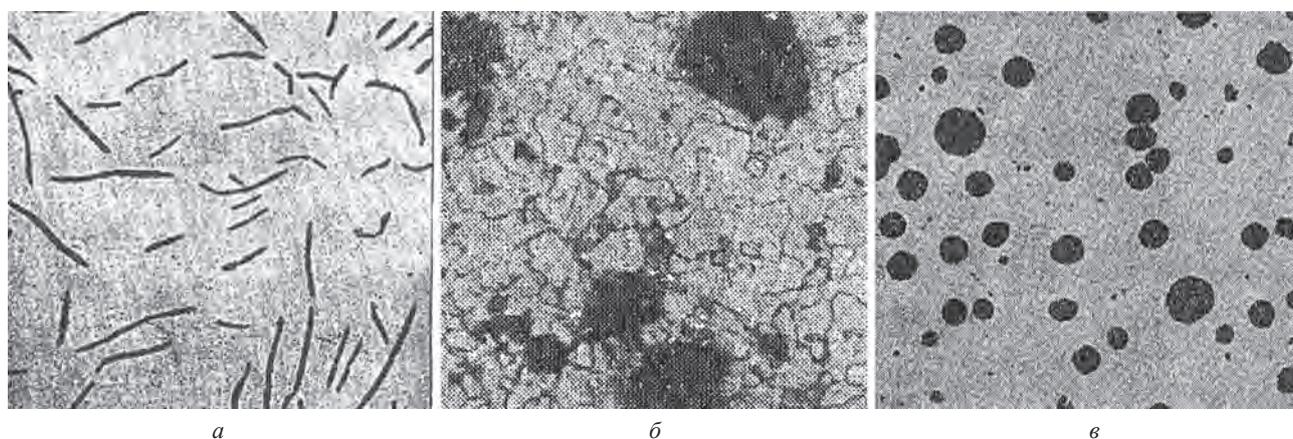


Рис. 3. Графитовые включения в микроструктуре чугуна [2]: *а* – серый ( $\times 100$ ); *б* – ковкий ( $\times 250$ ); *в* – высокопрочный ( $\times 100$ )

В сером чугуне (СЧ) графит выделяется в виде пластинчатых включений (рис. 3, *а*). Пластинки графита уменьшают сопротивление разрыву, временное сопротивление (предел прочности)  $\sigma_b$  и пластичность чугуна (при растяжении СЧ независимо от свойств металлической основы  $\delta \leq 0,5\%$ ). Графитовые включения мало влияют на снижение  $\sigma_b$  при сжатии и твердости (НВ = 143–255), которые определяются главным образом структурой металлической основы чугуна. Нарушая сплошность металлической основы, графит делает чугун малочувствительным к внешним концентраторам напряжений (дефектам, надрезам). Поэтому СЧ имеет практически одинаковую прочность в отливках простой формы и с ровной поверхностью и сложной формы с надрезом или не обработанной поверхностью. Наибольшую прочность и износостойкость обеспечивает перлитная структура металлической основы СЧ.

Ковкий чугун (КЧ) получают длительным отжигом отливок из БЧ (рис. 4, *а*).

На первой стадии отжига (при 950–970°C) в результате распада цементита диффузионным путем образуется хлопьевидный графит (рис. 4, *б*). Затем отливки охлаждают до температур 760–720 °С (при этом происходит выделение из аустенита вторичного цементита, его распад и рост графитовых включений) и дают длительную (24–60 ч) выдержку. Происходит распад аустенита с образованием феррито-графитовой структуры или распад цементита, входящего в состав структуры перлита, с образованием феррита и графита. После окончания второй стадии графитизации структура чугуна состоит из феррита и хлопьевидного графита (рис. 4, *в*). Такой графит меньше пластинчатого снижает прочность и пластичность металлической основы чугуна. Благодаря высокой пластичности ( $\delta = 6\text{--}20\%$ ) и низкой твердости (НВ = 163) ферритному КЧ свойственна хорошая обрабатываемость резанием. При ускоренном охлаждении образуется перлитный КЧ, имеющий светлый излом, НВ = 241–269, умеренную пластичность ( $\delta = 2\text{--}7\%$ ), высокую прочность и антифрикционные свойства.

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом (ВЧ) получают модифицированием жидкого чугуна небольшими добавками отдельных элементов (рис. 5).

Установлено [8], что если в жидкий чугун ввести слабо растворяющийся в нем металл (например, магний в количестве 0,03–0,07%) или сплав, температура кипения которого ниже температуры жидкого

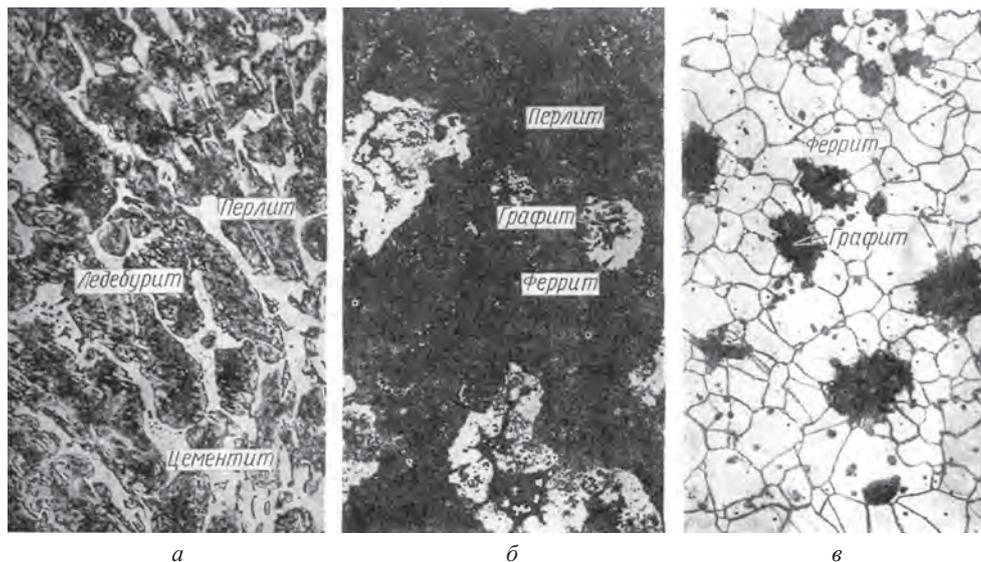


Рис. 4. Структуры чугуна в процессе получения отливок из ковкого чугуна [2].  $\times 125$ : *а* – до отжига (белый доэвтектический чугун); *б* – после первой стадии графитизации; *в* – после отжига (после второй стадии графитизации)

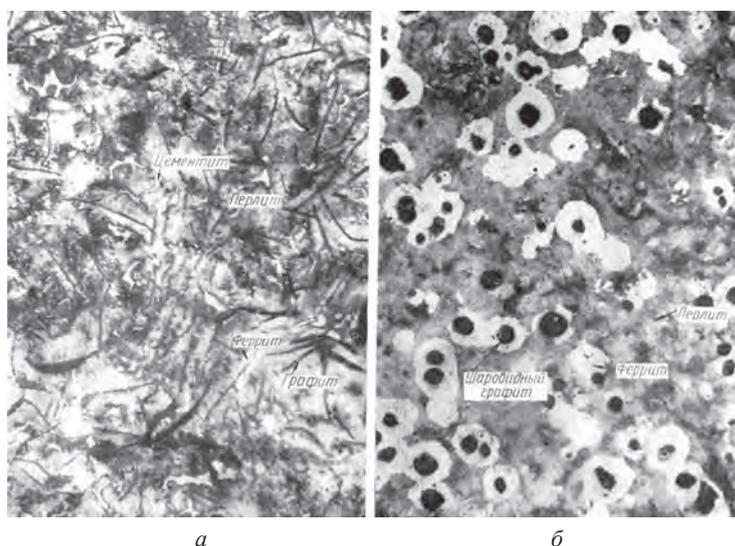


Рис. 5. Микроструктура чугуна [2].  $\times 100$ : *а* – без модифицирования (микроструктура серого чугуна с пластинчатым графитом); *б* – после модифицирования лигатурой магния с ферросилицием (высокопрочный чугун: шаровидный графит, феррит и перлит)

чугуна и пары которого вступают в реакцию окисления с газами, в состав которых входит кислород, то в остатках пузырьков пара этого металла зарождается шаровидный графит. Шаровидный графит меньше, чем пластинчатый, ослабляет металлическую основу чугуна и не является активным концентратором напряжений. ВЧ имеют пластичность, прочность, износостойкость и коррозионную стойкость, близкие к свойствам углеродистой и легированной стали. При этом они сохраняют хорошие литейные свойства и обрабатываемость резанием, способность гасить вибрации, высокую износостойкость. Стоимость отливок из ВЧ на 25–50% ниже стоимости отливок и поковок из стали и КЧ. В ряде случаев оптимальное сочетание свойств обеспечивает вермикулярная (средняя между шаровой, хлопьевидной и пластинчатой) форма графитовых включений, образующаяся при некоторых режимах охлаждения модифицированного чугуна.

Вариации структуры и физико-механических свойств чугуна, кроме изменения его химического состава, режимов модифицирования, затвердевания, остывания и отжига, могут быть обеспечены также закалкой и отпуском отливок [9]. Разнообразие физико-механических свойств чугунов позволяет выбрать материал для создания разных отливок с учетом режимов их дальнейшей обработки и эксплуатации. Но неизбежные в силу неопределенности химического состава и вариаций режимов затвердевания, охлаждения и термообработки отливок изменения структурообразующих факторов обуславливают необходимость контроля структуры готовой отливки, особенно в случае ее последующей эксплуатации в узлах ответственного назначения или обработки дорогостоящим инструментом. При этом ни одна из

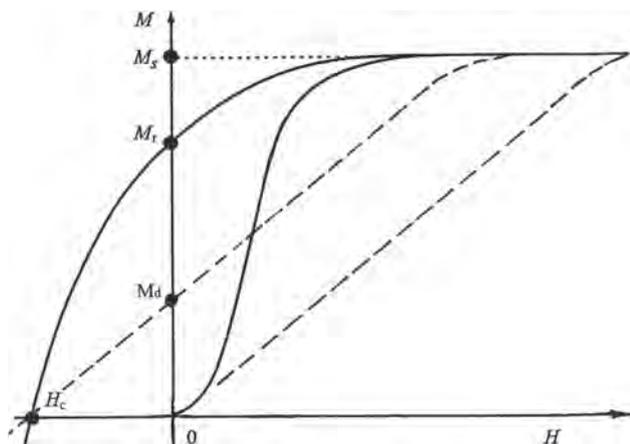


Рис. 6. Основная кривая намагничивания и нисходящая ветвь предельной петли магнитного гистерезиса ферромагнитного материала и тела (пунктир)

структур чугунов не является заведомо «бракованной» или «годной», а становится таковой с учетом задачи изготовления и последующей эксплуатации отливки.

**Магнитный контроль** чугунных отливок основан на различии магнитных свойств (рис. 6) структурных составляющих чугуна [10–13]. Нет закономерности между количеством углерода и магнитными свойствами чугуна, так как определяющее влияние на них оказывает состояние, а не содержание углерода в чугуне. Обобщение диапазонов изменения коэрцитивной силы  $H_c$ , остаточной намагниченности  $M_r$ , намагниченности  $M_s$  технического насыщения и максимальной магнитной проницаемости  $\mu_m$  белого, серого, ковкого и высокопрочного чугунов при разных структурах металлической матрицы приведено в табл. 1.

Таблица 1. Магнитные свойства чугунов с разной структурой

Тип чугуна	Тип металлической основы	$H_c$ , кА/м	$\mu_m$	$M_s$ , кА/м	$M_r$ , кА/м
Белый чугун (БЧ)		1,04–1,28	180–200	1035	400–440
Серый чугун (СЧ)	Ферритная	0,2–0,4	600–1500	1433	240–440
	Перлитная	0,56–1,06	200–450	1393	320–560
Высокопрочный чугун (ВЧ)	Ферритная	0,12–0,2	1600–2400	1513	240–480
	Перлитная	0,4–0,88	300–600	1473	400–640
Ковкий чугун (КЧ)	Ферритная	0,12–0,2	1500–2300	1433	440–560
	Перлитная	0,4–0,88	300–800	1393	480–600

Наибольшую  $H_c$  и наименьшие  $\mu_m$  и  $M_s$  имеет БЧ. Увеличение графитизации приводит к снижению  $H_c$  и росту  $\mu_m$ , особенно при распаде последних остатков цементита. Это объясняется увеличением в структуре чугуна мягкой магнитной компоненты – феррита и снижением внутренних напряжений (графит создает меньшие структурные микронапряжения, чем цементит). Кроме того, уменьшение объема, занимаемого графитом, по сравнению с объемом исходного цементита, приводит к уменьшению внутреннего размагничивания, так как графит и цементит можно рассматривать как немагнитные включения, являющиеся местами образования внутренних размагничивающих полей. Исследования влияния формы магнитных включений показали, что чем она компактнее, тем мягче в магнитном отношении чугун. Поэтому ВЧ и КЧ с шаровидной и хлопьевидной формами графита имеют большую  $\mu_m$  и меньшую  $H_c$  по сравнению с СЧ той же металлической основы. Различие в химическом составе чугунов вызывает разброс магнитных характеристик. Но можно говорить об однозначной зависимости  $H_c$  и  $\mu_m$  от степени графитизации, поскольку влияние соотношения графита и цементита на эти параметры больше, чем других факторов.

При выборе магнитного параметра, оптимального для магнитного контроля структуры чугунных отливок, следует учесть, что намагничивание и формирование остаточной намагниченности отливки происходит под влиянием ее размагничивающего фактора или размагничивающего фактора намагниченного участка отливки [14]. Поэтому остаточная намагниченность  $M_d$  отливки, остаточный магнитный поток  $\Phi_d$  в отливке, параметры поля от остаточной намагниченности локально намагниченного участка отливки и его градиент  $\nabla H$  становятся пропорциональны коэрцитивной силе  $H_c$  материала отливки (рис. 6).

Среди приборов, основанных на этом принципе и специально разработанных для магнитной сортировки отливок по структуре, выделим магнитные анализаторы качества структуры изделий МАКСИ-П, МАКСИ-Р и магнитный сортировщик МС [12, 13, 15, 16] (рис. 7). Принцип действия приборов МАКСИ-П и МАКСИ-Р заключается в бесконтактном намагничивании изделия в открытой магнитной цепи при его свободном падении сквозь область с намагничивающим полем постоянной напряженности  $H_e$  и измерении величины  $\Phi_d$  остаточного магнитного потока в изделии при его движении сквозь об-



а

б



в

Рис. 7. Внешний вид приборов для магнитного контроля структуры чугуновых отливок: а – МАКСИ-П; б – МАКСИ-Р; в – МС-3

ласть, где намагничивающее поле экранировано или скомпенсировано. В приборе МАКСИ-П намагничивание осуществляется в стационарном поле двухполюсной магнитной системы напряженностью около 46 кА/м, ортогональном направлению движения изделия. В приборе МАКСИ-Р максимальная напряженность намагничивающего поля, параллельного направлению движения изделий, равна 37 кА/м. При движении намагниченное изделие индуцирует в измерительном преобразователе специальной конструкции сигнал, вольт-секундная площадь полуволны которого измеряется (в мкВб) и индицируется на двухразрядном цифровом табло прибора. Диапазон измерения  $\Phi_d$ , мкВб: 0,01–6,00 (показания  $\Phi = 100$  соответствуют 0,6 мкВб). Относительная погрешность не более  $\pm 1,5\%$ . Результат измерения сравнивается с предварительно установленными пределами годности изделия по измеряемому параметру. По результату сравнения исполнительный механизм осуществляет сортировку изделий на годные и брак с производительностью до 2 изделий в секунду. В приборе «Сортировщик магнитный МС» осуществлена современная реализация метода точечного полюса [16]. Контроль осуществляют по результату измерения градиента поля от остаточной намагниченности изделия, локально намагниченного полюсом постоянного магнита.

Таким образом, сортировка чугунов с разной структурой по результату измерения их магнитных свойств, прежде всего, связанных с коэрцитивной силой, может быть рекомендована в следующих основных случаях.

Белый чугун от чугунов всех других типов может быть выделен по результату измерения  $H_c$  или связанной с ней остаточной намагниченности  $M_d$  отливки после намагничивания ее до технического насыщения. Различие этих параметров БЧ и ферритных чугунов других типов составляет от 3 до 10 раз, что практически исключает их перепутывание при контроле. Различие  $H_c$  и  $M_d$  БЧ и перлитных КЧ и ВЧ также достаточно для их уверенной сортировки (1,2–3,0 раза). Применение магнитного контроля качества отжига отливок из БЧ на КЧ – одно из наиболее удачных и надежных использований магнитного неразрушающего контроля [9, 10]. Причем теоретически показано и экспериментально подтверждено (рис. 8), что в полях, не доводящих отливки с большим размагничивающим фактором до технического насыщения, наблюдается более высокая (на 20–30%) чувствительность остаточной намагниченности  $M_d$  отли-

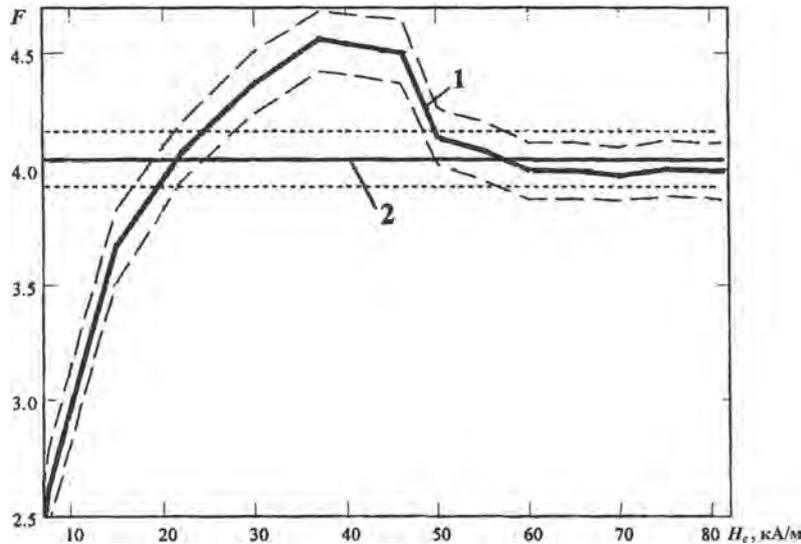


Рис. 8. Зависимость отношения  $F$  остаточной намагниченности  $M_d$  отливок «ниппель 1/4» из ВЧ к  $M_d$  тех же отливок из феррито-перлитного КЧ (1) от напряженности  $H_e$  намагничивающего поля; 2 –  $F$  после намагничивания отливок в пермеаметре. Пунктирные линии – диапазон возможной погрешности измерения и расчета  $F$

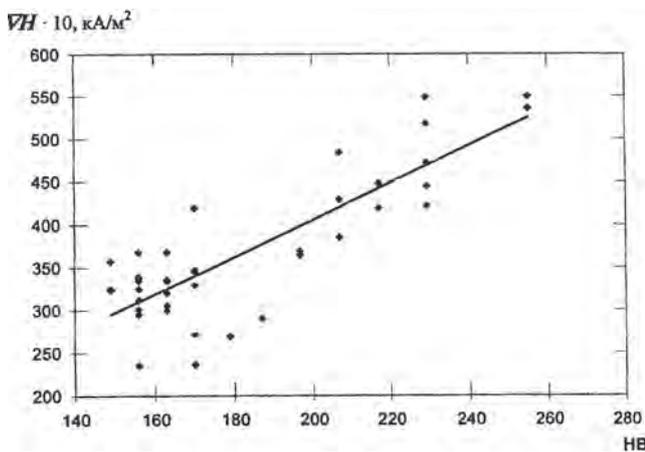


Рис. 9. Зависимость показаний  $VH$  прибора МС от твердости НВ заготовок из СЧ18

вок к структуре их материала, чем при намагничивании до насыщения [17]. Поэтому напряженность  $H_e$  намагничивающего поля при сортировке отливок с большим размагничивающим фактором рекомендовано устанавливать в пределах 20–50 кА/м [18].

По измерению  $H_c$  или  $M_d$  перлитный и ферритный чугуны всех типов могут быть отбракованы друг от друга (рис. 9).

Решена задача определения количественного соотношения содержания перлита и феррита в КЧ на основе измерения пропорционального  $M_d$  остаточного магнитного потока  $\Phi_d$  в отливках с большим размагничивающим фактором (рис. 10) [19].

При определении соотношения содержания перлита и феррита в ВЧ следует учитывать, что повы-

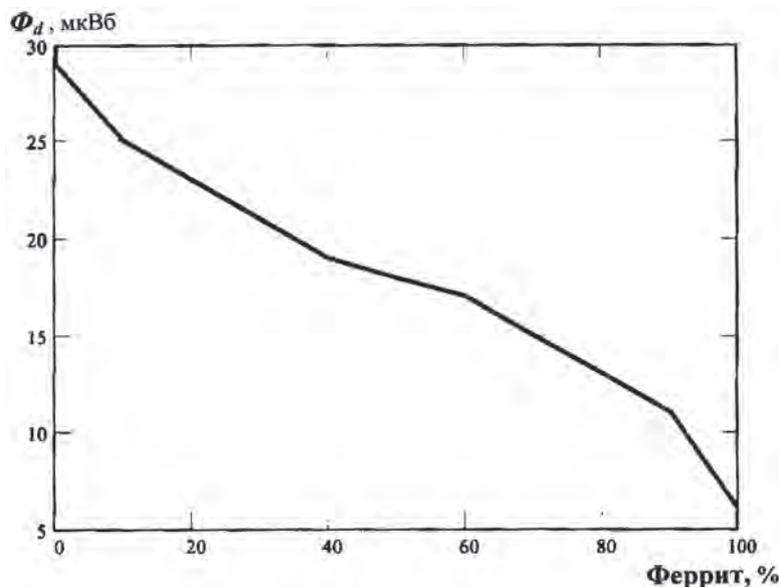


Рис. 10. Зависимость остаточного магнитного потока  $\Phi_d$  в отожженной отливке «ниппель 1/4» из КЧ после намагничивания в поле 46 кА/м от содержания феррита в металлической матрице отливки

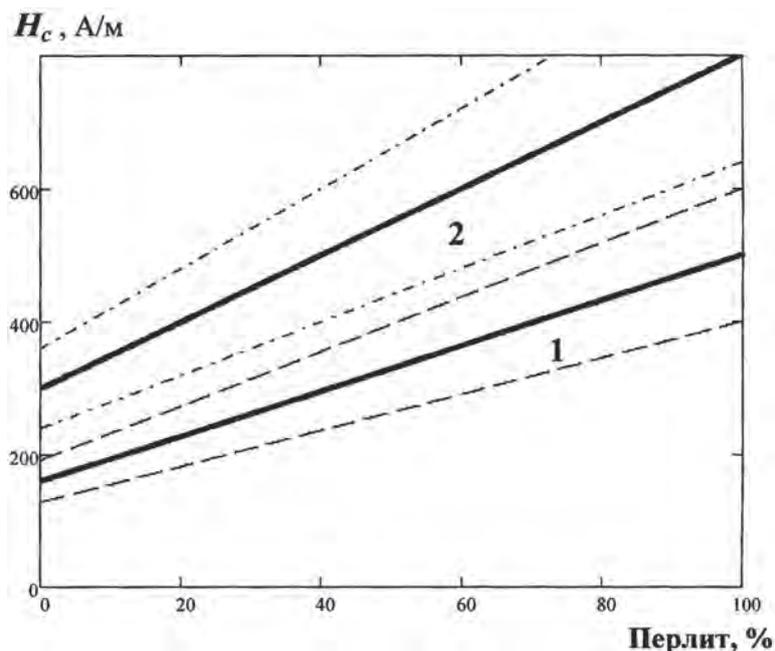


Рис. 11. Зависимость коэрцитивной силы  $H_c$  ВЧ (1) и СЧ (2) от содержания перлита в металлической матрице. Оценка по результатам исследований [20]. Пунктир и штрихпунктир – диапазоны вероятного изменения  $H_c$  на основании данных табл. 1

шение  $H_c$ , свойственное повышению содержания перлита в металлической матрице чугуна, может быть вызвано увеличением доли пластинчатых графитовых включений в чугуне при снижении доли шаровидных включений графита (рис. 11) [20].

В [20] показано, что при одинаковой форме включений графита изменение содержания перлита в металлической матрице ВЧ и СЧ от 0 до 100% в 2,8 раза повышает показания  $\Phi_d$  и  $\nabla H$  приборов МАКСИ и МС, пропорциональные  $H_c$  материала отливок. Значения параметров  $\Phi_d$  и  $\nabla H$  образцов со структурой ВЧ в среднем в 1,6 раза меньше, чем для образцов со структурой СЧ при одинаковом соотношении феррита и перлита в металлической матрице. Полученные результаты наряду с данными табл. 1 о диапазоне изменения магнитных свойств чугунов с разной структурой позволяют дать приведенную на рис. 11 оценку изменения  $H_c$  отливок при изменении соотношения ВЧ и СЧ в их составе. По измерению  $H_c$  и связанных с ней параметров можно уверенно выделить [20] от других типов чугуна лишь ферритный ВЧ с содержанием перлита в металлической матрице до 20% (рис. 11).  $H_c$  таких чугунов не более 250 А/м. СЧ при содержании перлита в металлической матрице свыше 50% имеет  $H_c \geq 600$  А/м и может быть отбракован от ВЧ по показаниям коэрцитивно чувствительных приборов.

Перлитный ВЧ по результату измерения  $H_c$  может быть отбракован от СЧ только при гарантии сохранения неизменной металлической основы чугуна. Для отбраковки перлитного ВЧ от ферритного СЧ рекомендовано измерение  $H_c$  и не магнитного параметра, например, скорости звука [20]. По [21] измеряют скорость  $V_3$  звука и магнитный параметр  $\Phi_3$  эталонной отливки, заведомо годной по содержанию шаровидных включений и перлита в металлической матрице, измеряют скорость  $V_C$  звука в отливке и ее магнитный параметр  $\Phi_C$ , определяют разницу  $V_C - V_3$  и  $\Phi_C - \Phi_3$ , по которым находят разницу  $\Delta\Pi$  в содержании шаровидных включений и  $\Delta\Pi$  в содержании перлита в металлической матрице сортируемой и эталонной отливок. Сортировку отливки осуществляют по результату сравнения значений  $\Delta\Pi$  и  $\Delta\Pi$  с их допустимыми отклонениями. При этом в качестве магнитного параметра отливки измеряют  $H_c$  или пропорциональный ей магнитный параметр, а  $\Delta\Pi$  и  $\Delta\Pi$  определяют по формулам:

$$\Delta\Pi = 4,27\Delta V - 0,09125 \Delta\Phi, \quad \Delta\Pi = 2,44\Delta V + 0,305 \Delta\Phi,$$

где  $\Delta V = (V_C - V_3)/V_3$  и  $\Delta\Phi = (\Phi_C - \Phi_3)/\Phi_3$  – относительные изменения скорости звука и магнитного параметра в сортируемой отливке по сравнению с эталонной.

Эффективность способа [21] иллюстрируется примером его реализации для сортировки по структуре отливок сложной формы (длиной 70 мм, поперечным размером до 38 мм), изготавливаемых на одном из литейных заводов из высокопрочного чугуна ВЧ50. В качестве магнитного параметра использован остаточный магнитный поток  $\Phi$ , сохраняющаяся в них после намагничивания до состояния, близкого

к техническому насыщению. Измерения  $\Phi$  проведены анализатором магнитным МАКСИ-Р. Скорость  $V$  звука в отливках измерена ультразвуковым толщиномером фирмы «Kraut Kramer».

Параметр  $\Phi$  отливки, заведомо годной по содержанию шаровидных включений и перлита в металлической матрице, составил  $\Phi_{\Sigma} = 220$ , а скорость звука  $V_{\Sigma} = 5575$  м/с. После измерений  $\Phi_{\Sigma}$  и  $V_{\Sigma}$  эталонная отливка была разрушена для изготовления микрошлифа и определения структуры по [5]. Было установлено, что в микроструктуре эталонной отливки содержание шаровидного графита – 100%, а содержание перлита – 50%. После этого пять отливок из промышленной партии были рассортированы по структуре способом [21]. Результаты определения разницы  $\Delta III$  и  $\Delta I$  сортируемой и эталонной отливок приведены в табл. 2. Критерием годности сортируемых отливок (по техническим условиям производства отливок) было снижение содержания шаровидных включений и перлита в отливках не более, чем на 10% по сравнению с эталонной отливкой. Результаты сортировки отливок по этому критерию годности приведены в табл. 2. После сортировки отливок для проверки результатов сортировки структура отливок была определена по стандартной методике [5]. Результаты определения структуры отливок по стандартной методике также приведены в табл. 2.

Таблица 2. Результаты сортировки отливок по предложенному способу и стандартной разрушающей методике [5]

Номер изделия	Результаты измерений		Результаты сортировки					
	$V_c$ , м/с	$\Phi_c \cdot 10^{-3}$ мкВБ	предложенным способом			по стандартной методике		
			$\Delta III, \times 100\%$	$\Delta I, \times 100\%$	брак, годное	$\Delta III, \times 100\%$	$\Delta I, \times 100\%$	брак, годное
1	4960	125	-43	-40	брак	-50	-20	брак
2	5540	170	-1,5	-8	годное	0	-5	годное
3	5684	268	+6,4	+12	годное	0	+20	годное
4	5491	128	-2,6	-17	брак	0	-25	брак
5	5412	111	-8	-22	брак	-10	-37	брак

Результаты (табл. 2) сортировки отливок способом, приведенным в [21], показывают, что они совпадают с результатами сортировки отливок по стандартной методике [5]. Количественно результаты определения разницы  $\Delta III$  в содержании шаровидных включений и разницы  $\Delta I$  в содержании перлита в металлической матрице сортируемой и эталонных отливок по предложенной и стандартной методикам совпадают в пределах погрешности и субъективности определения этих параметров по стандартной методике. Таким образом, способ [21] повышает достоверность сортировки отливок из ВЧ по структуре до уровня достоверности стандартной разрушающей методики. Кроме того, он обеспечивает сортировку отливки по параметрам, усредненным по всему объему отливки, а не по ее локальным участкам, как у стандартной методики.

Проведенный анализ показал, что разделение чугуновых отливок с разной структурой друг от друга по результату измерения магнитных параметров может быть рекомендовано:

- для выделения БЧ от чугунов всех других типов (в том числе для контроля качества отжига БЧ на КЧ, контроля наличия отбела на поверхности отливок из СЧ);
- для разбраковки друг от друга перлитного и ферритного чугунов всех типов (имеется возможность количественной оценки отношения феррита и перлита в КЧ и ВЧ);
- для контроля формы графитовых включений в чугуне при постоянной структуре металлической матрицы. При возможности одновременного изменения структуры металлической матрицы и появления пластинчатого графита в ВЧ возможно уверенное выделение ферритного ВЧ от СЧ;
- для отбраковки перлитного ВЧ от ферритного СЧ следует рекомендовать одновременное измерение  $H_c$  и скорости звука [21].

Но потребности производства диктуют новые задачи. Так, при отжиге на ковкий чугун отливок из белого чугуна на поверхности отливки может сохраниться отбеленный слой (рис. 12).

Такие отливки при магнитном контроле их структуры, как правило, отбраковываются [13, 17]. Но в случае, когда толщина отбеленного слоя меньше, чем слой, удаляемый при предварительной обточке отливки, отливка с поверхностным отбеленным слоем является годной для механической обработки. При существующем методе сортировки значительная часть годных для механической обработки отливок направляется на переплавку. Это приводит к неоправданному перерасходу материальных и трудовых ресурсов.

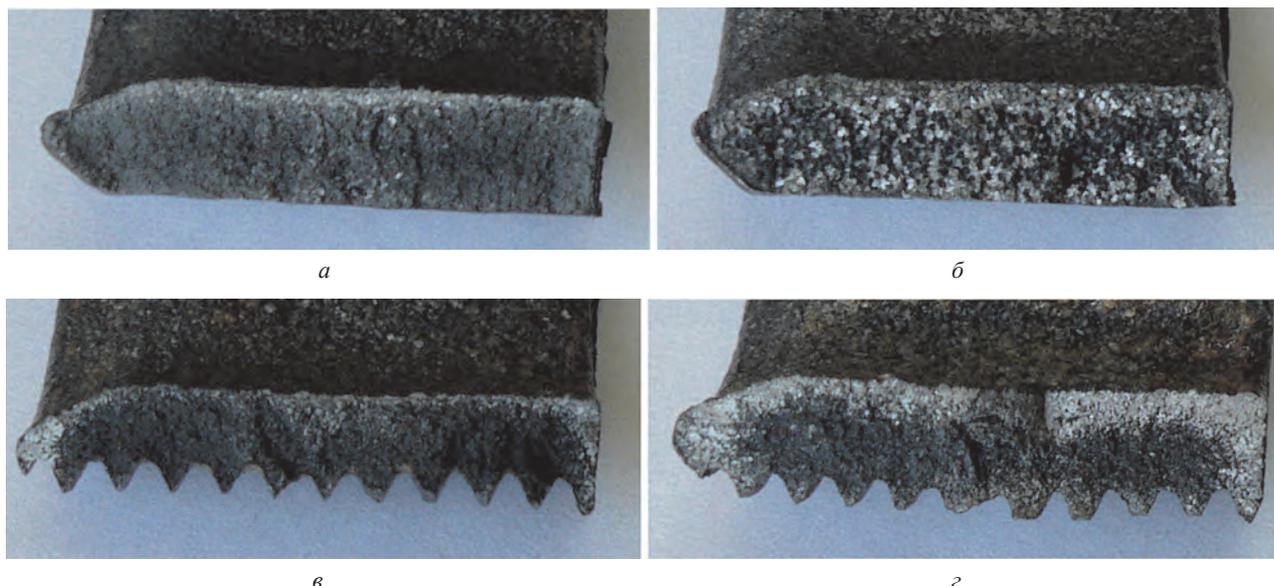


Рис. 12. Изломы ниппелей из ковкого чугуна КЧ30-6.  $\times 3$ : *a* – ковкий чугун по всему объему отливки; *б* – вкрапления белого чугуна по всему объему отливки; *в*, *г* – отбеленный слой на поверхности отливки

Эксперименты по исследованию влияния толщины и магнитных свойств материала слоев на намагничивание двухслойного изделия [22] трудоемки и не позволяют определить пороговую намагниченность для разбраковки отливок с допустимой толщиной отбеленного слоя.

Основой расчетной модели намагничивания двухслойной отливки являются [23, 24]:

1. Результаты (см. табл. 1) измерения магнитных свойств ( $H_c$ ,  $M_r$  и  $M_s$  чугунов с разной структурой).
2. Формулы [25] для расчета намагниченности материала на частных петлях магнитного гистерезиса по  $H_c$ ,  $M_r$  и  $M_s$ . Разработанная методика позволяет рассчитать остаточную намагниченность  $M_d$  стального изделия, намагничиваемого в разомкнутой магнитной цепи полем напряженностью  $H_e$  по  $H_c$ ,  $M_s$  и  $M_r$  материала и размагничивающему фактору  $N$  изделия. Следует обосновать правомерность использования этих формул для описания намагничивания чугунов с учетом изменений связей между магнитными параметрами чугуна по сравнению со сталью под влиянием внутреннего размагничивания [26].
3. Формулы для расчета размагничивающего фактора тел разной формы [14] и внутреннего коэффициента размагничивания материалов с немагнитными включениями [27].

Аналитическое описание намагничивания и формирования остаточной намагниченности отливок с неоднородной по слоям структурой будет использовано для повышения селективности и достоверности магнитного контроля структуры отливок.

### Литература

1. Бунин К. П. Строение чугуна / К. П. Бунин, Ю. Н. Таран. М.: Металлургия, 1972. 160 с.
2. Болохвинов Н. Ф. Атлас макро- и микроструктур металлов и сплавов / Н. Ф. Болохвинов, Е. Н. Болохвинова. Изд. 2-е, перераб. и допол. М.: МАШГИЗ, 1959. 88 с.
3. Щербединский Г. В. Чугун как перспективный материал 21 столетия / Г. В. Щербединский // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 7. С. 83–93.
4. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов / Я. Б. Фридман. М., 1974. Т. 1, 2.
5. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. ГОСТ 3443-87. 2005. 42 с.
6. Комаров О. С. Совершенствование технологии получения отливок из высокохромистого чугуна / О. С. Комаров. М.: Новое знание, 2014. 152 с.
7. Анисович А. Г. Микроструктуры черных и цветных металлов / А. Г. Анисович, А. А. Андрушевич. Мн.: Беларуская наука, 2015. 131 с.
8. Горшков А. А. О механизме образования шаровидного графита / А. А. Горшков // Литейное производство. 1955. № 3. С. 17–21.
9. Русин П. И. Магнитная структуроскопия термически обработанного чугуна / П. И. Русин, Л. А. Гофман, М. А. Капустянский. Ростов-на-Дону: Ростовский университет, 1978. 141 с.
10. Карамара А. Основные положения магнитных методов контроля состояния и качества чугунных отливок / А. Карамара // 25-й междунар. конгресс литейщиков. М., 1961. С. 454–475.
11. Горкунов Э. С. Магнитные свойства и методы контроля структуры и прочностных характеристик чугунных изделий (Обзор) / Э. С. Горкунов, В. М. Сомова, А. П. Ничипурук // Дефектоскопия. 1994. № 10. С. 54–82.
12. Сандомирский С. Г. Возможности и ограничения магнитного контроля структуры чугунных отливок (обзор) / С. Г. Сандомирский // Литье и металлургия. 2006. № 2(38). Ч. 1. С. 118–123.

13. Сандомирский С. Г. Возможности количественного контроля структурных параметров чугуновых отливок магнитным методом / С. Г. Сандомирский // *Металлургия*. 2009. № 2. С. 28–34.
14. Сандомирский С. Г. Расчет и анализ размагничивающего фактора ферромагнитных тел / С. Г. Сандомирский. Минск: Беларуская навука, 2015. 244 с.
15. Сандомирский С. Г. Анализ предпосылок количественного контроля структуры изделий из высокопрочного чугуна магнитным методом / С. Г. Сандомирский, В. Л. Цукерман, Л. З. Писаренко // *Литье и металлургия*. 2005. № 2. Ч. 2. С. 143–148.
16. Сандомирский С. Г. Применение полюсного намагничивания в магнитном структурном анализе (обзор) // *Дефектоскопия*. 2006. № 9. С. 36–64.
17. Сандомирский С. Г. Оптимизация режимов магнитного контроля структуры отливок из ковкого чугуна / С. Г. Сандомирский // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2009. № 8. С. 39–43.
18. Способ магнитного контроля структуры материала с размагничивающим фактором более 0,04: пат. на изобретение 13520 Респ. Беларусь, МПК (2009) G01N 27/72 / С. Г. Сандомирский; заявитель Государственное научное учреждение «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси». № а 20081193; заявл. 19.09.2008; опубл. 30.08.2010. // *Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці*. 2010. № 4.
19. Сандомирский С. Г. Количественный анализ взаимосвязи микроструктуры и магнитных свойств изделий типа «нипель 1/4» из ковкого чугуна КЧ30-6 / С. Г. Сандомирский, Л. З. Писаренко, С. Ф. Лукашевич // *Дефектоскопия*. 2002. № 4. С. 18–24.
20. Сандомирский С. Г. Влияние структуры металлической матрицы высокопрочного чугуна на коэрцитивно чувствительный магнитный параметр и скорость звука / С. Г. Сандомирский, В. Л. Цукерман // *Литье и металлургия*. 2013. № 2. С. 41–45.
21. Способ сортировки отливок из высокопрочного чугуна по содержанию в их структуре шаровидных графитовых включений и перлита: пат. на изобретение 19548 Респ. Беларусь, МПК G01N 27/72 (2006.01) / С. Г. Сандомирский, В. Л. Цукерман; заявитель Государственное научное учреждение «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси». № а 20130563; заявл. 29.04.2013; опубл. 30.10.2015. // *Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлект. уласнасці*. 2015. № 5.
22. Особенности распределения остаточной индукции в двухслойном ферромагнитном цилиндре / С. Г. Сандомирский [и др.] // *Дефектоскопия*. 1997. № 10. С. 34–41.
23. Сандомирский С. Г. Физические основы методики расчета намагничивания двухслойных чугуновых отливок / С. Г. Сандомирский // *Международ. науч.-техн. конф. «Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии»*. Могилев, Белорусско-Российский университет. 14–15 апреля 2016. С. 275–276.
24. Сандомирский С. Г. Магнитные методы контроля чугуновых отливок с однородной структурой и физические основы расчета намагничивания двухслойных отливок / С. Г. Сандомирский // *Литейное производство и металлургия* 2016. Беларусь: Тр. 24-й междунар. науч.-техн. конф., Минск, 19–21 октября 2016. С. 107–114.
25. Сандомирский С. Г. Расчет кривой намагничивания и частных петель гистерезиса ферромагнитных материалов по основным магнитным параметрам / С. Г. Сандомирский // *Электричество*. 2010. № 1. С. 61–64.
26. Сандомирский С. Г. Изменение связи между магнитными параметрами чугуна по сравнению со сталью под влиянием внутреннего размагничивания / С. Г. Сандомирский // *Литье и металлургия*. 2014. № 4. С. 105–108.
27. Сандомирский С. Г. Оценка внутреннего коэффициента размагничивания чугунов по результатам измерения их остаточной намагниченности / С. Г. Сандомирский // *Металлы*. 2013. № 3. С. 88–94.

## References

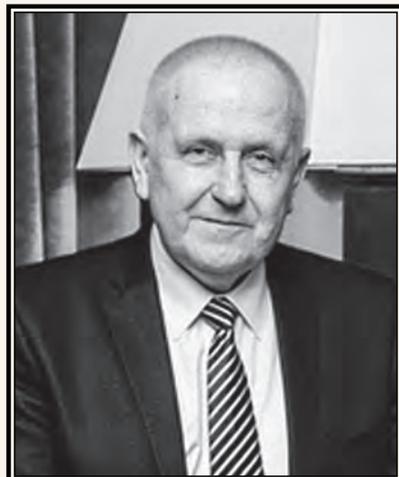
1. Bunin K. P. *Stroenie chuguna* [The structure of cast iron]. Moscow, Metallurgija Publ., 1972, 160 p.
2. Bolochvinov N. F., Bolochvinova E. N. *Atlas macro- i mikrostruktur of metallov i splavov* [Atlas macro- and microstructures of metals and alloys]. Izd. 2, Moscow, MACHGIZ Publ., 1959. 88 p.
3. Shherbedinskij G. V. Chugun kak perspektivnyj material 21 stoletija [Cast as a promising material of the 21st century]. *Materialovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Materials Science and heat treatment of metals*, 2005, no. 7, pp. 83–93.
4. Fridman Ja. B. *Mehaničeskije svojstva metallov* [Mechanical properties of metals]. / Moscow, 1974, vol. 1, 2.
5. *Otlivki iz chuguna s razlichnoj formoj grafita. Metody opredelenija struktury* [Cast iron castings with graphite of different form]: GOST 3443–87. Moscow, Standartinform, 2005, 42 p.
6. Komarov O. S. *Sovershenstvovanie tehnologii poluchenija otlivok iz vysokohromistogo chuguna* [Improving the technology of high chrome cast iron castings from]. Moscow, Novoe znanie Publ., 2014, 152 p.
7. Anisovich A. G., Andrushevich A. A. *Mikrostruktury chernyh i cvetnyh metallov* [The microstructure of ferrous and nonferrous metals]. Minsk, Belarusskaja navuka Publ., 2015, 131 p.
8. Gorshkov A. A. O mehanizme obrazovaniya sharovidnogo grafita [On the mechanism of formation of spherical graphite]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 1955, no. 3, pp. 17–21.
9. Rusin P. I., Gofman L. A., Kapustjanskij M. A. *Magnitnaja strukturoskopija termicheski obrabotannogo chuguna* [Magnetic structurescopy thermally treated iron]. Rostov-na-Donu: Rostovskij universitet Publ., 1978, 141 p.
10. Karamara A. Osnovnye položeniya magnitnyh metodov kontrolja sostojaniya i kachestva chugunnyh otlivok [The main provisions of the magnetic state and quality control methods iron castings]. *Trudy 25-j mezhdunarodnyj kongress litejshhikov = Proceedings of the 25th International Congress of founders*. Moscow, 1961, pp. 454–475.
11. Gorkunov Je. S., Somova V. M., Nichipuruk A. P. Magnitnye svojstva i metody kontrolja struktury i prochnostnyh harakteristik chugunnyh izdelij (Obzor) [Magnetic properties and methods of control structure and strength properties of cast iron products (Overview)]. *Defektoskopija = Russian journal of nondestructive testing*, 1994, no. 10, pp. 54–82.
12. Sandomirskij S. G. Vozmozhnosti i ogranichenija magnitnogo kontrolja struktury chugunnyh otlivok (obzor) [The possibilities and limitations of magnetic control structure of iron castings (review)]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2006, no. 2(38), vol. 1, pp. 118–123.
13. Sandomirskij S. G. Vozmozhnosti kolichestvennogo kontrolja struktury chugunnyh otlivok magnitnym metodom [The possibilities of quantitative control of the structural parameters of iron castings magnetic method]. *Metallurgija = Metallurgy*, 2009, no. 2, pp. 28–34.

14. **Sandomirskij S. G.** *Raschet i analiz razmagnichivajushhego faktora ferromagnitnyh tel* [The calculation and analysis of the demagnetization factor of ferromagnetic bodies]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2015, 244 p.
15. **Sandomirskij S. G., Cukerman V. L., Pisarenko L. Z.** Analiz predposylok kolichestvennogo kontrolja struktury izdelij iz vysokoprochnogo chuguna magnitnym metodom [Analysis of quantitative control of products preconditions structure of ductile iron magnetic method]. *Lit'e i metallurgija = Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2005, no. 2, vol. 2, pp. 143–148.
16. **Sandomirskij S. G.** Primenenie poljusnogo namagnichivaniya v magnitnom strukturnom analize (obzor) [Application pole magnetization in the magnetic structural analysis (review)]. *Defektoskopija = Russian journal of nondestructive testing*, 2006, no. 9, pp. 36–64.
17. **Sandomirskij S. G.** Optimizacija rezhimov magnitnogo kontrolja struktury otlivok iz kovkogo chuguna [Optimization of modes of magnetic control structure castings made of ductile cast iron]. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov = Factory laboratory. Diagnosis materials*, 2009, no. 8, pp. 39–43.
18. **Sandomirskij S. G.** Sposob magnitnogo kontrolja struktury materiala s razmagnichivajushhim faktorom bolee 0,04 [A method of controlling the magnetic structure of the material with the demagnetizing factor of more than 0.04]. *Patent RB*, no. 13520, 2010.
19. **Sandomirskij S. G., Pisarenko L. Z., Lukashevich S. F.** Kolichestvennyj analiz vzaimosvjazi mikrostruktury i magnitnyh svojstv izdelij tipa «nippel' 1¼» iz kovkogo chuguna KCh 30–6 [Quantitative analysis of the relationship of microstructure and magnetic properties of the «nipple 1¼» of products from malleable cast iron CN 30–6]. *Defektoskopija = Russian journal of nondestructive testing*, 2002, no. 4, pp. 18–24.
20. **Sandomirskij S. G., Cukerman V. L.** Vlijanie struktury metallicheskoj matricy vysokoprochnogo chuguna na kojercitivno chuvstvitel'nyj magnitnyj parametr i skorost' zvuka [Influence of the structure of the metal matrix ductile iron on the magnetic coercive sensitive parameter and the speed of sound]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 41–45.
21. **Sandomirskij S. G., Cukerman V. L.** Sposob sortirovki otlivok iz vysokoprochnogo chuguna po sodержaniju v ih strukture sharovidnyh grafitovyh vkljuchenij i perlita [sorting method castings from nodular iron content in the structure of spherical graphite inclusions and perlite]. *Patent RB*, no. 19548, 2015.
22. **Sandomirskij S. G., Delendik M. N., Sandomirskaja E. G., Gorbash V. G.** Osobennosti raspredelenija ostatochnoj indukcii v dvuhslajnom ferromagnitnom cilindre [Features of the residual induction in the two-layer ferromagnetic cylinder]. *Defektoskopija = Russian journal of nondestructive testing*, 1997, no. 10, pp. 34–41.
23. **Sandomirskij S. G.** Fizicheskie osnovy metodiki rascheta namagnichivaniya dvuhslajnyh chugunnych otlivok [Physical basis of calculation methods of double-layer magnetization of iron castings]. *Materialy mezhdunarodnoi nauchno-tehnicheskaja konferencija «Materialy, oborudovanie i resursoberegajushhie tehnologii» = «Materials, equipment and resource-saving technologies»*. Mogilev, BRU, 2016, pp. 275–276.
24. **Sandomirskij S. G.** Magnitnye metody kontrolja chugunnych otlivok s odnorodnoj strukturoj i fizicheskie osnovy rascheta namagnichivaniya dvuhslajnyh otlivok [Magnetic methods of control of iron castings with a homogeneous structure and the physical basis of the calculation of two-layer magnetization castings]. *Trudy 24-j mezhd. nauchno-tehn. konf. «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2016. Belarus» = Foundry and Metallurgy 2016. Belarus*, 2016, pp. 107–114.
25. **Sandomirskij S. G.** Raschet krivoj namagnichivaniya i chastnyh petel' gisterezisa ferromagnitnyh materialov po osnovnym magnitnym parametram [The calculation of the magnetization curve and minors hysteresis loop of ferromagnetic materials on the basic magnetic parameters]. *Jelektrichestvo = Electricity*, 2010, no. 1, pp. 61–64.
26. **Sandomirskij S. G.** Izmenenie svjazi mezhdju magnitnymi parametrami chuguna po sravneniju so stal'ju pod vlijaniem vnutrennego razmagnichivaniya [Changing the relationship between magnetic iron parameters in comparison with the steel under the influence of internal demagnetization]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 105–108.
27. **Sandomirskij S. G.** Ocenka vnutrennego kojeficienta razmagnichivaniya chugunov po rezul'tatam izmerenija ih ostatochnoj namagnichennosti [Estimation of the internal demagnetizing factor of cast iron from its measured remanent magnetization]. *Metally = Russian Metallurgy (Metally)*, 2013, no. 3, pp. 88–94.

# 1948–2016

## ШИПКО

### Алексей Алексеевич



12 ноября 2016 года на 68 году жизни перестало биться сердце замечательного человека, известного ученого в области материаловедения, высокотемпературных процессов скоростной термообработки металлических, керамических и композиционных материалов, доктора технических наук, профессора, заведующего лабораторией металлургии в машиностроении Объединенного института машиностроения НАН Беларуси Алексея Алексеевича Шипко.

Алексей Алексеевич родился в 1948 г. в городе Полоцке. В 1971 г. окончил Белорусский политехнический институт по специальности «Металловедение, оборудование и термическая обработка металлов». После окончания института работал в Физико-техническом институте АН БССР. В 1978 г. А. А. Шипко защитил кандидатскую диссертацию. С 1978 по 1989 г. работал начальником отдела внедрения результатов научно-исследовательских работ Президиума АН БССР, а по совместительству – старшим научным сотрудником ФТИ АН БССР.

В 1990 г. Алексей Алексеевич защитил докторскую диссертацию на тему «Поверхностное упрочнение титановых сплавов и сталей с использованием электронно-лучевого нагрева». В этом же году приглашен на работу в Госэкономплан Республики Беларусь на должность начальника управления науки, где работал по 1998 год.

А. А. Шипко – известный ученый в области материаловедения в машиностроении. Им созданы научные основы упрочнения сталей и сплавов с использованием высокоэнергетических методов нагрева. Предложены, опробованы в производстве и внедрены эффективные процессы поверхностного упрочнения деталей авиационной техники и автомобилей. Показаны пути повышения физико-механических свойств сталей и сплавов. За счет введения наноструктурированных добавок достигнуто значительное повышение их антифрикционных характеристик. Широко известны его монографии «Структурные и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве», 1983 г. (соавтор А. И. Гордиенко) и «Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева», 1996 г. (соавторы И. Г. Урбан и И. Л. Поболь). Всего им опубликовано более 200 научных работ, включая пять монографий.

В Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси А. А. Шипко возглавлял созданную им лабораторию Металлургии в машиностроении, координировал выполнение функций головной организации по подпрограмме «Металлургия» и научному обеспечению технического перевооружения и модернизации литейных, термических, гальванических и других энергоемких производств. Разработал раздел «Научное обеспечение» вышеназванной Программы, представленный в 2009 г. Совету Министров Республики Беларусь. По этому направлению координировал работу более 50 подразделений 20 научных организаций страны и выполнение более 120 заданий научно-технических программ, программ научных исследований, хозяйственных договоров.

Плодотворная научная и активная деятельность Алексея Алексеевича отмечена Почетными грамотами органов госуправления Республики Беларусь, Почетной грамотой и юбилейной медалью НАН Беларуси. Алексей Алексеевич – Лауреат Премии Ленинского комсомола.

Память об Алексее Алексеевиче Шипко сохранится в сердцах тех, с кем он работал и кто знал его.

*Редакция журнала «Литье и металлургия»  
Ассоциация литейщиков и металлургов*

# The Institute of Technology of Metals of National academy of sciences of Belarus



## Main directions of scientific research work are:

- Development of theoretical basics of control of the processes of formation of structure and properties of metals and alloys at crystallization and solidification;
- Thermal physics and hydrodynamics of special modes of casting
- Creation of new materials and resource-saving technological processes of their production, treatment and strengthening.

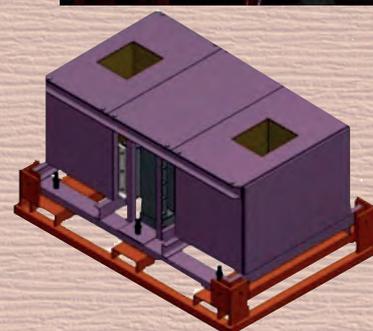
## The institute develops and produces under customer orders:

- Continuous-casting machines;
- Induction hot-air furnaces;
- Electroslag casting machine;
- Machines for continuously-iterative casting by freezing-up;
- Crushings machine for steel curly cuttings;
- Cast iron details with higher physical and mechanical properties for engineering industry ;
- Continuously-cast billets for various purposes produced from ferrous and non-ferrous metal scrap ;
- Wear-resistant parts for petroleum production;
- Bimetal castings;
- Sliding bearings produced from aluminium alloys instead of bronze ones;
- Wear-resistant parts for crushing-milling equipment;
- Lead plate (0,5-5mm) for safe operation of X-ray offices;
- Lead parts for radiation monitoring equipment;
- Zinc and copper anodes;
- Billets produced from scraps of alloy steel.



## Институт разрабатывает и изготавливает по заказам потребителей:

- Установки непрерывного литья;
- Индукционные каналные печи;
- Установки электрошлакового литья;
- Установки непрерывно-циклического литья намораживанием;
- Измельчители стальной вьюнообразной стружки;
- Детали из чугуна с повышенными физико-механическими свойствами для машиностроительной отрасли;
- Непрерывнолитые отливки различного назначения из отходов черных и цветных металлов;
- Биметаллические отливки;
- Износостойкие детали для нефтедобычи;
- Подшипники скольжения из алюминиевых сплавов взамен бронзовых;
- Износостойкие детали для дробильно-размольного оборудования;
- Лист свинцовый (0,5-5 мм) для безопасной работы рентген кабинетов;
- Детали из свинца для аппаратуры радиационного контроля;
- Цинковые и медные аноды;
- Отливки из отходов легированных сталей.



## Направления деятельности:

- Разработка теоретических основ управления процессами формирования структуры и свойств металлов и сплавов при их кристаллизации и затвердевании;
- Теплофизика и гидродинамика специальных видов литья;
- Создание новых материалов и ресурсосберегающих технологических процессов их получения, обработки и упрочнения.

## Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси

212030, Bialynitskaga-Biruli,11, Mogilev, Belarus  
Fax: +375 (222) 280149, Tel.: +375 (222) 279367,  
e-mail: [info@itm.by](mailto:info@itm.by), <http://www.itm.by>



- Комплексные проекты по созданию новых и модернизации действующих литейных предприятий и цехов
- Технологии и оборудование для производства отливок из цветных и железоуглеродистых сплавов
- Смесеприготовительное оборудование
- Технологии и оборудование для производства песчаных стержней
- Формовочное оборудование
- Проектирование и изготовление сложнопрофильной оснастки



Машина стержневая



Комплекс стержневой



Комплекс смесеприготовительный



Смесители для приготовления песчано-смоляных смесей

шнековый



скребковый



Комплекс оборудования для изготовления форм и стержней из ХТС



Оборудование для производства отливок гильз цилиндров

Комплекс оборудования



Машина центробежная карусельная



Машина доковальная карусельная



Оборудование для производства отливок в кокиль

Машина кокильная однопозиционная специальная



Комплекс кокильный

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г. Минск, ул. Машиностроителей, 28  
Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322  
E-mail: [belniilit@gmail.com](mailto:belniilit@gmail.com); [niilit@mail.belpak.by](mailto:niilit@mail.belpak.by)  
[www.belniilit.by](http://www.belniilit.by)



# ЛИТМЕТЭКСПО-2018

Международная выставка литейного производства и металлургических технологий

Выставка проходит одновременно с выставкой **Машиностроение-2018**

**3-6 апреля 2018**

**пр-т Победителей, 20/2, Минск, Беларусь**

**Организаторы:**

ЗАО «МинскЭкспо»

Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь

**При поддержке:**

-Министерства промышленности Республики Беларусь

-Национальной академии наук Беларуси

-Белорусского национального технического университета

-Международной ассоциации литейщиков

**Тематика:**

- Материалы литейного производства
- Технологии и оборудование литейного производства
- САПР и моделирование литейных и металлургических технологий
- Прокатное и метизное производства
- Трубное производство
- Листопрокатное производство
- Прокатные станы, кузнечнопрессовое оборудование
- Оборудование для инжекционного формования
- Электроплавка стали и чугунов
- Специальные виды литья
- Подготовка шихтовых материалов и плавильное оборудование
- Переработка вторичного сырья, утилизация отходов
- Вторичная обработка сплавов
- Очистка газовых выбросов, технологии защиты окружающей среды
- Автоматизация управления производственными процессами, информационные технологии
- Контрольно-измерительное оборудование и технологии
- Промышленное оборудование и технологии термообработки
- Вспомогательное оборудование для металлургического производства
- PVD, CVD – покрытия
- Транспортировка и хранение, логистика
- Подготовка и повышение квалификации персонала
- Продукция металлургического производства
- Отраслевые издательства, специализированная литература

---

**ЗАО «Минскэкспо»**

220035, Республика Беларусь

г. Минск, ул. Тимирязева, 65

Тел./Факс: (+375 17) 226-91-93

Факс: (+375 17) 226-91-92

E-mail: [metall@minskexpo.com](mailto:metall@minskexpo.com)

[www.minskexpo.com](http://www.minskexpo.com)

Руководитель проекта:

ДЕМИДОВИЧ Николай Иванович

**Ассоциация литейщиков и**

**металлургов Республики Беларусь**

**220013, Республика Беларусь**

**г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комната 8.**

**Тел./Факс: (+375 17) 292 74 75, 331 11 16**

**292 50 60**

E-mail: [alimrb@tut.by](mailto:alimrb@tut.by)

[www.alimrb.by](http://www.alimrb.by)



# МАШИНОСТРОЕНИЕ-2018

Международная специализированная выставка  
продукции машиностроения, промышленного  
оборудования, производственных технологий,  
станков и инструмента

**3-6 апреля 2018**

пр-т Победителей, 20/2, Минск, Беларусь

## **ПРОМКОМПЛЕКТ-ПРОМСЕРВИС**

Международная специализированная выставка промышленного  
оборудования, технологий и компонентов

- Промышленные технологии, оборудование и инструмент
- Металлообрабатывающее оборудование
- Литейное оборудование и термооборудование
- Комплектующие изделия и компоненты промышленного оборудования
- Электропривод, гидро- пневмо-аппаратура
- Подъемно-транспортные механизмы, приводные цепи и домкраты
- Резинотехнические изделия, изделия из синтетических материалов
- Крепежные элементы, фитинги и метизы
- Системы смазки, подвода и отвода СОЖ, эксплуатационные материалы
- Подшипники
- Машиностроительные материалы
- Контрольно-измерительный инструмент, оборудование и приборы
- Автоматизация и управление технологическими процессами и производством
- Цеховое оборудование различного назначения, системы вентиляции и кондиционирования
- Ремонт и модернизация промышленного оборудования, ретрофиттинг, Б/у оборудование
- Инжиниринг, консалтинг, лизинг
- Управление промышленными отходами
- Энергосберегающие технологии

## **ExpoTools**

Международный специализированный салон металлорежущего,  
формообразующего и абразивного инструмента

## **ExpoForming**

Международный специализированный салон оборудования для гибки,  
правки, профилирования, листообработки

## **ExpoSawing**

Международный специализированный салон пильного оборудования

## **ExpoSurfacing**

Международный специализированный салон оборудования и технологий обработки поверхности

## **ExpoPump**

Международный специализированный салон насосов, компрессоров,  
вакуумной техники и трубопроводной арматуры

**Одновременно 3-6 апреля 2018 года проводятся:**

Международная специализированная выставка "Сварка и Резка-2018".

Международная специализированная выставка Литметэкспо-2018".

Международный специализированный салон "Защита от коррозии. Покрытия-2018".

Руководитель проекта:

**ДЕМИДОВИЧ Николай Иванович**

тел.: +375-17-226 91 93; факс: +375-17-226 91 92;

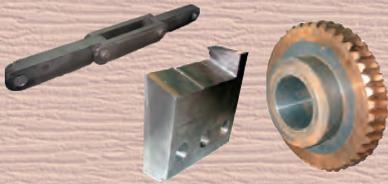
E-mail: [metall@minskexpo.com](mailto:metall@minskexpo.com) [www.minskexpo.com](http://www.minskexpo.com)



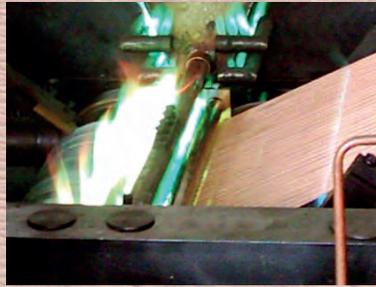
**МИНСКЭКСПО**

Ул. Тимирязева, 65, 220035  
Минск, Республика Беларусь

# ЭНЕРГО-РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ЛИТЕЙНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ



литье армированной  
хлористомедной ленты



литые детали из  
износостойких чугунов



установка электрошлакового  
переплава



установка непрерывно-  
циклического литья  
намораживанием



## ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

Беларусь, 212030, г. Могилев, ул. Бялыницкого-Бирули, 11

Факс +375 222 28 01 49 Тел. +375 222 27 93 67

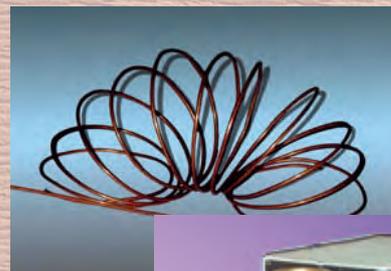
info@itm.by <http://www.itm.by>



линия непрерывного  
горизонтального литья



установка непрерывного  
литья проволоки



(с использованием вращающегося импеллера)



Мод. П1920

При обработке расплава инертными (рабочими) газами для повышения эффективности процесса удаления растворенных газов и неметаллических включений из расплава необходимо:

- раздробить рабочий газ на пузырьки минимального размера;
- равномерно распределить пузырьки по объему расплава;
- вводить газ необходимо у самого дна тигля для удлинения пути всплытия пузырьков и увеличения тем самым глубины дегазированного слоя расплава у пузырька.

Использование вращающегося импеллера для введения рабочего газа в расплав позволяет раздробить струю газа на пузырьки малого размера и распределить их равномерно по объему расплава.

Технические характеристики	Модель установки				
	46141	46181	П1873	П1901	П1920
Тип	стационарная	передвижная			
Время обработки, мин	до 20				
Рабочий газ	Аргон, азот				
Обработка порошковыми флюсами	-	-	+	+	-
Установленная мощность, кВт	1,5	1,4	1,5	1,5	1,5
Габаритные размеры, мм	1022× 997× 1849	1730× 860× 2305	1615× 860× 1849	1615× 860× 1849	1910× 1283× 2200
Масса, кг	680	282	300	300	655



Мод.46141

Установки для рафинирования алюминиевых сплавов предназначены для обработки расплава рабочим газом с целью удаления растворенного азота и водорода, окислов, неметаллических включений, шлаков и пр.



Мод. П1873

### ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28  
 Тел.:+375 17 341 0822 Факс:+375 17 340 0322  
 E-mail: [belniilit@gmail.com](mailto:belniilit@gmail.com); [niilit@mail.belpak.by](mailto:niilit@mail.belpak.by)  
[www.belniilit.by](http://www.belniilit.by)