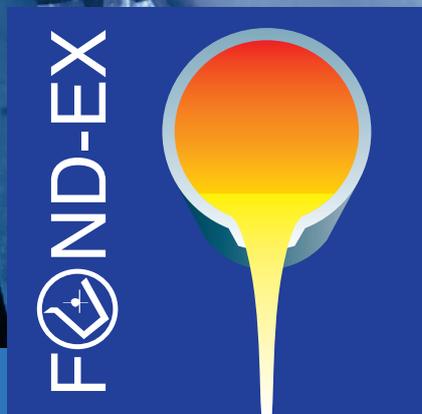


Последние свободные места для  
ваших стендов – не раздумывайте!

Ufi  
Approved  
Event



## 16-я Международная выставка литейной промышленности

Международная выставка литейного производства FOND-EX проводится на выставочном центре в г. Брно в Чешской Республике по четным годам, является третьей по величине отраслевой выставкой мира и крупнейшим смотром литейного оборудования и технологий в регионе Средней и Восточной Европы. Цель выставки – наиболее комплексно представить литейное производство со всеми новинками и трендами на рынке Европейского Союза. В 2016 г. FOND-EX проводится с 3 по 7 октября совместно с одной из крупнейших машиностроительных выставок Европы – MSV, а также с международной выставкой металлообрабатывающих станков и формующих машин IMT, технологическими проектами PLASTEX, FINTECH, WELDING.

Главные профильные направления выставки:

- Предложения для литейных предприятий – оборудование, станки, материалы, услуги.
- Предложения для машиностроительной отрасли – отливки и формы.
- Научно-техническая программа для специалистов – семинары, презентации фирм, консультации.

В рамках сопроводительной программы FOND-EX-2016 6.10.2016 г. пройдет конференция «Беларусский Бизнес-день», которая организуется при поддержке посольства Республики Беларусь в Чешской Республике.

Белорусским компаниям участие в выставке поможет представить свою продукцию и возможности для сотрудничества в европейском рынке, установить новые деловые контакты и приобрести новых партнеров, получить информацию о новейших достижениях литейного производства.

Официальный представитель АО «Выставки Брно» в Республике Беларусь - Галина Добровольская  
Тел.: +420 543 23 84 48, +420 602 506 504 E-mail: [fairsbrno@eurogrand.eu](mailto:fairsbrno@eurogrand.eu)

Ассоциация литейщиков и металлургов РБ организует участие белорусских компаний и их представителей в международной выставке FOND-EX-2016. По вопросам участия и организации поездки можно обращаться по следующим контактам: тел./факс + 375 331-11-16, e-mail: [alimrb@tut.by](mailto:alimrb@tut.by).

Ufi  
Approved  
Event



MSV 2016

AUTOMATIZACE



IMT 2016



# 3.–7.10.2016 г.

## Выставочный центр – г. Брно, Чешская Республика

[www.bvv.cz/fondex](http://www.bvv.cz/fondex)



Китай – страна-партнер выставки MSV-2016

Central  
European  
Exhibition  
Centre

BVV  
Veletřhy  
Brno

# Конференция и выставка!

**Уважаемые Господа,**

Приглашаем Вас принять участие в ежегодной Международной научно-технической конференции «**Литейное производство и металлургия 2016. Беларусь**» и информационной выставке литейного производства и металлургических технологий.

Конференция и информационная выставка будут проходить в Белорусском национальном техническом университете (БНТУ) **19–21 октября 2016 года**.

В конференции и выставке традиционно принимают участие представители научного сообщества, а также ведущих предприятий и зарубежных компаний литейного и металлургического производств Беларуси, России, стран СНГ и Европы, что обеспечивает высокий уровень и актуальность обсуждаемых проблем. Организатором данного мероприятия выступают Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь (АЛиМ) и Белорусский национальный технический университет (БНТУ).

## **ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ**

1. Литейное производство, технология и материалы, оборудование, плавка сплавов, приборы контроля, экология, охрана труда, информационные технологии.

2. Металлургическое производство: технология плавки, технология разливки, прокатное, волочильное и трубное производства, производство металлокорда, охрана труда, экономика.

3. Материаловедение в машиностроении, машины и технология обработки металлов давлением, сварка и резка.

4. Тематические научно-технические семинары молодых ученых и студентов. К началу работы конференции будет издан специальный выпуск журнала «Литье и металлургия».

Во время работы конференции будут подведены итоги конкурса лауреатов премии АЛиМ по номинациям:

1. Лучший инновационный проект, внедренный на литейном и металлургическом производствах, направленный на повышение качества продукции, энерго – и ресурсосбережение.

2. Лучшая научно-производственная работа молодого ученого или инженера.

Условия по участию в конкурсе опубликованы на сайтах АЛиМ [www.alimrb.by](http://www.alimrb.by) и журнала «Литье и металлургия» [www.limrb.by](http://www.limrb.by).

Для участников конференции предусмотрены технические экскурсии на передовые предприятия и по заявкам встречи со специалистами предприятий республики.

Принимаются Ваши пожелания и предложения по тематикам конференции и проводимым мероприятиям.

На основании заявок будут сформированы программа конференции и содержание журнала.

Более подробную информацию о конференции можно уточнить по тел. (+375 17) 331-11-16, 292-74-75 и e-mail: [alimrb@tut.by](mailto:alimrb@tut.by).

**ОРГКОМИТЕТ**

Ассоциация научных редакторов и издателей, Россия  
Российский экспертный совет по оценке и продвижению российских  
научных журналов в международные информационные системы (РЭС) /  
Russian Content Selection Advisory Board (RCSAB)

# СЕРТИФИКАТ КАЧЕСТВА

ВЫДАН НАУЧНОМУ ПЕРИОДИЧЕСКОМУ ИЗДАНИЮ

*Литве*

*и*

*Металлургия*

в подтверждение соответствия международным стандартам и критериям информационной системы Scopus. Оценка журнала проведена экспертами Russian CSAB в период работы Выставки научных журналов участников 5-ой Международной научно-практической конференции "Научное издание международного уровня - 2016: решение проблем издательской этики, рецензирования и подготовки публикаций" (17-20 мая 2016 г., РАНХиГС, г. Москва)

Сертификат является рекомендацией к подаче заявки  
в базу данных Scopus

 17-20 мая 2016 г

 РАНХиГС  
Россия, г. Москва



**Ольга В. Кириллова**  
Председатель РЭС / Russian CSAB,  
президент АНРИ



Член РЭС / Russian CSAB



Scopus



Elsevier, The Netherlands  
Scopus Content Selection Advisory Board (CSAB)  
Association of Science Editors and Publishers, Russia  
Russian Content Selection Advisory Board (RCSAB)

# CERTIFICATE OF ATTENDANCE

GIVEN OUT TO SCIENTIFIC PERIODICAL

*Житве и металургия*

to confirm the attendance and presentation to the joint Scopus CSAB and Russian RCAB meeting.

At this meeting, compliance with international standards and selection criteria of the Scopus database, were discussed by experts of Scopus CSAB and Russian RCAB. This meeting took place during the 5th International Scientific and Practical Conference «World-Class Scientific Publication - 2016:

Publishing Ethics, Peer-Review and Content Preparation»

(May 17, 2016 – May 20, 2016)

 May 17-20, 2016

 RANEP  
Moscow, Russia

Karen Holland  
Scopus CSAB Subject Chair



Olga V. Kirillova  
Russian CSAB Chair, president ASEP

**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**

- Хрусталев Б. М.
- Борцов С. М.
- 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

**ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО**

Ильюшенко В. М., Дувалов П. Ю., ИТМ НАН Беларуси, Барановский К. Э., Проворова И. Б., Розенберг Е. В., БНТУ  
Повышение износостойкости хромистых чугунов . . . . . 5

Стеценко В. Ю., ИТМ НАН Беларуси  
Основные проблемы современного модифицирования сплавов. Пути решения. . . 10

Прворова И. Б., Розенберг Е. В., БНТУ, Барановский К. Э., ГП «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», Волосатиков В. И., Министерство образования РБ, Розум В. А., ООО «ПолитегМет», Карась А. Н., ОАО «МТЗ», Чернявский М. С., ООО НПК «МеталлТехноПром»  
Модификатор для внепечной обработки стали, содержащий щелочноземельные металлы . . . . . 14

Зуев Д. Б., Политехнический колледж  
Специфические особенности технологии изготовления оцинкованной проволоки для мяузле (проволока для закупорки бутылок) . . . . . 19

Марукович Е. И., ИТМ НАН Беларуси, Демченко Е. Б., БНТУ,  
Затвердевание отливки со стороны стержня при вертикальном непрерывном литье 24

Пономаренко О. И., Евтушенко Н. С., НТУ «Харьковский политехнический институт»  
Технологический процесс получения холоднотвердеющих смесей на основе олигофурфурилоксисилаксановых связующих. . . . . 31

Ровин С. Л., УП «Технолит», Ровин Л. Е., Жаранов В. А., Мазуров В. С., ГГТУ им. П. О. Сухого  
Компьютерное моделирование движения дисперсных материалов во вращающихся печах . . . . . 39

**МЕТАЛЛУРГИЯ**

Ковалева И. А., Ходосовская Н. А., Рожков А. И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»  
Определение причин разрушения ножей для рубки металллома на прессножницах РС-1200 в копровом цехе ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» . . . . . 45

Рожков А. И., Феклистов А. В., Грудницкий О. М., Коновалов Д. Л., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»  
Диверсификация закупки обожженного доломита на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» . . . . . 49

Луценко В. А., Голубенко Т. Н., Луценко О. В., ИЧМ им. З. И. Некрасова НАН Украины, Шехурдин С. Н., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»  
Влияние температуры аустенитизации на величину зерна стали 31CrMoV9 . . . . 52

Стеблов А. Б., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Злобин А. А., ООО «Инновационные металлургические технологии»  
Компактный комплекс по переработке труб большого диаметра в мелкосортный прокат . . . . . 56

Ахметов Т. А., Радькова И. Н., Локтионова Л. В., Чикишев Я. В., Мазаник А. В., Козырева Ю. И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»  
Освоение перспективных армирующих материалов для бетона на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» . . . . . 61

Ахметов Т. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Бобарикин Ю. Л., ГГТУ им. П. О. Сухого, Чикишев Я. В., Старков Н. В., Локтионова Л. В., Радькова И. Н., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»  
Применение устройства для повышения пластических свойств холоднодеформированной арматуры. . . . . 64

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**

Ловшенко Ф. Г., ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», Ловшенко Г. Ф., УО «Белорусская государственная академия авиации», Лозиков И. А., ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет»  
Получение, структура и свойства хромовых бронз, легированных механически сплавленными нанокристаллическими модифицирующими лигатурами. . . . . 69

Ловшенко Ф. Г., ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», Ловшенко Г. Ф., УО «Белорусская государственная академия авиации», Лозиков И. А., ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет»  
Нанокристаллические механически легированные модифицирующие лигатуры для производства хромовых бронз. . . . . 81

**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)  
Борщов С. М. (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-Ионг, проф. (Республика Корея)  
Чой Чжон Кил, проф. (Республика Корея)  
Шипко А. А., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)

**РЕДАКЦИЯ**

Машканова С. В. (редактор)  
Вольнец 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 07.06.2016.  
Выход в свет 30.06.2016.  
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.

**Качанов И. В., Шарий В. Н., Власов В. В., БНТУ**

Скоростное горячее выдавливание в режиме высокотемпературной механической обработки биметаллических стержневых деталей штампов . . . . . 93

**Стеблов А. Б., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Злобин А. А., ООО «Инновационные металлургические технологии»**

Изменение свойств стали 10Г2БФ после горячей прокатки . . . . . 99

**Шипко А. А., Руденко С. П., Валько А. Л., Чичин А. Н., ОИМ НАН Беларуси**

Высокотемпературная вакуумная цементация – резерв по снижению энергоёмкости производства и улучшению качества зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин . . . . . 104

**Калиниченко А. С., Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А., БНТУ, Трубицкий Р. Э., ОАО «Лидский литейно-механический завод», Стефанович В. А., Сметкин В. А., БНТУ**

Особенности сфероидизирующего модифицирования высокопрочного чугуна легатурмами на основе меди . . . . . 110

**МОЛОДЫЕ УЧЕНЫЕ**

**Каминец М. В., Михайлов И., научный руководитель Матюшинец Т. В., БНТУ**

Особенности расчета вентиляционных каналов сложной металлической формы 116

**НОВОСТИ**

**Константинов В. М., БНТУ**

Опыт и перспективы магистерской подготовки инженерных кадров в области металловедения . . . . . 119

**Олекс О. А., ГУО «Республиканский институт высшей школы»**

Классификация специальностей и квалификаций в Республике Беларусь: тенденции и перспективы . . . . . 125

**Немененок Б. М., БНТУ**

Подготовка инженерных кадров для заготовительного производства: вчера, сегодня, а завтра? . . . . . 130

**С ЮБИЛЕЕМ**

Ровин С. Л. (к 50-летию со дня рождения) . . . . . 136

Ровин Л. Е. (к 75-летию со дня рождения) . . . . . 137

Шелег В. К. (к 70-летию со дня рождения) . . . . . 138

2 (83) '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**

Belarusian 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**

Belarusian 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.  
Borschov S.  
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

**FOUNDRY**

**Ilyushenko V. M., DUVALOV P. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Baranowski K. E., Provorova I. B., Rozenberg E. V., Belarusian National Technical University**  
The wear resistance increase of chromium cast iron. . . . . 5

**Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus**  
Main problems of modern modifying of alloys. Solutions . . . . . 10

**Provorova I. B., Rozenberg E. V., Belarusian National Technical University, Baranowski K. E., Scientific and Technological Park of the BNTU «Polytechnic», Volosatikov V. I., Ministry of Education of the Republic of Belarus, Rozum V. A., LLC «Politeg Met», Karas A. N., Public corporation «Minsk tractor plant», Chernyavski M. S., «MetallTechnoProm», Irkutsk, Russia**  
The Foundry Inoculant Containing Alkali-Earth Metal For Ladle Refining. . . . . 14

**ZUEV D. B., Polytechnical College**  
Specific features of technology of manufacturing a zinc-coated tub wire for muzzle (bottle' hood wire). . . . . 19

**Marukovich E. I., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Demchenko E. B., Belarusian National Technical University**  
Hardening of casting from the core side at vertical continuous moulding . . . . . 24

**Ponomarenko O. I., Evtushenko N. S., National Technical University «Kharkiv Polytechnical Institute»**  
Technological process of obtaining cold hardening mixtures (chm) on the basis of oligofurfuriloksisilaksanov bindings. . . . . 31

**Rovin S. L., Technolit Co, Rovin L. E., Zharanov V. A., Mazurov V. S., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj**  
Computer simulation of dispersed materials motion in rotary tilting furnaces. . . . . 39

**METALLURGY**

**Kovaleva I. A., Hodosovskaya N. A., Rozhkov A. I., JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»**  
Definition of causes of destruction of knives for the chopping of scrap metal on RS-1200 press scissors in drop-hammer plant of the JSC «Belarusian Steel Works – Management Company of Holding «BMC». . . . . 45

**Rozhkov A. I., Feklistov A. V., Grudnitsky O. M., Konovalov D. L., JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»**  
Diversification of purchases of the baked dolomite on JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC». . . . . 49

**Lutsenko V. A., Golubenko T. N., Lutsenko O. V., Ferrous Metal Institute named after Nekrasov Z. I. of the National Academy of Science of Ukraine, Shehurdin S. N., JSW «BSW – Management Company of Holding «BMC»**  
Effects of temperature on austenitizing grain size steel 31CrMoV9. . . . . 52

**Steblov A. B., Physical and Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, ZLOBIN A. A., LLC «Innovative Metallurgical Technology», Technopark Skolkovo**  
Compact complex for processing of large-diameter pipes into the rolling steel products . . . . . 56

**Akhmetov T. A., Radkova I. N., Loktionova L. V., Chikishev Y. V., Mazanik A. V., Kozyreva Y. I., JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»**  
Development of the perspective reinforcing materials for concrete on JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC». . . . . 61

**Akhmetov T. A., JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Bobarikin Yu. L., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Chikishev Ya. V., Starkov H. V., Loktionova L. V., Radkova I. N., JSC «BSW – Management company of Holding «BMC»**  
Use of the device to increase the plastic properties of cold-shaped fittings . . . . . 64

**SCENCE OF MATERIALS**

**Lovshenko F. G., Belarussian-Russian University, LOVSHENKO G. F., Belarussian State Academy of Aviation, Lozikov I. A., Belarussian-Russian University**  
Production, structure and properties of chromium bronze alloyed mechanically with the melting of nanocrystalline modifying ligatures. . . . . 69

**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)  
Borshchov S. (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)  
Shipko A., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)

**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.

**Lovshenko F.G., Belarussian-Russian University, LOVSHENKO G.F., Belarussian State Academy of Aviation, Lozikov I. A., Belarussian-Russian University**  
Nanocrystalline mechanically allowed modifying ligatures for production of chromium bronze ..... 81

**Kachanov I. V., Shariy V. N., Vlasov V.V., Belarussian National Technical University**  
High-speed hot extrusion in high temperature mechanical treatment mode of bimetallic rod parts of the stamps ..... 93

**Steblov A.B., Physical and Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Zlobin A.A., LLC «Innovative Metallurgical Technology», Technopark Skolkovo**  
Changing the properties of the steel 10G2BF after hot rolling ..... 99

**Shipko A. A., Rudenko S. P., Valko A. L., Chichin A.N., Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus**  
High-temperature vacuum cementation – the reserve to reduce the energy intensity of manufacture and improve the quality of transmissions gearwheels of high-energy machines ..... 104

**Kalinichenko A. S., Slutsky A. G., Sheinert V. A., Trubitsky\* R. E., Stefanovich V.A., Smyetkin V. A., Belarussian National Technical University, \*OJSC «Lidsky foudry-mechanical plant»**  
Features of spheroidizing modification of high-strength cast iron with master alloys based on copper ..... 110

**YOUNG SCIENTISTS**

**Kaminets M. V., Mihajlov I., scientific director T. V. Matjushinets, Belarussian National Technical University**  
Features of the calculation of ventilation ducts of complex metal form ..... 116

**NEWS**

**Konstantinov V. M., Belarussian National Technical University**  
Experience and prospects of master’s degree training of engineering staff in the field of metallurgical science. .... 119

**Oleks O., National Institute for Higher Education**  
Classification of specialties and qualifications in Republic of Belarus: tendencies and prospects ..... 125

**Nemenenok B.M., Belarussian National Technical University**  
Preparation of engineering personnel for blank production: yesterday, today, and what tomorrow? ..... 130

**CONGRATULATIONS**

**Rovin S. L. (to the 50 anniversary)** ..... 136  
**Rovin L. E. (to the 75 anniversary)** ..... 137  
**Sheleg V. K. (to the 70 anniversary)** ..... 138



УДК 621.74:669.13

Поступила 17.02.2016

## ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ THE WEAR RESISTANCE INCREASE OF CHROMIUM CAST IRON

*В. М. ИЛЬЮШЕНКО, П. Ю. ДУВАЛОВ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: vmil48@mail.ru,  
К. Э. БАРАНОВСКИЙ, И. Б. ПРОВОРОВА, Е. В. РОЗЕНБЕРГ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: i-provorova@mail.ru*

*V. M. ILYUSHENKO, P. Yu. DUVALOV, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Byalynitskaga-Biruli str. E-mail: vmil48@mail.ru,  
K. E. BARANOWSKI, I. B. PROVOROVA, E. V. ROZENBERG, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: i-provorova@mail.ru*

*В статье представлены результаты испытаний на износостойкость хромистых чугунов различных составов, полученных в земляных формах. Показано, что повышение износостойкости и механических свойств чугунов возможно при использовании литья в металлические формы. Дальнейшее увеличение износостойкости деталей, полученных в металлических формах, может быть достигнуто за счет изменения технологических параметров заливки и легирования титаном.*

*The article presents the results of the tests on the wear resistance of chromium cast irons of different compositions obtained in sand forms. It has been shown that increase of the wear resistance and mechanical properties of the cast iron is possible to obtain using the casting in metal molds. A further increase in wear resistance of parts produced in metal molds is possible by changing the technological parameters of casting and alloying by titanium.*

**Ключевые слова.** *Износостойкий хромистый чугун, земляная форма, металлическая форма, износостойкость, механические свойства, легирование.*

**Keywords.** *Wear-resistant chromium cast iron, sand casting, metal mold, wear resistance, mechanical properties, allowing.*

Задача по повышению износостойкости деталей из хромистых чугунов является комплексной и включает в себя выбор состава износостойкого чугуна в зависимости от условий эксплуатации детали, определение технологии литья, разработку оптимальных режимов литья, а также использование дополнительного легирования базового состава чугуна. Параметры затвердевания хромистых чугунов влияют на эксплуатационные свойства в значительно большей степени, чем в других литейных сплавах. Увеличение скорости охлаждения при кристаллизации и использование направленного затвердевания изменяют такие характеристики структуры, как размер и взаимное расположение карбидной фазы. Поэтому определение рациональной технологии изготовления отливок из хромистых чугунов имеет такое же важное значение, что и выбор состава сплава [1].

Очень часто оборудование эксплуатируется в абразивной среде в условиях сухого трения, например, дробеметы, строительная техника, центробежные дробилки и мельницы. Поэтому представляло интерес исследование износостойкости наиболее распространенных чугунов в этих условиях. Изучали износостойкость и механические свойства трех разных хромистых чугунов: ИЧХ28Н2, ИЧХ18, ИЧХ18ВМ. Образцы чугунов для испытаний отливали в земляные формы. Износостойкость изучали в режиме сухого трения. Хромистый чугун ИЧХ28Н2 (Cr – 27%, C – 3,1, Ni – 1,5%) был выбран как наиболее распространенный износостойкий чугун в СНГ и Республике Беларусь. Комплексно-легированный никелем, молибденом и ванадием чугун ИЧХ18 (C – 3,4%, Cr – 18,5, Mo – 0,6, V – 0,6, Ni – 0,7%) обладает оптимальными механическими свойствами, хорошо зарекомендовал себя в машиностроении, в частности, при изготовлении дробеметных лопаток. Разработанный в ИТМ НАН Беларуси экономно-легированный экспериментальный чугун ИЧХ18ВМ (C – 3,45%, Cr – 18,8, W – 0,6, Mo – 0,4, V – 0,2, Ni – 0,25%)

применяется для литья деталей дробильно-размольного оборудования, строительной техники (ТУ ВУ 700002421.004-2011). Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Таблица 1. Относительная износостойкость и механические свойства хромистых чугунов эвтектического состава (литье в земляные формы)

Марка чугуна	ИЧХ28Н2	ИЧХ18	ИЧХ18ВМ
Твердость в литом состоянии HRC	52–53	54–55	54–55
Коэффициент относительной износостойкости чугунов в литом состоянии*	1,0	2,2	2,4
Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	11,4	10,5	13,8

\* Эталон чугун ИЧХ28Н2 в литом состоянии (испытания в лабораторных условиях).

Экспериментальный чугун ИЧХ18ВМ имеет большую износостойкость и ударную вязкость, чем ИЧХ28Н2 и ИЧХ18. Его стоимость ниже, чем у названных выше сплавов [2].

Наиболее перспективной технологией, позволяющей повысить эксплуатационные характеристики деталей из износостойких чугунов за счет увеличения скорости охлаждения при кристаллизации (по сравнению с литьем в земляные формы), является метод литья в металлические формы [3].

На рис. 1 показаны структуры чугуна ИЧХ18ВМ литого в земляную (а) и металлическую (б) формы, а в табл. 2 приведена относительная износостойкость и ударная вязкость этого сплава, полученного в разных литейных формах. Структура при литье в металлические формы измельчается в 3–4 раза.

Таблица 2. Относительная износостойкость и ударная вязкость хромистого чугуна ИЧХ18ВМ эвтектического состава (литье в земляные формы и кокиль)

Марка чугуна	ИЧХ18ВМ (литье в земляные формы)	ИЧХ18ВМ (литье в металлические формы)
Твердость в литом состоянии HRC	54–55	57–61
Коэффициент относительной износостойкости чугунов в литом состоянии*	1,0	1,25
Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	13,8	15,8

\* Эталон чугун ИЧХ18ВМ литой в земляную форму (испытания в промышленных условиях).

Кроме повышения износостойкости на 20–30% и твердости до 61 HRC, при литье в кокиль увеличивается и ударная вязкость на 15–20%, до 15,5–17,0 Дж/см<sup>2</sup> [4]. Дальнейшее увеличение износостойкости деталей из хромистых чугунов, полученных в металлических формах, возможно за счет выбора оптимальных режимов литья. Известно, что на процесс формирования отливки в кокиле сильное влияние оказывают такие параметры литья, как температура заливаемого расплава и время заполнения формы расплавом [5]. Изменяя эти параметры, можно воздействовать на формирование структуры отливки и, как следствие, на износостойкость получаемых деталей. Изучение влияния этих параметров проводили при изготовлении отливок «подкладной лист» (отливка массой 9,2 кг, прибыль с литниковой системой 1,5 кг, толщина рабочей части отливки 25 мм) [6].

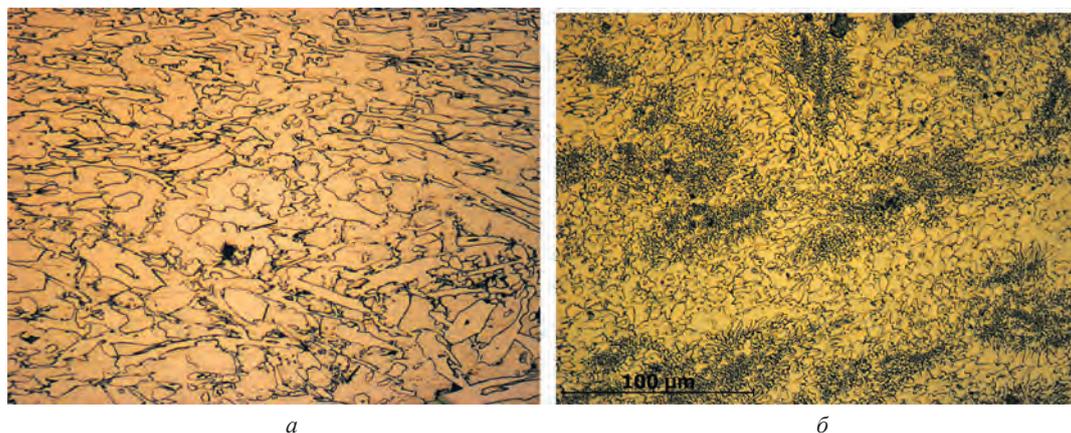


Рис. 1. Структура чугуна ИЧХ18ВМ: а – литье в земляную форму; б – литье в металлическую форму. ×500



Рис. 2. «Подкладной лист» УЗ-1,25 (а) и образцы, вырезанные из него (б)



Рис. 3. Влияние температуры расплава на износостойкость

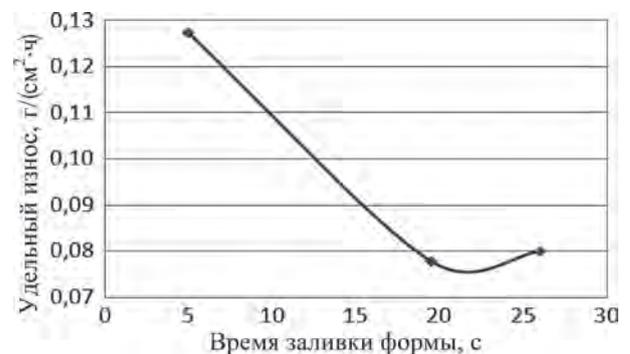


Рис. 4. Влияние времени заполнения формы расплавом на износостойкость

Расплав одного и того же состава заливали в формы при температурах 1450, 1500 и 1550 °С. Время заполнения формы составляло  $12 \pm 1$  с. Применяли заливку сверху.

Для проведения испытания на износостойкость в лабораторных условиях из деталей вырезали образцы. В образцах испытывали верхнюю (рабочую) часть. На рис. 2 показаны деталь «подкладной лист» и образцы для испытаний.

Испытания проводили на стенде, разработанном в Институте технологии металлов НАН Беларуси. При разработке конструкции испытательного стенда было учтено требование к проведению испытаний в условиях, как можно ближе моделирующих условия износа защитных деталей центробежных дробилок и мельниц. В испытательном стенде применяли вращательное перемещение абразивного круга относительно испытываемого материала. Параметры испытаний (скорость, нагрузка и т. д.) подбирали исходя из реальной скорости износа деталей в процессе эксплуатации. Результаты испытаний приведены на рис. 3.

Изменение износостойкости при уменьшении температуры с 1550 до 1450 °С составило около 7%, что укладывается в пределы погрешностей испытаний. Также исследовали влияние времени заливки кокиля (температура заливаемого расплава 1450 °С) на износостойкость (рис. 4).

Увеличение времени заливки от 5 до 26 с повысило износостойкость рабочей поверхности отливки «подкладной лист» на 37%. Это можно объяснить тем, что при увеличении времени заливки до 20–25 с в полости формы практически полностью снимается перегрев расплава, а в нижней части отливки образуется слой затвердевшего металла, что подтверждается экспериментальными данными и расчетами [6]. Время затвердевания отливки «подкладной лист» составляет 90 с при времени заливки 20–25 с. Это приводит к ускорению затвердевания верхней части отливки в сравнении с быстрой заливкой, а следовательно, к получению более мелкой структуры, обладающей повышенной износостойкостью.

Также исследовали влияние дополнительного легирования на износостойкость. В качестве легирующих элементов были выбраны титан и вольфрам. Титан – относительно дешевый легирующий элемент, используемый для микролегирования и модифицирования чугуна. Карбиды титана, находящиеся в металлической матрице, способствуют ее упрочнению и повышению микротвердости [7].



Рис. 5. Характерный износ детали «подкладной лист»

Вольфрам является достаточно дорогим легирующим элементом, но использование вторичных материалов позволяет снизить стоимость легирования им в 3–4 раза. Проведенный рентгеноструктурный анализ чугуна, дополнительно легированного вольфрамом, показал наличие сложных карбидов, содержащих вольфрам и находящихся в основном в металлической матрице. Эти карбиды упрочняют матрицу и должны способствовать повышению износостойкости.

Для изучения влияния легирования на износостойкость чугуна ИЧХ18ВМ базового состава (С – 3,6%, Cr – 18, W – 0,6, Mo – 0,35, V – 0,2, Ni – 0,25, Mn – 0,6, Si – 0,65%) дополнительно легировали 0,25% Ti, а содержание W было повышено от 0,6 до 1,5%. Из этих чугунов в металлические формы (кокили) были отлиты детали «подкладной лист».

Испытания в лабораторных условиях показали, что легирование титаном резко увеличивает износостойкость. Чугун, дополнительно легированный вольфрамом, имел ту же износостойкость, что и чугун базового состава. При литье чугуна, легированного титаном, угар этого элемента составил 50%, а сплав имел низкую жидкотекучесть. В табл. 3 приведена твердость поверхности отливок, легированных титаном 1 и вольфрамом 2, а также микротвердость металлической матрицы.

Таблица 3. Твердости отливок, легированных титаном и вольфрамом

Номер образца	Твердость отливки HRC	Микротвердость матрицы HV
1	63	698
2	61	592

Для определения износостойкости деталей, дополнительно легированных Ti и W, были проведены испытания на ОАО «Полоцк-Стекловолокно». Детали «подкладной лист» устанавливали на центробежную мельницу МЦ-1,25 для размолва кварцевого песка. На рис. 5 показана деталь «подкладной лист» после проведения испытаний.

Испытания показали увеличение ресурса работы деталей, легированных Ti и W на 17 и 5% соответственно, по сравнению с образцами из базового состава чугуна. Проведенные работы по исследованию износостойкости хромистых чугунов в лабораторных и промышленных условиях свидетельствуют, что литье в металлические формы, увеличение времени заливки, а также легирование Ti позволяют увеличить износостойкость деталей из ИЧХ.

### Выводы

Исследования износостойкости и ударной вязкости хромистых чугунов ИЧХ28Н2, ИЧХ18, ИЧХ18ВМ показали, что наиболее распространенный в СНГ и Республике Беларусь чугун ИЧХ28Н2 уступает по износостойкости чугунам ИЧХ18, ИЧХ18ВМ. Экспериментальный износостойкий чугун ИЧХ18ВМ обладает более высокой износостойкостью и ударной вязкостью при более низкой стоимости. Дальнейшее увеличение износостойкости, ударной вязкости и твердости возможно за счет литья в металлические формы. Налажено производство деталей из этого чугуна. Показано, что увеличение износостойкости деталей, полученных в металлических формах, возможно за счет увеличения времени их заливки, а также легирования титаном.

### Литература

1. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. М.: Металлургия, 1983. 176 с.
2. Барановский К. Э., Ильюшенко В. М., Барановский Э. Ф., Короткин Г. П. Повышение ресурса работы деталей из износостойких хромистых чугунов оборудования по производству кирпича из глины и центробежных измельчителей // Литье и металлургия. 2010. № 3. С. 43–47.
3. Барановский К. Э., Ильюшенко В. М., Дувалов П. Ю. Получение отливок из износостойких чугунов в комбинированных формах и кокилях // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: материалы VI МНТК. Минск, ФТИ НАН Беларуси, 14–16 сентября 2011г. С. 18–22.

4. Барановский К. Э., Урбанович Н. И., Басалай И. А., Ильюшенко В. М., Дувалов П. Ю. Износостойкость хромистых чугунов // Сб. докл. XIII МНТК «Чтения памяти В. Р. Кубачека». Технологическое оборудование для горной и нефтегазовой промышленности. Екатеринбург, 16–17 апреля 2015 г. С. 310–314.

5. Марукович, Е. И. Получение отливок из износостойких хромистых чугунов в комбинированных формах / Е. И. Марукович, В. М. Ильюшенко, П. Ю. Дувалов. Перспективные материалы и технологии; под ред. В. В. Клубовича. Витебск, 2013. Гл. 1. С. 9–35.

6. Марукович, Е. И. Исследование формирования в кокиле отливок из специальных износостойких чугунов для изготовления деталей центробежных дробилок / Е. И. Марукович, В. А. Пумпур, Г. П. Короткин, П. Ю. Дувалов // Сб. тр. Междунар. науч.-техн. конф. «Литейное производство и металлургия 2015. Беларусь», Жлобин, 21–22 октября 2015 г. С. 23–31.

7. Емелюшин А. Н. Влияние титана и бора на износостойкость чугуна, предназначенного для механической обработки неметаллических материалов инструмента из хромистых чугунов // Изв. вузов. Черная металлургия. 2000. № 2. С. 28–29.

## References

1. Сурин И. И. *Belye iznosostojkie chuguny* [White wear-resistant cast iron]. Moscow, Metallurgija Publ., 1983. 176 p.

2. Baranovskij K. E., Il'jushenko V. M., Baranovskij E. F., Korotkin G. P. Povyshenie resursa raboty detalej iz iznosostojkih hromistyh chugunov oborudovanija po proizvodstvu kirpicha iz gliny i centrobezhnyh izmel'chitelej [Increased service life of the parts of wear-resistant chromium cast iron equipment for the production of clay bricks and centrifugal grinders]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 3, pp. 43–47.

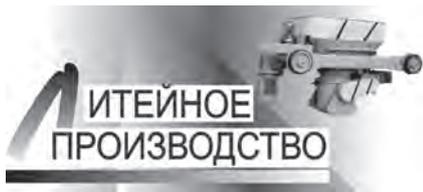
3. Baranovskij K. E., Il'jushenko V. M., Duvalov P. Yu. Poluchenie otlivok iz iznosostojkih chugunov v kombinirovannyh formah i kokiljah [Production of castings made of wear-resistant cast iron in combined forms and chills]. *Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov* [Modern methods and technologies of creation and processing of materials. VI Meezhdunarodnoy Materials Science and Technology Conference]. Minsk, 2011, pp. 18–22.

4. Baranovskij K. E., Urbanovich N. I., Basalaj I. A., Il'jushenko V. M., Duvalov P. Yu. *Iznosostojkost' hromistyh chugunov* [The wear resistance of chromium cast iron. Proceedings of the XIII International scientific-technical conference «Readings in memory of V. R. Kubacheka» Technological equipment for mining and oil and gas industry]. 16–17 aprelja 2015, Ekaterinburg, pp. 310–314.

5. Marukovich E. I., Il'jushenko V. M., Duvalov P. Yu. Poluchenie otlivok iz iznosostojkih hromistyh chugunov v kombinirovannyh formah [Production of castings made of wear-resistant chromium cast iron in combined forms]. Vitebsk, 2013. *Perspektivnye materialy i tehnologii* [The Advanced Materials and Technologies]. Vitebsk, VSTU Publ., 2013. 655 p.

6. Marukovich E. I., Pumpur V. A., Korotkin G. P., Duvalov P. Yu. Issledovanie formirovaniya v kokile otlivok iz specialnyh iznosostojkih chugunov dlya izgotovleniya detalej centrobezhnyh drobilok [Investigation the forming of castings from special wear-resistant cast iron in chill castings for production of details of centrifugal crushers]. *Foundry and Metallurgy 2015. Belarus*. Zhlobin, 2015, pp. 23–31.

7. Emeljushin A. N. Vlijanie titana i bora na iznosostojkost' chuguna, prednaznachennogo dlja mehanicheskoj obrabotki nemetallicheskikh materialov instrumenta iz hromistyh chugunov [Effect of titanium and boron to wear iron intended for machining non-metal tool of chromium cast iron]. *Izvestija vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaja metallurgija = Proceedings of the higher educational institutions. Ferrous metallurgy*, 2000, no. 2, pp. 28–29.



УДК 669.154

Поступила 04.03.2016

## ОСНОВНЫЕ ПРОБЛЕМЫ СОВРЕМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ СПЛАВОВ. ПУТИ РЕШЕНИЯ

### MAIN PROBLEMS OF MODERN MODIFYING OF ALLOYS. SOLUTIONS

*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 National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Byalynitskaga-Biruli str. E-mail: lms@itm.by*

*Показано, что основные проблемы современного модифицирования сплавов связаны с воздушной атмосферой и использованием примесных модификаторов. Для решения этих проблем необходимо использовать ускоренное затвердевание, мелкокристаллическую шихту и защиту от атмосферных паров воды.*

*It is shown that the main problems of modern modifying of alloys are connected with the air atmosphere and use of impurity modifiers. For the solution of these problems it is necessary to use the accelerated hardening, fine-crystalline furnace charge and protection against atmospheric vapors of water.*

**Ключевые слова.** Модифицирование, литье, примесные модификаторы, шихта, атмосфера, микроструктура, расплав, сплавы.

**Keywords.** Modifying, molding, impurity modifiers, furnace charge, atmosphere, microstructure, fusion, alloys.

В настоящее время наибольшее распространение для повышения механических свойств отливок получило примесное модифицирование. Для этого используют примесные модификаторы. Их продуктами взаимодействия с жидкими сплавами являются нерастворимые включения (НВ), которые ухудшают механические свойства отливок. Для борьбы с НВ используют сложные литниковые системы и фильтрацию расплава. Продуктами взаимодействия примесных модификаторов с жидкими сплавами могут быть вредные для человека вещества. Выделяясь из расплава в процессе модифицирования, они значительно ухудшают экологическую обстановку в литейном цехе, что требует применения дорогостоящих вентиляционных и очистных систем. Все эти мероприятия увеличивают стоимость отливок. Кроме того, примесные модификаторы обладают избирательным действием. Они измельчают, как правило, кристаллы одной фазы. Поэтому для модифицирования первичной и эвтектических фаз необходимо применение двух примесных модификаторов, которые часто нейтрализуют друг друга. Примером служит заэвтектический силумин. Для измельчения кристаллов первичного кремния наиболее эффективна фосфоросодержащая лигатура, а для модифицирования эвтектики – натрийсодержащий флюс. Эти примесные модификаторы нейтрализуют друг друга, что приводит к получению отливок из заэвтектического силумина с относительно низкими механическими свойствами. Такие заготовки имеют либо мелкокристаллическую первичную микроструктуру, либо модифицированную эвтектическую. Кроме того, примесные модификаторы имеют ограниченное, часто очень малое (15–20 мин) время действия. Их эффективность существенно зависит от продолжительности процесса литья. Это приводит к получению отливок с различной микроструктурой и нестабильными механическими свойствами. Для более полного растворения многие примесные модификаторы требуют относительно высокого перегрева расплава и его продолжительной выдержки при этой температуре, что приводит к дополнительному расходу тепловой энергии, разбеданию футеровок, увеличению в отливках неметаллических включений. Но самым главным недостатком примесного модифицирования является эффект перемодифицирования. Он заключается в том, что при последующих переделах модифицированного возврата и применении примесных модификаторов микроструктура отливок ухудшается, а их механические свойства снижаются. Это создает серьез-

ную проблему для использования вторичных сплавов. Все перечисленные выше проблемы модифицирования заставляют исследователей изучить механизмы действия примесных модификаторов, чтобы найти пути решения этих проблем.

Установлено, что растворенные в расплаве кислород и водород оказывают негативное влияние на микроструктуру отливок [1,2]. Примесные модификаторы устраняют это влияние, что и объясняет их модифицирующее действие. Кислород и водород попадают в расплав не только с плохо подготовленной шихтой, но и при его перегреве и относительно длительной выдержке в результате следующей реакции:



Особенно большая концентрация паров воды над расплавом при плавке сплавов в пламенных печах. Концентрация влаги в атмосферном воздухе (абсолютная влажность) зависит от его относительной влажности и температуры (см. таблицу).

Абсолютная влажность воздуха, г/м<sup>3</sup> [3]

Температура воздуха, °С	Относительная влажность, %						
	30	40	50	60	70	80	90
40	15,3	20,5	25,6	30,7	35,8	40,9	46
35	11,9	15,8	19,8	23,8	27,7	31,7	35,6
30	9,1	12,1	15,2	18,2	21,3	24,3	27,3
25	6,9	9,2	11,5	13,8	16,1	18,4	20,7
20	5,2	6,9	8,7	10,4	12,1	13,8	15,6
15	3,9	5,1	6,4	7,7	9	10,3	11,5
10	2,8	3,8	4,7	5,6	6,6	7,5	8,5

Из таблицы видно, что с повышением температуры и относительной влажности воздуха содержание в нем паров воды существенно возрастает. Над расплавом воздух сильно нагревается и интенсивно поднимается вверх. На его место к поверхности жидкого сплава с повышенной скоростью устремляется свежий влажный атмосферный воздух, который взаимодействует с расплавом, и цикл его насыщения кислородом и водородом будет происходить в соответствии с законами конвекции. Отсюда следует, что жидкие сплавы интенсивно притягивают к своей поверхности пары воды из воздушной атмосферы и самонасыщаются кислородом и водородом. Для защиты жидких сплавов их поверхности покрывают либо сухими термостойкими веществами (древесный уголь, песок и др.), либо жидкими флюсами (стекло, криолит и др.). Но использование раскислителей, дегазирующей обработки и примесных модификаторов свидетельствует о том, что защитные покровные вещества не эффективны против насыщения расплавов кислородом и водородом из атмосферных паров воды. Флюсы и древесный уголь очень гигроскопичны, обладают свойством интенсивно адсорбировать пары воды. При плавке медных сплавов под покровом древесного угля в пламенных печах содержание водорода в расплаве увеличивается в 3 раза [4]. Флюсы в основном обеспечивают тепловую и угарную защиту расплава, а также изолируют его от атмосферных кислорода и азота. Последние хуже адсорбируются, чем пары воды.

Константа равновесия реакции (1) определяется следующим уравнением:

$$K_p = \frac{[\text{H}]^2 [\text{O}]}{p(\text{H}_2\text{O})}, \quad (2)$$

где  $p(\text{H}_2\text{O})$  – парциальное давление паров воды в воздушной атмосфере. При ее постоянной температуре и влажности из уравнения (2) следует:

$$[\text{H}]^2 [\text{O}] = \text{const}. \quad (3)$$

Поэтому если в расплаве уменьшается концентрация кислорода (раскисление), то в нем будет существенно (в квадрате) возрастать содержание растворенного водорода. И, наоборот, если снижается концентрация водорода (дегазация), то будет увеличиваться концентрация кислорода. В первом случае возрастает брак отливок по газовой пористости, а во втором – по НВ (оксидам). Поэтому если примесное

модифицирование сводится к процессу более глубокого раскисления, то для уменьшения содержания растворенного водорода в расплаве необходимо провести его дегазацию либо наоборот. Но даже при таком подходе к рафинированию жидкого сплава проблема стабильного получения отливок с модифицированной структурой не решается. Со временем в процессе литья расплав относительно быстро начинает притягивать в своей поверхности пары воды из воздушной атмосферы и самонасыщаться кислородом и водородом. В результате микроструктура отливок демодифицируется, а их механические свойства снижаются. Чтобы предотвратить такое газонасыщение жидкого сплава, необходимо осушить воздух либо изолировать его от расплава. Технически здесь можно предложить множество решений: от использования вакуума до применения защитной инертной атмосферы. Примером является обработка жидкой стали вакуумом, в результате которой происходит раскисление и дегазация расплава. Для литья медных сплавов необходимы раскисление, дегазация и защитная инертная атмосфера. Для литья алюминиевых сплавов лучшим решением служит глубокая дегазация и защитная инертная атмосфера.

Действие примесных модификаторов в основном сводится к увеличению центров кристаллизации. От них существенно зависит дисперсность микроструктуры отливок сплавов. Увеличить концентрацию центров кристаллизации можно путем применения способов и кристаллизаторов с высоким охлаждением отливок. В настоящее время самым эффективным способом является метод литья закалочным затвердеванием [1]. Он позволяет получать отливки диаметром 50–150 мм из силуминов с наноструктурным эвтектическим кремнием [5]. При этом примесные модификаторы не применяются. Наиболее перспективным является кристаллизатор с затопленно-струйной системой охлаждения (струйный кристаллизатор) [1], который позволяет получать слитки диаметром 70 мм из силуминов с дисперсностью кристаллов эвтектического кремния менее 1,5 мкм, а первичного – 30–40 мкм с производительностью в 10 раз выше, чем у лучших мировых аналогов (фирма «Sung Hoon Engineering» (Корея)) [5]. При этом примесные модификаторы не применялись. Модифицирование сплавов ускоренным затвердеванием позволяет эффективно измельчать все фазы в отливках, в том числе и при литье вторичных сплавов [6]. Увеличить концентрацию центров кристаллизации можно путем использования мелкокристаллических шихтовых материалов. Наиболее эффективными способами получения таких сплавов является литье закалочным затвердеванием и в струйные кристаллизаторы. При добавлении в завалку не менее 20% шихтовых отливок из силуминов, полученных этими способами, структура обычного (серийного) литья получалась полностью модифицированной [7]. При этом примесные модификаторы не применялись, и время живучести процесса составляло не менее 2 ч. Наследственное модифицирование и модифицирование ускоренным затвердеванием – экологически безопасные процессы. Мелкокристаллическая шихта позволяет решить многие проблемы примесного модифицирования. Чтобы получить отливки с мелкокристаллической структурой, достаточно такую шихту расплавить и с минимальным перегревом залить в литейную форму. При этом уменьшается степень газонасыщения расплава, повышаются ресурс футеровки печи и чистота расплава по неметаллическим включениям, экономится тепловая энергия.

Таким образом, основные проблемы современного модифицирования сплавов связаны с воздушной атмосферой и использованием примесных модификаторов. Пути решения этих проблем – использование ускоренного затвердевания, применение мелкокристаллической шихты и защита расплава от атмосферных паров воды.

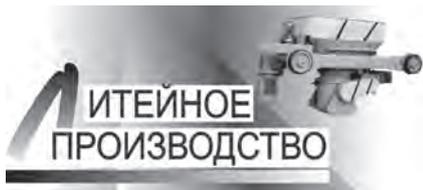
### Литература

1. **Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.** Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.
2. **Стеценко В. Ю.** Влияние сорбции и десорбции водорода и кислорода на процессы модифицирования и кристаллизации сплавов // *Литье и металлургия*. 2010. № 3. С. 91–96.
3. <http://tehtab.ru/Guide/GuidePhysics/Humidity/ClimateHumidity/>.
4. **Чурсин В. М.** Плавка медных сплавов. М.: Металлургия, 1982.
5. **Стеценко В. Ю.** Модифицирование сплавов ускоренным затвердеванием // Сб. статей. Технологии литья и металлургии. Минск: Беларуская навука, 2010.
6. **Стеценко В. Ю.** Модифицирование вторичных сплавов // *Литье и металлургия*. 2015. № 3. С. 54–56.

### References

1. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** *Modificirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.
2. **Stetsenko V. Yu.** Vliyanie sorbcii i desorbcii vodoroda i kisloroda na processy modifirovaniya i kristallizacii splavov [Influence of sorption and desorption of hydrogen and oxygen on processes of modifying and crystallization of alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2010, no 3, pp. 91–96.

3. <http://tehtab.ru/Guide/GuidePhysics/Humidity/ClimateHumidity/>.
4. **Chursin V. M.** *Plavka mednyh splavov* [Melting of copper alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982.
5. **Stetsenko V. Yu.** *Modificirovanie splavov uskorennyim zatverdevaniem. Sbornik statej. Tekhnologii lit'ya i metallurgii* [Modifying of alloys the accelerated hardening. Collection of articles. Technologies of molding and metallurgy]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2010.
6. **Stetsenko V. Yu.** *Modificirovanie vtorichnyh splavov* [Modifying of secondary alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no 3, pp. 54–56.



УДК 669.15

Поступила 11.04.2016

## МОДИФИКАТОР ДЛЯ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩИЙ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫЕ МЕТАЛЛЫ

## THE FOUNDRY INOCULANT CONTAINING ALKALI-EARTH METAL FOR LADLE REFINING

*И. Б. ПРОВОРОВА, Е. В. РОЗЕНБЕРГ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65, E-mail: i-provorova@mail.ru,  
К. Э. БАРАНОВСКИЙ, ГП «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь,  
В. И. ВОЛОСАТИКОВ, Министерство образования Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь,  
В. А. РОЗУМ, ООО «ПолитегМет», г. Минск, Беларусь,  
А. Н. КАРАСЬ, ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Беларусь,  
М. С. ЧЕРНЯВСКИЙ, ООО НПК «МеталлТехноПром», г. Иркутск, Россия*

*I. B. PROVOROVA, E. V. ROZENBERG, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave., E-mail: i-provorova@mail.ru,  
K. E. BARANOWSKI, Scientific and Technological Park of the BNTU «Polytechnic», Minsk, Belarus,  
V. I. VOLOSATIKOV, Ministry of Education of the Republic of Belarus, Minsk, Belarus,  
V. A. ROZUM, LLC «Politeg Met», Minsk, Belarus,  
A. N. KARAS, Public corporation «Minsk tractor plant», Minsk, Belarus,  
M. S. CHERNYAVSKI, «MetallTechnoProm», Irkutsk, Russia*

*В промышленных условиях для выплавки стали 45Л опробован модификатор, содержащий щелочноземельные металлы. Установлены зависимости механических свойств и жидкотекучести от количества вводимого модификатора. Определено количество модификатора, позволяющее увеличить вышеуказанные свойства.*

*The foundry inoculant containing alkali-earth metals for smelting steel brand 45 L was tested in production conditions. Relationship of mechanical properties and castability on the number of the entered inoculant was established. It was defined the number of the inoculant allowing to improve properties.*

**Ключевые слова.** Модифицирование стали, внепечная обработка, щелочноземельные металлы, механические свойства, жидкотекучесть.

**Keywords.** Modification of steel, ladle refining, alkali- earth metals, mechanical properties, castability.

Производство качественных отливок из стали в настоящее время основано не только на рафинировании металла от вредных примесей при проведении плавки. Значительный вклад в формирование требуемой структуры и эксплуатационных свойств стали могут вносить и другие, более экономичные методы, к которым относится модифицирование. В результате процессов модифицирования происходит изменение степени дисперсности и морфологии фазовых составляющих стали, в том числе количества, размера и формы неметаллических включений при введении в ее расплав небольших количеств активных добавок. При этом существенно изменяются механические и технологические свойства.

Эффективность проведения модифицирования зависит от качества модификатора, его химического состава, технологии ввода в сталь, а также степени ее раскисленности и технологических особенностей плавки.

В настоящее время широкое распространение получили модификаторы, содержащие щелочноземельные металлы (ЩЗМ). Однако низкие температуры кипения ЩЗМ и высокая упругость пара при температуре жидкой стали затрудняют их эффективное использование. Значительная часть кальция и других ЩЗМ при введении в сталь испаряется и окисляется, удаляясь из металла. Усиление действия

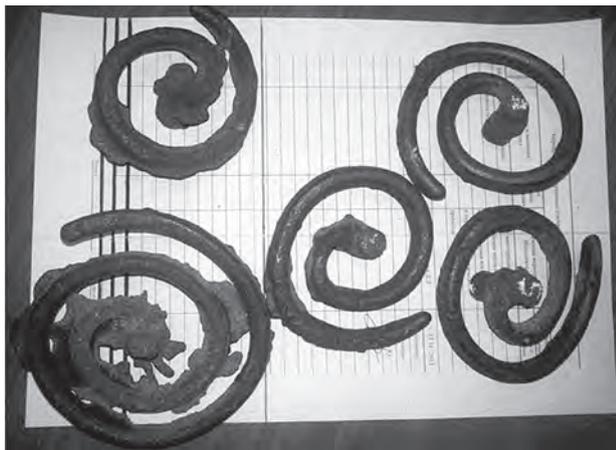


Рис. 1. Спиральные пробы на жидкотекучесть



Рис. 2. Трефы для механических испытаний

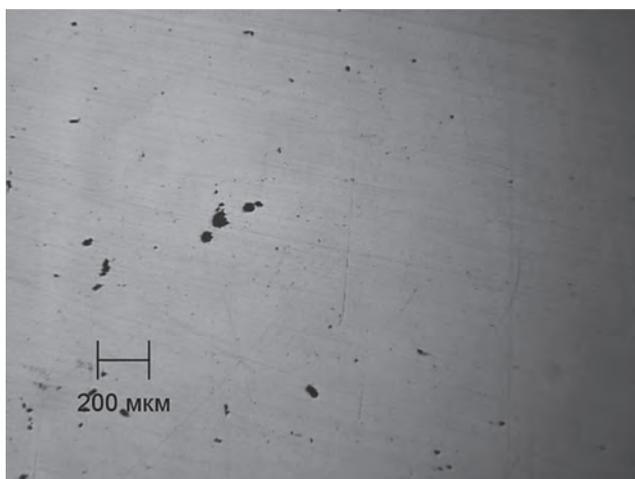


Рис. 3. Неметаллические включения в стали 45Л без добавки модификатора.  $\times 100$

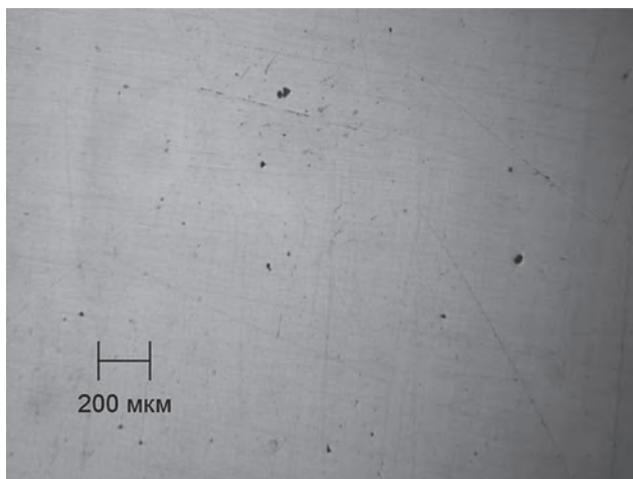


Рис. 4. Неметаллические включения в стали 45Л с добавкой 0,2% модификатора.  $\times 100$

кальция обеспечивается путем совместной присадки с ним бария, а также стронция. При их комплексном вводе в жидкую сталь упругость паров будет ниже упругости пара каждого отдельно взятого элемента, что ведет к более медленному испарению и увеличению продолжительности взаимодействия с кислородом и серой и, как следствие, к более эффективному результату модифицирования [1].

Так как щелочноземельные металлы, особенно кальций, являются сильными раскислителями, для более эффективного процесса модифицирования необходимо проводить полное раскисление стали [1].

Целью настоящей работы является опробование опытного модификатора, содержащего ЩЗМ, разработанного ООО НПК «МеталлТехноПром» (г. Иркутск, Россия) для производства отливок из стали марки 45Л в условиях сталеплавильного цеха ОАО «Минский тракторный завод». Химический состав модификаторов следующий: Si – 60–70%; Ba – 8–12; Ca – 5–7; Sr – 2,5–4,0%; Fe – остальное.

Для определения влияния модификатора на механические и литейные свойства стали 45Л проведена серия плавов по заводской технологии в печи ДСП-5М с кислой футеровкой. С целью раскисления на дно раздаточного ковша емкостью 6 т загружали алюминий в количестве 60–70% от нормы и ферромарганец. При переливе металла из раздаточного в заливочный ковш для дораскисления добавляли алюминий в мерных чушках в количестве 0,05% от массы металла в ковше (около 250 г). При заполнении заливочного ковша на 25–30% в него вводили указанный выше модификатор в количестве 0,1, 0,2, 0,3% соответственно. Затем заливали спиральные пробы на жидкотекучесть (рис. 1) и трефы (рис. 2), часть из которых использовали для изготовления шлифов, определения загрязненности стали неметаллическими включениями (рис. 3, 4), а часть подвергали термической обработке – нормализации в соответствии с заводской технологией для проведения механических испытаний.

В результате обработки жидкой стали модификатором уменьшился размер неметаллических включений и снизилось их количество по сравнению с немодифицированным образцом. Кроме того, улучши-

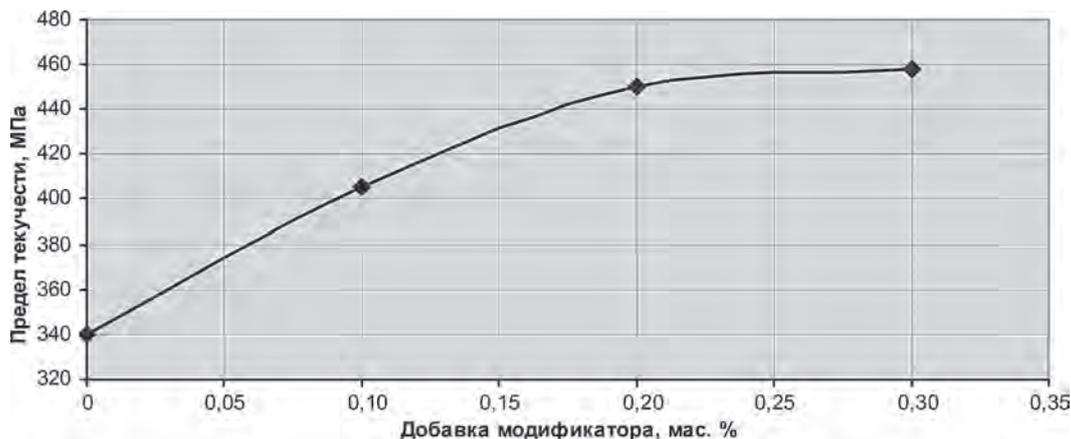


Рис. 5. Зависимость предела текучести от количества вводимого модификатора

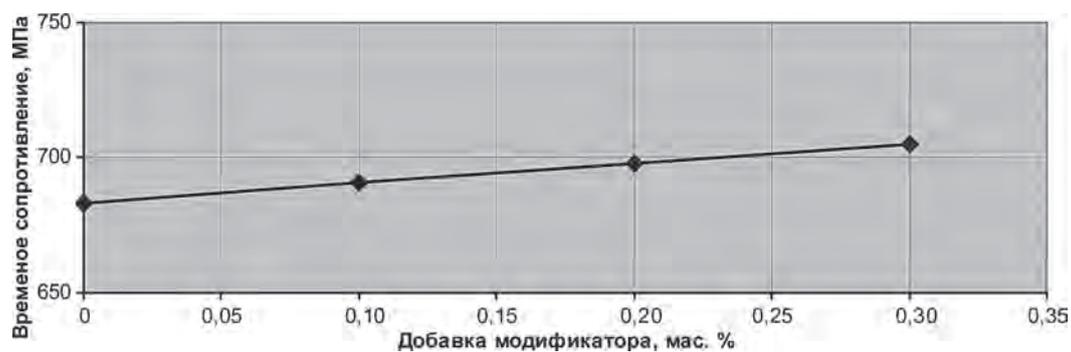


Рис. 6. Зависимость временного сопротивления от количества вводимого модификатора

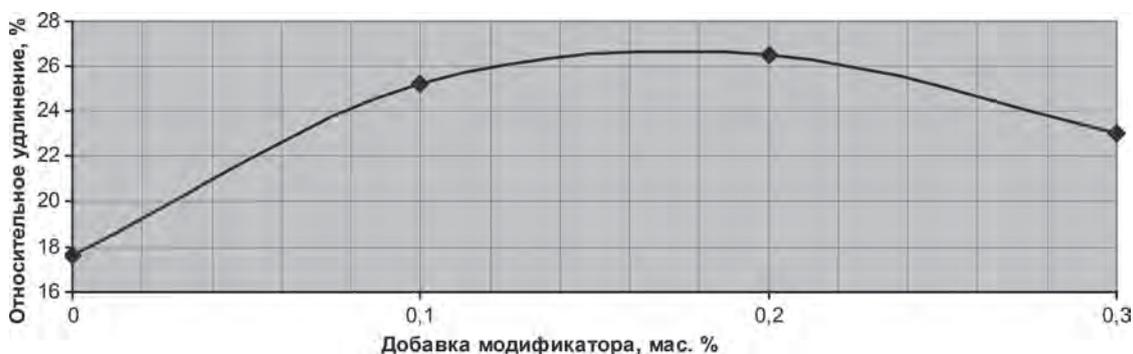


Рис. 7. Зависимость относительного удлинения от количества вводимого модификатора

лась их форма. Это обусловлено образованием соответствующих сульфидов и окисульфидов щелочно-земельных металлов [2].

Результаты испытаний механических свойств показали, что после модифицирования произошло повышение предела текучести на 20–35% (рис. 5). При этом временное сопротивление изменилось незначительно (рис. 6).

Относительное удлинение (наиболее значимый параметр для литых сталей) при модифицировании возросло на 25–40% (рис. 7), аналогичная тенденция наблюдалась и для относительного сужения (рис. 8).

Кроме того, при модифицировании значительно увеличилась (на 40–55%) жидкотекучесть (рис. 9). Это обусловлено тем, что в результате защиты поверхности расплавленной стали парами кальция, бария и стронция от контакта с атмосферой происходит понижение поверхностного натяжения, что приводит к увеличению ее жидкотекучести. Это связано с тем, что поверхностное натяжение оказывает значительное влияние на динамическую вязкость расплава, которая в наибольшей степени определяет литейные свойства сплавов [1].

Из рис. 5–9 видно, что небольшие добавки исследуемого модификатора повышают механические свойства стали, особенно относительное удлинение. Следует также отметить, что некоторые зависимости носят экстремальный характер (рис. 7, 8). Поэтому наиболее целесообразно вводить в расплав 0,2%

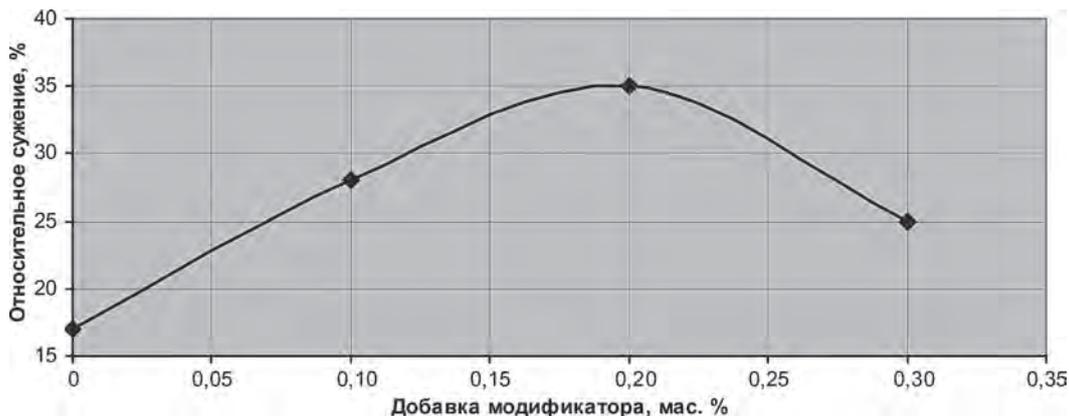


Рис. 8. Зависимость относительного сужения от количества вводимого модификатора

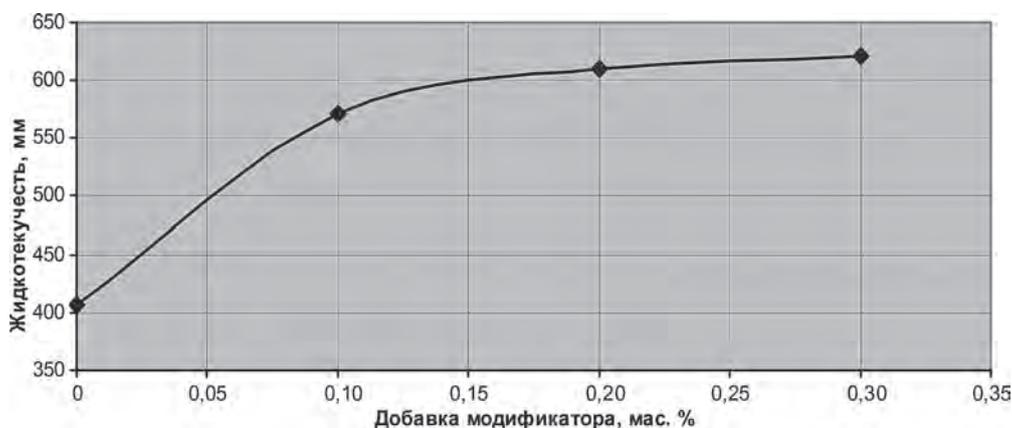


Рис. 9. Зависимость жидкотекучести от количества вводимого модификатора

модификатора, так как дальнейшее повышение количества присадки не дает значительного увеличения свойств.

Для воспроизведения полученных результатов проведена дополнительная серия плавов по приведенной выше технологии с добавлением в расплав модификатора в количестве 0,2%. Исследования подтверждают стабильное улучшение механических свойств и жидкотекучести после модифицирования (см. таблицу).

#### Результаты испытаний

Показатель	Без модифицирования	С модифицированием
Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	340–425	400–460
Временное сопротивление $\sigma_B$ , МПа	683–705	690–715
Относительное удлинение, %	13–24	21–29
Жидкотекучесть, мм	230–410	320–630

Полученные результаты согласуются с выводами других авторов [3, 4] по использованию модифицирующих композиций, в состав которых входят щелочноземельные металлы.

Применение модификатора, содержащего ЦЗМ, позволяет снизить загрязненность стали неметаллическими включениями и глобуляризировать их, повысить жидкотекучесть расплава, а также увеличить механические свойства отливок.

Рекомендуется использовать модификатор в литейных цехах предприятий машиностроительного профиля для внепечной обработки сталей.

#### Литература

1. Голубцов В. А. Модифицирование стали для отливок и слитков / В. А. Голубцов, В. В. Лунев. Челябинск–Запорожье: ЗНТУ, 2009. 356 с.
2. Легирование и модифицирование стали с использованием природных и техногенных материалов / О. И. Нохрина [и др.]. Томск: Изд-во Томского политехн. ун-та, 2013. 320 с.

3. **Быстроохлажденный** комплексный модификатор-раскислитель для внепечной обработки литейной стали / А. Г. Слущкий, А. С. Калиниченко, В. А. Шейнерт, Г. А. Ткаченко // *Литье и металлургия*. 2010. № 1, 2. С. 110–114.

4. **Обработка** стали 110Г13Л барий-стронциевыми карбонатами / В. А. Розум, С. П. Задрецкий, А. П. Бежок, И. И. Башко, Г. П. Горещкий, Р. Н. Чайчиц, В. С. Гайкевич // *Литье и металлургия*. 2010. № 4. С. 89–94.

### References

1. **Golubcov V. A., Lunev V. V.** *Modificirovanie stali dlja otlivok i slitkov* [Modification of steel for castings and ingots]. Cheljabinsk – Zaporozh'e, ZNTU Publ., 2009, 356 p.

2. **Nohrina O. I. i dr.** *Legirovanie i modificirovanie stali s ispol'zovaniem prirodnyh i tehnogennyh materialov* [Alloying and modifying of steel by natural and man-made materials]. Tomsk, Izd-vo Tomskogo politehnicheskogo universiteta Publ., 2013, 320 p.

3. **Slutskij A. G., Kalinichenko A. S., Shejnert V. A., Tkachenko G. A.** Bystroohlazhdennyj kompleksnyj modifikator-raskislitel' dlja vnepechnoj obrabotki litejnoj stali [Rapid cooling of the complex modifier deoxidizer for steel casting ladle treatment]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 1, 2, pp. 110–114.

4. **Rozum V. A., Zadrutskij S. P., Bezhok A. P., Baeshko I. I., Goretskij G. P., Chajchits R. N., Gajkevich V. S.** Obrabotka stali 110G13L barij-stroncievymi karbonatami [Treatment of steel 110G13L barium-strontium carbonates]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 4, pp. 89–94.



УДК 621.79

Поступила 11.04.2016

## СПЕЦИФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОЦИНКОВАННОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ МЮЗЛЕ (ПРОВОЛОКА ДЛЯ ЗАКУПОРКИ БУТЫЛОК)

### SPECIFIC FEATURES OF TECHNOLOGY OF MANUFACTURING A ZINC-COATED TUB WIRE FOR MUZZLE (BOTTLE' HOOD WIRE)

Д. Б. ЗУЕВ, политехнический колледж, г. Магнитогорск, Россия, пр. Ленина, 22, Тел. +7-906-850-0717

D. B. ZUEV, Polytechnical College, Magnitogorsk, Russia, 22, Lenin ave., Tel. +7-906-850-0717

*В статье представлены основные технические характеристики оцинкованной низкоуглеродистой проволоки для мюзле (проволока для закупорки бутылок), согласующиеся с эксплуатационными требованиями к проволоке при изготовлении и применении мюзле. Отмечены основные критерии при выборе марки стали и при назначении режимов технологического процесса.*

*The paper presents the main technical specifications of galvanized low carbon wire for muzzles (bottle' hood wire), consistent with the exploitation requirements to the wire in the manufacture and use of muzzles. The main criteria when selecting the steel grade and upon selection of the technological processes are given.*

**Ключевые слова.** Оцинкованная проволока для мюзле, горячее цинкование, гальваническое цинкование, рекристаллизационный отжиг, старение, временное сопротивление разрыву, относительное удлинение, масса цинкового покрытия.

**Keywords.** Zinc-coated wire for muzzles, hot-dip galvanizing, zinc plating, recrystallization annealing, aging, ultimate tensile resistance, relative elongation, mass of zinc coating.

Мюзле – это металлическая составная часть пробки, используемой для закупоривания бутылок с игристыми винами и шампанским. Мюзле (рис. 1) представляет собой проволочный каркас или уздечку, предназначенную для удержания пробки в бутылке. Из рисунка видно, что проволока при изготовлении мюзле подвергается скручиванию в «косичку», что возможно без разрушения только лишь при достаточно высокой пластичности проволоки.

Понятно, что проволока ни при изготовлении мюзле, ни при закупоривании бутылки, ни при последующем хранении и транспортировке бутылок не должна разрушаться. В первом случае либо снижается производительность процесса изготовления мюзле, либо этот процесс становится невозможным. Во втором случае безвозмездно теряется содержимое бутылки. В процессе хранения и транспортировки закупоренных бутылок причиной разрушения может оказаться коррозия проволоки, при воздействии которой уменьшается рабочее сечение проволоки и, как следствие, ее сопротивление разрыву. С целью исключения этого опасного воздействия окружающей среды на проволоку наносится антикоррозионное цинковое покрытие.

Анализ эксплуатационных требований к мюзле показывает, что проволока для его изготовления должна обладать достаточной прочностью, высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Кроме того, с целью обеспечения стабильной работы оборудования для изготовления мюзле отклонение диаметра проволоки от номинального значения строго регламентировано.

Конкретные параметры указанных свойств проволоки для мюзле, согласованные с потребителем, зафиксированы в разработанных ОАО «НИИМетиз» технических условиях ТУ 1211-006-00190519-2004: номинальный диаметр проволоки с покрытием – 1,0 мм; предельные отклонения по диаметру не



Рис. 1. Мюзле

должны превышать  $\pm 0,02$  мм; временное сопротивление разрыву должно быть в пределах 30–42 кгс/мм<sup>2</sup>; относительное удлинение на базе 100 мм должно быть не менее 18%; масса цинкового покрытия должна быть не менее 35 г/м<sup>2</sup>; покрытие должно выдерживать одно погружение в раствор сернокислой меди на 60 с; цинковое покрытие должно быть прочным и не должно растрескиваться и отслаиваться при скручивании двух параллельных проволок в «косичку» на базе 100 мм; число оборотов при скручивании не менее 12.

Сплошность цинкового покрытия на проволоке проверяется путем погружения испытуемого образца проволоки в раствор медного купороса, приготовленный в соответствии с рекомендациями ГОСТ 3282-74. Если после установленного числа и времени погружения в раствор на поверхности образца проволоки окажутся участки, покрытые медью, не сходящие после протирания образца ватой или чистой тканью, то образец считается не выдержавшим испытания. Нарушение сплошности цинкового покрытия недопустимо для проволоки, предназначенной для изготовления мюзле. Этот дефект может привести, в конечном итоге, к возникновению коррозии проволоки и разрушению мюзле в процессе хранения и транспортировки бутылок, т. е. к потере их содержимого, что абсолютно неприемлемо.

В первой редакции ТУ 1211-006-00190519-2004 прочность цинкового покрытия проверялась традиционным способом в соответствии с ГОСТ 10447-80: путем спиральной навивки проволоки на цилиндрический стержень диаметром, равным шестикратному диаметру испытуемого образца, т. е. на стержень диаметром 6 мм. Число витков должно было быть не менее 6. В марте 2007 г. было принято решение отказаться от традиционного способа испытания прочности цинкового покрытия при контроле проволоки для мюзле и предложить способ, приближающий вид деформации испытуемой проволоки к фактической ее деформации в процессе изготовления мюзле. Требование по способу испытания прочности цинкового покрытия было изложено в следующей редакции: «цинковое покрытие должно быть прочным и не должно растрескиваться и отслаиваться при скручивании двух параллельных проволок в «косичку» на базе 100 мм. Число оборотов при скручивании не менее 12». Это изменение было согласовано с потребителем. Для проведения такого испытания используется установка для испытания проволоки на скручивание по ГОСТ 1545-80. При скручивании проволоки в процессе испытания шаг свивки в полученной «косичке» подобен шагу свивки в «косичках» мюзле. И если при испытании отслоения цинка не произойдет, не будет его и при изготовлении мюзле. Такой вид испытания наиболее надежен для оценки качества проволоки на предмет ее использования для изготовления мюзле.

Исходя из технических требований к проволоке для изготовления мюзле по механическим свойствам (прочности и пластичности), никакой проблемы в выборе марки стали нет. В химическом составе стали должно быть минимальное содержание элементов, снижающих ее пластичность, т. е. углерода, кремния и марганца. В общем случае – это низкоуглеродистая качественная сталь. Из сталей, практикуемых в отечественной практике, наиболее приемлемыми для изготовления проволоки для мюзле являются сталь марки 08кп по ГОСТ 1050-74 и сталь марки Св-08 по ГОСТ 2246-70. Химический состав указанных марок стали приведен ниже.

Марка стали	ГОСТ	Содержание элементов, %		
		углерод	марганец	кремний
08кп	1050-74	0,05–0,11	0,25–0,50	До 0,03
Св-08	2246-70	Не более 0,10	0,35–0,60	До 0,03

Принимая во внимание возможность снижения пластичности проволоки в процессе цинкования, целесообразно на этапе выбора марки стали ограничить содержание в ее составе элементов, снижающих пластичность. В частности, содержание углерода не допускать выше 0,07%, а марганца и кремния не выше среднего значения содержания по ГОСТ. В итоге получается, что в данном конкретном случае наиболее приемлема система «селект» при отгрузке заказанной заготовки.

Протянутая на готовый размер проволока для мюзле должна быть подвержена термической обработке для устранения возникшего в процессе волочения наклепа и достижения заданной пластичности, т. е. следует провести ее рекристаллизационный отжиг в садочных или протяжных печах. Режимы рекристаллизационного отжига, а также склонность низкоуглеродистых сталей к старению известны [1]. Важно в данном случае определить, какой вид оборудования возможно применить для проведения термической обработки.

Протяжные печи по сравнению с садочными печами периодического действия имеют много преимуществ. Время нагрева металла в протяжной печи, где обработка производится в нитку, намного меньше,

чем при обработке в бунтах в садочных печах. Поэтому нагрев осуществляется с большей скоростью с одновременным обеспечением равномерности свойств проволоки как по сечению, так и по длине. Недостаток этих агрегатов – развитие процесса старения при отжиге низкоуглеродистой проволоки. При обработке проволоки на таких агрегатах нельзя исключить деформации изгиба нагретой проволоки. Эта деформация и приводит к проявлению старения. В этом случае атомы азота и углерода в стали выделяются на дислокациях, образованных пластической деформацией, затрудняя их движение, что и приводит к снижению пластичности и некоторому повышению прочности [1]. Наиболее нежелательным в этом случае является проявление старения во времени: пластические свойства проволоки, определенные сразу после проведения термической обработки, будут соответствовать заданным, а через неделю или месяц эти значения могут снизиться до уровня недопустимых значений.

Термическая обработка в садочных печах обеспечивает более высокие показатели по относительному удлинению, поскольку при медленном охлаждении садки без пластической деформации проволоки в стали из твердого раствора в феррите более полно выделяются углерод и азот без блокирования дислокаций [2].

На основании изложенного термическую обработку проволоки для мюзле целесообразно производить в садочных печах периодического действия в защитной атмосфере.

Нанесение цинкового покрытия на проволоку возможно двумя путями: горячим оцинкованием или электрохимическим.

Горячий способ нанесения покрытия основан на кратковременном погружении в расплав цинка стальной проволоки с заранее подготовленной поверхностью. При погружении проволоки в расплав между сталью и жидким цинком происходит взаимная диффузия с формированием цинкового покрытия, толщина которого определяется режимами цинкования. Равномерность покрытия обеспечивается вертикальным выходом проволоки из расплава цинка. Температура ванны цинкования 460–470 °С [3]. Под воздействием этой температуры в оцинкованной проволоке проявляется процесс старения, приводящий к снижению пластичности, контролируемой измерением относительного удлинения проволоки при разрыве. Причем снижение пластичности по отношению к термически обработанной заготовке, подаваемой на цинкование, наблюдается как непосредственно после проведения операции цинкования, так и через 10–30 дней после оцинкования [1], т. е. процесс старения протекает во времени, постепенно снижая пластичность. По этой причине в первых технических условиях на проволоку для мюзле ТУ 14-4-1228-81, разработанных на горячеоцинкованную проволоку, было заложено относительное удлинение при разрыве на базе 100 мм не менее 15%, что не устраивало потребителя. Низкая пластичность проволоки приводила к частым ее обрывам при изготовлении мюзле или в худшем случае к разрушению мюзле при закупоривании бутылки. Это вынуждало изготовителей мюзле закупать проволоку у зарубежных фирм.

По этой же причине не рационально применять для изготовления проволоки для мюзле протяжные агрегаты, совмещающие в одном потоке термическую обработку и горячее цинкование проволоки.

При электролитическом оцинковании из-за отсутствия нагрева металла в процессе нанесения покрытия механические свойства проволоки практически не меняются. В этом его преимущество. Именно этот факт позволяет применять электролитическое оцинкование для производства проволоки с повышенной или высокой пластичностью, в том числе проволоки для мюзле.

Для обеспечения технологичности оцинкованной проволоки при изготовлении мюзле в ОАО «НИИ-Метиз» была разработана технология электролитического оцинкования низкоуглеродистой термически обработанной проволоки. Оцинкование проволоки производили известным способом [4] на изготовленных для этой цели 3-ниточных гальваноагрегатах в кислых электролитах на скорости 25–30 м/мин. На оцинкование направлялась низкоуглеродистая термически обработанная проволока с низкой прочностью (временное сопротивление разрыву 30–38 кг/мм<sup>2</sup>) и высокой пластичностью (относительное удлинение на базе 100 мм не менее 25%) диаметром, несколько превышающем диаметр готовой проволоки 1,0 мм. В данном случае увеличение диаметра заготовки необходимо для проведения калибрующей протяжки. Значение диаметра определяли исходя из условия получения после калибрующей протяжки относительного удлинения при растяжении на уровне требований ТУ. Толщину цинкового покрытия рассчитывали подбором соответствующего сочетания плотности тока на проволоке в ванне цинкования и скорости движения проволоки по агрегату, определяющей время нахождения проволоки на операции нанесения цинка.

После нанесения цинкового покрытия производилась калибрующая протяжка проволоки на жидкой смазке с целью уплотнения цинка, получения блестящей поверхности покрытия и обеспечения жесткого требования по допуску на диаметр. На выходе из калибрующей волюки проволока проходила промывку



Рис. 2. Малогабаритная установка скоростного гальванического цинкования проволоки

в воде с обтиром, а затем через электросушило. После калибрующей протяжки наблюдалось естественное снижение пластичности и некоторое повышение прочности, но механические свойства проволоки сохранялись в пределах требований технических условий. Все технические требования к оцинкованной проволоке для мюзле после гальванического цинкования полностью удовлетворяются. Разработка этого способа изготовления проволоки для мюзле позволила изготовителям мюзле отказаться от импортных поставок проволоки.

Для расширения объемов производства оцинкованной проволоки для мюзле в условиях экспериментального завода ОАО «НИИМетиз» не было свободных производственных площадей, поэтому и решили приступить к разработке конструкции малогабаритной установки гальванического цинкования [5]. Установка была разработана и изготовлена на экспериментальном заводе (рис. 2). Толщина цинкового покрытия устанавливалась путем регулирования анодного тока на ванны цинкования и скорости движения проволоки.

Способ заправки проволоки и ее погружения в рабочие растворы был взят по аналогии с разработанной ранее ОАО «НИИМетиз» малогабаритной установкой меднения первого типа [6]. Проволока заправлялась на роликовые системы полиспастного типа, которые погружались в рабочие ванны вертикальным перемещением платформы на ходовых винтах. В состав установки входят четыре ванны с рабочими растворами для подготовки поверхности к нанесению покрытия, ванна гальванического цинкования и ванна промывки после нанесения покрытия. На подвеске, погружаемой в ванну цинкования, крепятся цинковые аноды, между которыми пропускаются витки проволоки. Для цинкования используется кислый цинковый электролит определенного состава. Отрицательный потенциал к проволоке подводится через токосъемный ролик, изолированный от корпуса. Оцинкование производится на высокой плотности тока со скоростью прохождения проволоки 80 м/мин. Габариты установки без вытяжного блока и размотки: длина – 2,8 м, ширина – 1 м, высота – 2,75 м. Одна малогабаритная установка заменяет по производительности 3-ниточный агрегат цинкования, занимая при этом в 3,7 раза меньшую по длине производственную площадь.

В связи с подачей на цинкование проволоки после термической обработки в защитной атмосфере необходимость операции обезжиривания отпала. Поэтому технологические ванны по ходу движения проволоки использовали для следующих операций: травление в растворе серной кислоты, промывка, декапирование в растворе серной кислоты, промывка, электролитическое цинкование и промывка.

В первых четырех ваннах необходима обработка в нагретых до температуры 60–70 °С растворах, для чего в ваннах размещали стальные змеевики, через которые пропускали острый пар. По мере нагрева растворов острый пар отключали. При выходе из всех технологических ванн, кроме ванны цинкования, проволока пропусклась через войлочные обтиры для отсекаания рабочего раствора и съема образовавшегося шлама. На выходе из ванны цинкования проволока пропусклась через воздушный обтир, куда подавался сжатый воздух. Механические свойства и качество покрытия оцинкованной проволоки, изготовленной на скоростной установке, соответствовали техническим требованиям ТУ 1211-006-00190519-2004.

Таким образом, электролитическое цинкование – наиболее подходящий способ нанесения цинкового покрытия на проволоку для мюзле.

### Литература

1. Белалов Х. Н., Клековкин А. А. и др. Стальная проволока. Магнитогорск, 2011. 690 с.
2. Белалов Х. Н., Лещинский И. З. и др. Свойства низкоуглеродистой проволоки, отожженной в проходных и колпаковых печах // Сталь. 1969. № 1. С. 34–39.
3. Смирнов А. В. Горячее цинкование. М.: Metallurgizdat, 1953. 103 с.
4. Лайнер В. И. Защитные покрытия металлов. М.: Metallurgija, 1974. 560 с.
5. Зуев Б. М., Зуев Д. Б. Малогабаритные скоростные установки для нанесения металлических покрытий на проволоку // Черные металлы. 2013. № 10. С. 34–37.
6. Зуев Б. М. Новые установки для производства омедненной сварочной проволоки // Сталь. 1999. № 3. С. 46.

### References

1. Belalov H. N., Klekovkin A. A. i dr. *Stal'naja provoloka* [Steel wire]. Magnitogorsk, 2011, 690 p.
2. Belalov H. N., Leszczynski I. Z. i dr. Svojstva nizkouglerodistoj provoloki, otohzhennoj v prohodnyh i kolpakovyh pechah [The properties of low-carbon wire, annealed in continuous and bell furnaces]. *Stal' = Steel*, 1969, no. 1, pp. 34–39.
3. Smirnov A. V. *Gorjachee cinkovanie* [Hot-dip galvanizing]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1953, 103 p.
4. Lainer V. I. *Zashhitnye pokrytiya metallov* [Protective coating of metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1974, 560 p.
5. Zuev B. M., Zuev D. B. Malogabaritnye skorostnye ustanovki nanesenija metallicheskih pokrytij na provoloku [Small high-speed installation of the application on a wire metal coatings]. *Chernye metally = Black metals*, 2013, no. 10, pp. 34–37.
6. Zuev B. M. Novye ustanovki dlja proizvodstva omednjonnoj svarochnoj provoloki [New plants for the production of wire omednennoy]. *Stal' = Steel*, 1999, no. 3, p. 46.



УДК 621.74.047

Поступила 20.04.2016

## ЗАТВЕРДЕВАНИЕ ОТЛИВКИ СО СТОРОНЫ СТЕРЖНЯ ПРИ ВЕРТИКАЛЬНОМ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ

### HARDENING OF CASTING FROM THE CORE SIDE AT VERTICAL CONTINUOUS MOULDING

*Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, д. 11. E-mail: info@itm.by*

*Е. Б. ДЕМЧЕНКО, Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: edemchenko@bntu.by*

*E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Byalynitskaga-Biruli str. E-mail: info@itm.by*

*E. B. DEMCHENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: edemchenko@bntu.by*

*Решена задача затвердевания расплава в кристаллизаторе со стороны стержня при вертикальном непрерывном литье. Установлено, что затвердевание отливки со стороны стержня протекает в 7–10 раз медленнее, чем со стороны кристаллизатора. Влияние стержня на тепловой режим отливки во время ее затвердевания в кристаллизаторе в течение первых 15–20 с незначительно, стержень не успевал прогреться. Расчетная толщина корки к 20-й секунде формирования составила не более 1,5 мм. При использовании тонкостенных оболочковых стержней толщина корки, образовавшейся на стержне, составила  $\xi = 2,0–2,5$  мм или менее 10% от толщины отливки. Использование сплошных стержней повышает долю металла, затвердевающего на стержне до 15–18%. В этом случае коэффициент аккумуляции тепла стержнем принимают равным  $\xi = 0,75–0,85$ .*

*The problem of hardening of fusion in a crystallizer from a core side at vertical continuous molding is solved. It is established that hardening of casting from a core side proceeds in 7–10 time more slowly, than from a crystallizer. Influence of a core on the thermal mode of casting during her hardening in a crystallizer during the first 15–20 with slightly, the core didn't manage to get warm. Settlement thickness of a crust by 20th second of formation has made no more than 1,5 mm. When using thin-walled shell cores thickness of the crust formed on a core has made  $\xi = 2,0–2,5$  mm or less than 10% of casting thickness. Use of continuous cores raises a share of the metal hardening on a core to 15–18%. In this case the coefficient of accumulation of heat a core is accepted equal  $\xi = 0,75–0,85$ .*

**Ключевые слова.** *Непрерывное литье, кинетика, затвердевание, расплав, теплота, стержень, корка, отливка, температура, показатель степени параболы.*

**Keywords.** *Continuous molding, kinetics, hardening, fusion, warmth, core, crust, casting, temperature, parabola exponent.*

При вертикальном непрерывном литье с использованием разрушаемых песчаных стержней, оформляющих полости и сложные внутренние поверхности отливки, имеет место несимметричное двухстороннее охлаждение расплава. Оно неизбежно приводит к образованию двух фронтов кристаллизации, координата точки встречи которых заранее неизвестна. Это обстоятельство значительно усложняет решение задачи затвердевания отливки, поскольку требует внесения дополнительных изменений в математические модели для учета количества тепла, аккумулированного песчаным стержнем.

Для упрощенных расчетов кинетики затвердевания и определения технологических параметров процесса литья можно рассматривать затвердевание отливки как одностороннее (только со стороны кристаллизатора) и не учитывать его со стороны стержня. Такая постановка задачи оправдана в том случае, если теплоаккумулирующая способность стержней намного меньше количества тепла, теряемого отливкой при затвердевании. Например, при использовании в массивных отливках тонкостенных стержней из материала с низкими теплофизическими свойствами (теплоемкостью и теплопроводностью). Однако следует заметить, что в большинстве случаев в металлической форме на стержне затвердевает при-

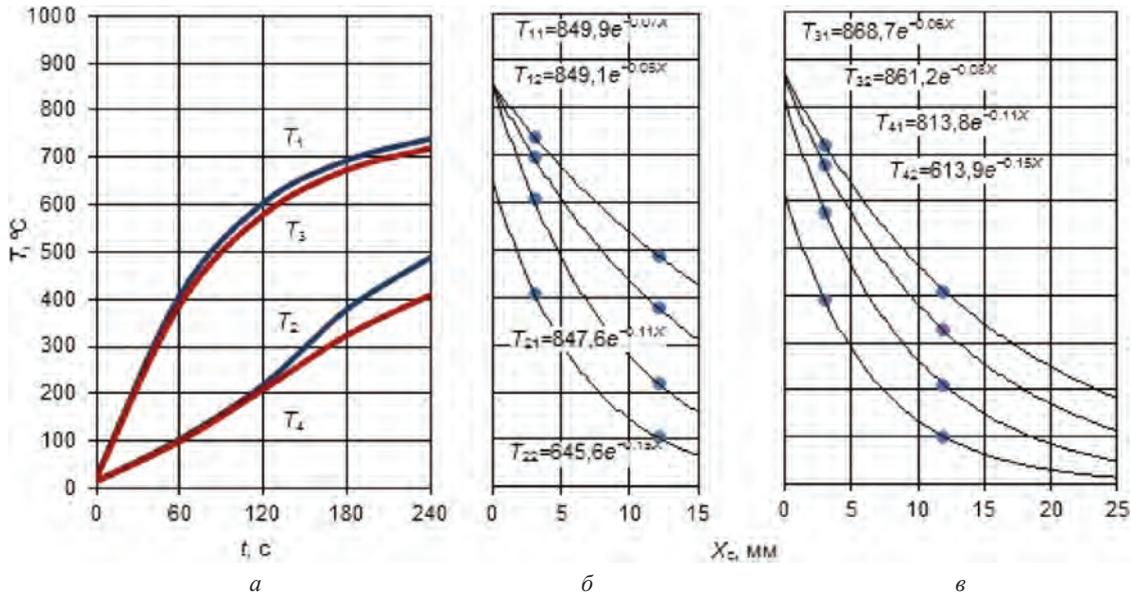


Рис. 1. Температурный режим стержня  $T = f(t, X_c)$ , диаметр  $d_c = 60$  мм (а); толщина стенки  $X_c = 15$  мм (б);  $X_c = 25$  мм (в)

мерно 15–25% материала отливки и пренебрежение охлаждающим воздействием стержня может привести к существенным погрешностям. Поэтому в таких случаях задачу затвердевания решают, разделяя ее на две самостоятельные задачи, т. е. рассматривают затвердевание отливки со стороны кристаллизатора и стержня.

При значительном различии в условиях охлаждения отливки со стороны кристаллизатора и стержня целесообразнее использовать комбинированный метод решения. Метод основан на том, что большая часть теплоты перегрева расплава неизбежно будет отводиться в сторону более интенсивно охлаждаемой поверхности, а меньшая часть – в сторону стержня. В этом случае расчет затвердевания на стержне проводится без учета влияния теплоты перегрева, а за определяющий размер полый цилиндрической отливки принимается ее полная толщина. Такая задача решена в работах В. И. Тутова [1, 2].

Рассмотрим решение этой задачи применительно к условиям затвердевания полый цилиндрической отливки.

Затвердевание отливки на сухом песчаном стержне определяется способностью стержня воспринимать тепло, теряемое отливкой. Низкая теплопроводность и теплоемкость стержневых смесей по сравнению с соответствующими характеристиками металлов и сплавов позволяют при решении задачи о затвердевании пренебречь перепадом температуры по толщине затвердевшей отливки и рассматривать задачу охлаждения как внешнюю задачу, принимая постоянной температуру поверхности стержня.

Температурное поле стержня (рис. 1) описывается параболой  $n$ -го порядка [3]:

$$T = (T_{2n} - T_0) \left(1 - \frac{x}{X}\right)^{n2} + T_0, \tag{1}$$

где  $T$ ,  $T_{2n}$ ,  $T_0$  – соответственно температура текущая, поверхности стержня и начальная температура стержня;  $x$  – текущая координата;  $X$  – глубина прогрева стержня.

Обозначив  $T_{2n} - T_0 = v_{2n}$  и  $T - T_0 = v$ , получим

$$v = v_{2n} \left(1 - \frac{x}{X}\right)^{n2}. \tag{2}$$

Количество теплоты, переданной через поверхность стержня, определяется по уравнению закона Фурье при подстановке градиента температуры на поверхности стержня, получаемого дифференцированием (2):

$$dQ = n_2 \lambda_2 \frac{v_{2n}}{X} F dt, \tag{3}$$

где  $\lambda_2$  – теплопроводность материала стержня.

Такое же количество теплоты за время  $dt$  выделяется затвердевшим металлом

$$dQ = rdM, \quad (4)$$

где  $r$  – эффективная теплота кристаллизации (в нашем случае в зависимости от принятого метода расчета в  $r$  может включаться теплота перегрева и теплота, выделяемая в интервале температур кристаллизации);  $M$  – масса затвердевшего металла.

Из равенства левых частей уравнений (3) и (4) имеем

$$n_2 \lambda_2 \frac{v_{2n}}{X} F dt = rdM. \quad (5)$$

Заметим, что уравнение (5) справедливо для отливок любой конфигурации. При условии постоянства  $v_{2n}$  уравнение (5) содержит неизвестные  $X$ ,  $M$  и  $t$ . Переменную  $X$  определим из уравнения теплового баланса для отливки и стержня, воспользовавшись уравнением аккумуляции тепла стержнем [3]:

$$Q = \frac{1}{n_2 + 1} FX \rho_2 c_2 v_{2n}.$$

Такое же количество тепла выделяет затвердевшая отливка, откуда

$$rM = \frac{1}{n_2 + 1} FX \rho_2 c_2 v_{2n}$$

и

$$X = \frac{rM(n_2 + 1)}{F \rho_2 c_2 v_{2n}}.$$

Подставляя значение  $X$  в (5), интегрируя полученное выражение в пределах от 0 до  $t$  и от 0 до  $M$  и делая подстановку

$$M = F \xi \rho_2,$$

получаем

$$t = \frac{r^2 \rho \xi^2 (n_2 + 1)}{2 n_2 \lambda_2 c_2 v_{2n}} \quad (6)$$

и

$$\xi = \frac{v_{2n}}{r} \sqrt{\frac{2 a n_2}{n_2 + 1}} \sqrt{t}. \quad (7)$$

Нетрудно заметить, что при затвердевании отливки на плоском стержне неограниченной толщины решение получается в виде

$$\xi = k \sqrt{t},$$

где

$$k = \frac{v_{2n}}{r} \sqrt{\frac{2 a n_2}{n_2 + 1}}.$$

Аналогичная методика может быть использована и при расчете затвердевания цилиндрической отливки на песчаном внутреннем стержне [2]. Для решения уравнения (5) необходимо найти значение глубины прогретого слоя стержня  $X$  из уравнения теплового баланса для отливки и стержня.

Выделяется отливкой

$$Q = rM. \quad (8)$$

Аккумулируется стержнем [3]

$$Q_2 = \frac{v_n}{n+1} \left( 1 - \frac{1}{n_2 + 2} \frac{X}{R_c} \right) FX \rho_2 c_2,$$

где  $R_c$  – радиус стержня.

Тогда (8) перепишется в виде

$$rM = \frac{FX \rho_2 c_2 v_{2n}}{n_2 + 1} \left( 1 - \frac{1}{n_2 + 2} \frac{X}{R_c} \right). \quad (9)$$

Решая полученное уравнение относительно  $X$ , находим

$$X_{1,2} = \frac{R_c(n_2 + 2)}{2} \pm \sqrt{\frac{R_c^2(n_2 + 2)^2}{4} \frac{(n_2 + 1)(n_2 + 2)R_c r M}{F \rho_2 c_2 v_{2n}}}$$

Здесь справедлив только второй корень, так как значение  $X$  должно возрасти с увеличением массы затвердевшего металла. Подставляем значение  $X$  в уравнение (5), интегрируем полученное выражение в пределах от 0 до  $t$  и от 0 до  $M$  и делаем замену

$$M = F \xi \rho_1 \left( 1 + \frac{\xi}{2R_c} \right),$$

где  $\xi$  – толщина слоя затвердевшего металла;  $\rho_1$  – плотность металла.

Получаем

$$t = \frac{n_2 + 2}{2n_2} \frac{r \rho_1 \xi \left( 1 + \frac{\xi}{2R_c} \right) R_c}{\lambda_2 v_{2n}} + \frac{R_c^2 (n_2 + 2)^2}{12n_2 (n_2 + 1) a_2} \left\{ \sqrt{1 - \frac{n_2 + 1}{n_2 + 2} \frac{4r \rho_1 \xi \left( 1 + \frac{\xi}{2R_c} \right)}{R_c \rho_2 c_2 v_{2n}}} - 1 \right\}, \quad (10)$$

где  $a_2 = \lambda_2 / c_2 \rho_2$  – коэффициент температуропроводности материала стержня.

Это решение справедливо только при  $X > R_c$ , т. е. в течение времени, когда стержень ведет себя как неограниченное в тепловом отношении тело. Зависимость глубины прогрева стержня от времени определим из [3]:

$$t = \frac{x_2}{2n_2(n_2 + 1)a_2} \left[ 1 - \frac{4}{3(n_2 + 2)} \frac{x}{R_c} \right], \quad (11)$$

откуда при  $X = R_c$  находим полное время прогрева

$$t = \frac{x_2^2}{2n_2(n_2 + 1)a_2} \left[ 1 - \frac{4}{3(n_2 + 2)} \right].$$

Связь между глубиной прогрева стержня и массой затвердевшего металла к моменту  $t_1$  определяется из уравнения (9)

$$M_1 = \frac{R_c F \rho_2 c_2 v_{2n}}{r(n_2 + 1)}.$$

Во второй стадии происходит разогрев стержня по всей толщине. Температура центра стержня определяется из решения уравнения теплового баланса.

Проходящее через поверхность стержня количество тепла:

$$dQ = \lambda_2 n_2 \frac{v_{2n} - v_{ц}}{R_c} F dt \quad (12)$$

аккумулируется стержнем

$$dQ = \frac{n_2}{n_2 + 2} V_2 \rho_2 c_2 dv_{ц}, \quad (13)$$

где  $V_2$  – объем стержня;  $v_{ц}$  – избыточная температура центра стержня.

Решая совместно уравнения (12) и (13) и интегрируя в интервалах  $(0 - v_{ц})$  и  $(t_1 - t)$ , получаем зависимость температуры центра стержня от времени:

$$v_{ц} = v_{2n} \left[ 1 - e^{-2(n_2 + 2) \frac{a(t - t_1)}{R_c^2}} \right].$$

Составим уравнение теплового баланса для отливки и формы

$$\lambda_2 n_2 \frac{v_{2n} - v_{ц}}{R_c} F dt = rdM.$$

Подставляя значение  $v_{ц}$  и интегрируя полученное выражение в интервалах  $(t_1-t)$  и  $(M_1-M)$ , получаем

$$M = \frac{n_2 V_2 \rho_2 c_2 v_{2n}}{r(n_2 + 2)} \left[ 1 - e^{-2(n_2+2) \frac{a(t-t_1)}{R_c^2}} \right] + M_1. \quad (14)$$

Связь между толщиной твердой корки и массой затвердевшего металла определяется из выражения

$$\xi = \sqrt{R_c^2 + \frac{M}{\pi \rho_1}} - R_c. \quad (15)$$

При затвердевании отливки на оболочковом стержне толщиной  $X_c$  время прохождения температурного фронта через стенку стержня  $t_1$  и масса затвердевшего за это время металла  $M_1$  определяются соответственно из уравнений (9) и (11) при замене значений  $X$  и  $X_c$ .

Определяя аналогичным образом аккумулированное стержнем тепло, температуру внутренней поверхности стержня и решая уравнение теплового баланса для отливки и стержня, получаем выражение для расчета массы, затвердевшего на стержне металла:

$$M = \frac{X_c F \rho_2 c_2 v_{2n}}{r(n_2 + 1)} \left( 1 - \frac{2}{n_2 + 2} \right) \left( \frac{\delta_0}{R_c} \right) \left[ 1 - e^{-\frac{n_2(n_2+2)a(t-t_1)}{\delta_0^2 \left( 1 - \frac{2}{n_2+2} \right) \frac{\delta_0}{R_c}}} \right] + M_1. \quad (16)$$

Выражение (16) получено при предположении, что теплообмен на внутренней поверхности стержня не имеет места. Здесь  $\delta_0$  – безразмерная начальная толщина затвердевшей корки [2].

Предложенные В. И. Тутовым аналитические зависимости (14)–(16) легли в основу расчета тепла, аккумулированного стержнем и решения задачи затвердевания отливки при вертикальном литье с открытым и закрытым уровнем.

Экспериментальные исследования и расчет кинетики затвердевания отливки со стороны стержня проводили, используя следующие методики [4].

Температурный режим стержней исследовали методом термического анализа непосредственно в процессе вертикального непрерывного литья и при погружении (окунании) стержня с термопарами в расплав, находящийся в печи. Материал стержней – терморезистивная стержневая смесь на основе фенолоспирта. Материал отливки – чугун марки СЧ 20. По температурным полям  $T = f(t)$  строили кривые мгновенного распределения температуры по толщине стенки стержня  $T = f(X_c)$  для различных моментов времени, по которым рассчитывали кинетику затвердевания отливки. Значения термофизических коэффициентов для расчета выбрали из работ [5–7].

Метод погружения в расплав использовали и для экспериментального исследования кинетики затвердевания отливки со стороны стержня. При этом измеряли толщину корки, намерзшей на стержень за определенные интервалы времени в сечениях, расположенных по диаметру и высоте стержня. В результате экспериментов было установлено, что при температуре чугуна  $T > 1220$  °С затвердевания корки отливки на стержне не происходит, если время выдержки в расплаве  $t < 30$  с. Поэтому все эксперименты проводили при температуре, несколько превышающей температуру кристаллизации чугуна  $T = 1180$ – $1210$  °С. Результаты измерений аппроксимировали методом наименьших квадратов.

На рис. 1 показано температурное поле  $T = f(t)$  полого стержня диаметром 60 мм с толщиной стенки  $X_c = 15$  мм ( $T_1, T_2$ ) и  $X_c = 25$  мм ( $T_3, T_4$ ) и распределение температуры по толщине стенки стержня  $T = f(X_c)$  за время выдержки в расплаве соответственно для 60 с –  $T_{22}, T_{42}$ ; 120 с –  $T_{21}, T_{41}$ ; 180 с –  $T_{12}, T_{32}$ ; 240 с –  $T_{11}, T_{31}$ . Положение точек на графиках соответствует расстоянию термопар от наружной поверхности стенки стержня  $x = 3$  мм и  $x = 12$  мм.

Из полученных данных следует, что тепловой фронт распространяется на всю толщину стержня за время, большее  $t > 60$  с ( $T_{22}, T_{42}$ ). Скорость повышения температуры внутренней поверхности в среднем составляет  $\sim 2$ – $5$  °С/с. Затем начинается подъем температуры и разогрев внутренней поверхности стержня. Более тонкий стержень разогревается быстрее. Распределение температуры по толщине стержня носит параболический характер. Показатель степени параболы температурных кривых изменяется в пределах  $n_2 = 0,69$ – $3,60$  для  $T_{22}$  и  $n_2 = 0,89$ – $2,95$  для  $T_{42}$ . При увеличении времени прогрева стержня  $t > 60$  с  $n_2$  снижается.

На рис. 2 показано температурное поле  $T = f(t)$  полого стержня диаметром 80 мм с толщиной стенки  $X_c = 15$  мм ( $T_1, T_2$ ) и  $X_c = 25$  мм ( $T_3, T_4$ ) и распределение температуры по толщине стенки стержня  $T = f(X_c)$

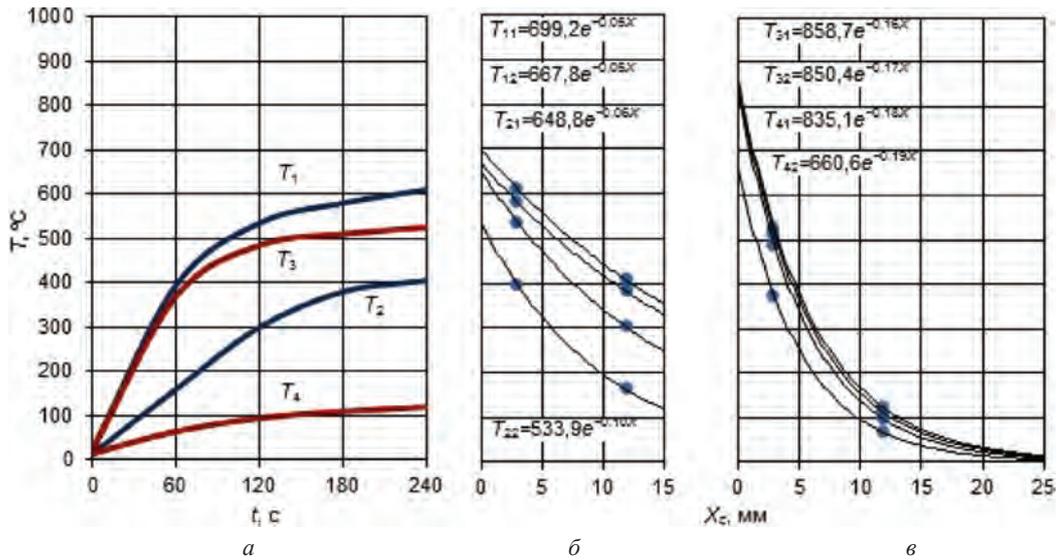


Рис. 2. Температурный режим стержня  $T = f(t, X_c)$ , диаметр  $d_c = 80$  мм (а); толщина стенки  $X_c = 15$  мм (б);  $X_c = 25$  мм (в)

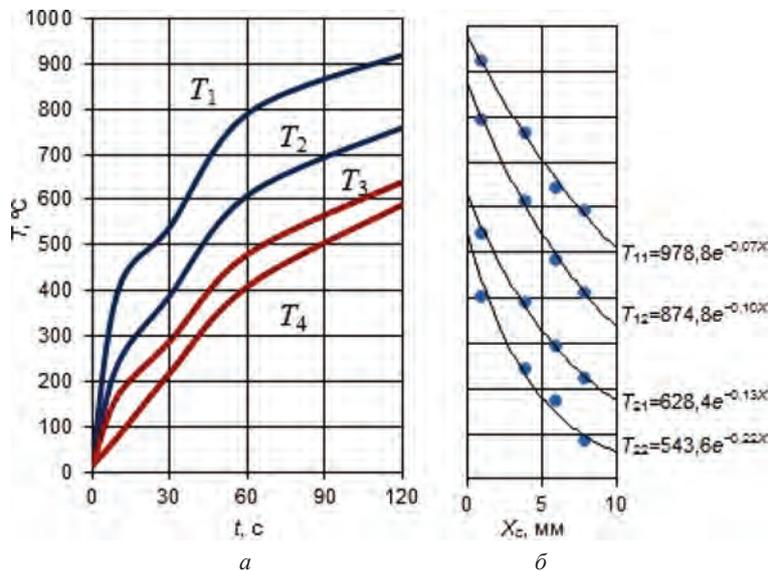


Рис. 3. Температурный режим стержня  $T = f(t, X_c)$ , диаметр  $d_c = 80$  мм (а), толщина стенки  $X_c = 10$  мм (б)

при условиях: 60 с –  $T_{22}, T_{42}$ ; 120 с –  $T_{21}, T_{41}$ ; 180 с –  $T_{12}, T_{32}$ ; 240 с –  $T_{11}, T_{31}$ . Полный прогрев стержня толщиной 15 мм произошел за время  $t = 30\text{--}40$  с ( $T_{22}$ ), а толщиной 25 мм – за время  $t = 60$  с ( $T_{42}$ ). Скорость роста температуры внутренней поверхности стержня была незначительной  $\sim 1\text{--}3$   $^\circ\text{C}/\text{c}$ . Распределение температуры – параболическое. Показатель параболы изменяется в пределах  $n_2 = 0,54\text{--}2,91$  для  $T_{22}$  и  $n_2 = 0,73\text{--}3,31$  для  $T_{42}$ .

Несколько иной характер изменения температурного поля полого стержня  $T = f(t)$  был получен при непрерывном литье заготовки толщиной  $\delta = 10$  мм (рис. 3). Расположение термопар в стенке стержня относительно внутренней поверхности отливки соответствовало  $x = 1; 4; 6$  и  $8$  мм. Распределение температуры по толщине стенки стержня  $T = f(X_c)$ : 10 с –  $T_{22}$ ; 30 с –  $T_{21}$ ; 60 с –  $T_{12}$ ; 120 с –  $T_{11}$  (рис. 3, б). Здесь изменение температуры в целом идентично предыдущим зависимостям (см. рис. 1, 2). Однако, несмотря на то что полный прогрев стержня произошел менее чем за  $t = 10$  с, температура внутренней поверхности остается невысокой  $50\text{--}60$   $^\circ\text{C}$ . Уровень температур и скорость движения теплового фронта в глубь стержня были выше ( $>5$   $^\circ\text{C}/\text{c}$ ), видимо, за счет меньшей толщины стенки стержня. Изменение показателя степени параболы во времени таково:  $n_2 = 0,43\text{--}3,78$  для  $T_{22}$ .

Анализ зависимости показателя степени параболы от времени  $n_2 = f(t)$  показал, что для расчета процесса затвердевания сравнительно тонкостенных заготовок, формирование которых заканчивается за 20–60 с, можно с достаточной степенью достоверности принять показатель степени параболы равным  $n_2 = 3$ . Для более длительных процессов надежным будет выбор  $n_2 = 2,5$ .

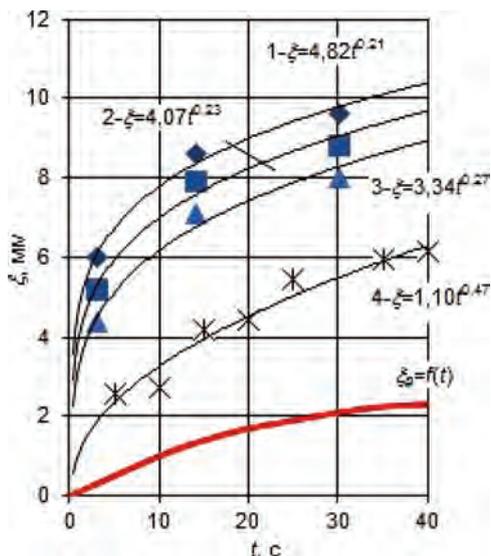


Рис. 4. Кинетика затвердевания отливки со стороны стержня: 1 – кинетика затвердевания отливки со стороны стержня при погружении в расплав при тех же условиях, что и  $\xi_p$  (температура расплава  $T = 1210$  °С); 2–4 – то же для стержней  $d_c = 84; 69$  и  $54$  мм соответственно при  $T = 1180$ – $1190$  °С

все основания не учитывать затвердевание на стержне при формировании отливки в кристаллизаторе до момента, пока не будет отведена большая часть теплоты перегрева.

При использовании тонкостенных оболочковых стержней толщина корки, образовавшейся на стержне, составила  $\xi = 2,0$ – $2,5$  мм или менее 10% от толщины отливки. Использование сплошных стержней повышает долю металла, затвердевающего на стержне до 15–18%. В этом случае коэффициент аккумуляции тепла стержнем принимают равным 0,75–0,85 [2].

### Литература

1. Затвердевание цилиндрических отливок в сухой песчаной форме / Г. А. Анисович, В. И. Тутов, И. П. Прокопов и др. // Докл. АН БССР. 1971. Т. 15, № 6. С. 19–21.
2. Приближенный расчет затвердевания цилиндрической непрерывной отливки со стороны песчаного стержня / Г. А. Анисович, В. И. Тутов, А. А. Малукиявичус // *Металлургия*. Минск: Наука и техника, 1975. Вып. 7. С. 29–32.
3. Вейник А. И. Приближенный расчет процессов теплопроводности. М.; Л.: Госэнергоиздат, 1959. 184 с.
4. Тепловые явления при формировании непрерывной отливки / Е. И. Марукович, Е. Б. Демченко. Мн.: Изд-во БНТУ, 2012. 208 с.
5. Анисович Г. А. Затвердевание отливок. Минск: Наука и техника, 1979. 232 с.
6. Коган В. А. и др. Тепловой режим и изменение прочности оболочковых форм в условиях заливки и затвердевания металла // *Технология автомобилестроения*. 1968. № 7. С. 7–8.
7. Берг В. П. Качество литейной формы. М.: Машиностроение, 1970. 286 с.

### References

1. Anisovich G. A., Tutov V. I., Prokopov I. P. i dr. Zatyverdevanie tsilindricheskikh otlivok v sukhoy peschanoy forme [Hardening of cylindrical castings in a dry sandy form]. *Doklady Akademii nauk BSSR = Publication of the Academy of Science of Belarussian SSR*, 1971, vol. 15, no. 6, pp. 19–21.
2. Anisovich G. A., Tutov V. I., Malyukyavichus A. A. Priblizhennyi raschet zatyverdevaniya tsilindricheskoy nepreryvnoi otlivki so storony peschanogo sterzhnya [An approximate calculation of the part of the sandy bar hardening cylindrical continuous casting]. *Metallurgiya = Metallurgy*. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1975, vyp. 7, pp. 29–32.
3. Veynik A. I. Priblizhennyi raschet protsessov teploprovodnosti [An approximate calculation of heat conduction processes]. Moscow-Leningrad, Gosjenergoizdat Publ., 1959. 184 p.
4. Marukovich E. I., Demchenko E. B. Teplovye javleniya pri formirovanii nepreryvnoi otlivki [Thermal phenomena in the formation of the continuous casting]. Minsk, Izdatel'stvo BNTU Publ., 2012. 208 p.
5. Anisovich G. A. Zatyverdevanie otlivok [Solidification of castings]. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1979. 232 p.
6. Kogan V. A., etc. Teplovoi rezhim i izmenenie prochnosti obolochkovykh form v usloviyakh zalivki i zatyverdevaniya metalla [Thermal conditions and changes in the strength of the shell molds in a casting and solidification]. *Doklady Akademii nauk BSSR = Tekhnologiya avtomobilstroeniya = Technology of machine building*, 1968, no. 7, pp. 7–8.
7. Bergh V. P. Kachestvo liteynoi formy [The quality of the mold]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970. 286 p.

По полученным данным определяли количество тепла, поглощаемого стержнем, интенсивность отвода тепла с поверхности затвердевающей на стержне отливки и рассчитывали кинетику затвердевания, производя оценку роли стержня в процессе формирования непрерывной отливки [3]. Результаты расчета и экспериментальные данные показаны на рис. 4. Здесь  $\xi_p = f(t)$  – кинетика затвердевания отливки со стороны стержня, рассчитанная по данным измерения температурного поля стержня.

### Выводы

Исследования кинетики затвердевания отливки в кристаллизаторе при вертикальном непрерывном литье показали, что практически вся теплота перегрева расплава отводится через кристаллизатор [4]. Затвердевание отливки со стороны стержня протекает в 7–10 раз медленнее, чем со стороны кристаллизатора. Влияние стержня на тепловой режим отливки во время ее затвердевания в кристаллизаторе в течение первых 15–20 с незначительно, стержень не успевает прогреться. Расчетная толщина корки к 20-й секунде формирования составила не более 1,5 мм (кривая  $\xi_p$ , рис. 4).

Практически при температуре расплава  $T \sim 1300$  °С после выливания жидкого остатка (результат прорыва корки расплавом) на стержне в некоторых местах остается лишь тонкая оболочка, толщина которой не превышает  $\xi = 1,0$ – $1,5$  мм. Это дает



УДК 621.744

Поступила 11.05.2016

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ ХОЛОДНОТВЕРДЕЮЩИХ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ ОЛИГОФУРФУРИЛОКСИСИЛАКСАНОВЫХ СВЯЗУЮЩИХ

## TECHNOLOGICAL PROCESS OF OBTAINING COLD HARDENING MIXTURES (CHM) ON THE BASIS OF OLIGOFURFURILOKSISILAKSANOV BINDINGS

*О. И. ПОНОМАРЕНКО, Н. С. ЕВТУШЕНКО, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина, ул. Фрунзе, 21. E-mail: litvo21@kpi.kharkov.ua*

*O. I. PONOMARENKO, N. S. EVTUSHENKO, National Technical University «Kharkiv Polytechnical Institute», Kharkiv, Ukraine, 21, Frunze str. E-mail: litvo21@kpi.kharkov.ua*

*В статье приведены исследования по использованию экологически чистых смол на основе олигофурфурилоксисилаксановых связующих с кислотными катализаторами для холоднотвердеющих смесей, применение которых позволит получать качественные отливки в литейных цехах заводов. Исследование проводилось по стандартным методикам проверки на прочность, живучесть, газопроницаемость, осыпаемость, прилипаемость, выбиваемость и пригар. Разработаны математические модели свойств смеси и произведена оптимизация состава смеси. Проведены исследования изменения свойств смесей на отработанных песках.*

*The research of environmentally friendly pitches based on the oligo-furfuriloksisilaksanovykh bindings with acid catalysts for the cold hardening mixtures to receive high-quality castings in foundry shops of plants is given in the article. Research was conducted by standard techniques on durability, survivability, permeability to gases, friability, adherence, peeling and metal penetration. Mathematical models of properties of mixture are developed and optimization of composition of mixture is made. Researches of change of properties of mixtures of the waste sand are conducted.*

**Ключевые слова.** Физико-механические и технологические свойства, холоднотвердеющая смесь, олигофурфурилоксисилаксаны, катализатор, математические модели, оптимизация.

**Keywords.** Physical-mechanical and technological properties, cold-hardening mixture, oligofurfuriloksisilaksany, catalyst, mathematical models, optimization.

Повышение сложности, точности и снижение тонкостенности литых деталей наряду с требованиями минимизации трудовых затрат и эффективной защиты окружающей среды значительно влияют на развитие технологий производства отливок. Возрастающие требования к качеству отливок в современном мире, эффективности их изготовления и экологическим аспектам приводят к тому, что требования к свойствам формовочных и стержневых смесей, особенно в последние годы, непрерывно повышаются [1, 2].

Для того чтобы получить отливку, свободную от дефектов, формовочные и стержневые смеси, из которых изготавливают форму и стержни, должны удовлетворять комплексу определенных свойств [3]. Основной объем получаемых отливок (более 70%) изготавливают в разовых формах, свойства которых определяют качество отливок [4]. Однако, по имеющимся данным, 40–60% дефектов отливок обусловлено неудовлетворительным качеством формовочных материалов и смесей [5].

На сегодняшний день в литейном производстве все большее внимание уделяется холоднотвердеющим смесям (ХТС) с синтетическими смолами. В настоящее время холоднотвердеющие смеси стали основными в изготовлении стержней и форм в единичном и серийных производствах в промышленно развитых странах. Объем использования синтетических смол в литейном производстве весьма велик. Это объясняется высокой прочностью смеси при небольшом расходе смолы, возможностью регулирования скорости отверждения смеси в большом диапазоне, отсутствием операции сушки и необходимости в сушильном оборудовании, легкой выбиваемостью смесей из внутренних полостей отливок и отливок

из форм, низкой энергоемкостью процесса, благодаря чему существенно упрощается и сокращается цикл изготовления отливки [6].

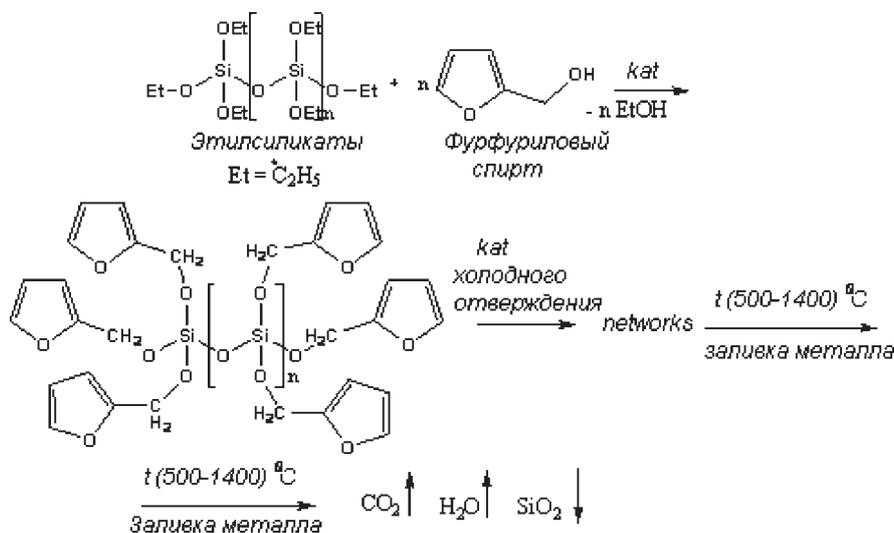
Однако остается одна проблема – это отрицательное влияние продуктов термодеструкции синтетических смол на безопасность жизнедеятельности человека и на окружающую среду. По экспертным данным, эти технологии дают до 40% загрязнений окружающей среды [7, 8]. Значительная часть продуктов деструкции остается в отработанных смесях. Отказаться сегодня от ХТС на смоляных связующих в литейном производстве практически невозможно. Поэтому создание и применение экологически чистых связующих и составов холоднотвердеющих смесей для литейных форм и стержней с сохранением показателей их основных физико-механических и технологических свойств, разработка технологии их приготовления, а также получение качественных отливок из чугуна, стали и цветных металлов на их основе является актуальной задачей литейного производства.

При разработке связующего на смолах авторы учитывали основные требования, предъявляемые к таким материалам. Это высокая скорость отверждения; отсутствие газовыделений и запаха, отравляющих веществ, таких, как фенол, формальдегид, крезол; небольшой расход материалов; достаточная живучесть смеси; легкое извлечение стержня из стержневого ящика; высокая начальная и окончательная его прочность; высокая термостойкость смеси при заливке металла и легкая выбиваемость ее из отливок. Таким требованиям полностью удовлетворяет связующее на основе олигофурфурилоксисилаканов (смола ОФОС) [9]. Его основной особенностью является отсутствие в составе отравляющих веществ, благодаря чему оно признано экологически чистым.

Для исследования основных физико-механических и технологических свойств холоднотвердеющих смесей на основе ОФОС в качестве наполнителя использовали обогащенные кварцевые пески с содержанием глинистой составляющей не более 0,5%, с низкой долей пылевидной фракции и предельной влажностью не выше 0,1%. Контроль свойств исходных материалов, стержневой и формовочной смесей осуществляли по стандартным методикам: измерение прочности смеси на сжатие и разрыв, а также остаточной прочности смеси после термического воздействия в соответствии с ГОСТ 23409.7-78 и 23402.9-78; определение газотворной способности – по ГОСТ 23409.12-78, газопроницаемости – по ГОСТ 29234.11-91, осыпаемости смеси – по ГОСТ 23409.9-78, определение гигроскопичности смеси производили согласно ГОСТ 23409.10-78.

При приготовлении смеси использовали кварцевый песок 2К<sub>1</sub>О<sub>3</sub>02 ГОСТ 29234.0-91. Сначала в смесь вводили катализатор. В качестве катализаторов были использованы бензолсульфокислота (БСК), паратолуолсульфокислота (ПТСК) и сульфосалициловая кислота (ССК). Смесь тщательно перемешивали на протяжении 60 с, затем добавляли связующее ОФОС и снова тщательно перемешивали на протяжении 120 с. Связующее использовали различных модификаций с содержанием от 4 до 6 молей фурфурилокси-групп.

Процессы, происходящие в смесях, можно структурно описать следующим образом:



Смесь полимеризуется по ион-радикальному механизму при раскрытии двойных связей в фурановых циклах при обычных температурах в помещении. При этом композиционная смесь за счет теплоты полимеризации двойных связей разогревается до температуры 60–70 °С и образует сетчатую структуру

в условиях холодной формовки форм и стержней. При взаимодействии компонентов со связующим ОФОС не образуется свободного фурфуроливого спирта, как, например, при использовании фурановых смол.

При заливке расплавленных металлов в формы происходит процесс термической деструкции сетчатой структуры полимерного композиционного связующего. В результате термической деструкции в атмосферу выделяются  $\text{CO}_2$  и пары  $\text{H}_2\text{O}$  и образуется твердый неорганический остаток  $\text{SiO}_2$ , который можно использовать повторно.

Для исследования прочности смесей на сжатие изготавливали стандартные образцы. Для этого использовали девятиместную пресс-форму, в которой образцы выдерживали некоторое время, а затем извлекали и подвергали испытанию через определенное время. Показатели прочности по технологической пробе на сжатие у смеси на основе ОФОС в зависимости от степени полимеризации смолы, используемого катализатора и его концентрации, в среднем составляют: через 1 ч – 1,3–1,54 МПа; через 3 ч – 2,5–2,9; через 24 ч – 4,9–6,1 МПа, что соответствует нормативным требованиям, предъявляемым к ХТС со смолами [10, 11].

По полученным данным определено, что живучесть смесей на основе связующего ОФОС в присутствии всех катализаторов находится в пределах 4–17 мин. Время отверждения композиции зависит от концентрации катализатора, количества и его химической природы, а также от количества молей фурфуролиокси-групп в связующем ОФОС. При этом увеличение концентрации катализатора приводит к уменьшению живучести. Ею можно управлять, изменяя меру полимеризации  $n$  смолы и концентрацию катализаторов. Газотворная способность смеси в среднем составляет 10,5–11,8  $\text{см}^3/\text{г}$ , осыпаемость смеси находится в пределах 0,1–0,36%, газопроницаемость  $> 200$  ед., а прилипаемость смеси к стержневому ящику и пригар минимальны. Влажность смесей зависит от концентрации катализатора: при увеличении концентрации катализатора влажность смеси снижается.

Исследованиями установлено, что увеличение степени полимеризации смолы приводит к увеличению прочности смеси независимо от типа катализатора. Анализ данных показывает, что прочность образцов, испытания которых проводили сразу после извлечения из формы и по окончании некоторого времени (до 180 мин), увеличивается с уменьшением концентрации катализатора, т. е. прочность образцов с катализатором с содержанием кислоты 50% выше, чем с содержанием кислоты 70%. Это обусловлено большей активностью ионов водорода. Необходимо обратить внимание, что образцы с 50%-ным катализатором ПТСК в данном промежутке времени имеют большую прочность, чем образцы с 50%-ным катализатором БСК. Первоначальная прочность образцов с катализатором ССК нарастает медленнее, чем у образцов с катализаторами БСК и ПТСК, но через 24 ч она значительно выше. И стоимость катализатора ССК ниже, чем других катализаторов.

Технология изготовления форм и стержней с использованием таких ХТС обеспечивает экологичность технологического процесса в результате отсутствия выделения отравляющих и токсичных веществ как в «холодной» стадии процесса, так и при заливке расплавленным металлом, охлаждении, выбивке и утилизации формовочных смесей. При этом полностью отсутствует операция выбивки стержней из отливок и отливок из форм и, тем самым, обуславливает снижение общей себестоимости всего технологического процесса получения отливок.

В работе было исследовано поведение ХТС на основе ОФОС в процессе термодеструкции [12]. Установлено, что пиролизические процессы проходят в трех температурных диапазонах: до 250 °С, с 250 до 600 °С, с 600 °С и выше. Общая потеря массы в обоих образцах составляет от 2,5 до 3,5%. Наиболее интенсивно потеря массы наблюдается в интервале температур 370–570 °С, что связано с термическим разложением смолы, сопровождающимся разрушением метиленовых и силаксановых связей, выделением газообразных продуктов термодеструкции и образованием сажистого осадка и двуоксида кремния. Проведенный анализ процессов деструкции позволяет утверждать, что смолу ОФОС можно отнести к категории смол, обладающих хорошей связующей способностью и термостойкостью и ее целесообразно использовать в качестве связующего для ХТС при изготовлении форм и стержней.

Для оптимизации свойств смеси на основе ОФОС был проведен активный планируемый эксперимент. В качестве параметров оптимизации ( $y$ ) были выбраны основные физико-механические показатели свойств формовочной смеси: прочность на сжатие  $y_1$  и живучесть  $y_2$ . Изучали смеси с различным процентным содержанием смолы и катализатора. Варьируемыми факторами были выбраны: количество вводимой в смесь смолы ( $x_3$ ), количество ( $x_1$ ) и концентрация ( $x_2$ ) используемого катализатора. В качестве катализатора использовали паратолуолсульфофосфорную кислоту (ПТСК) [13]. Интервалы варьирования факторов и их значения на основном, верхнем и нижнем уровнях приведены в таблице.

Условия проведения экспериментов для ХТС на основе ОФОС

Факторы	Количество кислоты, %	Концентрация кислоты, %	Количество смолы, %
Код	$x_1$	$x_2$	$x_3$
Основной уровень	1	60	2
Интервал варьирования	0,5	10	1
Верхний уровень	1,5	70	3
Нижний уровень	0,5	50	1

Матрица планирования эксперимента  $2^{6-3}$ . На основе планируемого эксперимента были получены уравнения регрессии:

$$y_1 = 0,85 + 0,44x_1 - 0,2x_2 + 0,07x_3 + 0,12x_1x_3, \tag{1}$$

$$y_2 = 6,6 - 1,4x_1 - 1,3x_2 + 1,3x_3, \tag{2}$$

которые можно использовать для определения влияния входящих параметров на свойства смеси, а также для оптимизации ее состава. Анализ уравнений регрессии позволяет утверждать, что влияние варьируемых факторов на параметры оптимизации соответствует теоретическим представлениям о формировании свойств смеси при ее приготовлении.

Прочность смеси повышается с увеличением количества связующего ОФОС и увеличением количества катализатора ПТСК. Живучесть смеси уменьшается с увеличением количества катализатора и уменьшением количества смолы. На параметры процесса смесеобразования также влияют и парные взаимодействия исходных составляющих.

На основе разработанных математических моделей была построена номограмма, которая описывает зависимости между параметрами технологии и свойствами формовочных смесей (рис. 1).

При построении номограммы считали, что для условий производства прочность на сжатие должна находиться в пределах 1,0–1,5 МПа, а живучесть – от 7 до 10 мин. Прямая *AB* представляет собой множество точек, для которых прочность на сжатие равна 1,0 МПа, а для прямой *CD* прочность составляет 1,5 МПа. Живучесть для прямой *AD* – 7 мин, а прямой *BC* – 10 мин. Четырехугольник *ABCD* является множеством точек, удовлетворяющим требованиям, предъявляемым к качеству песчано-смоляной смеси. Если считать, что использование смолы более 2,0% и катализатора более 1,0% считается нерациональным, то областью оптимальных значений свойств смеси является область, описываемая многоугольником *AMNK*.

Например, точка *T* на номограмме показывает, что при использовании в смеси смолы в количестве 1,5% и катализатора 0,8% смесь будет удовлетворять требованиям производства. Точка *A* показывает,

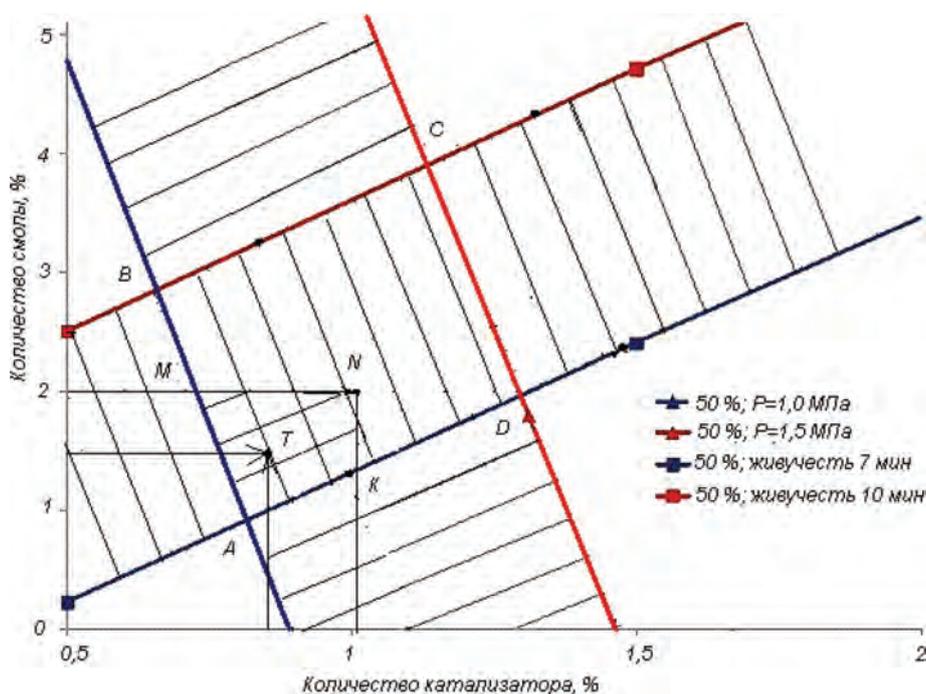


Рис. 1. Номограмма для определения оптимального состава смеси на основе ОФОС при концентрации катализатора 50%

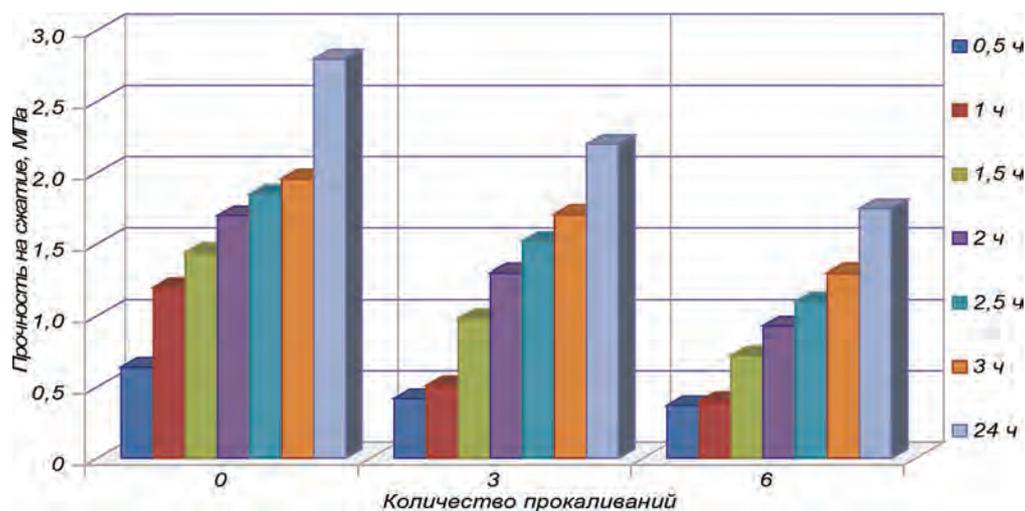


Рис. 2. Прочностные свойства свежей смеси и с использованием отработанной смеси

какое минимальное количество составляющих смеси следует взять, чтобы получить смесь необходимого качества.

На основе данных номограммы возможна корректировка параметров процесса приготовления смеси за счет изменения количества составляющих смеси, что может быть использовано для оперативного управления свойствами смеси.

Разработан технологический процесс приготовления стержневых и формовочных ХТС на основе ОФОС для получения качественных отливок. Состав смеси, который удовлетворяет требования к качеству отливок, определяется областью значений: для смолы ОФОС – от 1,0 до 2,0% и для катализатора ПТСК – от 0,6 до 1,0%.

Одним из эффективных способов снижения стоимости отливок является использование отработанных песков. Было проведено исследование по изучению изменения прочностных свойств отработанной формовочной смеси на смоле ОФОС при многократном ее использовании. Для этого были изготовлены три состава смеси. В первом составе в качестве наполнителя использовали свежий кварцевый песок, во втором – отработанную смесь после трехкратного оборота; в третьем – отработанную смесь после шестикратного оборота. Во всех смесях в качестве катализатора использовали 50%-ную паратолуолсульфокислоту (ПТСК) в количестве 1%. Количество смолы ОФОС – 2%.

На рис. 2 представлена сравнительная оценка прочностных свойств смеси с использованием свежего песка и отработанной смеси.

Из рисунка видно, что прочность смесей на основе отработанной смеси ниже, чем в смесях на основе свежего песка. Падение прочности составляет 0,1–0,2 МПа за один оборот смеси. Повысить прочность таких смесей можно за счет увеличения процентного содержания смолы и катализатора. Однако даже при 6-кратном обороте смеси по показателям прочности дополнительный ввод этих компонентов не требуется.

Также проводили изучение реактивности формовочных смесей на основе свежего песка и с использованием отработанной смеси. Под реактивностью формовочной смеси понимаем способность ее компонентов вступать в реакцию между собой. В частности, это касается взаимодействия смолы с катализатором. Реактивность характеризуется промежутком времени, через который между компонентами смеси начинается взаимодействие. Для исследования смесь готовили аналогичным способом. После каждого оборота приготавливали новую смесь на основе отработанной и определяли ее реактивность.

На рис. 3 дана оценка реактивности формовочной смеси с использованием свежего песка и отработанной смеси.

Из диаграммы видно, что с увеличением количества оборотов отработанной формовочной смеси реактивность ее постепенно снижается, т. е. процесс отверждения образцов с каждым оборотом смеси ускоряется. Это объясняется тем, что в отработанной смеси остается некоторое количество смолы и катализатора и отработанная смесь имеет более высокую скорость взаимодействия компонентов, что позволяет впоследствии уменьшить дозировку составляющих смеси.

Для исследования структуры отработанных песков ХТС на смолах с олигофурфурилоксисилаксановым связующим был проведен следующий эксперимент.

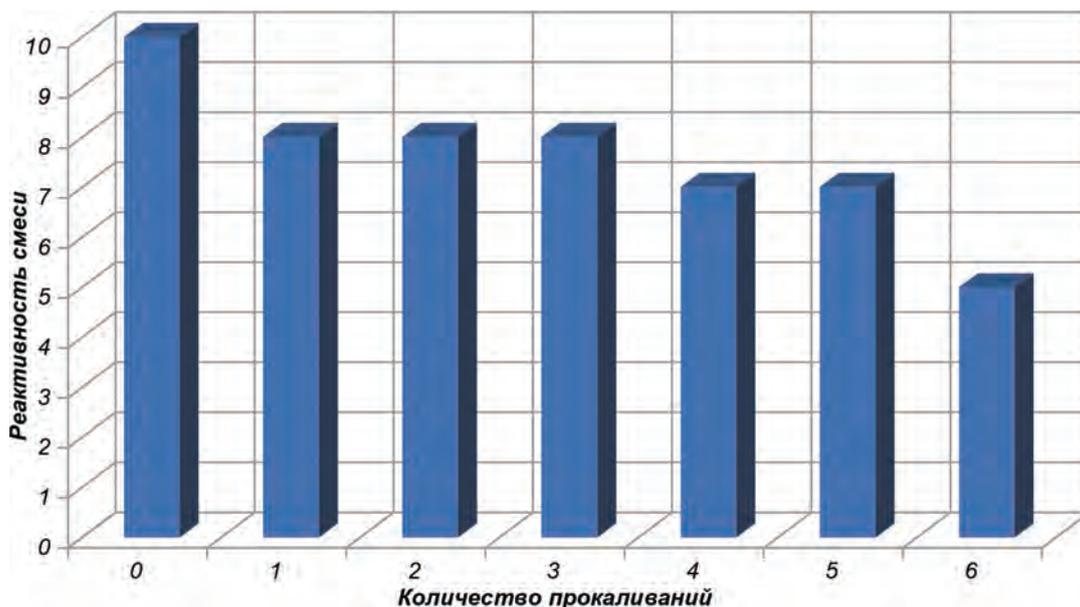


Рис. 3. Реактивность смеси на основе свежего песка и с использованием отработанной смеси

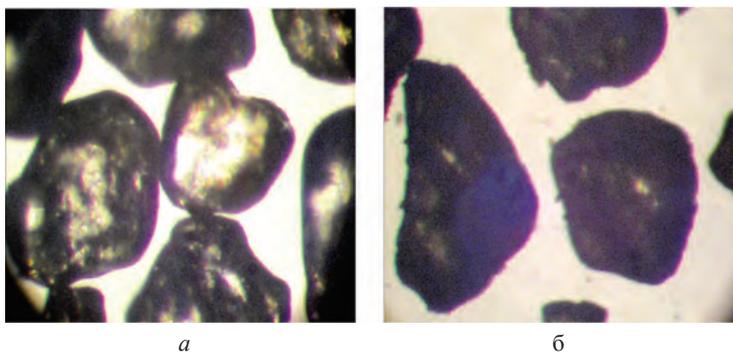


Рис. 4. Изменение зерновой структуры песка: *a* – исходное состояние песка; *б* – после восьмикратного оборота

Для исследования образцы готовили по методике, приведенной ранее. Затем их помещали в муфельную печь и при температуре 800 °С выдерживали в течение 1 ч. По истечении времени образцы рассыпались и из песка снова изготавливали образцы. Этот процесс повторяли восемь раз. Каждый раз изучали структуру зерен песка с помощью электронного микроскопа с увеличением в 112 раз. Со временем наблюдалось появление «бархатной» пыли на зернах песка. На рис. 4 показано изменение зерновой структуры песка в исходном состоянии и после восьмикратного оборота. Можно предположить, что «бархатная» пыль на зернах является коксовой составляющей смолы.

Поэтому для исследования составов отработанных песков был проведен рентгенографический фазовый анализ. Рентгено съемку проводили на аппарате ДРОН-3.0 в медном излучении ( $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$ ) с монохроматором на дифрагируемом пучке при  $U = 30 \text{ кВ}$ ,  $I = 30 \text{ А}$ .

Дифрактограммы снимали в угловом интервале  $2\theta = 16\text{--}75^\circ$ . Установлено, что на дифрактограммах присутствует только кварц. Других элементов в песке не выявлено. Сравнение дифрактограмм показывает, что первая дифрактограмма отличается от восьмой повышенной дисперсностью кварца. Это объясняется тем, что при повторном использовании песков идет процесс истирания зерен.

### Выводы

Практическое значение работы заключается в решении важной научной и технической задачи по созданию экологически чистых холоднотвердеющих смесей для литейного производства и получения качественных отливок.

Предложено новое связующее ОФОС для ХТС на основе продуктов переэтерификации этилсиликата-40 (ЭТС-40) и фурфуролового спирта, которое представляет собой экологически чистое связующее и по своим свойствам не уступает зарубежным аналогам. Оценка связующего на экологическую безопасность подтверждена протоколом испытаний и результатами токсикологических исследований.

Определены уровни основных свойств ХТС на основе ОФОС – прочность, живучесть, газотворная способность, газопроницаемость, осыпаемость, огнеупорность и выбиваемость, от которых зависит качество отливок при литье в песчаные формы. Показатели прочности по технологической пробе на сжатие у смеси на основе ОФОС в зависимости от степени полимеризации смолы, используемого катализатора и его концентрации в среднем составляют: через 1 ч – 1,3–1,54 МПа; через 3 ч – 2,5–2,9; через 24 ч – 4,9–6,1 МПа, что соответствует нормативным требованиям, предъявляемым к ХТС со смолами.

Исследованы основные характеристики смесей на отработанных песках со связующим ОФОС. Подтверждено, что прочность смесей на основе отработанных песков ниже, чем в смесях на свежих песках. Снижение прочности составляет 0,1–0,2 МПа за один оборот смеси, однако даже при 6-кратном ее обороте по показателям прочности дополнительный ввод компонентов не требуется. Также установлено, что с увеличением количества оборотов отработанной формовочной смеси реактивность ее постепенно снижается, т. е. процесс отверждения с каждым оборотом смеси ускоряется.

Рентгенографический фазовый анализ показал, что на дифрактограммах присутствует только кварц, других элементов в песке не выявлено. Установлено, что дисперсность кварца с увеличением количества оборотов смеси возрастает.

На основе исследований установлена возможность использования при приготовлении ХТС до 90–95% регенерированных отработанных смесей на ОФОС, что позволяет снизить затраты на приобретение свежих песков.

Разработаны технологические процессы приготовления стержневых и формовочных ХТС на основе ОФОС с использованием свежих песков и регенерированных отработанных смесей, методики оптимизации их основных параметров и оперативного управления свойствами смеси для получения качественных отливок из железоуглеродистых и цветных сплавов.

### Литература

1. **Кукуй Д. М.** Теория и технология литейного производства / Д. М. Кукуй, В. А. Скворцов, В. К. Эктова. Минск: Дизайн ПРО, 2000. 416 с.
2. **Болдин А. Н.** Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: Справ. / А. Н. Болдин, Н. И. Давыдов, С. С. Жуковский и др. М.: Машиностроение, 2006. 507 с.
3. Формовочные материалы и смеси / С. П. Дорошенко, В. П. Авдокушин, К. Русин. Киев: Вища шк., 1990. 415 с.
4. **Титов Н. Д.** Технология литейного производства / Н. Д. Титов, Ю. А. Степанов. М.: Машиностроение, 1974. 472 с.
5. **Калашникова А. Я.** Формовочные материалы и смеси для прогрессивных технологических процессов изготовления форм и стержней / А. Я. Калашникова, Г. П. Галкин. М.: НИИМаш, 1976. 59 с.
6. **Мельников А. П.** Современные тенденции развития технологии в литейном производстве / А. П. Мельников, Д. М. Кукуй // *Литье и металлургия*. 2008. № 3(47). С. 65–80.
7. **Пономаренко О. И.** Экология производства ХТС в литейном производстве / О. И. Пономаренко, Н. С. Евтушенко, Т. В. Берлизова // *Материалы III Междунар. науч.-техн. конф. «Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве»* (12–14 сентября 2011 г., г. Краматорск). Краматорск: ДГМА, 2011. С. 143–145.
8. **Ткаченко С. С., Кривицкий В. С.** Станкостроение и модернизация литейного производства // *Тр. 8-й Всерос. науч.-практ. конф. «Литейное производство сегодня и завтра»* (23–25 июня 2010 г.). Санкт-Петербург, 2010. С. 3–11.
9. Патент на корисну модель UA № 23593 Україна. Спосіб одержання холоднотвердіючих сумішей. /А. М. Каратеев, О.И. Пономаренко, Н. С. Евтушенко та ін. Заявка от 10.04.2007. Опубл. 25.05.2007. Бюл. № 7, 2007 р.
10. **Каратеев А. М.** Получение качественных отливок на основе смоляных связующих /А. М. Каратеев, О. И. Пономаренко, Н. С. Евтушенко и др. // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії: тематичний збірник наукових праць*. 2010. № 3 (20). С. 150–153.
11. **Пономаренко О. И.** Использование смолы ОФОС в литейном производстве / О. И. Пономаренко, А. М. Каратеев, Н. С. Евтушенко и др. // *Процессы литья*. 2010. № 6. С. 27–32.
12. **Евтушенко Н. С.** Исследование поведения ХТС на смолах в процессе их деструкции // *Материалы Междунар. науч.-практ. выставки-конференции «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология»* (12–14 декабря 2011 г., г. Киев). Киев: ФТИМС НАН Украины, 2011. С. 102–103.
13. **Евтушенко Н. С.** Моделирование и стабилизация свойств холоднотвердеющих смесей на основе ОФОС /Н. С. Евтушенко, А. В. Бережная // *Металл и литье Украины*. 2011. № 6. С. 15–18.
14. **Евтушенко Н. С.** Исследование свойств регенерируемых песков // *Вісник НТУ «ХП»*. Збірник наукових праць. Серія: Нові рішення у сучасних технологіях. Харків: НТУ «ХП». 2013. № 43 (1016). С. 99–104.

### References

1. **Kukuj D. M., Skvorcov V. A., Jektova V. K.** *Teorija i tehnologija litejnogo proizvodstva* [Theory and Technology foundry]. Minsk, Dizajn PRO Publ., 2000, 416 p.
2. **Boldin A. N., Davydov N. I., Zhukovskij S. S.** *Litejnye formovochnye materialy. Formovochnye, sterzhnevye smesi i pokrytija* [Foundry molding materials. Forming, rod coating, and mixtures.]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2006, 507 p.

3. Doroshenko S. P., Avdokushin V. P., Rusin K. *Formovochnye materialy i smesi* [Molding materials and mixtures]. Kiev, Vish-ha skola Publ., 1990, 415 p.
4. Titov N. D., Stepanov Ju. A. *Tehnologija litejnogo proizvodstva* [Foundry technology]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1974, 472 p.
5. Kalashnikova A. Ja., Galkin G. P. *Formovochnye materialy i smesi dlja progressivnyh tehnologicheskikh processov izgotovleni-ja form i sterzhnej* [Molding materials and mixtures of progressive technological processes of manufacture of molds and cores]. Mos-cow, NIIMash Publ., 1976, 59 p.
6. Mel'nikov A. P., Kukuj D. M. Sovremennye tendencii razvitija tehnologii v litejnom proizvodstve [Modern trends in the devel-opment of technology in the foundry industry]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2008, no.3(47), pp. 65–80.
7. Ponomarenko O. I., Evtushenko N. S., Berlizeva T. V. Jekologija proizvodstva HTS v litejnom proizvodstve [Ecology CHM production in foundry]. *Materialy III Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoi konferencii «Perspektivnye tehnologii, materialy i oboru-dovanie v litejnom proizvodstve»*, 12–14 sentjabrja 2011 g., g. Kramatorsk [Materials of III International scientific-technical conference «Advanced technologies, materials and equipment for the foundry industry» (September 12–14, 2011, Kramatorsk)]. Kramatorsk, DGMA Publ., 2011, pp. 143–145.
8. Tkachenko S. S., Krivickij V. S. Stankostroenie i modernizacija litejnogo proizvodstva [Machine-tool construction and mod-ernization of foundry]. *Trudy 8-oi Vserossijskoj nauchno-prakticheskoi konferencii «Litejnoe proizvodstvo segodnja i zavtra»* (23–25 ijunja 2010 goda) [Proceedings of the 8th All-Russian scientific-practical conference «Foundry today and tomorrow» (23–25 June 2010)]. Sankt-Peterburg, 2010, pp.3–11.
9. *Patent na korisnu model'* UA № 23593 Ukraïna. Sposib oderzhannja holodnotverdijuchih sumishej. [A method of cold-mixes content] /A. M. Karateev, O.I. Ponomarenko, N. S. Cvtushenko ta in. Zajavka ot 10.04.2007. Opubl. 25.05.2007. Bjul. № 7, 2007 r.
10. Karateev A. M., Ponomarenko O. I., Evtushenko N. S. i dr. Poluchenie kachestvennyh otlivok na osnove smoljanih svjazju-shhhih [Getting high-quality castings based resin binder]. *Visnik Donbas'koï derzhavnoi mashinobudivnoi akademii = Bulletin of Don-bass State Engineering Academy*. Kramators'k, 2010, no.3 (20), pp.150–153.
11. Ponomarenko O. I., Karateev A. M., Evtushenko N. S. i dr. Ispol'zovanie smoly OFOS v litejnom proizvodstve [Using resin CFAS in the foundry industry.] *Processy lit'ja = Casting Processes*, 2010, no. 6, pp. 27–32.
12. Evtushenko N. S. Issledovanie povedenija HTS na smolah v processe ih destrukcii [Research on the behavior of CHM resins during their destruction]. *Materialy Mezhdunarodnoj nauchno-prakticheskoi vystavki-konferencii «Litejnoe proizvodstvo: tehnologii, materialy, oborudovanie, jekonomika i jekologija* (12–14 dekabrja 2011 g., g. Kiev) [International scientific-practical conference and exhibition «Foundry: technology, materials, equipment, economy and ecology (December 12–14, 2011, Kiev)]. Kiev, FTIMS NAN Ukrainy, 2011, pp. 102–103.
13. Evtushenko N. S., Berezhnaja A. V. Modelirovanie i stabilizacija svojstv holodnotverdeju-shhhih smesej na osnove OFOS [Modeling and stabilization of properties of cold-mixes based on MOFOS]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metals and casting of Ukraine*, 2011, no.6, pp. 15–18.
14. Evtushenko N. S. Issledovanie svojstv regeneriruemym peskov [Studying the properties of the recovered sand]. *Visnik NTU «HPI»*, 2013, no. 43 (1016), pp. 99–104.



УДК 621.745

Поступила 20.05.2016

## КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДВИЖЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ ВО ВРАЩАЮЩИХСЯ ПЕЧАХ COMPUTER SIMULATION OF DISPERSED MATERIALS MOTION IN ROTARY TILTING FURNACES

С. Л. РОВИН, УП «Технолит», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: [technolit@tut.by](mailto:technolit@tut.by),  
Л. Е. РОВИН, В. А. ЖАРАНОВ, В. С. МАЗУРОВ, Гомельский государственный технический  
университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, 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, V. A. ZHARANOV, V. S. MAZUROV, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj,  
Gomel, Belarus, 48, Ochyabrya ave. E-mail: [kaf\\_metallurgy@gstu.by](mailto:kaf_metallurgy@gstu.by)

*В статье приведены результаты компьютерного моделирования движения дисперсных материалов в ротационных печах с наклонной осью вращения. Получены новые данные о работе динамического слоя, что расширяет представления о происходящих в нем тепломассообменных процессах.*

*The article presents the results of computer simulation of dispersed materials motion in rotary furnaces with an inclined axis of rotation. Has been received new data on the dynamic layer work that enhances understanding of heat and mass transfer processes occurring in the layer.*

**Ключевые слова.** Дисперсность, нагрев, ротационные печи, моделирование, рециклинг.

**Keywords.** Dispersion, heating, rotary furnaces, simulation, recycling.

**Введение.** Эффективность тепловой обработки дисперсных материалов, таких, как стружка, окалина, окатыши, дробленые огнеупоры и т. п., определяется интенсивностью тепломассообменных процессов в слое частиц. Интенсивность переноса в слое, прежде всего, зависит от передачи тепла конвекцией от газового потока материалу и от «закачки» тепла внутрь слоя. Последнее определяется характером движения в слое, которое может изменяться от статического (при неподвижном слое) до динамического (при перемешивании частиц) или взвешенного (псевдооживленного) состояния.

Режим нагрева во взвешенном состоянии отличается высокими скоростями и соответственно высоким термическим коэффициентом полезного действия, но пригоден лишь для частиц с узким спектром дисперсности, например, песка. В остальных случаях (при обработке полидисперсных материалов) широко используются способы нагрева во вращающихся печах, где материал перемешивается при пересыпании. Поток газов-теплоносителей передает тепло, проходя над поверхностью слоя, и нагревает, таким образом, только верхнюю зону. Линейные скорости газов не могут быть большими (более 5 м/с) во избежание уноса дисперсных частиц.

КПД такого способа нагрева не высокий и для эффективной работы вращающихся барабанных печей приходится увеличивать их рабочую длину до десятков, а иногда и сотен метров. В литейном производстве этот прием далеко не всегда пригоден. Задачу повышения КПД и сокращения потерь материала можно решить, используя новый тип вращающихся печей – ротационные наклоняющиеся печи с петлеобразным движением газов (РНП).

Движение газов в таких печах носит сложный циркуляционный характер, при котором скорости вращения значительно выше поступательной скорости, что повышает эффективность передачи тепла материалу и уменьшает унос дисперсных и ультрадисперсных частиц. Исследования, выполненные в натуральных условиях и путем компьютерного моделирования [1, 2], позволили получить адекватное представление о течении газов и теплообмене для организации рабочего пространства таких печей и их газообо-

рудования. Однако вторая часть проблемы – перенос тепла внутрь слоя дисперсного материала остается недостаточно изученной.

Это связано со сложностью самого объекта исследований – слоя материала внутри вращающейся печи при высокой температуре. Определенные результаты были получены путем имитационного моделирования работы слоя [3]. Было установлено, что материал совершает в таких печах возвратно-поступательное винтовое движение, что скорость вращения материала превышает скорость вращения самой печи и различна по длине печи, выявлена взаимосвязь расположения и формы слоя с режимом движения и адгезионными свойствами частиц и т. д.

Однако характер и числовые (количественные) характеристики движения частиц в динамических слоях такого рода и сама структура слоя оставались не выявленными. С этой целью были подготовлены и проведены исследования движения дисперсных материалов путем компьютерного моделирования.

**Движение дисперсного материала во вращающихся печах.** Как правило, представления о характере движения дисперсных материалов базируются на упрощенных моделях, в которых представлены монодисперсные материалы при изотермических условиях без учета сил аутогезии и аэродинамического давления газового потока [4].

Использование уравнений, описывающих движение материала как сплошной среды, также не вполне правомерно, так как свойства дисперсных шихтовых материалов, состоящих из частиц неправильной формы и высокой плотности с размерами в диапазоне от долей миллиметра до 20–30 мм и более, отличаются от характеристик частиц, составляющих по условию сплошную среду.

В реальных условиях движение слоя и частиц в слое, в частности, перемешивание, определяются силами межчастичных связей (аутогезии) и внутреннего трения в слое, силами трения на границе «дисперсный материал-футеровка» (адгезии), силами инерции, центробежными силами, силой тяжести и моментами сил. Кроме того, на верхний слой частиц, особенно при обрушении, действуют аэродинамические силы вращающегося скоростного потока газов. При контакте движущихся частиц необходимо учитывать и силы упругости.

Есть существенные отличия в движении материалов во вращающихся печах с неподвижной горизонтальной осью вращения и в ротационных наклоняющихся печах с осью вращения, установленной под углом к горизонту. Последний вариант практически не исследован.

Для определения количественных характеристик движения дисперсных материалов и работы отдельных частиц, что необходимо для получения реальных параметров теплообмена при восстановительных процессах, особенно на микроуровне (в масштабе частицы), было проведено компьютерное моделирование движения дисперсных материалов в РНП. Для этой цели были использованы ППП CD-Adapco Star CCM+ и метод DEM.

STAR-CCM+ позволяет получить решения широкого ряда физических задач, в том числе для нестационарных схем, сопряженного теплообмена, излучения, ламинарных и турбулентных вязких потоков и др. Для исследования движения твердых частиц доступны модель многофазности Лагранжа и метод дискретных (конечных) элементов (Discrete Element Method – DEM).

STAR-CCM+ позволяет отслеживать развитие процесса по мере выполнения расчета, кроме того, дает возможность получить адекватные инженерные данные для объективной оценки технологического режима и конструкции. Помимо инструментов визуализации, STAR-CCM+ имеет набор инструментов для отслеживания решения и анализа данных.

Метод дискретных элементов (DEM), использовавшийся в работе, – это набор численных методов для расчета движения большого количества частиц твердых материалов. В противоположность молекулярной динамике этот метод может быть использован для моделирования частиц с несферической поверхностью. Методы дискретных элементов очень требовательны к вычислительным ресурсам ЭВМ. Частично снять это ограничение можно за счет использования параллельной обработки данных.

Основным положением метода является то, что материал состоит из отдельных дискретных частиц, которые могут иметь различные качества и формы поверхности и свойства упругости, плотности и др.

Моделирование начинается с помещения всех частиц в конкретное положение и придания им начальной скорости. Затем силы, воздействующие на каждую частицу, рассчитываются исходя из начальных данных и соответствующих физических законов.

В случае моделирования реального процесса производится так называемая дискретизация пространства и времени таким образом, что геометрия процесса разбивается на расчетные ячейки, а время процесса – на расчетные временные интервалы.

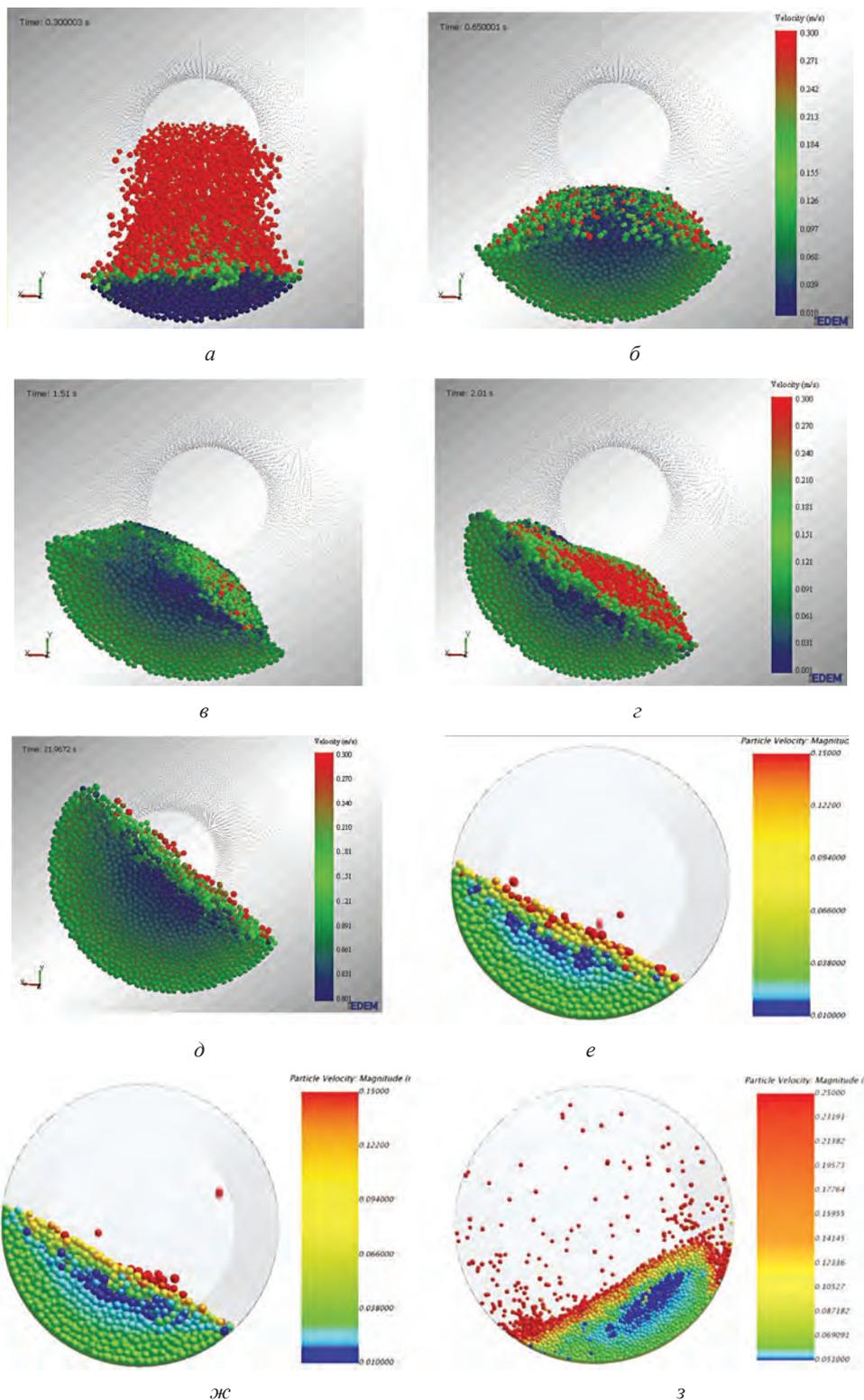


Рис. 1. Движение дисперсного материала в РНП: *a, б* – начало работы, загрузка в печь; *в* – начало вращения, материал удерживается аутогезионными силами; *г* – начало движения поверхностного слоя (соскальзывание); *д* – установившееся движение; *е, ж* – движение материала при снижении аутогезионных сил, что соответствует нагретой стружке и окалине; *з* – движение материала при качании печи при минимальных аутогезионных силах – после высокотемпературного нагрева; *a–д* – вид со стороны дна печи; *е–з* – вид со стороны горловины печи

Расчет выполняли на основе мгновенного баланса сил тяжести, инерции, упругих сил контакта с другими частицами и пограничными силами. Частицы при этом являются твердыми упругими телами, размер которых задается по данным исследованных образцов металлоотходов [5] и масштабного фактора. Частицы совершают поступательное и вращательное движения. В расчете учитываются силы аутогезии

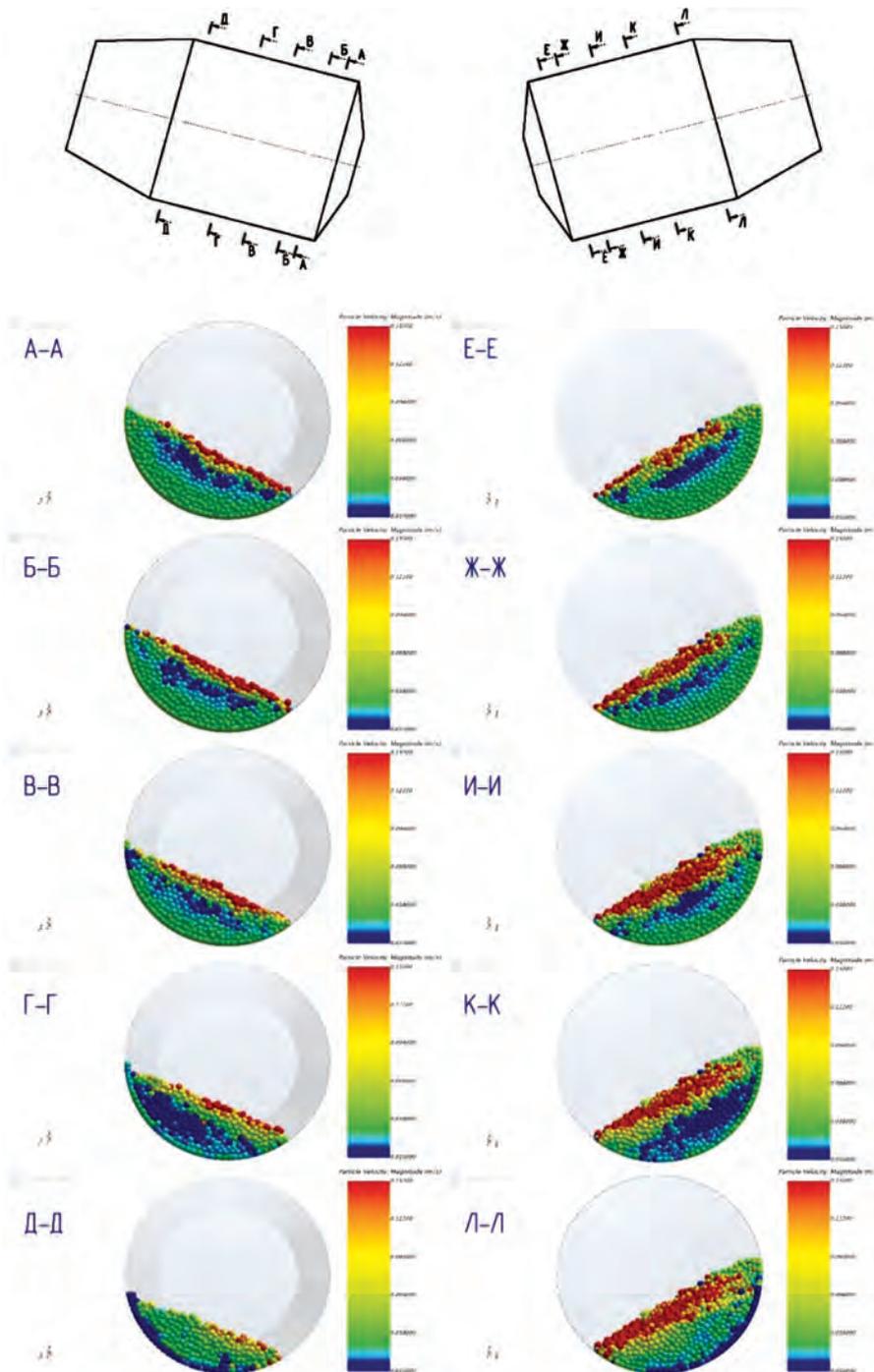


Рис. 2. Распределение скоростей дисперсных частиц в слое по поперечным разрезам: А-А – Д-Д – вид со стороны днища печи; Е-Е – Л-Л – вид со стороны горловины печи. Вращение печи – против часовой стрелки

и адгезии. Все эти силы и моменты сил складываются, чтобы найти результирующую силу, действующую на каждую частицу. Чтобы рассчитать изменение в положении и скорости каждой частицы в течение определенного временного шага из законов Ньютона, применяется метод интеграции. После этого новое положение используется для расчета сил в течение следующего шага, и этот цикл программы повторяется до тех пор, пока моделирование не закончится.

Фрагменты движения материала представлены в скалярной форме, функцией скалярного поля является линейная скорость частиц.

В качестве исходных данных использовали результаты имитационного моделирования и натуральных экспериментов, выполненных на опытно-промышленной печи РНП-0,5.

Результаты, полученные путем компьютерного моделирования движения стружки и окалины в ротационной печи, представлены на рис. 1–3.

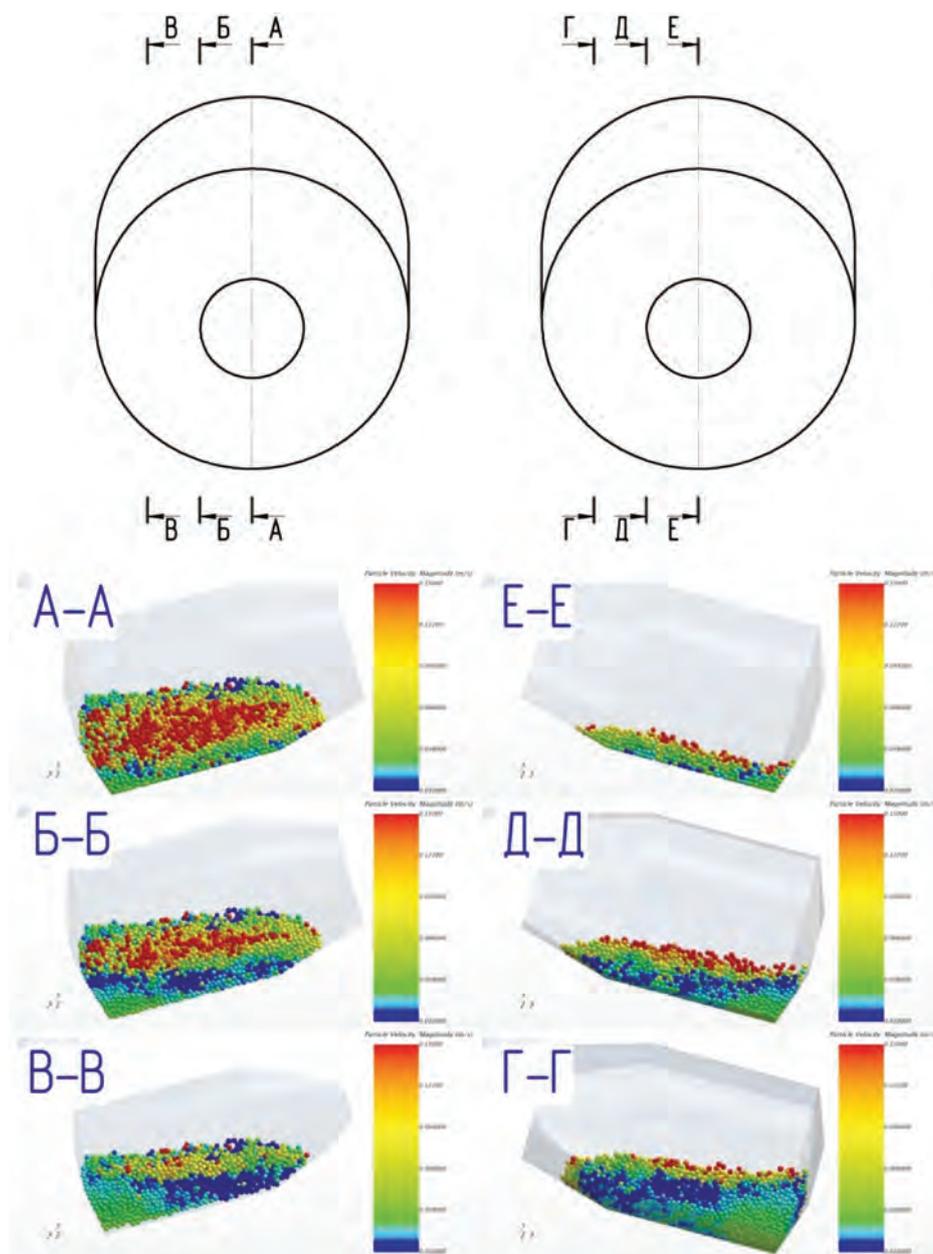


Рис. 3. Распределение скоростей частиц по продольным разрезам слоя материала в РНП

С помощью компьютерного моделирования впервые удалось дать количественную оценку скорости движения отдельных частиц материала в зависимости от их координаты в рабочем пространстве печи, получить представление о распределении скоростей как в поперечных, так и в продольных сечениях слоя.

Разница в скоростях частиц, находящихся на поверхности слоя и в его ядре, может составлять от нескольких десятков до нескольких сотен раз, причем скорости частиц меняются не только в радиальном, но и в основном направлении. Распределение скоростей по сечению слоя зависит от его расположения (расстояния) относительно горловины печи и изменяется во времени.

В целом скорость вращения материала в печи в 3–4 раза выше, чем скорость вращения самой печи: 6–10 об/мин против 2–3 (что соответствует обычной скорости вращения нагревательных и плавильных ротационных печей). Это различие обусловлено высокими адгезионными силами, увлекающими в синхронное вращение прилегающие к футеровке слои нагреваемого материала. Однако при достижении точки отрыва частицы материала начинают двигаться в обратном направлении, возвращаясь к точке касания и захвата поверхностью футеровки.

Скорость этого обратного движения, как следует из представленных данных, больше линейной скорости частиц, лежащих на поверхности футеровки печи в 6–8 раз и более. Сталкиваясь с нижележащи-

ми слоями частиц, «скоростные» частицы выбивают из них и увлекают с собой более медленные частицы. Это способствует переносу тепла и адсорбированных газов в слое и уменьшает толщину центральной малоподвижной зоны. Интенсивное перемешивание материала является необходимым условием сохранения сплошности слоя, который неизбежно разорвался бы на отдельные фрагменты при высоких адгезионных и низких аутогезионных свойствах.

Большое значение имеет соотношение сил адгезии и трения материала о подложку, что зависит от гравитационных сил (плотности частиц, толщины слоя и плотности укладки) и сил аутогезии. Представленные данные показывают, что в сечениях, лежащих вблизи загрузочного отверстия (горловины), нижний слой практически не участвует во вращательном движении, а соскальзывает с поверхности футеровки печи. Только при достижении достаточной толщины слоя и возрастании давления вышележащих слоев происходит увлечение материала, прилегающего к стенке печи. Это свидетельствует о целесообразности максимальной загрузки вращающихся печей.

Дисперсные материалы в РНП совершают интенсивное возвратно-поступательное движение с относительными скоростями частиц, отличающимися на порядок. Неблагоприятной зоной может считаться ядро (средняя часть слоя) и область вблизи днища печи, где толщина слоя максимальная, а скорость не превышает линейную скорость частиц на поверхности печи. В этой зоне прогрев будет минимальным. Для ускорения процесса нагрева материала, находящегося у днища печи, разработана конструкция с лопастями (выступами), выполненными в футеровке днища, которые интенсифицируют перемешивание материала.

### Выводы

В результате компьютерного моделирования получены новые данные о характере и особенностях работы слоя дисперсных материалов в ротационных печах с наклонной осью вращения. Определены скорости движения материала в различных зонах слоя, подтверждено возвратно-поступательное винтовое движение материала, установлены количественные различия в скоростях частиц как в поперечных, так и в продольных сечениях слоя и т. д. Полученные данные могут быть использованы для управления тепломассообменными процессами в ротационных печах различного типа, а также при разработке и оптимизации конструкции РНП.

### Литература

1. Ровин С. Л. Исследование работы ротационных наклоняющихся плавильных печей // Наука и техника. 2016. № 1. Т. 15. С. 18–28.
2. Ровин С. Л. Аэродинамика ротационных короткобарабанных печей // Литье и металлургия. 2015. № 1. С. 46–51.
3. Ровин С. Л. Движение дисперсных материалов в ротационных наклоняющихся печах // Литье и металлургия. 2016. № 1. С. 5–10.
4. Першин В. Ф., Однолько В. Г., Першина С. В. Переработка сыпучих материалов в машинах барабанного типа. М.: Машиностроение, 2009. 220 с.
5. Ровин С. Л., Ровин Л. Е. Классификация и свойства дисперсных металлоотходов // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 5–13.
6. Патент РФ № 10518. Ротационная наклоняющаяся печь для переработки дисперсных материалов / Л. Е. Ровин, С. Л. Ровин, Т. М. Заяц, И. Н. Торбочкин.

### References

1. Rovin S. L. Issledovanie raboty rotacionnyh naklonjajushhihsja plavil'nyh pechej [Research work rotating deviating smelters]. *Nauka i tehnika = Science and Technology*, 2016, no. 1, pp. 18–28.
2. Rovin S. L. Aerodinamika rotacionnyh korotkobabarabannyh pechej [Aerodynamics korotkobabarabannyh rotary furnaces]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 1, pp. 46–51.
3. Rovin S. L. Dvizhenie dispersnyh materialov v rotacionnyh naklonjajushhihsja pechah [The movement of particulate materials in rotary kilns evaders]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 1, pp. 5–10.
4. Pershin V. F., Odnol'ko V. G., Pershina S. V. *Pererabotka sypruchih materialov v mashinah barabannogo tipa* [Processing of bulk materials in drum-type machines]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2009, 220 p.
5. Rovin S. L., Rovin L. E. Klassifikacija i svojstva dispersnyh metalloothodov [Classification and properties of metal dispersed]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 5–13.
6. Rovin L. E., Rovin S. L., Zajac T. M., Torbochkin I. N. Rotacionnaja naklonjajushhajasja pech' dlja pererabotki dispersnyh materialov [Rotary tilting furnace for processing particulate materials]. *Patent RB*, no. 10518, 2014.



УДК 669.571.04

Поступила 11.04.2016

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ НОЖЕЙ ДЛЯ РУБКИ МЕТАЛЛОЛОМА НА ПРЕСС-НОЖНИЦАХ РС-1200 В КОПРОВОМ ЦЕХЕ ОАО «БЕЛОРУССКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

## DEFINITION OF CAUSES OF DESTRUCTION OF KNIVES FOR THE CHOPPING OF SCRAP METAL ON RS-1200 PRESS SCISSORS IN DROP-HAMMER PLANT OF THE JSC «BELARUSIAN STEEL WORKS – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BMC»

*И. А. КОВАЛЕВА, Н. А. ХОДОСОВСКАЯ, А. И. РОЖКОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.  
E-mail: nl.icm@bmz.gomel.by, veng.icm@bmz.gomel.by.*

*I. A. KOVALEVA, N. A. HODOSOVSKAYA, A. I. ROZHKOV, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.  
E-mail: nl.icm@bmz.gomel.by, veng.icm@bmz.gomel.by.*

*Проведены исследования разрушенных ножей для рубки металлолома пресс-ножниц РС-1200, определены причины поломки и установлено, что преждевременный выход из строя ножей связан с низкими значениями твердости, которые были получены в результате нарушений технологии термообработки у производителя.*

*Researches of the reasons of broken knives for the chopping of scrap metal of RS-1200 press scissors are conducted, the reasons of breakage are defined and it is established that premature failure of knives is connected with low values of hardness steel which have been a result of violations of technology of heat treatment at the producer' plant.*

**Ключевые слова.** Рубка металлолома, зона усталостного разрушения, зарождение трещины, замер твердости, микроструктура образцов, температура закалки.

**Keywords.** Chopping of scrap metal, zone of fatigue failure, origin of a crack, measurement of hardness, microstructure of samples, hardening temperature.

Высокопроизводительная и качественная рубка металлолома во многом зависит от применяемого инструмента. Достижение высоких показателей возможно при соблюдении определенных условий использования инструмента: правильного выбора материала, конструкции, рациональных режимов рубки.

Обслуживание оборудования, работающего в тяжелых условиях нагружения, часто связано с поломкой или выходом из строя инструмента. Если единичные случаи малочувствительны для производственного процесса, то одновременный выход из строя целой партии инструмента делает эту проблему гораздо острее.

В копровом цеху ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания» за несколько дней преждевременно вышли из строя восемь ножей, которые были установлены на пресс-ножницах РС-1200. Разрушение произошло в районе отверстий. Внешний вид разрушенных деталей показан на рис. 1.

Для детального выявления причин разрушения был проведен анализ разрушения по излому в районе отверстия. Была установлена последовательность в разрушении детали и определено место зарождения трещины. Данный излом определяется как усталостный с четко выраженными зонами усталостного разрушения, характеризующихся мелкозернистой поверхностью, и зоной статического излома – остальной части сечения с волокнистым строением. В изломе обнаружены следующие характерные зоны (рис. 2):

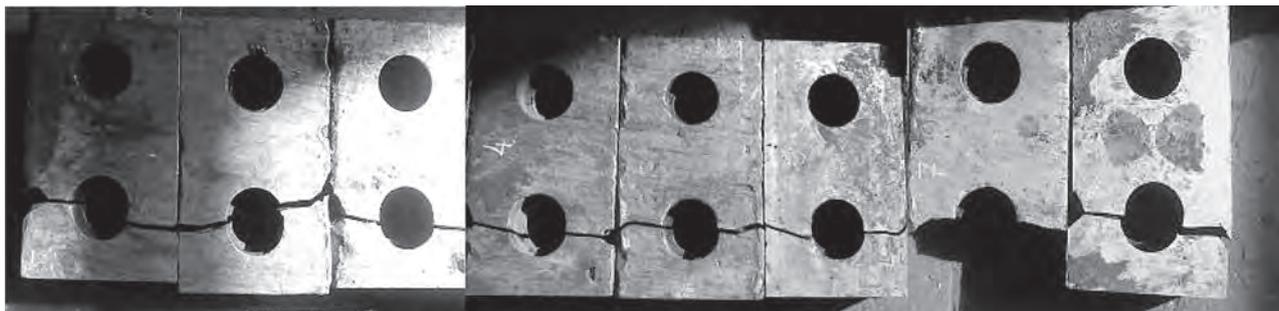


Рис. 1. Внешний вид разрушенных ножей

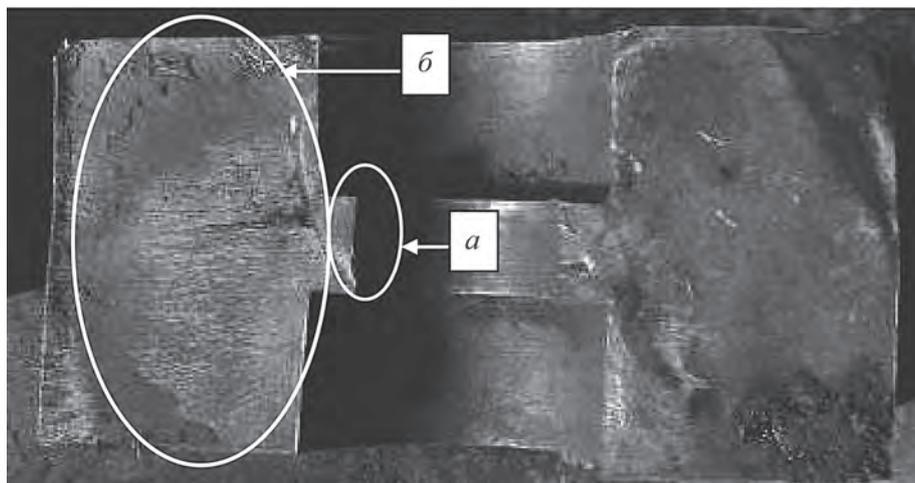


Рис. 2. Излом в районе отверстия

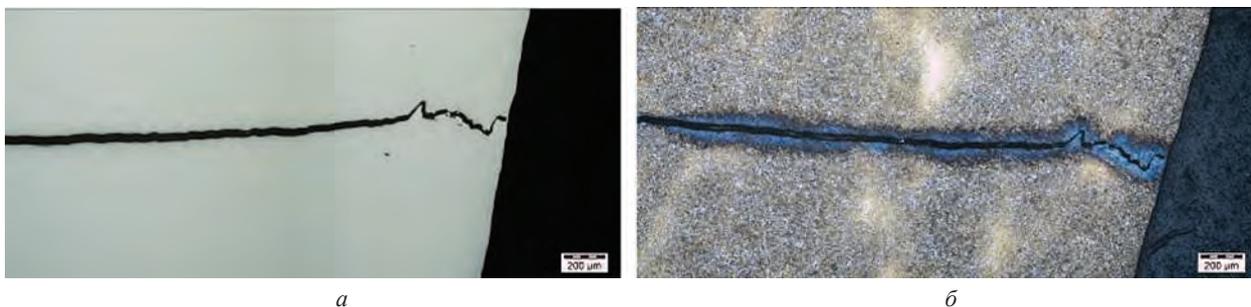


Рис. 3. Микроструктура в районе обнаруженной трещины: *а* – микрошлиф не травлен; *б* – после травления в реактиве «Nital».  $\times 50$

а) зарождение, развитие и ускоренное распространение усталостной трещины (макроскопический локальный участок в районе отверстия);

б) окончательное быстрое разрушение (статическое разрушение или зона долома).

Для исследования микроструктуры, а также механических свойств в районе излома были отобраны пробы. С целью сравнения были взяты пробы ножа РС-1200 того же производителя, который при эксплуатации имел высокую стойкость и отстоял нормативный срок службы.

Образцы были замаркированы следующим образом:

- разрушенный нож – № 1 (поверхность ножа); № 2 – (район разрушения); № 3 – (район разрушения возле отверстия);
- нож с высокой стойкостью – № 4 (поверхность ножа); № 5 – (в удалении от поверхности).

При исследовании микроструктуры образца № 3 (район разрушения возле отверстия) в светлом поле зрения с помощью инвертированного металлографического микроскопа был обнаружен узкий разрыв металла в виде извилистой линии, направленный перпендикулярно поверхности, конец дефекта носит ступенчатый характер. Грубых неметаллических включений в районе трещины не обнаружено. После травления в реактиве «Nital» изменений микроструктуры вокруг дефекта не наблюдается, что характерно для трещины напряжения (рис. 3).

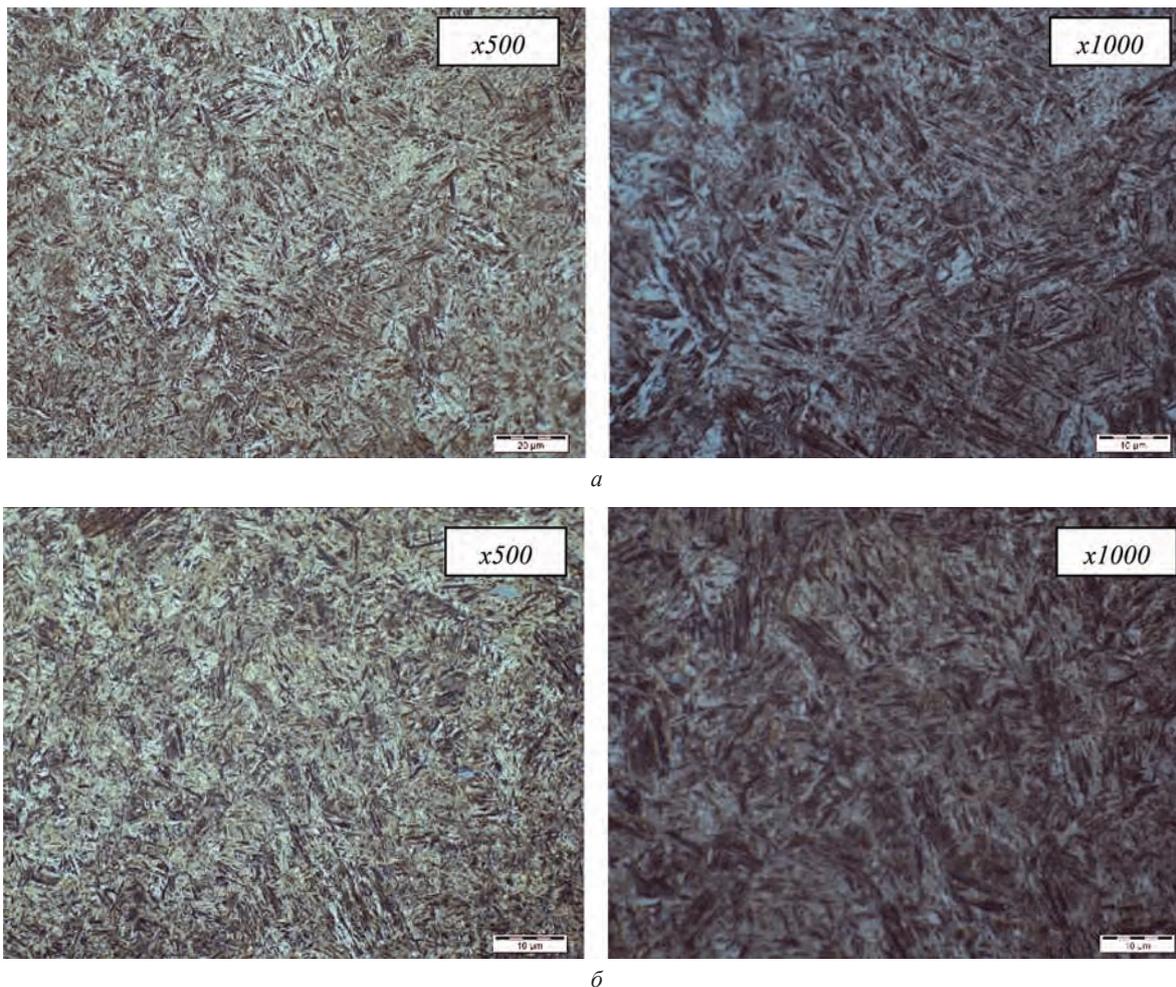


Рис. 4. Микроструктура образцов: а – № 3; б – № 5

Для проведения сравнительного анализа были изучены микроструктуры образцов ножей № 3 (разрушенный нож) и № 5 (нож с высокой стойкостью).

Микроструктура исследуемых образцов представляет собой отпущенную структуру, в которой появляется игольчатость (отпущенный мартенсит). Между иглами мартенсита выявляются тонкие прослойки остаточного аустенита (рис. 4). В образце № 3 иглы мартенсита несколько крупнее (рис. 4, а).

Как известно, износостойкость инструмента определяется его твердостью с учетом условий работы инструмента. При замере твердости на образцах ножей получены следующие результаты:

- разрушенный нож – № 1 (поверхность ножа) – 51,2 HRC; № 2 (район разрушения) – 44,2 HRC; № 3 (район разрушения возле отверстия) – 46,3 HRC (рис. 5);

- нож с высокой стойкостью – № 4 (поверхность ножа) – 51,0 HRC; № 5 (в удалении от поверхности) – 50,7 HRC.

Замер твердости образцов № 2, 3 показал отклонение результатов от заданных в чертеже (48–52HRC) в отличие от результатов образцов № 4, 5, значения которых соответствуют требованиям.

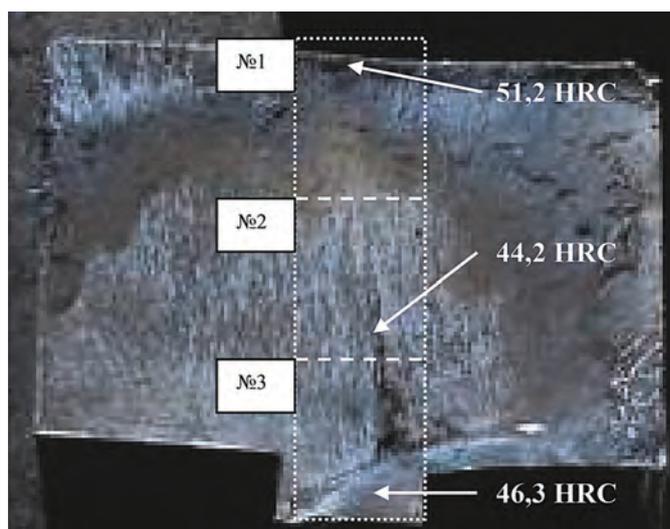


Рис. 5. Схематичное изображение распределения результатов замеров твердости по излому в разрушенном ноже

На основании полученной информации был сделан вывод, что причинами, повлиявшими на низкую стойкость ножей, явились низкие значения твердости, полученные из-за нарушений при термообработке у производителя, связанные со следующими факторами:

- а) недостаточно быстрое охлаждение вследствие нагревания закалочной жидкости или ее загрязнение;
- б) низкая температура закалки, а также недостаточная выдержка при нагреве под закалку;
- в) перегрев детали под закалку, который вызывает крупнозернистость аустенита и образование напряженного и хрупкого крупноигольчатого мартенсита.

Проведенная работа позволила оперативно принять корректирующие мероприятия у производителя с целью предотвращения повторения преждевременного разрушения ножей, а также обеспечить безаварийность работы оборудования и стабильность технологического процесса переработки металлолома.



УДК 669.74

Поступила 11.04.2016

## ДИВЕРСИФИКАЦИЯ ЗАКУПОК ОБОЖЖЕННОГО ДОЛОМИТА НА ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

## DIVERSIFICATION OF PURCHASES OF THE BAKED DOLOMITE ON JSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BMC»

*А. И. РОЖКОВ, А. В. ФЕКЛИСТОВ, О. М. ГРУДНИЦКИЙ, Д. Л. КОНОВАЛОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.*

*E-mail: ibm.tu@bmz.gomel.by, andreYROgkov73@yandex.ru*

*A. I. ROZHKOVA, A. V. FEKLISTOV, O. M. GRUDNITSKY, D. L. KONOVALOV, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.*

*E-mail: ibm.tu@bmz.gomel.by, andreYROgkov73@yandex.ru*

*В статье рассматривается использование метода диверсификации закупок как инструмента стимулирования конкурентной среды между поставщиками обожженного доломита и снижения затрат на производство.*

*In article use of a method of diversification of purchases as instrument of stimulation of the competitive environment between suppliers of the baked dolomite and decrease in costs of production is considered.*

**Ключевые слова.** Диверсификация закупок, сырой доломит, обожженный доломит, цементный завод, месторождение, оксид магния, магнийсодержащие материалы.

**Keywords.** Diversification of purchases, crude dolomite, the baked dolomite, cement works, the deposit, magnesium oxide, magnesium-bearing materials.

Одним из необходимых условий высокой стойкости футеровки дуговых сталеплавильных печей является поддержание содержания MgO в шлаке на уровне 6–11%. Для этого используются различные магнийсодержащие материалы с содержанием оксида магния до 72%, в том числе и обожженный доломит с содержанием оксида магния не менее 28%. С целью стимулирования конкурентной среды между поставщиками обожженного доломита ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» было принято решение о диверсификации его закупок.

Для достижения поставленной задачи, при осуществлении систематического поиска, выбор потенциальных поставщиков определялся следующими факторами:

1. Соответствие физико-химических показателей материала предъявляемым техническим требованиям.
2. Стоимость закупаемого материала с учетом условий поставки.
3. Местоположение поставщика относительно Белорусского металлургического завода.
4. Производственная мощность поставщика.
5. Время и периодичность поставки.

В основу применяемого метода поиска потенциальных поставщиков был положен принцип приверженности прямым поставкам, таким образом, приоритет отдавался производителям, а не посредникам. Поэтому поиск поставщиков обожженного доломита осуществлялся с месторождений сырого доломита. Такие месторождения широко известны и их относительно немного.

Применяемый метод состоит из нескольких этапов. На первом из них составляется список ближайших месторождений сырого доломита в СНГ и Восточной Европе. Среди наиболее приоритетных в этом списке оказались месторождения Украины, Российской Федерации и отечественное месторождение – пос. Руба (Витебская область).

Украинские месторождения представлены тремя основными карьерами:

- ОАО «Докучаевский флюсо-доломитный комбинат» (Донецкая обл.).
- ОАО «Новотроицкое рудоуправление» (Донецкая обл.).
- ОАО «Коржевский специализированный горно-дробильный карьер» (Тернопольская обл.).

В силу объективных причин эффективная производственная деятельность промышленного предприятия зависит от состояния ее внешней среды, в сферу которой, среди прочих, входит политическая обстановка в регионе. Таким образом, в условиях ее нестабильного состояния субъект хозяйствования испытывает трудности в обеспечении производственной и социальной устойчивости. С большой вероятностью возникают затруднения в сфере транспортно-логистических перевозок, при сбыте продукции и, как следствие, в поддержании и развитии производственно-хозяйственных связей с партнерами. Оказавшись под влиянием этих факторов, данные месторождения, согласно методике оценки потенциальных поставщиков, не соответствовали предъявляемым требованиям со стороны Белорусского металлургического завода и были отклонены, что, впрочем, не исключает взаимовыгодного сотрудничества при нормализации политико-экономической ситуации в будущем.

На этом же этапе исследования при мониторинге производителей Российской Федерации было выявлено 28 месторождений сырого доломита с суммарными запасами около 1,7 млрд. т, из которых десять месторождений разрабатываются и два подготавливаются к разработке [1]. Среди российских производителей крупнейшим является ОАО «Доломит» (Липецкая область). Предприятие разрабатывает Бигильдинский и Прикарьерный участки Данковского месторождения доломитов, которое является самым крупным в СНГ по запасам сырья. В последние годы ОАО «Доломит» стабильно производило около 1,9 млн. т флюсового и конвертерного доломита. Для получения этого количества товарной продукции на его карьерах добывалось до 3,2 млн. т доломита в год. Основные потребители данной продукции – ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат» (Липецкая область) и ОАО «Северсталь» (Вологодская область).

На следующем этапе диверсификации, в рамках «руководства по качеству поставщика» [2] этим металлургическим предприятиям были отправлены запросы на возможность поставки обожженного доломита. Со стороны одного из предприятий ответа не последовало. Второе проинформировало, что в текущий момент доломит не обжигает, однако выразило готовность к поставке. Подобная ситуация накладывает определенные обязательства на Белорусский металлургический завод, поэтому этот вариант рассматривался как резервный.

Вторым крупнейшим российским производителем доломита, вошедшим в список ближайших месторождений, является ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (Челябинская область). Компания разрабатывает Лисьегорское месторождение доломитов. Объем добычи составляет 1,0–1,1 млн. т. Часть доломита используется комбинатом в сыром виде, а часть направляется для обжига на дочернее предприятие ОАО «Магнитогорский цементно-огнеупорный завод» (МЦОЗ). Объемы производства обожженного доломита на МЦОЗ в десятки раз превышают потребность Белорусского металлургического завода. С момента запуска МЦОЗ специализировался исключительно на производстве цемента, однако в связи с его перепроизводством в Уральском регионе руководством МЦОЗ было принято решение о диверсификации своего производства, и часть вращающихся печей в 2001 г. была переведена на обжиг сырого доломита. В ноябре 2014 г. МЦОЗ произвел 6 млн. т обожженного доломита [3–6].

В ходе процедуры установления доверия МЦОЗ выразил готовность к сотрудничеству с Белорусским металлургическим заводом. Тем не менее, в связи со значительным расстоянием между поставщиком и потребителем стоимость сырья увеличивается на величину дополнительных коммерческих расходов по транспортировке груза, что негативно влияет на цену ресурса, делая ее в конечном итоге неконкурентоспособной.

В Республике Беларусь существует единственное предприятие – ОАО «Доломит» (пос. Руба, Витебская область), прямым потребителем которого является Республиканское производственно-торговое унитарное предприятие «Управляющая компания холдинга «Белорусская цементная компания». В ходе последующих этапов диверсификации летом 2015 г. был отправлен запрос о возможности производства обожженного доломита для Белорусского металлургического завода. Опытная партия была изготовлена в октябре 2015 г. Промышленные испытания прошли в ноябре 2015 г. У технологического персонала Белорусского металлургического завода в ходе испытаний при использовании обожженного доломита, произведенным ОАО «Белорусский цементный завод», замечаний не возникло. В процессе испытаний, при исследовании проб шлака, содержание MgO колебалось от 8 до 10%, среднее составило 9,3%, что соответствует ТТ 840-04-2008. Таким образом, в соответствии с предъявляемыми

требованиями в качестве альтернативного поставщика целесообразно рассматривать отечественного производителя.

При проведении декабрьских электронных торгов оценочной комиссией было зафиксировано значительное снижение цены обожженного доломита. Следовательно, цель по стимулированию конкурентной среды путем расширения перечня потенциальных поставщиков достигнута.

Благодаря диверсификации закупок обожженного доломита и, как следствие, снижения его цены планируемый годовой экономический эффект для Белорусского металлургического завода составит порядка 1 млн долл. за счет снижения себестоимости металлопродукции.

Кроме того, при взаимовыгодном сотрудничестве с ОАО «Белорусский цементный завод» в рамках единой промышленной отрасли возможно достижение положительного экономического эффекта за счет импортозамещения при закупках сырья.

Непосредственно ОАО «Белорусский цементный завод» при условии дальнейшего развития коммерческих связей с Белорусским металлургическим заводом будет обеспечен стабильным спросом на выпускаемую продукцию, загрузкой располагаемых производственных мощностей, а также получит социальный эффект, выраженный в обеспечении рабочими местами сотрудников предприятия.

Таким образом диверсификация закупок по методу поиска прямых поставщиков от месторождений сырого доломита себя полностью оправдала и является экономически целесообразной. Оптимальный вариант – это диверсификация закупок с привлечением отечественного производителя и формированием конкурентной среды путем параллельного использования нескольких поставщиков.

### Литература

1. <http://www.vipstd.ru/gim/content/view/508/197>
2. <http://www.belsteel.com/supplier/doc/postavshic.pdf> – Дата доступа: 07.02.2015.
3. [http://mcoz.mmk.ru/press\\_center/news/?ELEMENT\\_ID-189](http://mcoz.mmk.ru/press_center/news/?ELEMENT_ID-189)
4. <http://www.nsp.su/factories/76/>
5. <http://www.nsp.su/news/2012-09/8530/>
6. <http://www.nsp.su/news/2014-11/12293/>



УДК 669.017:669.15–194:669.112.227.3

Поступила 11.04.2016

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТИЗАЦИИ НА ВЕЛИЧИНУ ЗЕРНА СТАЛИ 31CrMoV9

## EFFECTS OF TEMPERATURE ON AUSTENITIZING GRAIN SIZE STEEL 31CrMoV9

*В. А. ЛУЦЕНКО, Т. Н. ГОЛУБЕНКО, О. В. ЛУЦЕНКО, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, г. Днепропетровск, Украина, пл. Академика Стародубова, 1.  
E-mail: lutsenko@optima.com.ua,*

*С. Н. ШЕХУРДИН, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.*

*V. A. LUTSENKO, T. N. GOLUBENKO, O. V. LUTSENKO, Ferrous Metal Institute named after Z. I. NEKRASOV of the National Academy of Science of Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine, 1, Starodubov ave.  
E-mail: lutsenko@optima.com.ua,*

*S. N. SHEHURDIN, JSW «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.*

*Изучено влияние температуры аустенитизации на размер аустенитного зерна хромомолибденованадиевой стали. Показано, что при температуре аустенитизации 850–1050°C в структуре хромомолибденованадиевой стали условный диаметр аустенитного зерна изменяется от 0,063 до 0,084 мм.*

*Austenitizing studied the effect of temperature on austenite grain size of the chrome-molybdenum-vanadium steel. It is shown that at austenitizing 850–1050°C in the structure of chrome-molybdenum-vanadium steel nominal diameter of austenite grain varies from 0,063 to 0,084 mm.*

**Ключевые слова.** *Хромомолибденованадиевая сталь, температура, структура, размер зерна.*

**Keywords.** *Chrome-molybdenum-vanadium steel, temperature, structure, grain size.*

Непостоянство объемов заказов на машиностроительную продукцию в современных условиях требует внедрения гибких технологических решений для сохранения рентабельности производства, что определяет первоочередность задач экономии энергоресурсов. Производство проката из сталей, углеродистых качественных (ГОСТ 1050-88) и легированных конструкционных (ГОСТ 4543-71), особенно важно для машиностроения. Отсутствие на внутреннем рынке некоторых сортовых профилей массового назначения вынуждает основных потребителей сортового проката (машиностроение и строительную отрасль) использовать аналогичные профили иностранного производства или заменять их другими имеющимися профилями. Вследствие этого готовая продукция отечественного машиностроения имеет низкую конкурентоспособность.

Технологическая схема производства сортового проката представляет комплекс из трех основных операций, определяющих состав и компоновку оборудования: нагрева исходной заготовки; горячей прокатки необходимого сечения металла; охлаждения и отделки проката для придания ему необходимых свойств (механических, технологических) и формы.

Максимальная твердость после закалки, определяющая ее конструктивную прочность, обусловлена химическим составом стали. Однако повышенное содержание углерода и легирующих элементов в стали приводит к высокой твердости, которая вызывает значительный износ и затрудняет механическую обработку.

Термическая обработка стального проката в машиностроении преследует основную цель: создать структуру проката, обеспечивающую высокопроизводительную обработку резанием, холодной высад-

кой или штамповкой. Этого в зависимости от марки стали, добиваются применением следующих процессов: нормализации, отжига, изотермического отжига или улучшения [1].

В последнее время увеличивается количество новых марок стали для машиностроения. Основное внимание при разработке новых марок стали сосредоточено на повышении прочности и улучшении пластичности. Влияние ванадия в качестве легирующего элемента во многих отношениях аналогично влиянию хрома [2]. Но по сравнению с хромом ванадий более резко ограничивает аустенитную область, а также обладает большим карбидообразующим действием. Ванадий образует, кроме цементита, стабильный карбид ванадия VC или V<sub>4</sub>C<sub>3</sub> [3].

Уже при небольшом содержании ванадия и небольшой скорости охлаждения превращение в перлитной области легированной стали оказывается подавленным, если при нагреве все карбиды ванадия были растворены. В то же время начало превращения в промежуточной области под влиянием ванадия почти не смещается. Перлитная и промежуточная области превращения разделяются при ~500 °С областью значительной устойчивости аустенита. При введении ванадия точка мартенситного превращения практически не изменяется. Вследствие этого, а также и в связи со снижением критической скорости охлаждения в перлитной области на диаграммах изотермического превращения ванадиевых сталей особенно отчетливо выявляется промежуточная область. Ванадий способствует очень тонкому распределению карбидов в перлите, которое получается даже при небольшой скорости охлаждения или при сравнительно высокой температуре изотермического превращения [3].

Поэтому представляло интерес изучить влияние предварительной термической обработки на структурообразование хромомолибденованадиевой стали.

Исходным материалом для исследований служили образцы проката диаметром 140 мм непрерывно-литой вакуумированной хромомолибденованадиевой стали марки 31CrMoV9 производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» следующего химического состава: 0,337% С; 0,253% Si; 0,648% Mn; 2,587% Cr; 0,229% Mo; 0,011% P; 0,025% S.

Нагрев образцов проводили до температур в интервале 850–1050 °С, выдержка – 30 мин и охлаждение в воде. После закалки образцы подвергали отпуску при 250 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Исследование структуры проводили с помощью микроскопов «НЕОРНОТ 2» и «Axiovert 200M MAT». Структуру оценивали по ГОСТ 8233-56, определение размера зерна аустенита – по ГОСТ 5639-82 методом травления границ зерен.

Известно [3], что в нормализованном состоянии твердость ванадиевых сталей ниже, чем углеродистых, так как карбид ванадия имеет зернистую, а карбид железа – пластинчатую форму. Для производства судовых деталей, распылителей форсунок, плунжерных пар, гильз и других ответственных деталей, которые должны обладать износостойкостью в условиях высоких давлений, применяется хромомолибденованадиевая сталь марки 31CrMoV9 (аналог 30Х3МФ) (табл. 1).

Таблица 1. Требования к химическому составу исследуемой хромомолибденованадиевой стали

Марка стали	Стандарт	Содержание химических элементов, %							
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
31CrMoV9	EN 10085	0,27–0,34	≤0,4	0,40–0,70	2,30–2,70	0,15–0,25	0,10–0,20	≤0,025	≤0,035
30Х3МФ	ГОСТ 4543-71	0,27–0,34	0,17–0,37	0,30–0,60	2,30–2,70	0,20–0,30	0,06–0,12	≤0,035	≤0,035

Термическая обработка необходима для обеспечения выполнения требований по механическим свойствам, предъявляемым к прокату из этих сталей (табл. 2).

Таблица 2. Требования нормативов по механическим свойствам

Марка стали	Стандарт	σ <sub>в</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	σ <sub>т</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	δ <sub>5</sub> , %	Ψ, %	НВ*
31CrMoV9	EN 10085	900–1100	>700	>11	–	≤248
30Х3МФ	ГОСТ 4543-71	>980	>835	>12	>55	≤229

\* Твердость после отжига.

Легирование дает возможность закалывать изделия больших сечений при меньших скоростях охлаждения. При этом уменьшается изменение линейных размеров деталей, а в отдельных случаях предупреждается образование закалочных трещин.

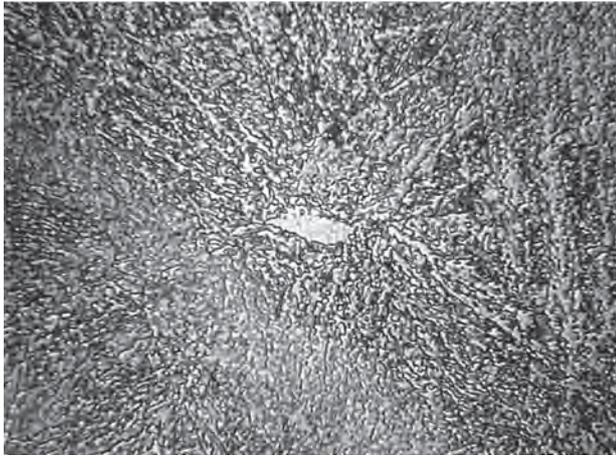


Рис. 1. Структура стали марки 31CrMoV9 после прокатки и охлаждения на воздухе.  $\times 500$

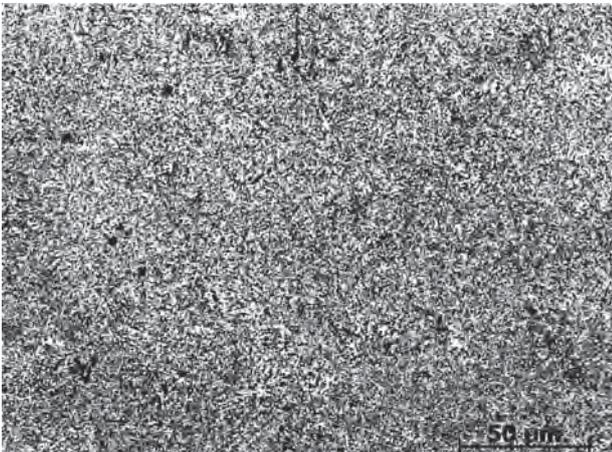


Рис. 3. Структура стали марки 31CrMoV9 после закалки с температуры 850 °C и отпуска

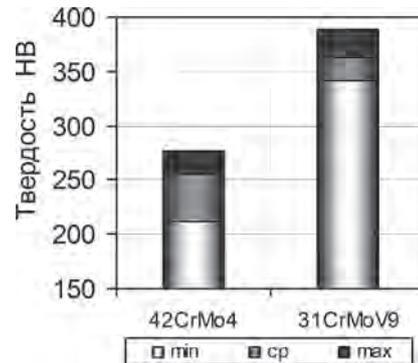


Рис. 2. Влияние ванадия на значения твердости горячекатаных хромомолибденосодержащих сталей

Так как от величины зерна аустенита зависят многие механические свойства стали (особенно предел текучести и ударная вязкость), большое внимание уделяется именно размеру формируемого зерна.

Величина первоначальных зерен аустенита и их способность к последующему росту во многом определяют величину действительного зерна, образующегося в процессе термической обработки. Известно [1], что величина зерна стали оказывает существенное влияние на механические свойства и твердость. Чем крупнее зерно, тем больше сталь склонна к закалочным трещинам и деформации, а разнородность сильно снижает конструктивную прочность. При одинаковой твердости сталь с крупным зерном лучше обрабатывается резанием.

После прокатки и охлаждения на воздухе структура стали марки 31CrMoV9 состоит из бейнита (до 95%) и феррита (рис. 1). Благодаря большому содержанию хрома в этой стали перлитное превращение при обычных скоростях охлаждения (на спокойном воздухе) подавляется. Перлитное превращение возможно только при очень малых скоростях охлаждения [2].

Хромомолибденовые стали (42CrMo4) после горячей прокатки и охлаждения на воздухе имеют высокие значения твердости [2], дополнительное легирование ванадием (31CrMoV9) существенно замедляет перлитное превращение, особенно процесс образования ферритокарбидной смеси, однако практически не влияет на кинетику промежуточного превращения. Поэтому максимальные значения твердости исследуемой хромомолибденованадиевой стали после горячей прокатки и охлаждения на воздухе достигают значений более 380 HB (рис. 2), что требует проведения смягчающей термической обработки.

После нагрева до различных температур (850–1050 °C), закалки и отпуска структура хромомолибденованадиевой стали состоит из отпущенного мартенсита (рис. 3). При этом размер мартенситных пластин (игольчатость) зависит от величины исходных зерен аустенита: чем крупнее зерна аустенита, тем более крупноигольчатый мартенсит [3].

Известно, что ванадий при определенных условиях повышает температуру начала сильного роста зерна, однако в случае медленного нагрева (<300 °C/ч) наблюдается аномально резкий рост зерна уже при 800–900 °C [3].

Определение размера зерна аустенита показало, что структура исследованной стали имеет разнородность с размером зерна от 4-го до 7-го номера. Большая часть зерен аустенита (90–95%) имела 5–6-й номер, что соответствует требованиям EN 10085 (табл. 3).

Условный диаметр зерна с повышением температуры аустенитизации увеличивается (табл. 3). В хромомолибденованадиевой стали также наблюдается увеличение растворимости карбидов ванадия при

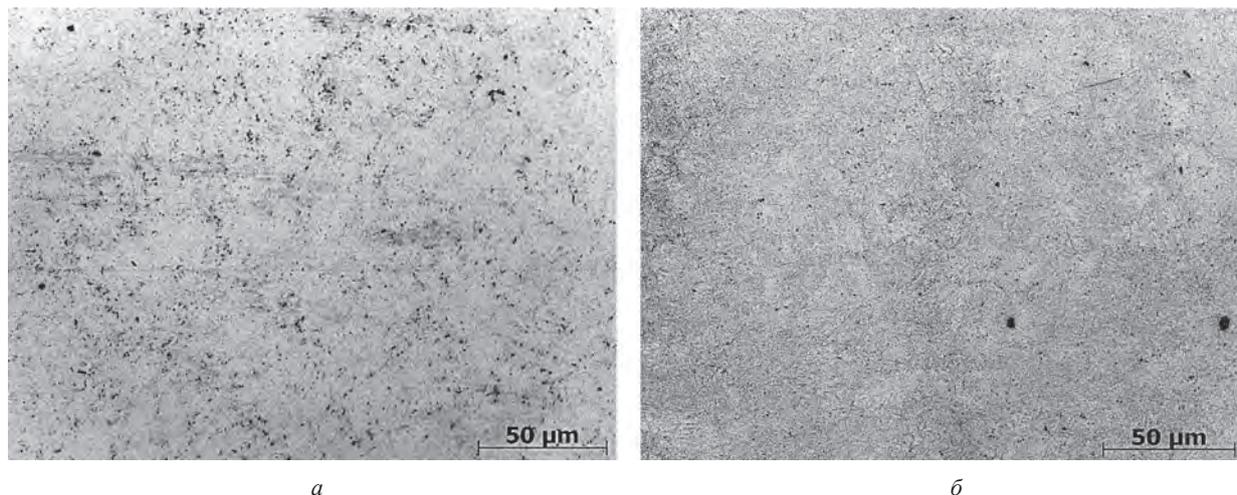


Рис. 4. Структура стали марки 31CrMoV9 после закалки с температур 950 (а) и 1050 °С (б) и отпуска (травление границ зерен)

Т а б л и ц а 3. Величина и количество зерен аустенита исследованной стали 31CrMoV9

Температура аустенитизации, °С	Количество зерен, %		Условный диаметр зерна, мм	
	5-й номер	6-й номер	min	max
850	5	80	0,028	0,063
950	25	65	0,033	0,079
1050	30	60	0,029	0,084

высоких температурах [3], поэтому с повышением температуры закалки количество избыточных карбидов уменьшается (рис. 4).

### Выводы

При разработке новых легированных марок стали основное внимание сосредоточено на улучшении пластичности при сохранении прочностных конструкционных характеристик. При этом существенное влияние на механические свойства и твердость оказывает величина зерна стали. Определено, что с повышением температуры аустенитизации от 850 до 1050 °С максимальный условный диаметр аустенитного зерна хромомолибденованадиевой стали увеличивается от 0,063 до 0,084 мм.

### Литература

1. Лахтин Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. М.: Металлургия, 1983. 359 с.
2. Lutsenko V. A., Bobkov P. A., Golubenko T. N., Drobyshevskii L. A., Gritsaenko V. I. Structure formation in the heat treatment of alloy steel bar // *Steel in Translation*. 2013. Vol. 43. No. 6. P. 394–398.
3. Гудремон Э. *Специальные стали*. М.: Металлургия, 1966, 1274 с.

### References

1. Lahtin Ju. M. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment], Moscow, Metallurgija Publ., 1983, 359 p.
2. Lutsenko V. A., Bobkov P. A., Golubenko T. N., Drobyshevskii L. A., Gritsaenko V. I. Structure formation in the heat treatment of alloy steel bar. *Steel in Translation*, 2013, Vol. 43, Issue 6, pp. 394–398.
3. Gudremon Je. *Special'nye stali* [Special steels]. Moscow, Metallurgija Publ., 1966, 1274 p.



УДК 669.21

Поступила 25.04.2016

**КОМПАКТНЫЙ КОМПЛЕКС ПО ПЕРЕРАБОТКЕ ТРУБ  
БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА В МЕЛКОСОРТНЫЙ ПРОКАТ****COMPACT COMPLEX FOR PROCESSING OF LARGE-DIAMETER PIPES  
INTO THE ROLLING STEEL PRODUCTS**

*А. Б. СТЕБЛОВ, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь,  
ул. Купревича, 10. E-mail: Anver\_Steblov@mail.ru,*

*А. А. ЗЛОБИН, ООО «Инновационные металлургические технологии», Технопарк Сколково, г. Москва,  
Россия, ул. Луговая, 4. E-mail: info@inmet-sk.com*

*A. B. STEBLOV, Physical and Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus,  
10, Kuprevich str. E-mail: Anver\_Steblov@mail.ru,*

*A. A. ZLOBIN, LLC «Innovative Metallurgical Technology», Technopark Skolkovo, Moscow, Russia,  
4, Lugovaya str. E-mail: info@inmet-sk.com*

*Разработана концепция мини-завода по переработке труб большого диаметра в мелкосортный прокат. Проекты мощностью от 15 до 200 тыс. т в год реализуются в СНГ.*

*A mini-plant conception for processing of previously used large-diameter pipes into the small-section rolling steel products. Projects with capacity from 15 to 200 thousand tons per year are realized in the UIS.*

**Ключевые слова.** *Магистральная газовая труба, горячая прокатка, мелкосортный прокат.*

**Keywords.** *Magistral gas pipe, hot rolling, small-section rolling steel products.*

Металлургические мини-заводы мощностью от 100 тыс. т до 1 млн. т в год, использующие для производства металлопроката лом черных металлов с последующей выплавкой стали, разливкой в заготовку и слитки, прокаткой на стане, конкурируют и вытесняют металлургические комбинаты полного цикла. В последние годы появились производства мощностью 10–30 тыс. т в год, которые в качестве исходного сырья используют вторичные отходы в виде газовых труб больших диаметров. Такие заводы уже работают в Ставрополье, Казахстане и Украине.

Сегодня одна из главных проблем эксплуатации магистральных газопроводов – старение основных фондов трубопроводных сетей. Так, в собственности ОАО «ГАЗПРОМ» находится более 160 тыс. км магистральных трубопроводов, из которых более 75% со сроками эксплуатации более 20 лет. Трубопроводные сети постоянно ремонтируются и модернизируются. При ремонте магистрального трубопровода производится демонтаж старой трубы большого диаметра 1020–1420 мм. На 1 км трубопровода приходится 450–630 т трубы. ОАО «ГАЗПРОМ» ежегодно производит ремонт 430–470 км трубопроводов, на вторичный рынок поступает более 120 тыс. т демонтированной трубы большого диаметра. Эти трубы не востребованы на вторичном рынке, так как мало используются в строительстве при возведении свайных фундаментов, где применяют трубы диаметром 320–650 мм. При тенденции увеличения объемов ремонта магистральных газопроводов на вторичный рынок ежегодно будет поступать 150–200 тыс. т бывшей в употреблении трубы большого диаметра.

Предприятием ИНМЕТ (Инновационные металлургические технологии) разработана технология переработки трубы в арматуру, полосы, угловой прокат, которые достаточно востребованы на рынке строительных материалов. В данной статье представлена разработка компактного высокотехнологического металлургического комплекса (КВМК-30), предназначенного для производства мелкосортного стального проката по ГОСТ 2590-88, арматуры диаметром 10–20 мм класса А-400С, А500С, длиной 6–11,7 м из демонтированных труб большого диаметра 1020–1420 мм магистральных газопроводов

в объеме 30 тыс. т в год. КВМК-30 поставляется с комплектом оборудования заготовительного отделения, прокатного отделения, отделения охлаждения проката.

Принципиальная новизна и уникальность разработанной технологии при производстве мелкосортного проката состоит в отсутствии сталеплавильного передела. Это обуславливает высокую энергоэффективность, небольшие капитальные и производственные затраты. Компактность технологии и оборудования металлургического комплекса позволяет разместить его в унифицированных транспортных контейнерах или на судовой платформе. Мобильность металлургического комплекса придает создаваемому производству дополнительные конкурентные преимущества, связанные с минимизацией транспортных затрат по перевозке исходного сырья и готовой продукции.

Ремонт магистрального трубопровода протяженностью около 100 км соответствует 30–50 тыс. т демонтированной трубы. Отработав год, мобильный металлургический комплекс будет передислоцирован вслед за передвижной механизированной колонной, ремонтирующей магистральный газопровод. Годовая деятельность металлургического комплекса не будет наносить невосполнимый ущерб окружающей среде, не превысит порог самовосстановления экосистемы.

Новый подход и принципиальное отличие инновационной металлургической технологии состоит в том, что исходная заготовка нарезается из трубы большого диаметра 1020–1420 мм на специализированной отрезной машине в виде кольца шириной 100–120 мм. Исходная кольцевая заготовка в установке индукционного нагрева нагревается до температуры 1150 °С со скоростью нагрева 40–50 °С/с. Нагретая кольцевая заготовка режется и правится в правильно деформирующей машине в прямолинейную полосу, которая затем без предварительного подогрева прокатывается в чистой группе клетей в прокат требуемой длины. При прокатке производится продольное разделение полосы на 4–6 штанг (multi-slitting rolling).

На рис. 1 приведена технологическая схема КВМК-30.

Металлургический комплекс КВМК-30 размещается в производственном корпусе общей площадью 7,8 тыс. м<sup>2</sup>. Производственный корпус состоит из трех пролетов длиной 145 м и шириной по 18 м. В каждом пролете установлены мостовые краны грузоподъемностью 15 т. На рис. 2 показано расположение оборудования КВМК-30 в производственном корпусе.

В первом пролете находятся склад бывших в употреблении труб с заготовительным отделением и склад готовой продукции. Во втором пролете расположена основная технологическая линия с промежуточным складом кольцевой заготовки. Технологическая линия состоит из индукционного нагревателя, правильно-деформирующей машины, прокатного стана с холодильником. В третьем вспомогательном пролете находятся механическая мастерская с металлорежущими станками, ремонтно-слесарный участок, мастерская по ремонту электрического оборудования.

На заготовительном участке первого пролета установлена специализированная машина порезки трубы на исходную кольцевую заготовку (рис. 3). Темп резки составляет две заготовки в минуту. Из одной трубы длиной 11,5 м нарезается 95–110 кольцевых заготовок. Время резки одной трубы – 60 мин. Далее исходная кольцевая заготовка в технологическом контейнере передается во второй пролет на промежуточный склад кольцевой заготовки, где происходит формирование партии заготовок для загрузки технологической линии под выпуск определенного размера мелкосортного проката.

Из технологического контейнера манипулятором кольцевые заготовки укладываются на рольганг индукционного нагревателя (рис. 4). Установка индукционного нагрева работает в автоматическом режиме.

Нагретая до температуры 1150–1200 °С, кольцевая заготовка рольгангом передается к правильно-деформирующей машине, на которой осуществляются резка исходной кольцевой заготовки гидравлическими ножницами с получением промежуточной заготовки С-образной формы и правка прокаткой промежуточной заготовки в прямолинейную полосу (рис. 5).

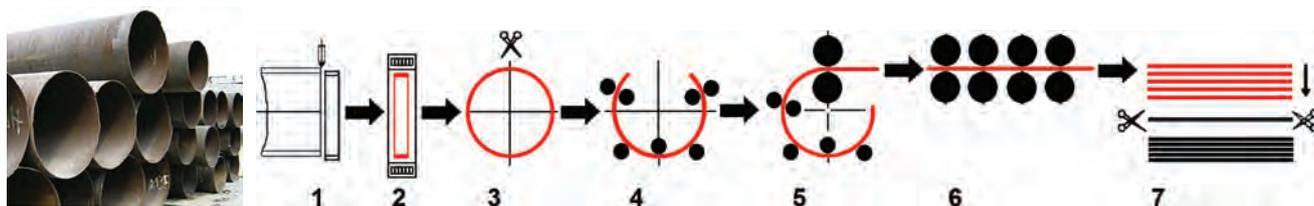


Рис 1. Технологическая схема КВМК-30: 1 – резка трубы на исходную кольцевую заготовку; 2 – нагрев кольцевой заготовки в индукторе; 3 – разрезание кольцевой заготовки на гидравлических ножницах; 4 – предварительный разгиб с образованием промежуточной заготовки С-образной формы; 5 – правка прокаткой промежуточной заготовки; 6 – прокатка полосы в готовый прокат с продольным разделением; 7 – охлаждение, одновременная обрезка концов проката, упаковка

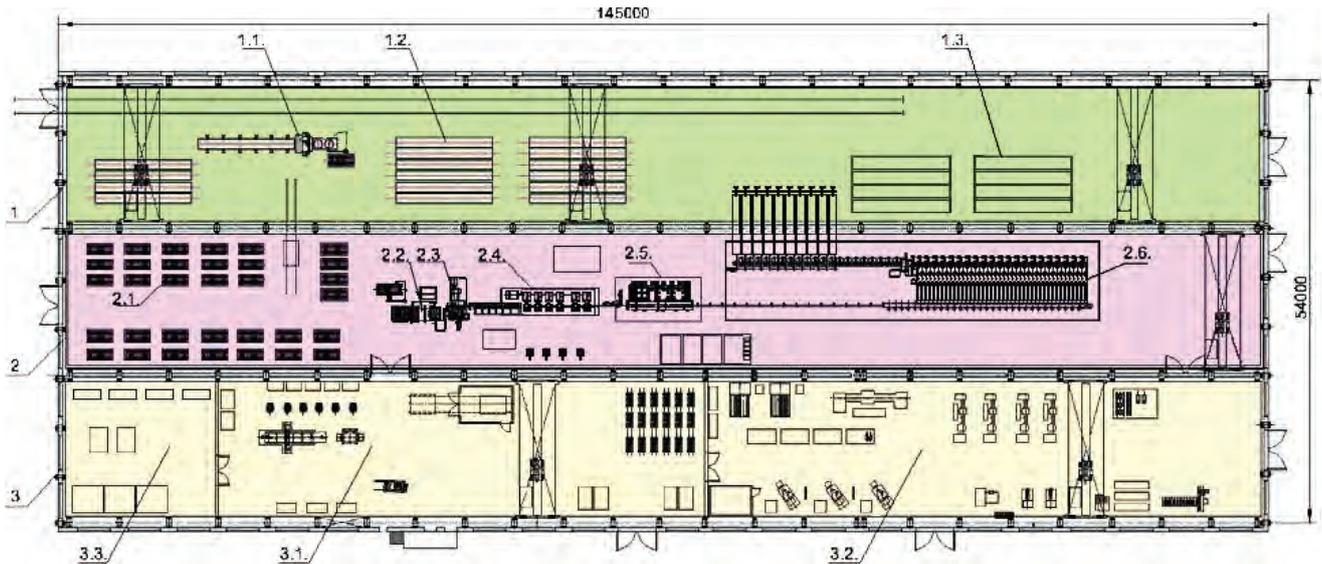


Рис. 2. Расположение технологического оборудования в цехе: 1 – складской пролет с заготовительным отделением (1.1 – машина резки кольцевой заготовки; 1.2 – склад трубы; 1.3 – склад готовой продукции); 2 – технологический пролет (2.1 – промежуточный склад кольцевой заготовки; 2.2 – индукционный нагреватель; 2.3 – правильно-деформирующая машина; 2.4 – непрерывный прокатный блок 350; 2.5 – линия водяного охлаждения проката; 2.6 – воздушный холодильник); 3 – вспомогательный пролет (3.1 – ремонтно-слесарный участок; 3.2 – вальцетокарная мастерская; 3.3 – участок ремонта электрооборудования)



Рис. 3. Машина для резки трубы на кольцевую заготовку

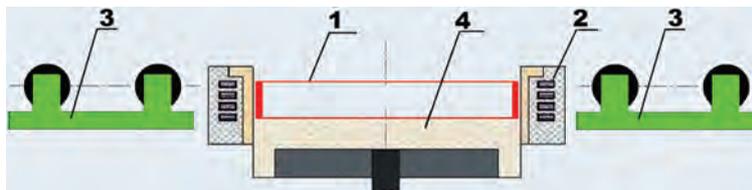


Рис. 4. Индукционный нагреватель кольцевой заготовки: 1 – нагреваемая кольцевая заготовка; 2 – водоохлаждаемая медная катушка индуктора; 3 – рольганг; 4 – опускающийся стол

Полученная полоса передающим рольгангом задается в непрерывную группу прокатного стана (рис. 6), где прокатывается на требуемое сечение арматуры, причем прокатка ведется с продольным разделением полосы на 4–6 стержней (multi-slitting rolling).

На рис. 7, 8 приведены действующие схемы прокатки арматуры и углового профиля № 6,3 с толщиной полки 5 мм из полосы. Размер исходной кольцевой заготовки (ширина и толщина) и величина обжа-

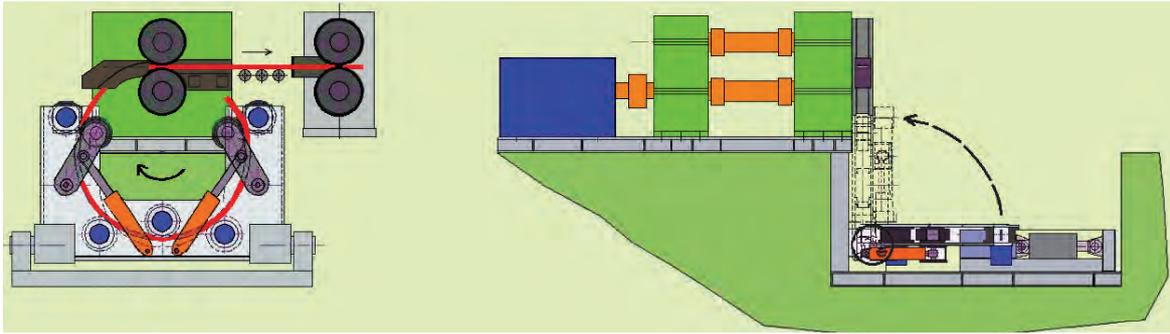


Рис. 5. Правильно-деформирующая машина



Рис. 6. Непрерывная группа клетей и чистовая клетя многониточной прокатки

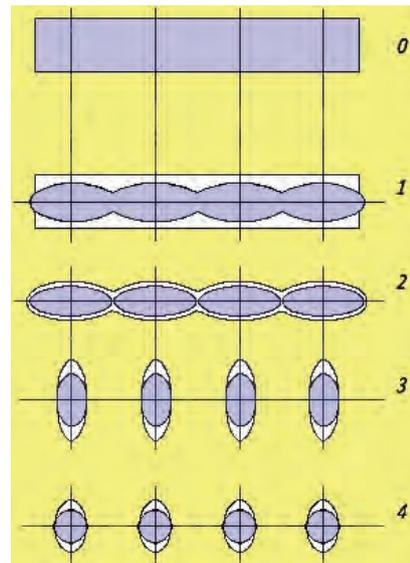


Рис. 7. Схема калибровки прокатки арматурного профиля из полосы по технологии multi-slitting rolling: 0–3 – исходная полоса; 4 – конечный продукт

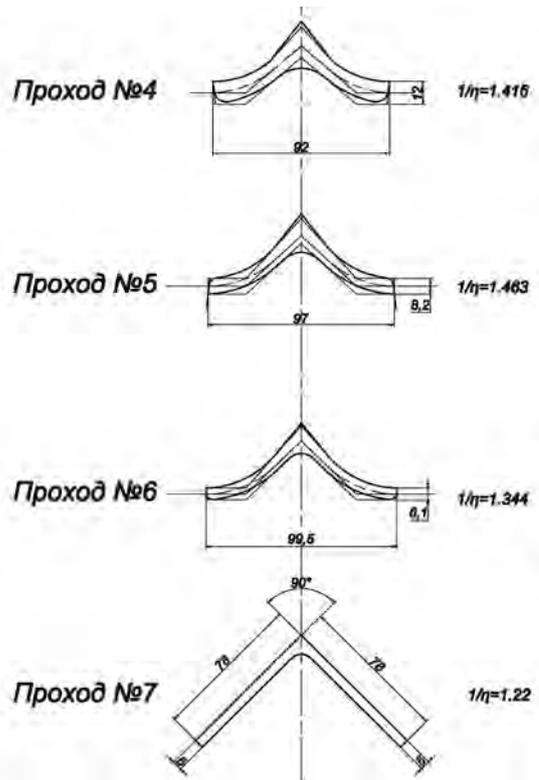
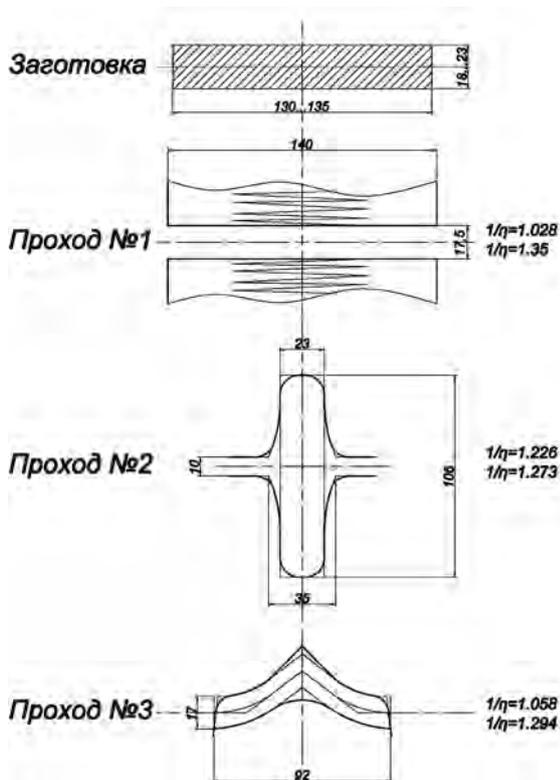


Рис. 8. Схема прокатки угловой стали № 6,3 мм с толщиной полки 5 мм из полосы



Рис. 9. Установка ускоренной термической обработки прутков



Рис. 10. Воздушный холодильник с карманом для обвязки пакета проката

тия в прокатном стане выбираются так, чтобы после прокатки длина стержней проката была 11,8–12,0 м. Прокатка мелких профилей угловой стали 25–35 мм выполняется слиттингом в 2–3 нитки.

После прокатки в последней клети прокатного стана металл подается в блоки ускоренного охлаждения, между которыми и за последним установлены тянущие ролики. В зависимости от технологии прокатки в указанных блоках производится интенсивное охлаждение движущегося металла турбулентным потоком воды в закрытом объеме, при этом транспортирование проката осуществляется тянущими роликами. Если интенсивное охлаждение не требуется, прокат транспортируется рольгангами блоков охлаждения. Устройства, расположенные в блоках ускоренного охлаждения, предназначены для охлаждения проката до 450–500 °С (иногда до 350–400 °С) с целью термического упрочнения металла, понижения глубины обезуглероженного слоя и исключения образования цементитной сетки на поверхности металла (рис. 9).

Охлажденные в линии ускоренного охлаждения до температуры 450 °С прутки поступают на цепной холодильник. Охлаждение проката до 80 °С происходит естественным образом на воздухе при перемещении раскатов по холодильнику. Невысокая скорость прокатки и подбор ширины заготовки в соотношении количество прутков / масса кольца позволяют использовать короткий холодильник длиной 12 м.

После охлаждения прутки сбрасываются на передающий рольганг, передаются на участок ножниц холодной резки для обрезки концов и порезки на требуемую длину. Порезанный прокат передается на участок сборных карманов для обвязки. Карманы установлены на весах для взвешивания отгружаемых пакетов проката (рис. 10).

Обвязка пакетов производится вручную. После обвязки пакеты проката массой до 5 т отгружаются краном на склад готовой продукции.

Рассматриваемая новая металлургическая технология позволяет снизить капитальные затраты на 1 т производимой продукции в 2,5–3,2 раза. Расходы на создание КВМК-30, включая затраты на предпроектную стадию, проектирование, закупку и монтаж оборудования, запуск комплекса и освоение сортамента, составляют 4,0–5,5 млн. долл. Проект выполнен при условии установки оборудования в существующую коробку цеха.

Снижение удельных капитальных затрат достигнуто за счет сокращения энергоемкости и материалоемкости технологического оборудования; уменьшения производственных площадей на единицу выпускаемой продукции; отсутствия сталеплавильных, сталеразливочных и прокатных устройств и механизмов, требующих высокий уровень подкрановых путей и высокую грузоподъемность кранов. Новая металлургическая технология позволяет снизить производственные затраты на 1 т проката не менее чем на 30–35%.

Снижение производственных затрат достигнуто за счет исключения сталеплавильного процесса в заготовительном производстве; применения заготовки с размерами, максимально приближенными к размерам готового проката; отсутствия избыточной прокатной деформации при формировании готового профиля; повышения процента мерности проката и выхода годного до 0,985; сокращения численности производственного персонала и вспомогательных служб.



УДК 669.21

Поступила 20.05.2016

## ОСВОЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ АРМИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ БЕТОНА НА ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

## DEVELOPMENT OF THE PERSPECTIVE REINFORCING MATERIALS FOR CONCRETE ON JSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BMC»

*Т. А. АХМЕТОВ, И. Н. РАДЬКОВА, Л. В. ЛОКТИОНОВА, Я. В. ЧИКИШЕВ, А. В. МАЗАНИК,  
Ю. И. КОЗЫРЕВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,  
г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: pwd.icm@bmz.gomel.by*

*T. A. AKHMETOV, I. N. RADKOVA, L. V. LOKTIONOVA, Y. V. CHIKISHEV, A. V. MAZANIK,  
Y. I. KOZYREVA, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»,  
Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: pwd.icm@bmz.gomel.by*

*В статье рассмотрены основные этапы становления и развития технологии изготовления инновационных для Республики Беларусь холоднодеформированной арматурной стали в мотках и стальной фибры в СтПЦ-3.*

*The main stages of establishing and development of manufacture techniques for production of cold-shaped reinforcing steel in reels and a steel fiber in StPTs-3 (innovative processes in the Republic of Belarus) are considered in the article.*

**Ключевые слова.** Арматурная сталь, стальная фибра, инновационная продукция.

**Keywords.** Reinforcing steel, steel fiber, innovative production.

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» известно всему миру как производитель такой метизной продукции, как металлокорд, бортовая бронзированная проволока и латунированная проволока для армирования рукавов высокого давления.

Для увеличения переработки и расширения номенклатуры выпускаемой продукции 30 октября 2000 г. был запущен самый молодой из метизных цехов БМЗ – сталепроволочный цех № 3 (СтПЦ-3). Это стало возможно после разделения в 2000 г. стана горячей прокатки 150/320 на два отдельных стана, что позволило повысить объемы производства катанки и обеспечить потребность в заготовке новый цех.

После запуска СтПЦ-3 его основное производство составляла низкоуглеродистая проволока различного назначения. Важной вехой в развитии цеха является запуск и успешная реализация в 2004–2006 гг. программы «Днепр», в результате которой были введены в эксплуатацию станы с экологически чистым способом механического (бескислотного) удаления окалина. Одной из успешно выполненных задач программы стало освоение инновационной для Республики Беларусь продукции: холоднодеформированной арматуры в мотках. Холоднодеформированная арматурная сталь в мотках диаметром 4,0–12,0 мм широко применяется в строительной индустрии для ненапрягаемых железобетонных конструкций в виде сеток, плоских и объемных каркасов. Это обусловлено комплексом ее прочностных свойств. Высокие эксплуатационные характеристики такой арматуры позволяют ей успешно конкурировать с горячекатаной арматурой [1].

Отправной точкой в развитии данного направления стало получение первого сертификата на производство арматуры класса Bst500KR(A) на соответствие требованиям стандарта DIN 488-1986+ОДСН № Z 1.2-219+DIN 1045-2008 (Германия) в мае 2006 г. В 2007 г. были получены сертификаты на производство холоднодеформированной арматуры класса 500 МПа в мотках в соответствии со стандартами

Норвегии, Польши, России и Беларуси. В этом же году был получен сертификат на производство арматуры класса Bst 550 (класс 550 МПа) по ONORM B 4707.

Высокое качество продукции позволило БМЗ уверенно закрепиться на рынках СНГ и дальнего зарубежья. Существовавшие на тот момент производственные мощности уже не могли обеспечить потребности рынка. Очередным этапом в развитии цеха стал пуск в 2010–2011 гг. двух новых волочильных станков по производству холоднодеформированной арматуры в мотках, что дало возможность не только увеличить объемы производства, но и выйти на новые рынки сбыта. Так, были получены сертификаты на производство арматуры класса 500 МПа по нормам Словакии, Чехии, Литвы, Голландии. Также был получен сертификат на производство арматуры класса B500A по новой редакции DIN 488-2009, 2010.

Дальнейшее развитие производства холоднодеформированной арматуры было направлено в первую очередь на повышение качества продукции и обеспечение дополнительных требований потребителей, таких, как минусовое поле допуска по линейной массе, унификация производимых классов, обеспечение повышенных пластических характеристик и т. д. На сегодняшний день БМЗ располагает 14 сертификатами на производство холоднодеформированной арматуры и арматурной проволоки. Кроме того, в начале 2016 г. был получен новый сертификат на производство арматурной проволоки классов B500A+P и B500A+G в соответствии с требованиями DIN 488–2009, 2010.

Накопленный опыт в производстве и при проведении сертификации холоднодеформированной арматуры позволил произвести анализ Белорусского стандарта СТБ 1704-2012 и внести предложения по его изменению, которые позволят не только гармонизировать данный стандарт с Европейскими нормами, но и увеличить возможности при проектировании и применении арматуры ненапрягаемой в железобетонных конструкциях [2].

Параллельно с развитием производства холоднодеформированной арматуры в мотках в 2009–2010 гг. в СтПЦ-3 был создан новый участок по производству стальной фибры. Это позволило освоить абсолютно новый для Республики Беларусь продукт: стальную проволочную фибру различного сортамента (анкерную, волновую, микрофибру).

Стальная фибра используется как армирующий материал бетонной матрицы. Фибробетон обладает значительными преимуществами по сравнению с обычным бетоном. Большая степень сопротивления трещинообразованию способствует увеличению таких физико-механических показателей, как прочность при сжатии, растяжении и изгибе, водонепроницаемость, морозоустойчивость, сопротивление к проникновению воды и химических веществ. Строительные конструкции из бетона с армированием из стальной фибры особенно эффективны для использования в регионах с высокой сейсмической активностью [3].

БМЗ имеет пять сертификатов соответствия на производства проволочной фибры. Потребителями данного вида продукции являются строительные компании России, Австрии, Германии, Польши, Литвы и др. В Республике Беларусь стальная проволочная фибра успешно применяется при строительстве промышленных полов.

В наше время сталепроволочный цех № 3 – это самостоятельное, динамично развивающееся подразделение, которое имеет сложившуюся структуру и современный уровень технологии производства метизной продукции. Основной продукцией цеха являются материалы для строительной индустрии, такие, как арматура трехстороннего периодического профиля, проволока арматурная, гвоздевая и общего назначения, стальная фибра, гвозди, сетка «Рабица». Затянувшийся мировой экономический кризис и геополитические процессы приводят к снижению темпов строительства, снижению производства в металлургической отрасли. Однако достигнутые результаты в области качества позволяют продукции СтПЦ-3 оставаться востребованной на рынках дальнего и ближнего зарубежья. Так, в 2014–2015 гг. производство проволоки различного назначения и арматуры составили более 220 000 т в год, стальной фибры – более 4000 т в год. Из всего объема произведенной продукции более 70% было отгружено в страны ЕС.

Несмотря на все трудности, связанные со сложной экономической ситуацией, в СтПЦ-3 продолжает работу по совершенствованию технологий и освоению новых видов продукции. На сегодняшний день рассматривается ряд проектов по развитию СтПЦ-3, реализация которых стала возможной благодаря запуску в 2015 г. нового мелкосортно-проволочного стана горячей прокатки 370/150. Основным направлением дальнейшего развития является получение арматуры в мотках класса пластичности «В», что позволит продукции цеха и в дальнейшем оставаться востребованной на внутреннем и внешних рынках.

### Литература

1. Ахметов Т. А., Радькова И. Н., Локтионова Л. В. Современные тенденции в развитии технологии производства холоднодеформированной арматурной стали // *Литье и металлургия*. 2014. № 2. С. 65–67.
2. Ахметов Т. А., Чикишев Я. В., Радькова И. Н., Локтионова Л. В. Оценка качественных характеристик арматуры ненапрягаемой класса S500 по СТБ 1704–2012 в разрезе основных Европейских норм // *Литье и металлургия*. 2014. № 4. С. 53–54.
3. Веденеев А. В., Игнатенко О. И. Перспективные армирующие материалы для фибробетонов // *Сталь*. 2010. № 6. С. 77–82.

### References

1. Akhmetov T. A., Radkova I. N., Loktionova L. V. Sovremennye tendencii v razvitii tehnologii proizvodstva holodnodeformirovannoj armaturnoj stali [Modern trends in the development of production technology of cold steel reinforcement]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and Metallurgy*, 2014, no.2, pp.65–67.
2. Akhmetov T. A., Chikishev Ja. V., Radkova I. N., Loktionova L. V. Ocenka kachestvennyh harakteristik armatury nenaprjagamoj klassa S500 po STB 1704–2012 v razreze osnovnyh Evropejskih norm [Evaluation of the quality characteristics of class S500 Free of tension reinforcement according to STB 1704–2012 by major European Norms]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and Metallurgy*, 2014, no.4, pp. 53–54.
3. Vedeneev A. V., Ignatenko O. I. Perspektivnye armirujushhie materialy dlja fibrobetonov [Prospective reinforcing materials for fiber-reinforced concrete]. *Stal' = Steel*, 2010, no. 6, pp. 77–82.



УДК 669.

Поступила 20.05.2016

## ПРИМЕНЕНИЕ УСТРОЙСТВА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХОЛДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ АРМАТУРЫ USE OF THE DEVICE TO INCREASE THE PLASTIC PROPERTIES OF COLD-SHAPED FITTINGS

Т. А. АХМЕТОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: pwd.icm@bmz.gomel.by,

Ю. Л. БОБАРИКИН, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48,

Я. В. ЧИКИШЕВ, Н. В. СТАРКОВ, Л. В. ЛОКТИОНОВА, И. Н. РАДЬКОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37.

T. A. AKHMETOV, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: pwd.icm@bmz.gomel.by,

Yu. L. BOBARIKIN, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, Oktober ave.,

Ya. V. CHIKISHEV, N. V. STARKOV, L. V. LOKTIONOVA, I. N. RADKOVA, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.

*В статье рассмотрены вопросы влияния отношения предела текучести и полного относительного удлинения при максимальной нагрузке на энергию деформации до разрушения. Использование блока снижения внутренних напряжений при производстве холоднодеформированной арматуры позволяет существенно повысить ее пластические свойства, т. е. энергетический фактор. При этом совмещение такого устройства с рихтовальным устройством по аналогии с проволокой тонких диаметров, а также минимизация удельных обжатий открывают перспективы для получения всех необходимых параметров арматуры класса «В», полученной холодной прокаткой.*

*The subjects of influence of the relationship of a limit of fluidity and full relative lengthening at the maximum load on deformation energy before destruction are considered in the article. Use of the block to decrease of internal tension in production of cold-shaped fittings allows to increase significantly its plastic properties, i. e. a power factor. At the same time combination of such device with the straightening unit similar to one used in production of thin wire and also minimization of specific reduction opens prospects for obtaining all necessary parameters of the fittings of a class «B» produced by cold rolling.*

**Ключевые слова.** Холоднодеформированная арматура, арматурная сталь, пластичность, энергетический потенциал.

**Keywords.** Cold-shaped fittings, reinforcing steel, plasticity, energy potential.

Армированный бетон или железобетон остается на протяжении многих лет самым востребованным материалом в строительстве. Современные тенденции в строительстве, в том числе и для строительства высотных зданий, направлены на развитие технологий сборного железобетона и технологий несъемной опалубки [1].

Повышение прочности бетона при растяжении и устранение хрупкости разрушения достигается введением в его матрицу длинномерных или дисперсных армирующих наполнителей различной природы.

Наиболее распространенным армирующим материалом для ненапрягаемых железобетонных конструкций на сегодняшний день является арматурная сталь класса 500 МПа. Использование арматурной стали периодического профиля позволяет существенно повысить прочность ее сцепления с бетоном. Прочностные характеристики стали определяют механические свойства бетона. Арматура класса 500 МПа обеспечивает необходимую прочность сооружения и экономию металла в сравнении с арматурой более низких классов.

Наряду с необходимыми прочностными характеристиками и прочностью сцепления с бетоном арматура должна обладать определенным запасом пластичности, который позволяет исключить лавино-

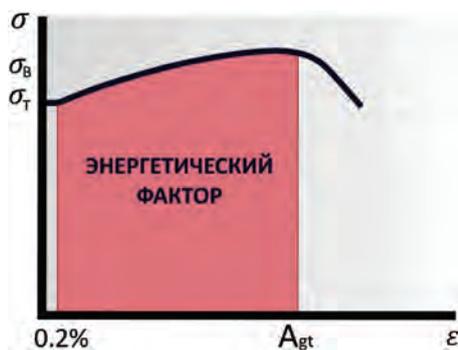


Рис. 1. Кривая растяжения арматуры

Высокопластичный металл имеет свойство нелинейно и существенно упрочняться при растяжении, т. е. увеличивать собственную прочность [2]. Пластические свойства арматуры можно определить с точки зрения энергетического потенциала (энергетического фактора) (рис. 1). Площадь закрашенной области численно равна энергии пластической деформации. Чем больше эта площадь, тем выше пластичность и наоборот.

Как видно из рисунка, наряду с пределом текучести на энергию деформации до разрушения оказывают влияние отношение предела прочности к пределу текучести и полное относительное удлинение при максимальной нагрузке.

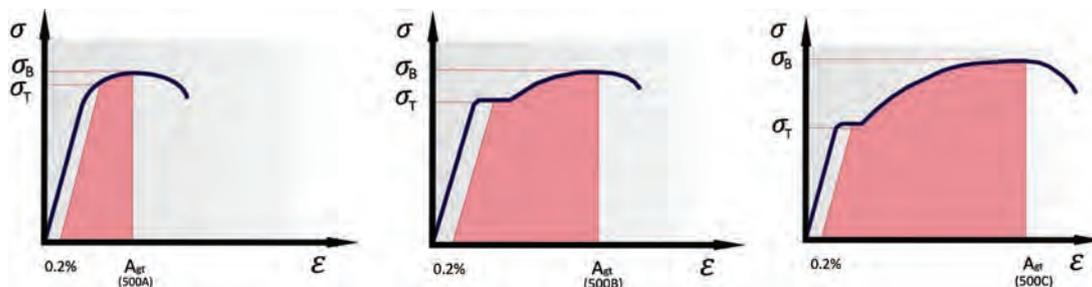
Как известно, в Европейской норме EN 1992 (Еврокод 2) определены три класса пластичности арматуры: А, В и С. При идентичном пределе текучести данные классы арматуры имеют существенную разницу в пластических свойствах и, как следствие, в энергетическом факторе (рис. 2).

Очевидно, что наименьшей пластичностью обладает арматура марки В500А. Традиционная технология получения такой арматуры заключается в холодном деформировании катанки с величиной удельного обжатия в пределах 15–30%. Такая величина деформации позволяет, с одной стороны, получить необходимый предел текучести и с другой – сформировать определенный периодический профиль. При этом неизбежно снижаются пластические свойства металла. Наряду с данным недостатком комплекс эксплуатационных свойств холоднодеформированной арматуры позволяет ей оставаться востребованным продуктом на строительном рынке. Освоение холоднодеформированной арматуры более высокого класса пластичности – одна из актуальных задач современного производства [3].

Для повышения пластических свойств холоднодеформированной арматуры большинство ведущих производителей оснащают станы для холодной прокатки устройствами знакопеременного изгиба – рихтовками (рис. 3), которые позволяют за счет многократного знакопеременного изгиба перераспределять внутренние напряжения в арматуре и повысить ее пластические свойства.

Данные устройства дают возможность обеспечить необходимый уровень пластических свойств в соответствии с требованиями класса «А».

Для обеспечения специальных свойств проволоки тонких диаметров рихтовальные устройства дополнительно оснащаются блоками снятия напряжений и регулировки диаметра кольца (рис. 4).



Класс пластичности арматуры	500А	500В	500С
Условный предел текучести, МПа	500		
Полное относительное удлинение, %	≥2,5	≥5,0	≥7,5
Отношение предела прочности к пределу текучести	≥1,05	≥1,08	≥1,15
			≤1,35

Рис. 2. Энергетический фактор арматурной стали

образное разрушение даже в случаях аварийных нагрузок за счет возможности образования шарниров пластичности и перераспределения усилий в статически неопределимых конструкциях зданий.

В современном производстве холоднодеформированной арматуры остается актуальной проблема повышения пластических свойств холоднодеформированной арматуры при сохранении достаточной прочности.

Целью исследований является исследование механических свойств холоднодеформированной арматуры, апробирование и применение специального роликового блока для повышения пластических свойств холоднодеформированной арматуры.



Рис. 3. Рихтовальное устройство станов холодной прокатки фирмы «Promostar S.r.l.» (а)<sup>1</sup>; «Eurolls S.p.A.» (б)<sup>2</sup>

Как показала практика, применение таких устройств значительно повышает пластические свойства проволоки тонких диаметров, что позволило предположить возможность использования дополнительного блока снятия напряжения и для производства арматуры.

Для проведения эксперимента был выбран волочильный арматурный стан, где возможно получение необходимого изгиба. Результаты испытаний арматуры трехстороннего периодического серповидного профиля диаметром 8,0 мм, изготовленной из одного бунта катанки диаметром 9,0 мм с блоком для снятия напряжений и без него, приведены в таблице и на рис. 5. Рихтовальное устройство при эксперименте не задействовали. Блок снятия напряжений устанавливали непосредственно перед намоточным устройством. Нанесение профиля на катанку осуществляли в 6-роlikовой неприводной прокатной клети. Удаление окалины осуществляли в роlikовом окатиноломателе. Испытания арматуры проводили на разрывной машине BT1-FR250SN. A4K фирмы ZWICK (Германия) по стандартам ISO 15630-1:2010, ISO 6892-1:2009. Перед испытанием арматуру подвергали искусственному старению при температуре 100 °С в течение 1 ч. Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке определяли ручным способом.



Рис. 4. Правильно-рихтовальное устройство фирмы Witel-Albert GmbH<sup>3</sup>

Среднестатистические результаты испытаний арматуры диаметром 8,0 мм

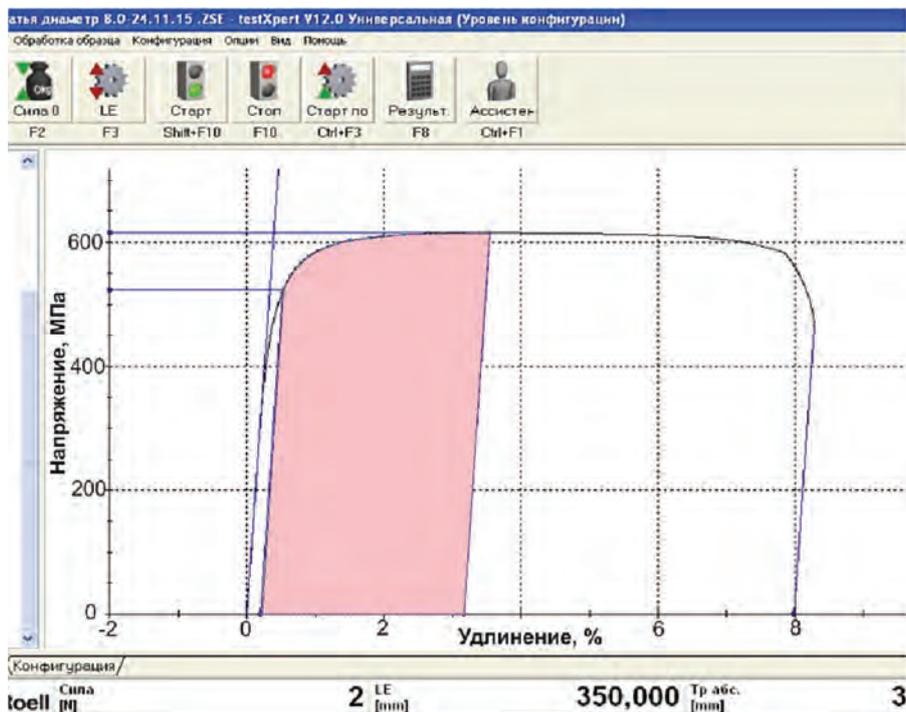
	Количество испытаний	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b/\sigma_{0,2}$	$A_{gt}$ , %
Без блока для снятия напряжений	10	648	604	1,07	1,8
С блоком для снятия напряжений (без рихтовального устройства)	10	624	559	1,12	4,0
Многороlikовое рихтовальное устройство	257	607	558	1,09	4,5

Как видно из приведенных данных, использование блока снижения внутренних напряжений при производстве холоднодеформированной арматуры позволяет существенно повысить ее пластические

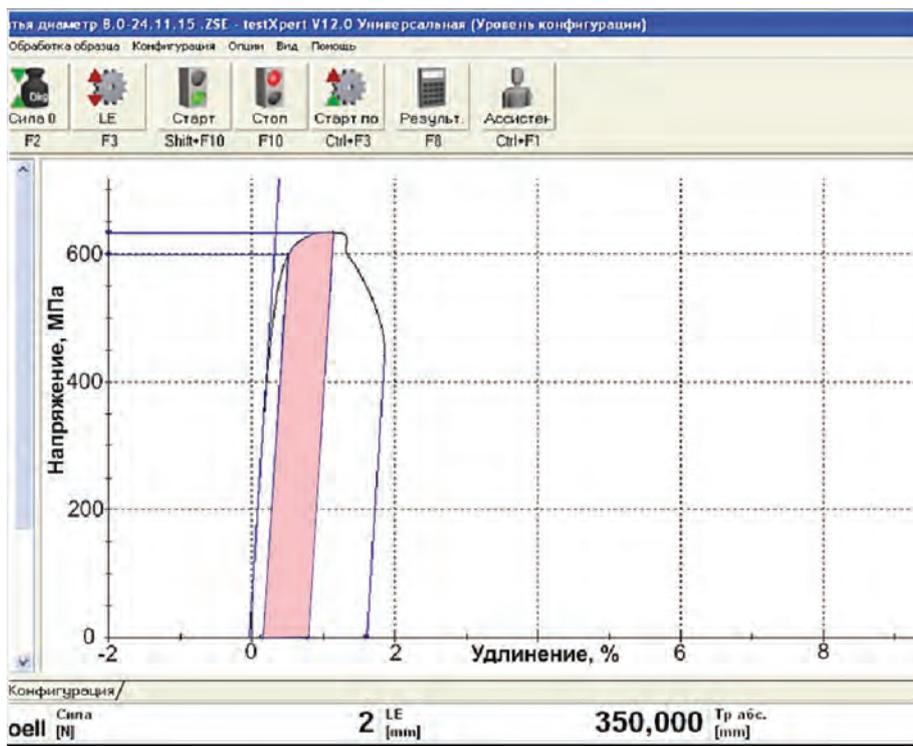
<sup>1</sup> <http://www.promostar.it/en>.

<sup>2</sup> <http://www.eurolls.com/en>.

<sup>3</sup> [http://www.witels-albert.com/index\\_engl.html](http://www.witels-albert.com/index_engl.html).



*a*



*б*

Рис. 5. Характерные диаграммы растяжения арматуры диаметром 8,0 мм: *a* – без блока снятия напряжений; *б* – с блоком снятия напряжений

свойства, т. е. энергетический фактор. Эффект роста пластичности холоднодеформированной арматуры при обработке в рихтовальных устройствах объясняется структурными изменениями стали на уровне зерен или кристаллитов. Так, обработка арматуры в рихтовке сопровождается знакопеременными нагрузками в металле. При деформации металла в одном направлении, как и при любой пластической деформации металла, в первую очередь пластически деформируются зерна металла с благоприятной ориентацией. Благоприятная ориентация зерна определяется совпадением плоскости скольжения зерна с максимальным касательным напряжением в объеме металла. При деформации металла в другом на-

правления (в последующем ролик рихтовки) указанные зерна получают упругие деформации обратного знака за счет снятия упругой деформации в соседних зернах. Поэтому при последующем нагружении в обратном направлении потребуется уже меньшее внешнее напряжение для пластической деформации описываемых зерен, так как внутренние упругие напряжения будут способствовать пластической деформации этих зерен, т. е. предел текучести металла уменьшится, а пластичность возрастет.

При сравнении результатов испытаний с традиционной технологией обращает на себя внимание повышение показателя  $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ , величина которого соответствует классу пластичности «В». При этом необходимо отметить снижение полного относительного удлинения при использовании только блока для снятия напряжения. Очевидно, что, как и при производстве проволоки тонких диаметров, для арматуры, кроме блока перераспределения напряжений, необходимо дополнительно использовать рихтовальное устройство.

При этом совмещение такого устройства с рихтовальным устройством по аналогии с проволокой тонких диаметров, а также минимизация удельных обжатий открывает перспективы для получения всех необходимых параметров арматуры класса «В», полученной холодной прокаткой.

### Литература

1. Звездов А. И., Снимщиков С. В., Харитонов В. А., Суриков И. Н. Проблемы и пути развития современного железобетона // Бетон и железобетон. 2015. № 4.
2. Харитонов В. А., Нахтиял С. О. Возможности оперативной организации производства и применения в России арматурного проката с европейскими требованиями качества и эффективности // ЖБИ и конструкции. 2011. № 3. С. 54–61.
3. Ахметов Т. А., Радькова И. Н., Локтионова Л. В. Современные тенденции в развитии технологии производства холоднодеформированной арматурной стали // Литье и металлургия. 2014. № 2. С. 65–67.

### References

1. Zvezdov A. I., Snimshnikov S. V., Haritonov V. A., Surikov I. N. Problemy i puti razvitija sovremennogo zhelezobetona [Problems and ways of modern reinforced concrete]. *Beton i zhelezobeton = Concrete and reinforced concrete*, 2015, no. 4.
2. Haritonov V. A., Naxhijaj S. O. Vozmozhnosti operativnoj organizacii proizvodstva i primeneniya v Rossii armaturnogo prokata s evropejskimi trebovanijami kachestva i jeffektivnosti [The possibility of operational organization of production and use in Russia rebar with European standards of quality and efficiency]. *ZhBI i konstrukcii = Concrete products and structures*, 2011, no. 3, pp. 54–61.
3. Akhmetov T. A., Radkova I. N., Loktionova L. V. Sovremennye tendencii v razvitii tehnologii proizvodstva holodnodeformirovannoj armaturnoj stali [Modern trends in the development of production technology of cold steel reinforcement]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and Metallurgy*, 2014, no. 6, pp. 65–67.



УДК 669.017

Поступила 11.03.2016

## ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ХРОМОВЫХ БРОНЗ, ЛЕГИРОВАННЫХ МЕХАНИЧЕСКИ СПЛАВЛЕННЫМИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ МОДИФИЦИРУЮЩИМИ ЛИГАТУРАМИ

## PRODUCTION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF CHROMIUM BRONZE ALLOYED MECHANICALLY WITH THE MELTING OF NANOCRYSTALLINE MODIFYING LIGATURES

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43,  
Г. Ф. ЛОВШЕНКО, УО «Белорусская государственная академия авиации», г. Минск, Беларусь,  
ул. Уборевича, 77. E-mail: lovshenko@mail.ru,

И. А. ЛОЗИКОВ, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43

F. G. LOVSHENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.,

G. F. LOVSHENKO, Belarusian State Academy of Aviation, Minsk, Belarus, 77, Uborevich str.

E-mail: lovshenko@mail.ru,

I. A. LOZIKOV, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

Реакционное механическое легирование является эффективной технологией получения нанокристаллических модифицирующих лигатур и модификаторов. При выплавке хромовых бронз применение механически легированных модифицирующих лигатур позволяет исключить из технологии получения материалов высокотемпературный, требующий специального дорогостоящего печного оборудования, экологически опасный процесс производства литых лигатур, а также снизить оптимальную температуру процесса легирования расплава меди на 50–100 °С при уменьшении его продолжительности в 2,5–3,5 раза. Механически легированные модифицирующие лигатуры обеспечивают формирование дисперсно-упрочненных жаропрочных материалов с суб-/микроструктурным типом структуры основы, которые по прочности, твердости, электропроводности и температуре начала рекристаллизации примерно на 15–20% превосходят базовые, что увеличивает стойкость электродов контактной сварки 1,8–2,2 раза.

The reactive mechanical alloying is an effective technology for production of nanocrystalline modifying modifiers and ligatures. During smelting chromium bronzes use of mechanically alloyed modifying ligatures allow to exclude from the technology the environmentally hazardous high-temperature process of production of cast ligatures and to reduce the optimum temperature of the melt alloying process copper at 50–100 °C by reducing its duration 2, 5–3,5 times. This excluded process requires expensive furnace equipment.

Mechanically alloyed modifying ligatures allow the formation of dispersion-strengthened heat-resistant materials with sub-/microcrystalline structure type bases, which are strength, hardness, conductivity and temperature of the onset of recrystallization about 15–20% superior to the base, which increases the resistance of the welding electrodes by 1.8–2.2 times.

**Ключевые слова.** Механически легированные нанокристаллические модифицирующие лигатуры, эффективность применения, хромовые бронзы, технология получения, фазовый состав, структура, свойства.

**Keywords.** Mechanically alloyed nanocrystalline modifying the ligatures, the effectiveness of use, chrome bronze, producing technology, phase composition, structure, properties.

### Введение

Основной технологией производства хромовых бронз, включая комплексно-легируемые, являющихся одним из распространенных материалов электротехнического назначения, служит двухстадийный способ выплавки, включающий производство лигатуры и конечного сплава. Наиболее известные из них – хромовые и хромоциркониевые бронзы. Оптимальная концентрация хрома в лигатуре для первых и вторых составляет 10%. Лигатура вторых дополнительно содержит 1,0–1,5% циркония. Узким местом, сдерживающим процесс и определяющим высокую стоимость этих бронз, а также экологическую вред-

ность производства, является изготовление лигатур [1]. Общеизвестно, что перспективным способом повышения свойств литых материалов служит модифицирование. При этом наиболее эффективно применение модифицирующих лигатур. Однако литературные сведения о получении и применении модификаторов и модифицирующих лигатур для производства бронз электротехнического назначения, направленном на упрощение технологии изготовления и повышения их физико-механических свойств, отсутствуют. Одним из перспективных методов решения проблемы является применение реакционного механического легирования, обеспечивающего получение модифицирующих лигатур и исключаящего из технологического процесса их производства высокотемпературную плавку [2].

Цель данной работы – исследовать влияние механически легированных нанокристаллических модифицирующих лигатур на процесс получения, структуру и свойства хромовых бронз.

### Материалы, оборудование и методика исследования

Механически легированные лигатуры получены по классической технологии производства механически легированных материалов [3–5].

**Исходные компоненты для лигатуры** – порошки меди ПМС-1 (ГОСТ 4960-2009), хрома ПХ-1С (ТУ 14-1-1474-75), циркония ПЦрК-III (ТУ 48-4-234-84) и графита литейного (ГОСТ 5279-74). Размер частиц порошков меди и хрома находился в пределах 45–63 мкм, а циркония составлял менее 45 мкм. Содержание компонентов в шихте соответствовало оптимальному и составляло: хром – 10%, цирконий – 1,5, графит литейный – 0,15%. Кроме этих элементов, во всех композициях в качестве примеси, в основном связанной в оксиды меди, присутствовал кислород в количестве 0,3–0,4%.

Реакционное механическое легирование проводили в механореакторе, основой которого являлась вибромельница гирационного типа с четырьмя водоохлаждаемыми помольными камерами объемом 2 дм<sup>3</sup> каждая. Процесс осуществляли в атмосфере аргона (ГОСТ 10157-79). Продуктом механического легирования служила гранулированная композиция. Композиции являются реакционно-способными. Выполненное термодинамическое моделирование позволило определить адиабатическую температуру механически активируемого взаимодействия между компонентами ( $T_{ad}$ ), равновесный фазовый состав при  $T_{ad}$ , а также установить для изобарно-изотермических условий зависимость равновесного фазового состава от температуры, изменяющейся в интервале 350–1800 К [6]. В табл. 1 для двух базовых композиций систем «Cu-Cr-O-C» и «Cu-Cr-Zr-O-C» приведены значения двух первых параметров.

Таблица 1. Результаты термодинамического расчета адиабатической температуры взаимодействия  $T_{ad}$  и равновесного состава реагирующих систем при адиабатической температуре

Химический состав композиции, %	Адиабатическая температура взаимодействия $T_{ad}$ , К	Равновесный фазовый состав при $T_{ad}$
Cu + 10% Cr + 0,3% O + 0,1% C	470	Cu(Cr) + 7,6% Cr + 0,95% Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 1,8% Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
Cu + 10% Cr + 1,5% Zr + 0,3% O + 0,05% C	570	Cu(Cr, Zr) + 1,1% Cu <sub>9</sub> Zr <sub>2</sub> + 9,9% Cr + 1,16% ZrO <sub>2</sub> + 0,43% ZrC

Согласно результатам моделирования, в исследованных системах формируются термодинамически стабильные, тугоплавкие оксиды Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ZrO<sub>2</sub> и карбиды Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, ZrC. Они устойчивы в контакте с медной матрицей до 1800 К. Последняя (1800 К) существенно превышает максимальную температуру медного расплава, составляющую 1350–1450 °С. Интерметаллид Cu<sub>9</sub>Zr<sub>2</sub> сохраняется до 1350 К. Общее содержание приведенных фаз превышает 2%.

Компактные лигатуры в виде прутков диаметром 10 и 12 мм получали методом экструзии холоднопрессованных брикетов из гранулированных композиций. Они сохраняют субмикроструктурный тип структуры гранулированных композиций. Размер зерен основы не превышает 1 мкм. Зерна, в свою очередь, разделены на блоки, величина которых не более 50 нм. Для лигатур характерно гомогенное и ультрадисперсное распределение элементов. Основное количество хрома находится в виде частиц глобулярного типа размером менее 0,5 мкм. Кроме того, в структуре выявляются отдельные пластинчатые включения этого элемента длиной до 10 мкм и толщиной менее 1 мкм. Исследования фазового состава лигатур, выполненные методами просвечивающей электронной микроскопии, полностью подтвердили результаты термодинамического моделирования. Протекание в композициях в процессе реализации технологии получения лигатур механически и термически активируемых превращений, направленных на уменьшение свободной энергии систем, приводит к формированию нанокристаллов термодинамически стабильных, тугоплавких оксидов Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ZrO<sub>2</sub> и карбидов Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, ZrC, которые наряду с дисперсными включениями

хрома должны эффективно выполнять роль модификаторов. Материалы являются жаропрочными. В зависимости от состава температура рекристаллизации находится в пределах 550–700 °С. Основное упрочнение их – дисперсное, обусловленное наличием в структуре нанокристаллов вышеприведенных соединений.

Плавку бронз проводили с использованием графитовых тиглей в высокочастотной индукционной печи, питаемой от генератора ВЧГ 1/60–0,066. Основой служила чистая медь М1 (ГОСТ 859-2001).

### Результаты исследования и их обсуждение

В работе изучено влияние условий плавки, легирования и последующих процессов термической и термомеханической обработок на химический и фазовый составы, структуру и свойства бронз.

Согласно результатам исследования, влияния природы защитных атмосфер и раскислителей, используемых при плавке, на химический состав и свойства литых бронз (табл. 2), минимальный угар легирующих элементов, не превышающий 3–4% от их исходного количества, достигается в случае комбинированной защиты поверхности расплава системой «криолит (К) + аргон (А)».

Таблица 2. Степень усвоения расплавом хрома и физико-механические свойства бронз

Защитная атмосфера	Раскислитель	Химический состав, %			Физико-механические свойства			
		Cr	$P_{ост}$	$B_{ост}$	$\sigma_B$ , МПа	НВ	$\delta$ , %	$\rho \cdot 10^{-8}$ , Ом·м
К	Р	0,67	0,032	–	406	141	22	2,22
А	Р	0,70	0,025	–	412	144	23,5	2,21
К+А	Р	0,76	0,019	–	424	148	26	2,23
К	В	0,71	–	0,0018	414	144	24	2,07
А	В	0,74	–	0,0012	420	147	24,5	2,06
К+А	В	0,79	–	0,0009	438	152	28	2,02

В качестве раскислителей использовали бор или фосфор, которые вводили в количестве 0,05% от массы плавки. Легирование проводили при температуре 1200–1220 °С. Продолжительность процесса составляла 10 мин. Наиболее эффективным раскислителем является бор. Использование его оказывает положительное влияние на все исследованные физико-механические свойства и прежде всего на электропроводность хромовых бронз. Так, применение бора вместо фосфора увеличивает этот показатель примерно на 3% и его значение достигает 85% от электропроводности меди.

Исследования, направленные на установление влияния температуры расплава меди и продолжительности изотермической выдержки на процесс легирования, выполнены с использованием лигатур, оптимальных по составу и условиям получения. При этом применяли комбинированную защиту поверхности расплава системой «криолит (К) + аргон (А)», а в качестве раскислителя использовали бор.

Представляется очевидным, что размер структурных составляющих лигатуры оказывает существенное влияние на кинетику растворения ее в расплаве меди. В рассматриваемых системах упрощенный, но отражающий реальную ситуацию, процесс состоит из двух этапов. Первый – растворение основы лигатуры, практически представляющей собой медь, и второй – растворение частиц хрома. Методика и результаты оценки продолжительности протекания этих процессов представлены в работе [7].

Согласно расчетам, выполненным по приближенной формуле Померанцева, продолжительность ( $t_m$ ) расплавления сферических кусков лигатуры  $r_0 = 10–25$  мм, введенных в расплав меди, имеющий температуру  $T_0 = 1200–1600$  °С, происходит практически мгновенно и находится в пределах 1–12 с (рис. 1).

Второй этап легирования – растворение хрома в расплаве меди описан математически путем решения задачи Стефана диффузионного типа в сферической симметрии. Результаты расчетов времени ( $t_d$ ) полного растворения частиц хрома в расплаве меди при температурах 1200–1500 °С с типичными размерами ( $r_0$ ), которые используются при выплавке хромовых бронз, приведены в табл. 3.

Таблица 3. Время полного растворения  $t_d$  частиц Cr в расплаве меди

Состояние легирующего элемента	$r_0$ , мм	$t_d$ , с, при температуре, К			
		1200	1300	1400	1500
Включения Cr в механически сплавленном композите	0,0005	$6,4 \cdot 10^{-2}$	$2,0 \cdot 10^{-2}$	$0,7 \cdot 10^{-2}$	$0,18 \cdot 10^{-2}$
	0,01	$25,5 \cdot 10^{-2}$	$8,2 \cdot 10^{-2}$	$2,7 \cdot 10^{-2}$	$0,74 \cdot 10^{-2}$
Включения Cr в литом гетерогенном сплаве Cu–Cr	0,5	$6,36 \cdot 10^2$	$2,04 \cdot 10^2$	$0,672 \cdot 10^2$	$0,186 \cdot 10^2$
	2,5	$15,98 \cdot 10^3$	$5,11 \cdot 10^3$	$1,69 \cdot 10^3$	$0,462 \cdot 10^3$
	15	$57,49 \cdot 10^4$	$18,22 \cdot 10^4$	$6,084 \cdot 10^4$	$1,656 \cdot 10^4$

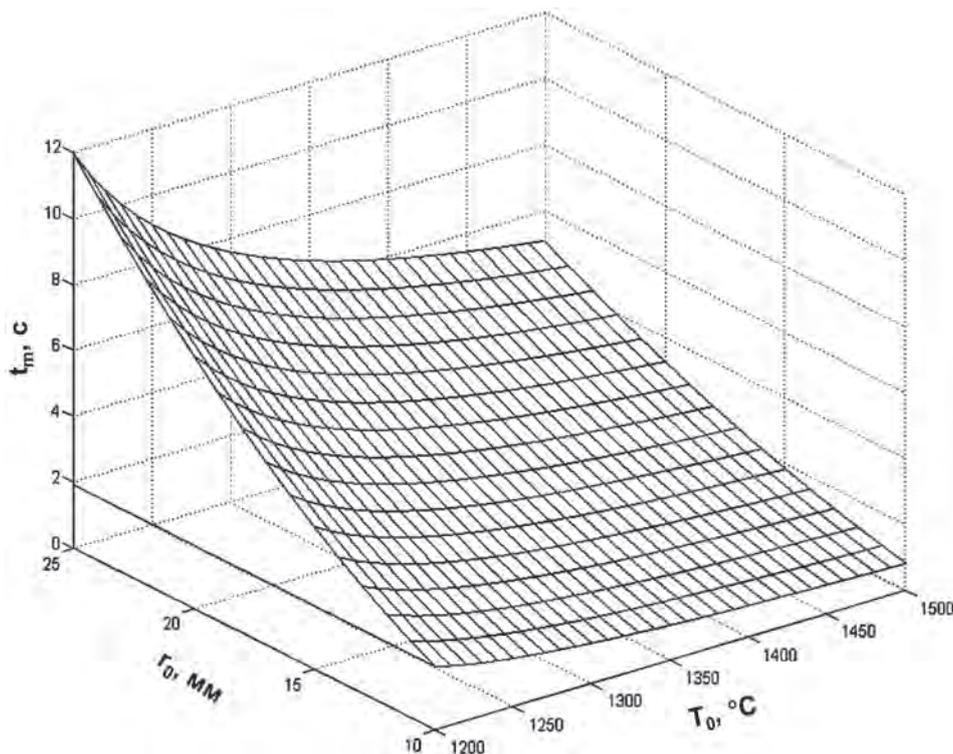


Рис. 1. Диаграмма времени плавления лигатуры в расплаве меди

Согласно полученным результатам, включения хрома в механически легированной лигатуре, имеющие размер 0,5–10 мкм, растворяются в жидкой меди мгновенно ( $t_d \sim 10^{-2}–10^{-3}$  с), что исключает необходимость выдержки расплава для легирования. В то же время продолжительность растворения частиц радиусом  $r_0 = 0,5–2,5$  мм, характерных для литых лигатур, на 5–6 порядков выше. Так, при 1400 °С в зависимости от размера частиц, находящихся в этом интервале, она составляет от 1 до 30 мин. При снижении температуры расплава меди до значения 1300 °С, являющегося нижним пределом при легировании литыми лигатурами, время растворения включений хрома увеличивается примерно в 3 раза. Адекватность полученных математических зависимостей качественно подтверждается экспериментальными данными. Так, установлено, что при температуре расплава меди, равной 1200–1250 °С, оптимальная продолжительность легирования механически сплавленной лигатурой, составляет 9–10 мин. При этом достигается равномерное распределение легирующих компонентов и их максимальное содержание в литых бронзах. Снижение продолжительности процесса до значения менее 4 мин вызывает образование ликваций в виде микрообластей размером до 50 мкм, обогащенных хромом и представляющих собой эвтектику «Cu – Cr» (рис. 2, 3).

Анализ структуры материалов, полученных по оптимальному режиму, показывает, что размер зерен основы разработанных литых бронз составляет примерно 1,0 мкм и ее структура относится к микрокристаллическому типу. Это однозначно указывает на высокий модифицирующий эффект, обусловленный применением механически сплавленных лигатур. Можно с высокой достоверностью утверждать, что основную роль в модифицировании в хромовых бронзах играют нанокристаллы оксидов и карбидов хрома, а в хромоциркониевых бронзах – нанокристаллы оксидов и карбидов циркония. При этом и в первом, и во втором случаях не исключается модифицирующая роль субмикро- и нанокристаллов хрома.

Для сравнения на рис. 4 показана структура литой бронзы БрХ, полученной по базовой технологии завода «Красный Выборжец» (РФ), согласно которой легирование осуществлялось литой лигатурой при 1300–1350 °С в течение 30–40 мин.

Средний размер зерна данного материала равен 20 мкм, что в 20 раз превышает этот параметр для экспериментальной бронзы.

Литые бронзы, полученные с применением механически легированной лигатуры, отличаются высокой плотностью, отсутствием пор и однородны по химическому составу. Результаты сканирования по площади указывают на равномерность распределения хрома (см. рис. 3). В то же время хром, а также цирконий структурно не выявляются. Большую информацию о фазовом составе и морфологии фаз дают

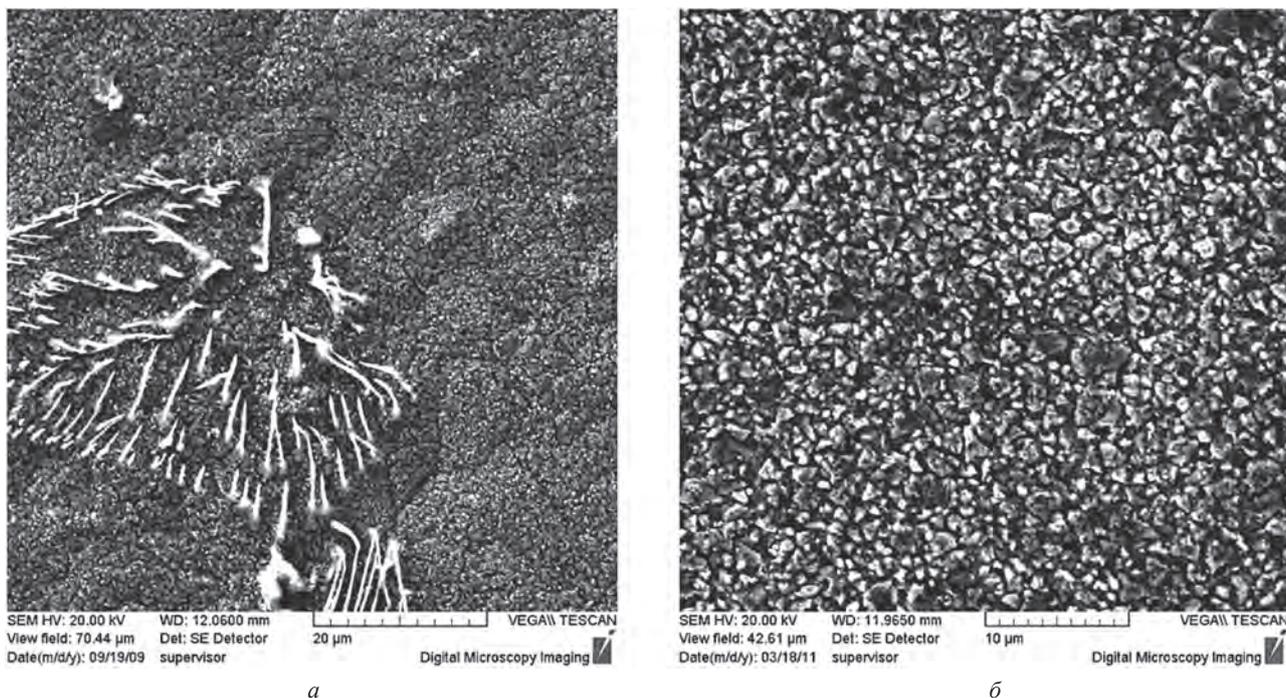


Рис. 2. Структура литой бронзы БрХ: *a* – выдержка расплава 3 мин; *б* – выдержка расплава 9 мин

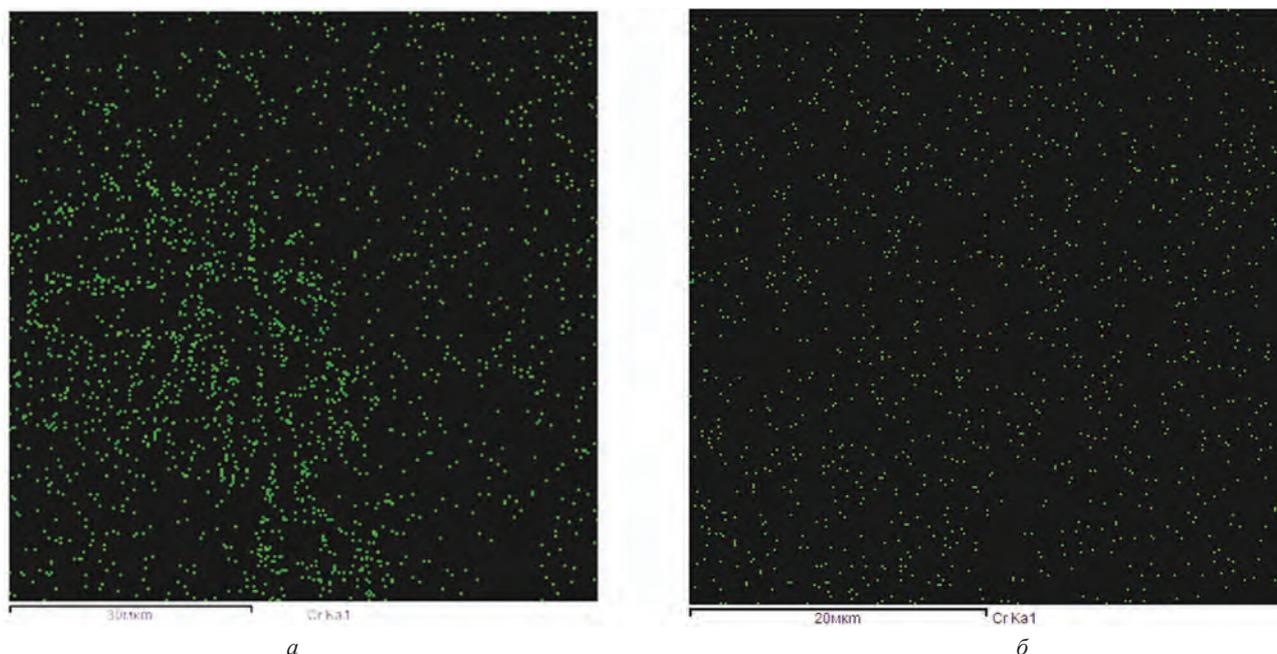


Рис. 3. Распределение хрома в литой бронзе БрХ по площади сканирования: *a* – выдержка расплава 3 мин; *б* – выдержка расплава 9 мин

результаты сравнительного анализа механических свойств (табл. 4) литых бронз, не подвергавшихся термической обработке.

Таблица 4. Состав и свойства литой хромовой бронзы производства завода «Красный Выборжец» (РФ) и полученной по разработанной технологии

Сплав	Химический состав, %			Литье			Отжиг, $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$		
	Cr	Fe	P	НВ	$\sigma_B$ , МПа	$\rho \cdot 10^{-8}$ , Ом·м	НВ	$\sigma_B$ , МПа	$\rho \cdot 10^{-8}$ , Ом·м
БрХ (з-д «Красный Выборжец»)	0,71	0,044	0,038	60	180	2,00	55	185	1,94
БрХ (экспериментальная)	0,77	0,041	0,002	105	315	1,94	105	305	1,91

По электропроводности базовая и экспериментальная бронзы близки к меди. Это однозначно, что хром не растворен в основе и находится в элементарном виде или частично связан в химические соеди-



Рис. 4. Структура литой классической бронзы БрХ

нения. Следует отметить, что экспериментальная бронза имеет высокие для литого материала значения твердости и прочности и по этим показателям в 1,7–1,8 раза превосходит аналог. При этом материал является жаропрочным. Отжиг при 700 °С не оказывает заметного влияния на его твердость и прочность. Сочетание этих свойств объясняется комплексным упрочнением, включающем зернограничное и дисперсное [3]. Последнее указывает на наличие в структуре субмикроструктур и/или нанокристаллов термодинамически стабильных упрочняющих фаз, стабилизирующих границы зерен и субзерен основы, которыми являются хром, а также его карбиды и оксиды.

Высокие свойства экспериментальных бронз (табл. 4) позволяют в ряде случаев их применение непосредственно после литья, исключив термомеханическую обработку. Тем не менее, этот процесс, состоящий из закалки, холодной пластической деформации со степенью, достигающей 60%, и старения, является заключительным этапом типовой технологии, при реализации которого формируется оптимальный комплекс физико-механических свойств бронз, необходимый для электротехнических материалов.

Установлено [8], что в связи с одинаковой природой протекающих фазовых превращений оптимальные значения параметров закалки и старения базовых и экспериментальных бронз близки. В обоих случаях, как для хромовых, так и хромоциркониевых бронз, оптимальными режимами закалки являются температура нагрева – 1000 °С, продолжительность изотермической выдержки – 1 ч, охлаждающая среда – вода. Оптимальные значения температуры и продолжительности старения равны соответственно 470 °С и 5 ч.

### Влияние термической обработки на структуру, фазовый состав и свойства бронз, легированных механически сплавленными модифицирующими лигатурами

Установлено [8], что в связи с одинаковой природой протекающих фазовых превращений оптимальные значения параметров закалки и старения базовых и экспериментальных бронз близки. В обоих случаях, как для хромовых, так и хромоциркониевых бронз, оптимальными режимами закалки являются температура нагрева – 1000 °С, продолжительность изотермической выдержки – 1 ч, охлаждающая среда – вода. Оптимальные значения температуры и продолжительности старения равны соответственно 470 °С и 5 ч.

Согласно результатам исследования (рис. 5), положительное влияние холодной пластической деформации, являющейся промежуточной операцией между закалкой и старением, на физико-механические свойства экспериментальных бронз по сравнению с классическими, существенно ниже. Пластическая

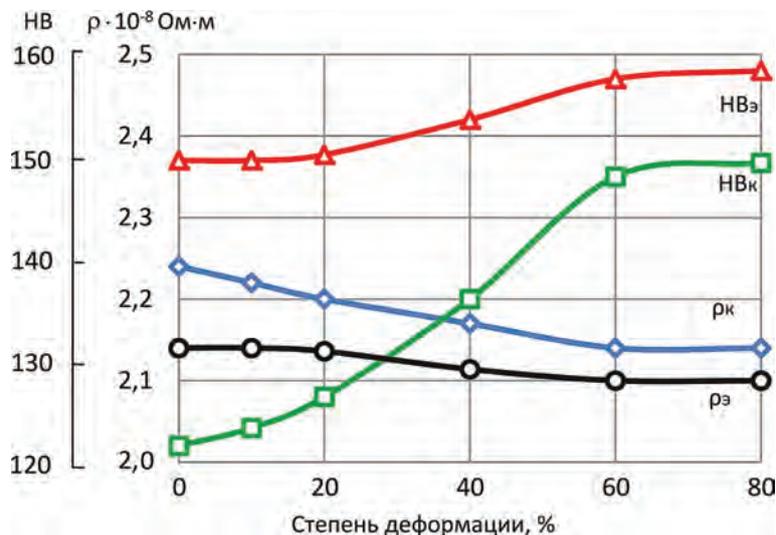
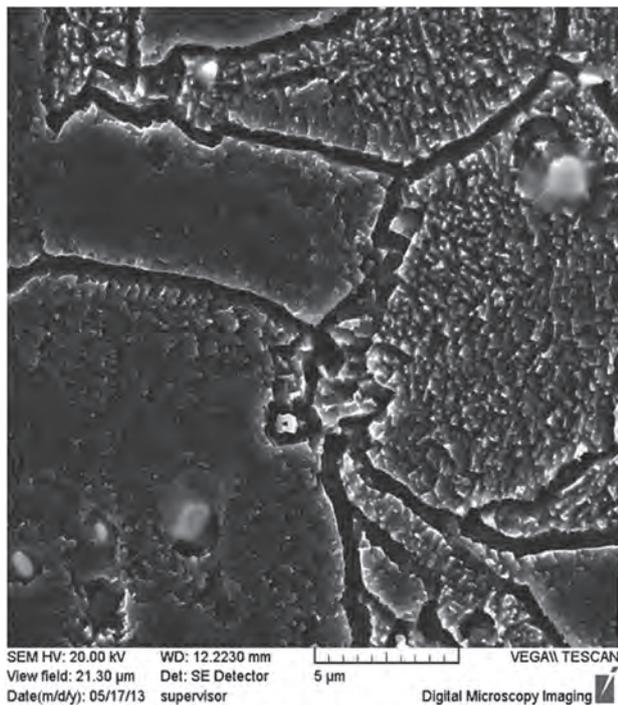
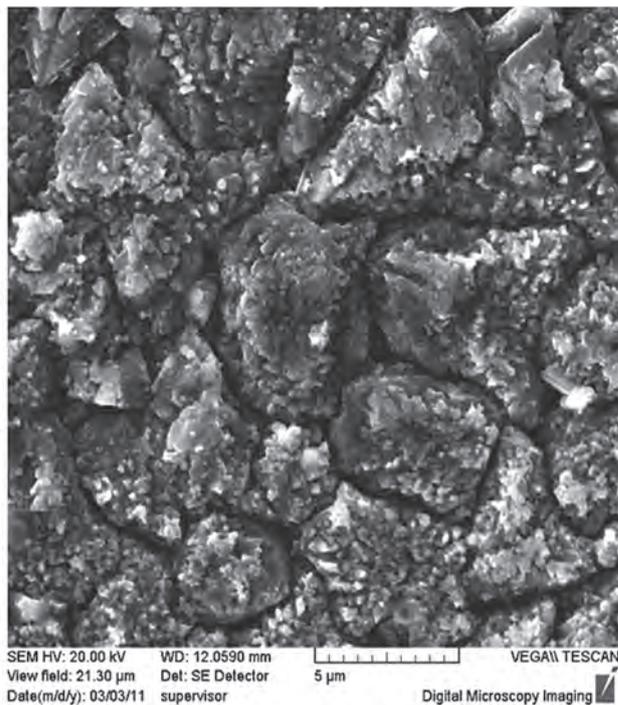


Рис. 5. Влияние степени холодной пластической деформации на электрические сопротивления ( $\rho_{\text{э}}$ ,  $\rho_{\text{к}}$ ) и твердость ( $\text{HV}_{\text{э}}$ ,  $\text{HV}_{\text{к}}$ ) экспериментальной (э) и классической (к) бронзы БрХ

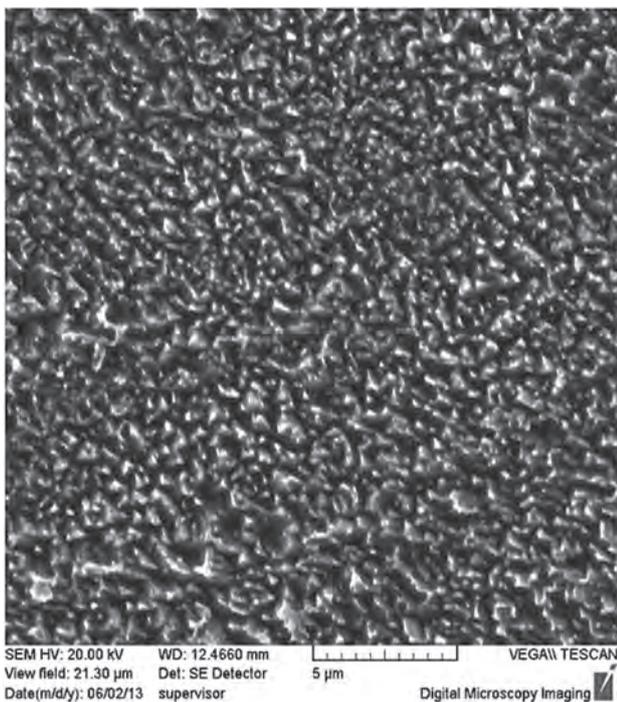


*a*

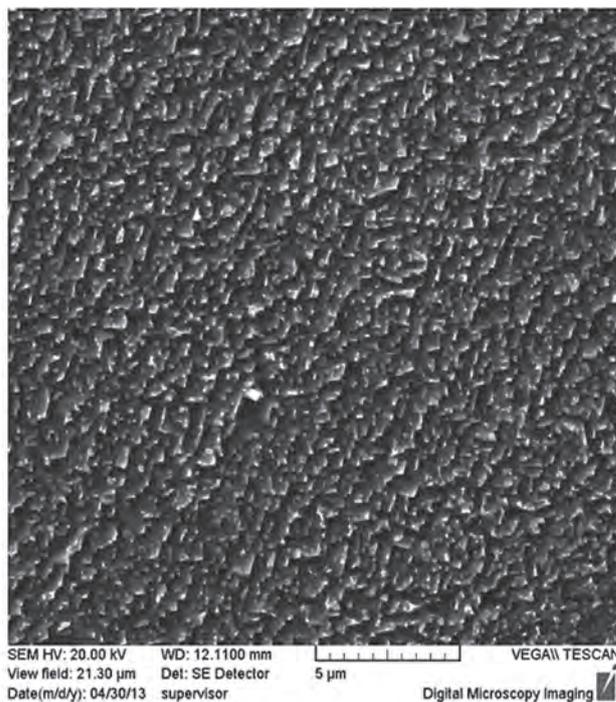


*б*

Рис. 6. Структура литой классической бронзы БрХ: *a* – закалка + старение; *б* – закалка + пластическая деформация,  $\epsilon = 60\%$  + старение



*a*



*б*

Рис. 7. Структура литой экспериментальной бронзы БрХ: *a* – закалка + старение; *б* – закалка + пластическая деформация,  $\epsilon = 60\%$  + старение

деформация со степенью менее 30% практически не оказывает влияния на твердость и прочность экспериментальных хромовых и хромоциркониевых сплавов. Увеличение ее до 60% приводит к приросту значений этих свойств на 5–6%. В то время как оптимальная степень деформации (60%) классических бронз повышает эти свойства на 25–30%. При этом электрическое сопротивление у первых уменьшается на 2,3–2,4%, а у вторых – на 4,2–4,5% [8].

Термическая (термомеханическая) обработка оказывает существенное влияние на структуру основы как классических, так и экспериментальных хромовых бронз. Согласно результатам СЭМ, закалка

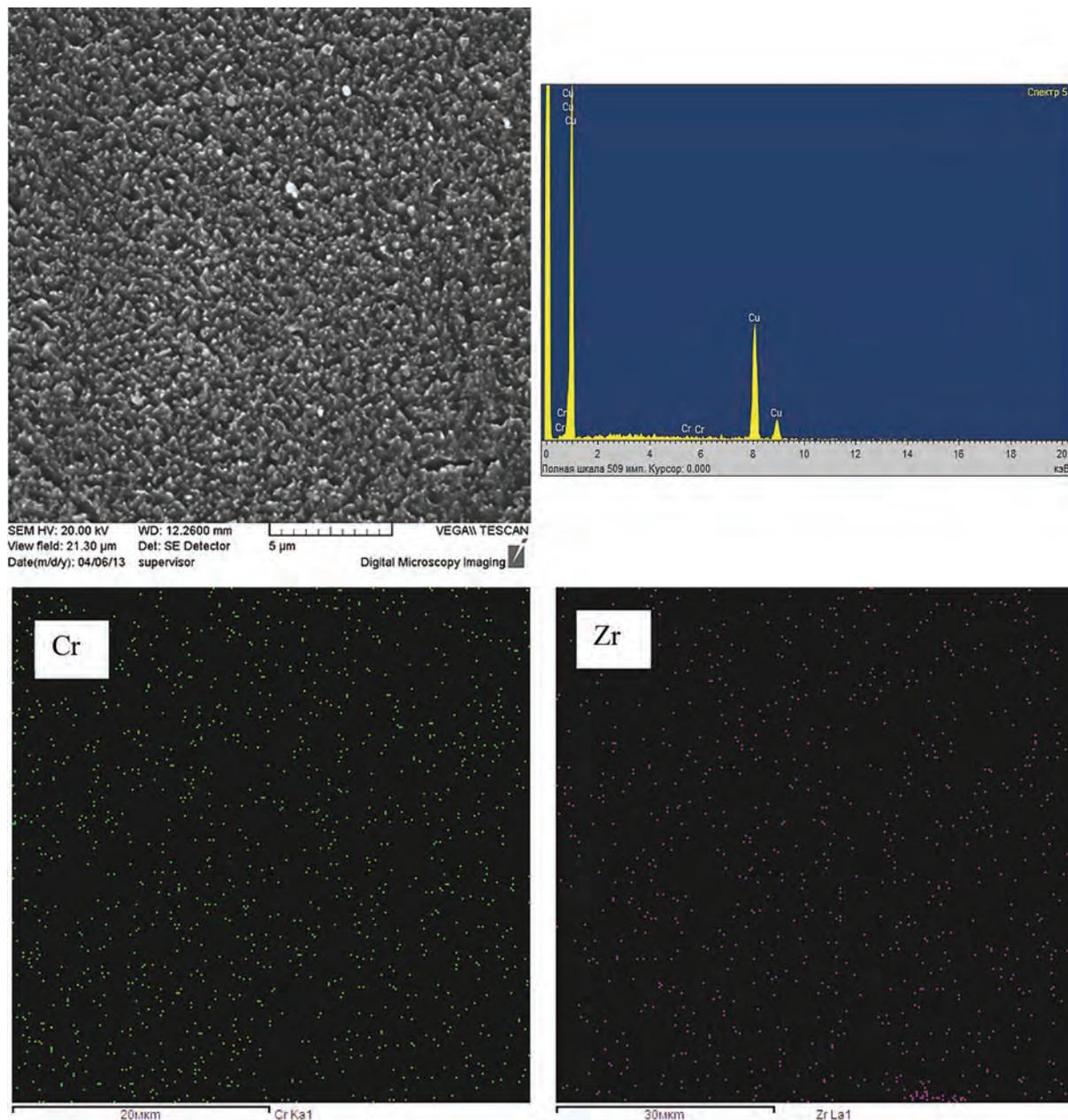


Рис. 8. Структура и результаты микрорентгеноспектрального анализа экспериментальной бронзы БрХЦр, подвергнутой закалке и старению

материалов приводит к измельчению зерен основы. Причем реализованное непосредственно после закалки последующее старение по оптимальному режиму не оказывает заметного влияния на их величину (см. рис. 2, 4, 6–8).

После закалки и старения размер зерен основы классической бронзы уменьшается примерно в 2 раза и составляет 10 мкм (см. рис. 4, 6). Влияние указанных операций на данный параметр экспериментальных бронз существенно выше (см. рис. 2, 7). В этом случае зерно уменьшается в 5–10 раз и снижается до величины 0,1–0,2 мкм. Закалка и старение не оказывают влияния на характер распределения легирующих компонентов, но заметно улучшают однородность структуры основы (см. рис. 3, 8).

Приведенные зависимости характерны как для хромовых, так и для хромоциркониевых бронз. При этом следует отметить, что легирование цирконием во всех случаях способствует измельчению структуры основы исследуемых бронз.

Влияние холодной пластической деформации на структурно-фазовые превращения, как и на приведенные выше свойства классических и экспериментальных бронз, различно, что объясняется разными механизмами протекания как пластической деформации, так и фазовых превращений, обусловленными различием в размере зерен основы и фазовом составе материалов.

В первых материалах, имеющих мелкозернистую структуру основы ( $d = 10$  мкм), деформация реализуется по дислокационному механизму, вызывающему рост плотности дислокаций и внутренних напряжений. При последующем старении ( $t = 470$  °С,  $\tau = 5$  ч) это создает условия, во-первых, для распада пересыщенного твердого раствора с выделением кристаллов хрома, имеющих оптимальную морфологию и вызывающих дисперсионное упрочнение, и, во-вторых, для протекания процессов возврата, измельчающих зерно до  $d = 2,5$  мкм (см. рис. 6).

В отличие от классических в экспериментальных бронзах холодная деформация происходит путем скольжения зерен основы, являющихся суб-/микрочастицами ( $d = 0,1-0,2$  мкм), по границам [9, 10], что не приводит к наклепу и не оказывает заметного влияния на размер зерен. Фактором, способствующим распаду при старении пересыщенного твердого раствора с выделением субмикрочастиц хрома, вызывающих дисперсионное упрочнение, в этом случае является наличие в структуре нанокристаллов термодинамически стабильных фаз оксидов и карбидов хрома и циркония.

Межзеренным скольжением и отсутствием наклепа объясняется низкое влияние обработки давлением литых заготовок из экспериментальных бронз на свойства холодно-деформированных полуфабрикатов. Данный процесс приводит к увеличению твердости и прочности, а также снижению пластичности и электропроводности материалов на 3–5%. В связи с этим в общем случае является обоснованным исключение холодной пластической деформации из технологического процесса производства и упрочнения хромовых бронз.

Установленные закономерности послужили научной базой для создания нового процесса получения хромовых бронз, основанного на использовании механически легированных модифицирующих лигатур. Основные этапы производства этих материалов по базовой и разработанной технологии показаны на рис. 9. Из сравнения вариантов однозначно видим очевидные преимущества второго процесса.

Применение механически легированных модифицирующих лигатур приводит также к повышению физико-механических свойств хромовых и хромоциркониевых бронз. Так, анализ результатов исследований (табл. 5) показывает, что экспериментальные бронзы по таким показателям, как прочность, твердость, электропроводность, температура начала рекристаллизации, примерно на 15–20% превосходят базовые. В то же время примерно на такую величину они уступают последним по пластичности.

Таблица 5. Физико-механические свойства классических и экспериментальных бронз

Материал	$\sigma_B$ , МПа	НВ	$\delta$ , %	$T_{нач. рек.}$ , °С	$\rho \cdot 10^{-8}$ , Ом·м
БрХ (базовая)	440	125	30	400	2,23
БрХЦр (базовая)	460	145	37	450	2,18
БрХ (экспериментальная)	460	155	25	500	2,08
БрХЦр (экспериментальная)	490	170	27	550	1,98

Приведенное сочетание свойств обусловлено комплексным упрочнением материалов, включающем зернограницное, дисперсионное и дисперсное. Наличие последнего является решающим фактором, определяющим высокую жаропрочность экспериментальных бронз.

Результаты исследований [11, 12] послужили научной основой для разработки технологических процессов получения модифицированных субмикрочастицами хромовых и хромоциркониевых бронз и электродов контактной точечной сварки типов С1 16–60, Д1 25–54, а также позволили создать и зарегистрировать технические условия (ТУ ВУ 700008843.003-2014) «Электроды прямые электросварочных контактных точечных машин».

Согласно производственным испытаниям, электроды контактной сварки, изготовленные из экспериментальных хромовых и хромоциркониевых бронз, по стойкости в 1,8–2,2 раза превосходят аналоги и рекомендованы к применению на предприятиях Республики Беларусь.

В конкурсе работ, представленных на Петербургской технической ярмарке, разработка «Технология получения механически легированных наноструктурных лигатур для производства высокопрочных субмикрочастицами бронз электротехнического назначения» в номинации «Лучший инновационный проект в области передовых технологий в машиностроении и металлургии» отмечена дипломом I степени (с вручением золотой медали).

Высокая эффективность применения механически легированных наноструктурных модифицирующих лигатур для измельчения структуры и повышения физико-механических свойств литых материалов подтверждается также результатами исследований, выполненных на серых чугунах [13]. Так, модифи-

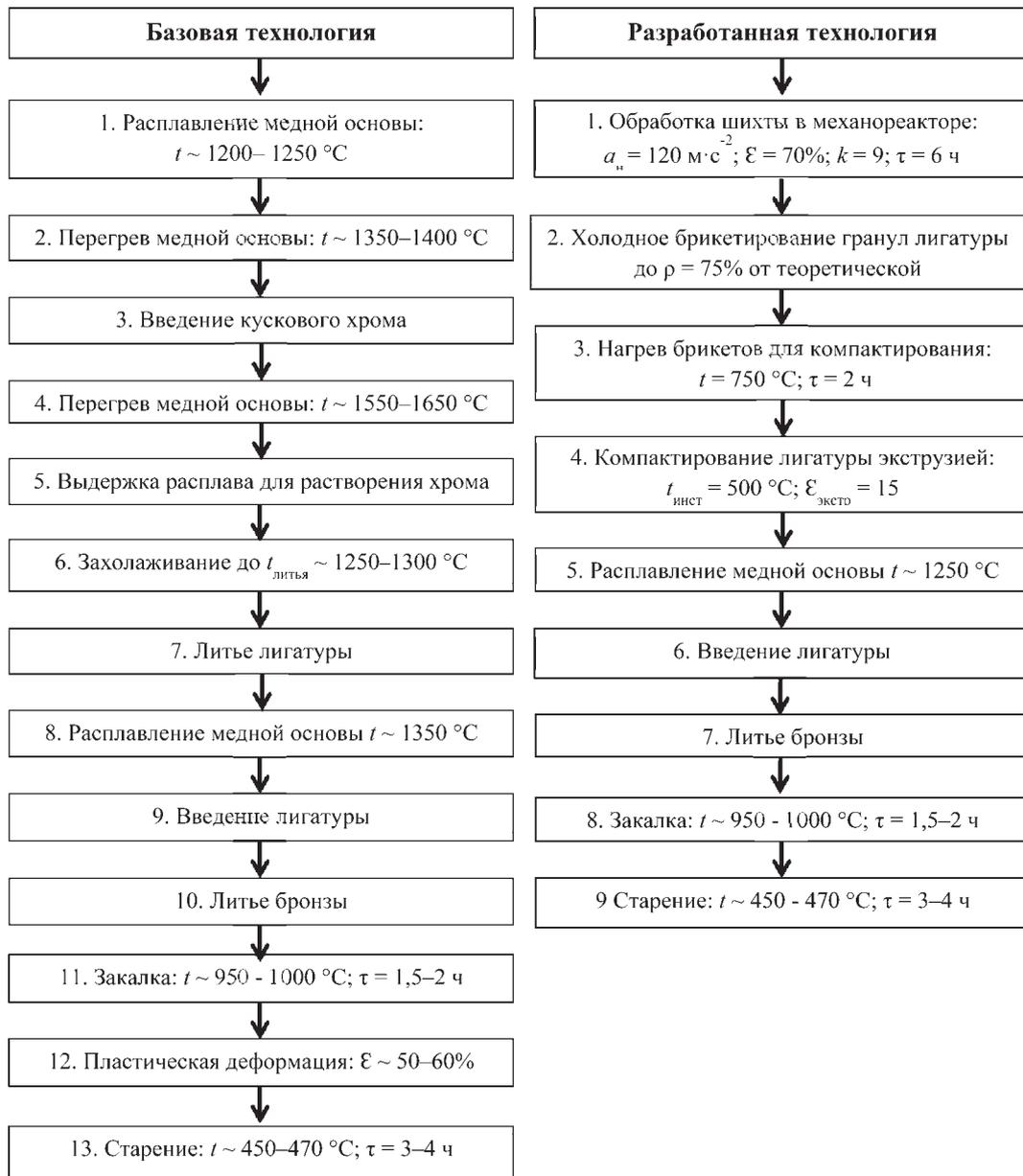


Рис. 9. Схема производства хромовых бронз по базовой и разработанной технологиям

цирование чугуна сплавом, полученным из механически синтезированной композиции «алюминий – углерод (6%)», приводит к уменьшению длины и увеличению толщины графитовых включений. Причем по сравнению с модифицированием алюминием количество эвтектических ячеек в единице поверхности в этом случае повышается в 1,65 раза, что оказывает существенное влияние на механические свойства материала. Роль модификатора в механически легированном материале выполняли нанодисперсные включения карбида алюминия ( $\text{Al}_4\text{C}_3$ ).

### Выводы

1. Реакционное механическое легирование является эффективной технологией получения нанокристаллических модифицирующих лигатур и модификаторов.

2. При выплавке хромовых бронз применение механически легированных модифицирующих лигатур позволяет исключить из технологии получения материалов высокотемпературный, требующий специального дорогостоящего печного оборудования, экологически опасный процесс производства литых лигатур, а также снизить оптимальную температуру процесса легирования расплава меди на 50–100 °C при уменьшении его продолжительности в 2,5–3,5 раза.

3. Механически легированные модифицирующие лигатуры обеспечивают формирование дисперсно-упрочненных жаропрочных материалов с суб-/микрокристаллическим типом структуры основы, что

приводит к существенному повышению комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств хромовых бронз. Бронзы, полученные по разработанной технологии, по прочности, твердости, электропроводности и температуре начала рекристаллизации примерно на 15–20% превосходят базовые, что увеличивает стойкость электродов контактной сварки 1,8–2,2 раза.

### Литература

1. Николаев А. К. Хромовые бронзы / А. К. Николаев, А. И. Новиков, В. М. Розенберг. М.: Металлургия, 1983. 175 с.
2. Ловшенко Ф. Г. Научные принципы создания высокостойких хромовых бронз электротехнического назначения с применением технологии, сочетающей реакционное механическое легирование и литье / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // Перспективные технологии. Витебск: УО «ВГТУ», 2011. Гл. 10. С. 214–233.
3. Ловшенко Г. Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко Б. Б. Хина. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
4. Витязь П. А. Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Минск: Беларуская навука, 1998. 352 с.
5. Ловшенко Г. Ф. Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2005. 276 с.
6. Термодинамическое моделирование гетерогенного взаимодействия при механическом легировании в системах на основе меди / Ф. Г. Ловшенко [и др.]. // Вестн. Беларус.-Рос. ун-та. 2012. № 1. С. 23–34.
7. Ловшенко Ф. Г. Моделирование растворения лигатуры в расплаве меди при выплавке хромовых бронз и оптимизация процесса их производства / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // Литье и металлургия. 2013. № 4. С. 125–133.
8. Ловшенко Ф. Г. Термомеханическая обработка субмикроструктурных хромовых бронз, модифицированных механически легированными лигатурами / Ф. Г. Ловшенко, Н. Н. Ловшенко, И. А. Лозиков // Современные методы и технологии создания и обработки материалов. Минск, 2013. Кн. 2. С. 343–354.
9. Ловшенко Ф. Г. Получение, структура и свойства; механизмы упрочнения и разрушения механически легированных материалов / Ф. Г. Ловшенко, А. И. Хабибуллин // Перспективные материалы и технологии. В 2-х т. Т. 1. Витебск: УО «ВГТУ», 2010. С. 199–237.
10. Перспективные материалы и технологии. В 2-х т. Т. 1. Витебск: УО «ВГТУ», 2015. 398 с.
11. Ловшенко Ф. Г. Бронзы электротехнического назначения и особенности их производства / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // Вестн. Беларус.-Рос. ун-та. 2012. № 3. С. 36–52.
12. Ловшенко Ф. Г. Литые хромсодержащие бронзы, получаемые с применением механически легированных лигатур / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // Литье и металлургия. 2012. № 3. С. 131–135.
13. Ловшенко Г. Ф. Повышение эффективности модифицирования серого чугуна за счет введения в состав модификатора углерода / Г. Ф. Ловшенко, О. С. Комаров, Н. И. Урбанович // Литье и металлургия. 2010. № 3. С. 47–50.

### References

1. Nikolaev A. K., Novikov A. I., Rosenberg V. M. *Khromovye bronzy* [Chrome Bronze]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 175 p.
2. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozиков I. A. Nauchnye printsipy sozdaniya vysokostoykikh khromovykh bronz elektrotekhnicheskogo naznacheniya s primeneniem tekhnologii, sochetayushchey reaktivnoye mekhanicheskoe legirovanie i lit'ye [Scientific principles of creating highly resistant chrome bronze for electrical purposes with the use of technology, combining reactionary mechanical alloying and casting]. *Perspektivnye tekhnologii = Advanced technologies*. Vitebsk, «VGTU» Publ., 2011, Ch. 10, pp. 214–233.
3. Lovshenko G. F., Lovshenko F. G., Khina B. B. *Nanostrukturnye mekhanicheski legirovannye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials metals-based]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2008, 679 p.
4. Vityaz' P. A., Lovshenko F. G., Lovshenko G. F. *Mekhanicheski legirovannye splavy na osnove alyuminiya i medi* [The mechanically alloyed aluminum-based alloys and copper]. Minsk, Belaruskaya Navuka Publ., 1998. 352 p.
5. Lovshenko G. F., Lovshenko F. G. *Teoreticheskie i tekhnologicheskie aspekty sozdaniya nanostrukturnykh mekhanicheski legirovannykh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of nanostructured mechanically alloyed materials metals-based]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2005. 276 p.
6. Lovshenko F. G et al. *Termodinamicheskoe modelirovanie geterogennogo vzaimodeystviya pri mekhanicheskom legirovanii v sistemakh na osnove medi* [Thermodynamic modeling of heterogeneous interaction during mechanical at mechanical alloyage in the copper-based systems]. *Vestnik Belarusko-Rossiyskogo Universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2012, no. 1, pp. 23–34.
7. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozиков I. A. *Modelirovanie rastvoreniya ligatury v rasplave medi pri vyplavke hromovykh bronzy i optimizaciya processa ih proizvodstva* [Modeling dissolution of copper master alloy melt in the smelting of chromium bronzes and optimization of the production process]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 4, pp. 125–133.
8. Lovshenko F. G., Lovshenko N. N., Lozиков I. A. *Termomekhanicheskaya obrabotka submikrokristallicheskih hromovykh bronzy modifitsirovannykh mekhanicheski legirovannyimi ligaturami* [Thermomechanical treatment submicrocrystalline chrome bronze modified mechanically alloyed ligatures]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki metallov = Modern methods and technologies of creation and processing of materials*, Minsk, 2013. Kn. 2, pp. 343–354.
9. Lovshenko F. G., Habibullin A. I. *Poluchenie, struktura i svojstva; mekhanizmy uprochneniya i razrusheniya mekhanicheski legirovannykh materialov* [Preparation, structure and properties; mechanisms of hardening and destruction of mechanically alloyed materials]. *Perspektivnye materialy i tekhnologii = Advanced Materials and Technologies*. V 2 t. T. 1. Vitebsk, «VGTU» Publ., 2010, pp. 199–237.

10. **Perspektivnye materialy i tekhnologii.** V 2 t. T. 1 [Advanced Materials and Technologies]. In 2. vol. 1. Vitebsk, «VGTU» Publ., 2015, 398 p.

11. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozikov I. A.** Bronzy elektrotekhnicheskogo naznacheniya i osobennosti ikh proizvodstva [Bronzes of electrical devices and the characteristics of their production]. *Vestnik Belaruskogo-Rossijskogo Universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2012, no. 3, pp. 36–52.

12. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozikov I. A.** Litye khromsoderzhashchie bronzy, poluchaemye s primeneniem mekhanicheskii legirovannykh ligatur [Chromium alloy of bronze, obtained through the use of mechanically alloyed ligatures]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 3, pp. 131–135.

13. **Lovshenko G. F., Komarov O. S., Urbanovich N. I.** Povyshenie effektivnosti modifitsirovaniya serogo chuguna za schet vvedeniya v sostav modifikatora ugleroda [Increase of effectiveness of modifying the cast iron due to the introduction of the carbon modifier]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 3, pp. 47–50.



УДК 669.017

Поступила 09.03.2016

## НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫЕ МОДИФИЦИРУЮЩИЕ ЛИГАТУРЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ХРОМОВЫХ БРОНЗ

### NANOCRYSTALLINE MECHANICALLY ALLOWED MODIFYING LIGATURES FOR PRODUCTION OF CHROMIUM BRONZE

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43,

Г. Ф. ЛОВШЕНКО, УО «Белорусская государственная академия авиации», г. Минск, Беларусь,

ул. Уборевича, 77. E-mail: lovshenko@mail.ru,

И. А. ЛОЗИКОВ, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43

F. G. LOVSHENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.,

G. F. LOVSHENKO, Belarusian State Academy of Aviation, Minsk, Belarus, 77, Uborevich str.

E-mail: lovshenko@mail.ru,

I. A. LOZIKOV, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

*Теоретически обоснована и экспериментально подтверждена высокая эффективность применения технологии, основанной на реакционном механическом легировании, для получения нанокристаллических модифицирующих лигатур и модификаторов. Применение разработанных механически легированных модифицирующих лигатур позволяет упростить и удешевить технологический процесс производства, а также обеспечивает формирование дисперсно-упрочненных жаропрочных материалов с суб-,/микрокристаллическим типом структуры основы, что приводит к существенному повышению комплекса физико-механических свойств и эксплуатационных хромовых бронз.*

*Theoretically justified and experimentally confirmed the high efficiency of the technology, based on the reactive mechanical alloying to produce nanocrystalline modifying modifiers and ligatures. Application designed mechanically alloyed modifying ligatures allows to simplify and make cheaper manufacturing process and ensures the formation of dispersion strengthened heat-resistant material with a sub-,/microcrystalline structure type basis, which results in a significant improvement of the complex of physical and mechanical properties and performance properties of chromium bronze.*

**Ключевые слова.** Реакционное механическое легирование, лигатура, модификатор, хромовая бронза, технология, состав, структура, свойства.

**Keywords.** Reactive mechanical alloying, ligature, modifier, chrome bronze, technology, composition, structure, properties.

#### Введение

**Способы получения нанокристаллических модификаторов, реакционное механическое легирование.** Одним из перспективных способов повышения механических свойств металлических материалов является применение лигатур, содержащих ультрадисперсные включения, выполняющие роль своеобразных модификаторов первого рода. При этом эффект модифицирования возрастает с уменьшением величины частиц модификатора до наноразмерного. В последнее десятилетие этому научному направлению в мире, в том числе и в Республике Беларусь, уделяется достаточно большое внимание. Некоторые представления о состоянии вопроса дают результаты исследований, приведенные в работах [1–9]. Однако до последнего времени теория и технология получения этих лигатур, а также материалов с их применением не разработаны и, как следствие, промышленное производство, включая мелкосерийное, не освоено. Получение лигатур этого типа в лабораторных условиях базируется на прессовании, включая горячее, смеси порошков основы и дисперсного модификатора. Несмотря на кажущуюся простоту реализации процесса, способ имеет ряд недостатков. Основным фактором, ограничивающим его применение, является отсутствие универсальных, приемлемых для широкой практики модифицирования промышленных

технологий изготовления нанопорошков требуемого состава. При этом следует отметить, что к настоящему времени создано ряд способов их получения, основные из которых – газофазное испарение, конденсация, осаждение из коллоидных растворов. Краткое описание их приведено в [10]. Практически все способы основаны на применении специального, высокотемпературного, дорогостоящего оборудования, имеют низкую производительность и сложны в реализации, что определяет узкую номенклатуру, малый объем выпуска и высокую стоимость нанопорошков. За исключением материалов на основе углерода и бора производство их осуществляется в научных целях, в лабораторных условиях мелкими опытными партиями.

В связи с отсутствием широкой гаммы промышленно выпускаемых нанопорошков, а также высокой стоимостью и дефицитностью производимых в лабораторных условиях величина частиц применяемых модификаторов, как правило, на 1–2 порядка превышает наноразмерную. В большинстве случаев они не обосновано относятся к нанообъектам. По классификации, сделанной на основе анализа результатов работ [10–15], они относятся к субмикрорекристаллам или микрорекристаллам. Нанокристаллы имеют размер менее 40 нм и существенно отличаются от последних строением и физико-химическими свойствами.

К недостаткам данной технологии, заключающейся в механическом смешивании компонентов, существенно различающихся гранулометрическим составом и плотностью, следует отнести также отсутствие промышленно-выпускаемых порошков основы лигатуры и сложность достижения однородности распределения модификатора в ней. Приведенные проблемы ставят вопрос об экономической целесообразности применения этих лигатур для производства машиностроительных материалов.

Перспективным путем решения задачи является применение в качестве исходного материала для изготовления лигатуры композиционного порошка, одной из структурных составляющих которого служат наночастицы модификатора. Основными способами получения композиционных порошков, содержащими наночастицы и нашедшими некоторое применение в производстве, являются химическое смешивание, разложение смеси солей, водородное восстановление в растворах, химическое осаждение из растворов [16]. Согласно результатам проведенного анализа [17], базирующиеся на них технологии не отличаются универсальностью, являются сложными, дорогостоящими, экологически не безопасны и ряде случаев имеют низкую воспроизводимость.

Как следует из данных, представленных ниже, этих недостатков практически лишен способ, основанный на реакционном механическом легировании. При его реализации в процессе обработки в энергонапряженной мельнице-механореакторе шихты, состоящей из промышленно-выпускаемых порошков, и последующей термической обработке полученной гранулированной композиции имеет место взаимодействие между компонентами, включающее и образование наноразмерных фаз требуемого состава. Технология высокоэффективна, экологически безопасна; основана на использовании простого, надежного оборудования, дешевого и доступного исходного сырья; универсальна, позволяет получать широкую гамму материалов на основе металлов практически без ограничения их по составу и обеспечивает высокую воспроизводимость результатов [17–21]. Анализ результатов работ позволяет сделать однозначный вывод, что одной из наиболее перспективных областей применения реакционного механического легирования является производство модифицирующих лигатур. Однозначным подтверждением этому служат результаты исследования, направленного на создание теории и технологии производства хромовых и хромоциркониевых бронз с использованием механически легированных модифицирующих лигатур.

**Анализ классической технологии производства хромовых бронз.** При большом многообразии бронз электротехнического назначения наиболее широко используются хромсодержащие сплавы. Удельный объем их в общей номенклатуре низколегированных медных сплавов достигает 60%. При этом наибольшее применение нашли двойные сплавы системы Cu–Cr (БрХ и БрХ08) и тройные системы Cu–Cr–Zr (БрХЦр), выпуск которых составляет около 90% от всех хромосодержащих бронз. Как показано ниже, производство этих материалов является сложным, высокотемпературным, энергоемким, экологически вредным процессом, требующим применения дорогостоящего печного оборудования, включая вакуумное, что определяет их высокую стоимость. За последние 10–15 лет она многократно увеличилась и достигает 40–50 тыс. долл. США за 1 т. В то же время промышленный выпуск этих бронз в Республике Беларусь не освоен.

Плавка медных сплавов электротехнического назначения, которые с учетом требований, предъявляемых к их свойствам условно относят к хромовым бронзам, может осуществляться с использованием лигатур или введением легирующих компонентов в элементарном виде. Первый вариант основной. Он обеспечивает выигрыш в качестве получаемых материалов, но наиболее сложный и затратный [22].

Основной лигатур для производства хромовых бронз служит медь. Как двойные (Cu-Cr, Cu-Zr, Cu-V, Cu-Nb, Cu-Ti, Cu-Ca), так и многокомпонентные (Cu-Cr-Zr, Cu-Cr-Zr-Ti, Cu-Cr-Zr-Ni) лигатуры в принципе можно производить в открытых печах, принимая соответствующие меры защиты расплава от окисления. Однако с целью повышения их качества основным методом является плавка в вакуумных индукционных тигельных печах по следующей схеме: расплавление и перегрев меди до 1350–1400 °С, введение легирующего элемента в кусковом виде, выдержка расплава до его растворения с одновременным повышением температуры до 1550–1650 °С, захлаживание расплава до температуры литья, литье. Следует отметить, что применение лигатур, произведенных под вакуумом, целесообразно и при плавке бронзы в открытых печах. В противном случае при выплавке сплава вследствие повышенного содержания шлака в лигатуре имеет место зашлаковывание основной печи. При этом расход лигатуры на плавку увеличивается примерно вдвое.

Одна из проблем, ставящая под сомнение целесообразность применения лигатур, – относительно низкое содержание в них хрома, которое не превышает 10%. В этом случае при производстве классической бронзы БрХ каждая четвертая плавка – «лигатурная». Естественно, это снижает основные показатели производства в литейном переделе, приводит к ненормально большому объему лигатурной части шихты, а, следовательно, к усложнению процесса плавки, повышению энергетических затрат. Факторами, затрудняющими промышленное производство богатой хромом лигатуры, являются необходимость применения форсированного нагрева шихты до 1700 °С, низкая текучесть расплава, большая склонность к окислению и зашлакованность печи [23].

В работах [24–27], не принимая во внимание экономическую сторону вопроса, приводятся доводы в пользу легирования компонентами в элементарном виде с использованием приведенной выше технологии, применяемой для производства лигатур. В случае плавки бронз в вакуумных печах аргументация представляется вполне обоснованной.

Хромовые бронзы можно плавить практически в любых плавильных агрегатах, обеспечивающих необходимый температурный режим. Наиболее эффективным способом является плавка в канальных индукционных печах с отливкой слитков полунепрерывным методом. Причем процесс осуществляется с использованием комплекса плавильного оборудования, состоящего из двух агрегатов. В первом агрегате, обычно представляющем собой индукционную канальную или дуговую печь, медь расплавляют, перегревают расплав до температуры, соответствующей оптимальной для легирования (1350–1450 °С), и раскисляют. Затем расплав меди переливают во второй агрегат, где и производят легирование (получение сплава). Медный расплав обычно готовят под защитным покровом древесного угля, сажи или сажефлюсовой смеси для предотвращения его окисления.

В ряде случаев применяют специальные методы плавки, включающие электрошлаковый переплав (ЭШП), вакуумно-дуговой переплав (ВДП), вакуумно-индукционную плавку (ВИП), электронно-лучевую плавку (ЭЛП) и др. Некоторые из них нашли достаточно широкое промышленное применение [28–30].

Основной технологией производства бронз на основе системы «медь–хром», включая комплексно-легируемые, является двухстадийный способ выплавки, включающий производство лигатуры и конечного материала. Узким местом, сдерживающим процесс и определяющим их высокую стоимость, а также экологическую вредность производства, является изготовление лигатур. Следует отметить, что литературные данные о получении и применении модифицирующих лигатур при производстве бронз электротехнического назначения, направленном на упрощение технологии изготовления и повышения их физико-механических свойств, отсутствуют.

Одним из перспективных методов решения проблемы является применение реакционного механического легирования, исключаящего из технологического процесса производства лигатур высокотемпературную плавку. Кроме того, анализ структурно-фазовых превращений, протекающих в композициях при обработке шихты в механореакторе и последующем ее компактировании [17–21], позволяет сделать однозначный вывод о возможности получения высоколегированных материалов, имеющих нано-/субмикроструктурный тип структуры основы с наноразмерными включениями синтезированных в процессе реализации технологии термодинамически стабильных тугоплавких соединений оксидов, карбидов и нитридов, способных эффективно выполнять роль модификаторов.

В связи с этим целью данной работы – установление закономерностей формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных нанокристаллических модифицирующих лигатур для производства хромовых бронз.

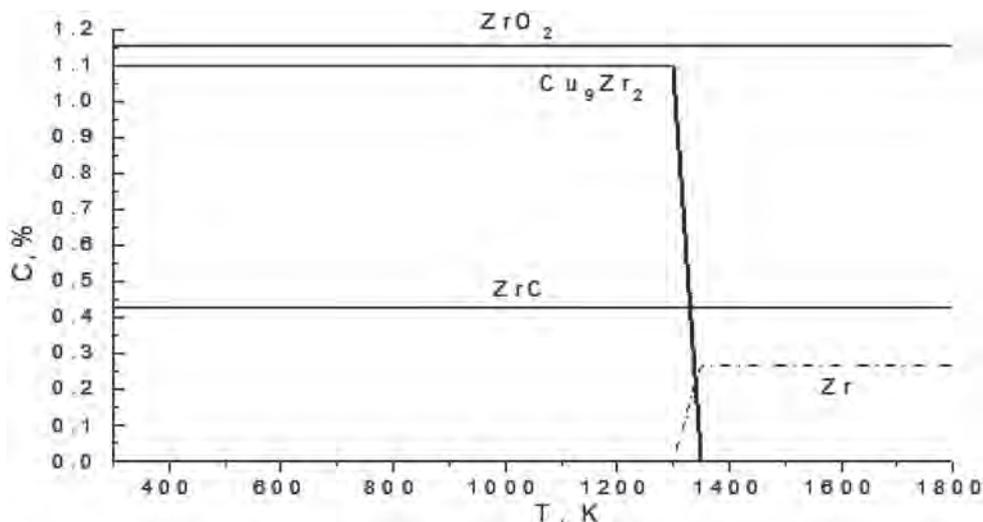


Рис 1. Влияние температуры на содержание модифицирующих фаз в механически легированной композиции «Cu – 10% Cr – 1,5% Zr – 0,3% O – 0,05% C»

### Результаты исследования

Исходными компонентами для лигатуры служили порошки меди ПМС-1 (ГОСТ 4960-75), хрома ПХ-1С (ТУ 14-1-1474-75), циркония ПЦрК-III (ТУ 48-4-234-84) и графита литейного (ГОСТ 5279-74). Размер частиц порошков меди и хрома составлял 45–63 мкм, а циркония – менее 45 мкм. Содержание компонентов в шихте изменялось в интервале: хром – 5–20%, цирконий – 0–5, графит литейный – 0–0,20%. Кроме того, во всех композициях в качестве примеси, в основном связанной в оксиды меди, присутствовал кислород в количестве 0,3–0,4%.

Процесс механического легирования проводили в защитных атмосферах  $H_2$  (ГОСТ 3022-80) или Ar (ГОСТ 10157-79).

Композиции являются реакционно-способными. Термодинамическое моделирование позволило определить адиабатическую температуру механически активируемого взаимодействия между компонентами ( $T_{ad}$ ), равновесный фазовый состав при  $T_{ad}$ , а также для изобарно-изотермических условий установить зависимость равновесного фазового состава от температуры, изменяющейся в интервале 350–1800 К [31].

В качестве примера в табл. 1 приведены значения двух первых параметров для двух базовых композиций систем «Cu–Cr–O–C» и «Cu–Cr–Zr–O–C».

Таблица 1. Результаты термодинамического расчета адиабатической температуры взаимодействия  $T_{ad}$  и равновесного состава реагирующих систем при адиабатической температуре

Химический состав композиции, %	Адиабатическая температура взаимодействия $T_{ad}$ , К	Равновесный фазовый состав при $T_{ad}$
Cu + 10% Cr + 0,3% O + 0,1% C	470	Cu(Cr) + 7,6% Cr + 0,95% Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 1,8% Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
Cu + 10% Cr + 1,5% Zr + 0,3% O + 0,05% C	570	Cu(Cr, Zr) + 1,1% Cu <sub>9</sub> Zr <sub>2</sub> + 9,9% Cr + 1,16% ZrO <sub>2</sub> + 0,43% ZrC

Согласно результатам моделирования, в исследованных системах должны формироваться термодинамически стабильные, тугоплавкие оксиды Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ZrO<sub>2</sub> и карбиды Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, ZrC, которые устойчивы в контакте с медной матрицей до температуры, равной 1800 К. Она существенно превышает максимальную температуру медного расплава, составляющую 1350–1450 °С. Интерметаллид Cu<sub>9</sub>Zr<sub>2</sub> сохраняется до 1350 К. Общее содержание приведенных фаз превышает 2% (рис. 1).

Лигатура, содержащая однородно распределенные нанокристаллы синтезированных фаз, должна обеспечить высокий модифицирующий эффект. Можно также обоснованно предположить, что на процесс модифицирования окажет положительное влияние наличие в структуре лигатуры субмикронных/микронных кристаллитов хрома, образующихся при механическом легировании.

Анализ результатов исследований [32–34] позволяет сделать вывод, что общие закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных гранулированных композиций, приведенные в [17–21], характерны и для рассматриваемых «лигатурных» систем.

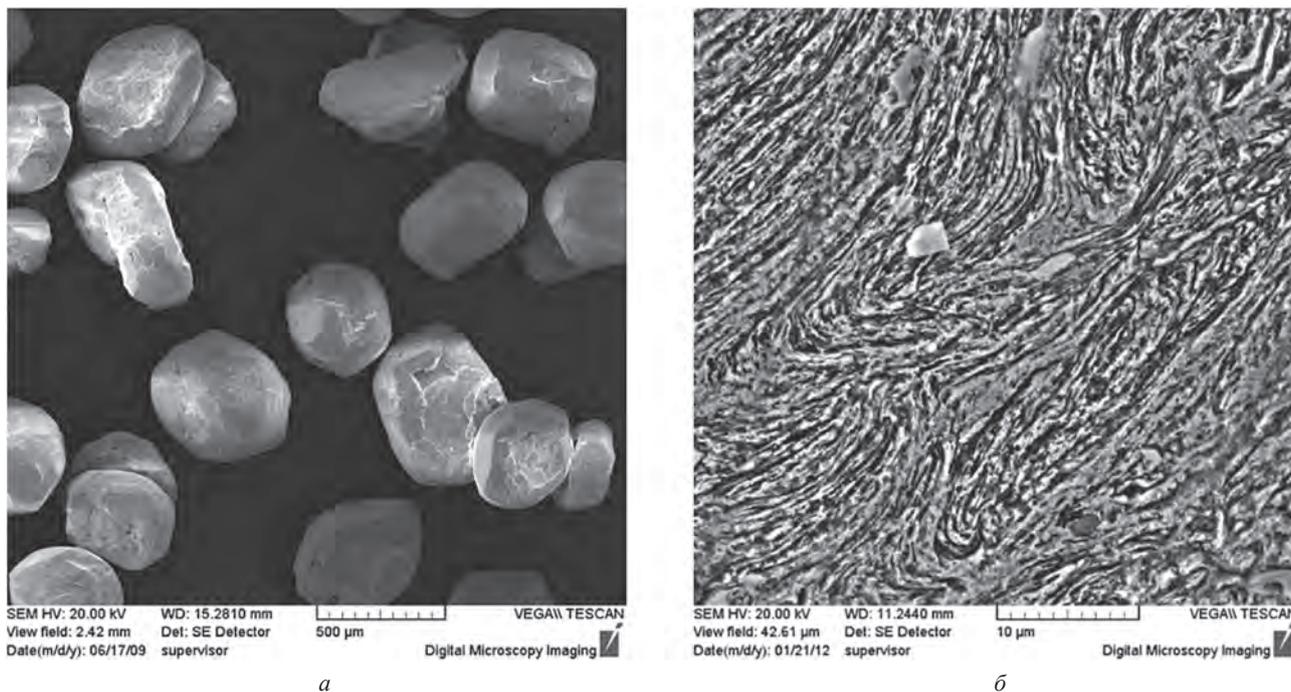


Рис. 2. Форма (а) и микроструктура (б) гранул механически легированной композиции «Cu – 10% Cr – 0,15% С»

**Исследование влияния состава шихты** на процесс механического легирования показало [32–34], что оптимальное содержание в ней хрома и графита составляет 10 и 0,15% соответственно. При производстве лигатуры для хромоциркониевой бронзы в шихту дополнительно вводили цирконий в количестве 1,5 мас.%. При увеличении содержания хрома в шихте более 10% проявляется адгезионная способность композиции по отношению к стали, что приводит к связыванию части композиции как с рабочими телами (шарами), так и стенками помольной камеры и нарушает протекание процесса механического легирования. Адгезионная способность шихты к стальным шарам и стенкам помольной камеры возрастает при дополнительном введении в нее циркония.

**Оптимальный фазовый состав, структура и свойства** механически легированных композиций приведенных выше систем формируются при следующих условиях обработки шихты в механореакторе: нормальное ускорение рабочих тел – 120–130 м·с<sup>-2</sup>; степень заполнения камеры рабочими – 70–80%; отношение объемов рабочих тел и шихты – 8–10; температура в рабочей камере – 40–50 °С; продолжительность процесса – 6–8 ч. При реализации этого процесса продуктом обработки шихты с таким содержанием компонентов является гранулированная лигатура с оптимальным размером частиц, находящемся в пределах 0,3–0,5 мм. Она имеет микрокристаллический тип структуры основы, сформировавшейся по механизму динамической возврата (рекристаллизации), стабилизированной субмикрокристаллическими включениями хрома и нанокристаллами механически синтезированных фаз.

Типичные форма и микроструктура гранул механически легированных композиций приведены на рис. 2.

Независимо от состава шихты обработка ее в механореакторе обеспечивает равномерное распределение компонентов в гранулированной композиции (рис. 3).

В механически легированных системах рентгенографическим методом и просвечивающей электронной микроскопией фиксируются исходные компоненты Cu, Cr и Zr. Анализ электронограммы и темнопольных изображений однозначно указывает на их субмикрокристаллическое строение. Электронная микроскопия не исключает также наличие таких фаз, как оксид ZrO<sub>2</sub> и карбонат ZrCO<sub>2</sub> циркония (рис. 4). Одним из возможных путей формирования их является механически активируемое взаимодействие между элементами, входящими в эти соединения.

Термодинамически обоснованные соединения ZrC и Cu<sub>3</sub>Zr в гранулированных композициях не выявляются, что указывает на незавершенность механически активированных фазовых превращений. В то же время высокая твердость гранул механически легированных лигатур (табл. 2), сохраняющаяся после отжига при температурах, достигающих 600 °С, позволяет сделать обоснованное предположение о формировании промежуточных соединений (типа зон Гинье-Престона), являющихся одними из продуктов

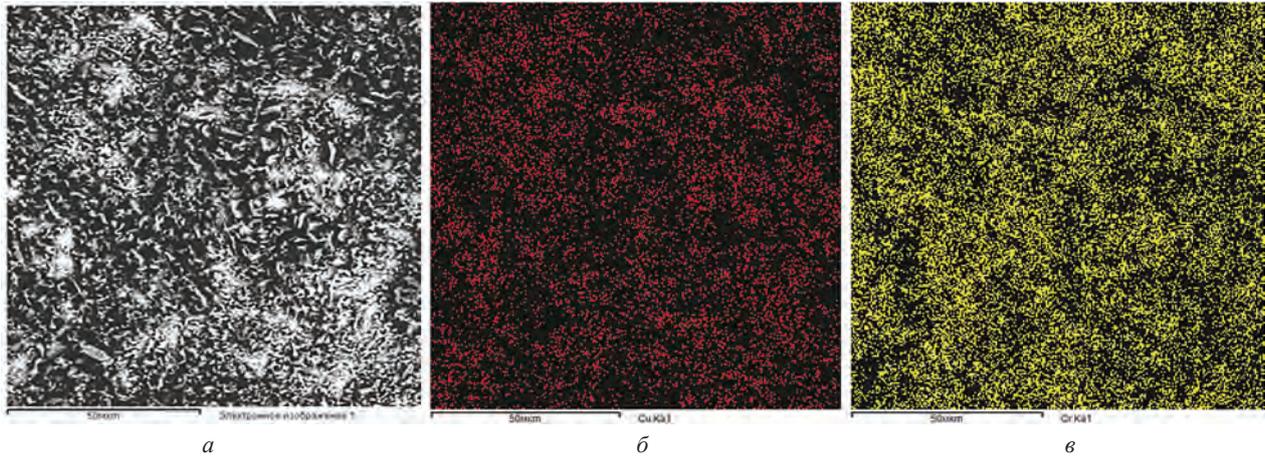


Рис. 3. Структура механически легированной композиции «Cu – 15% Cr – 0,15% C» (а) и распределение меди (б) и хрома в ней (в)

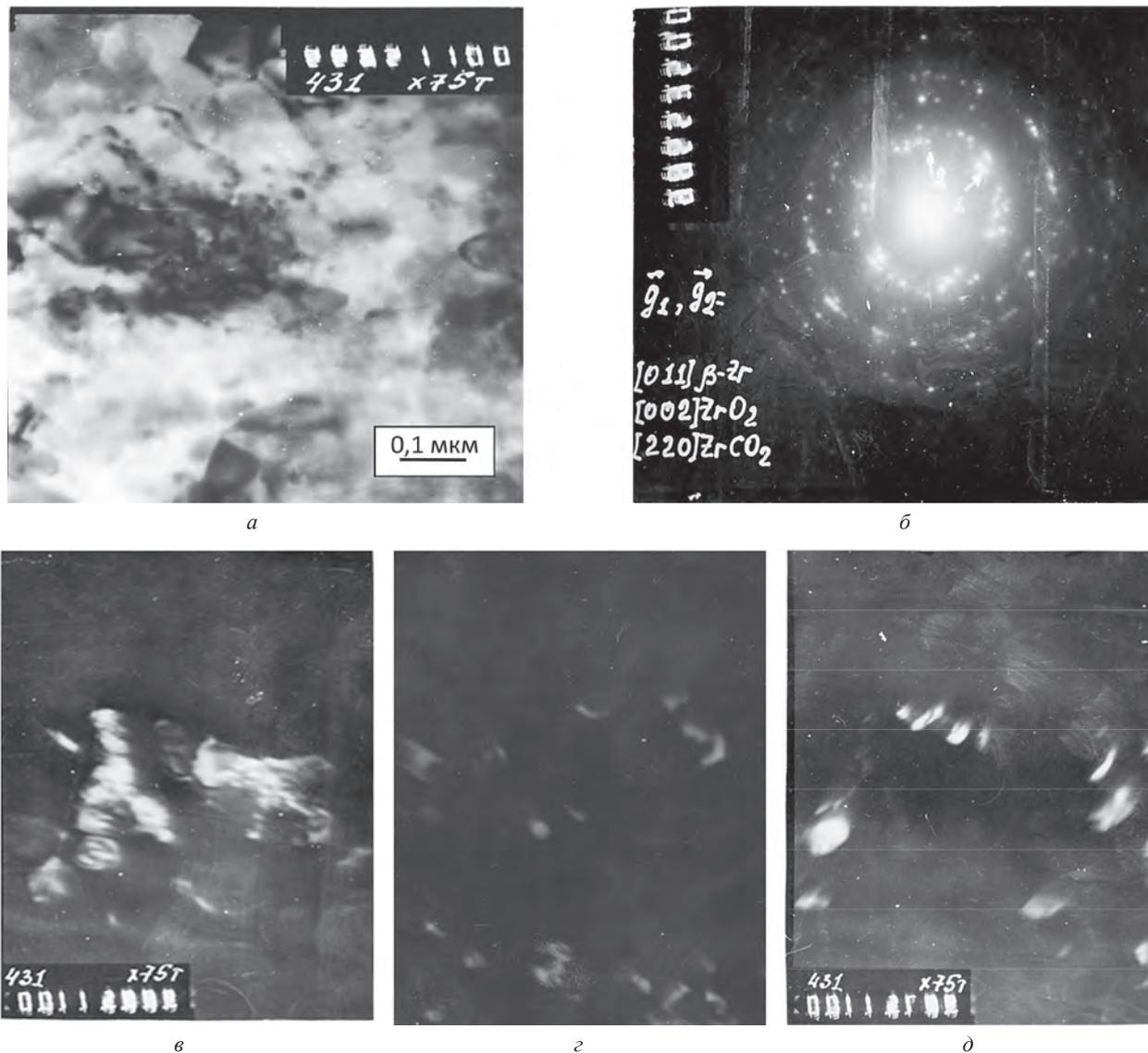


Рис. 4. Микроструктура гранул композиции «Cu – 10% Cr – 1,5% Zr – 0,15% C»: а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в–д – темное поле в рефлексах фаз; в – [111] Cu; з – [111] Cr; д – [011] β-Zr, [002] ZrO<sub>2</sub>, [220] ZrCO<sub>2</sub>. (ПЭМ)

в процессе формирования термодинамически стабильных равновесных фаз. Эти соединения имеют нанокристаллическое строение и вызывают дисперсное упрочнение.

**Прогнозируемые химический состав и комплекс физико-механических свойств бронз** достигаются при введении в расплав меди лигатуры в виде прутков диаметром 10–20 мм, имеющих плотность, близкую к теоретической [35]. Наиболее эффективным способом получения их является горячая (те-

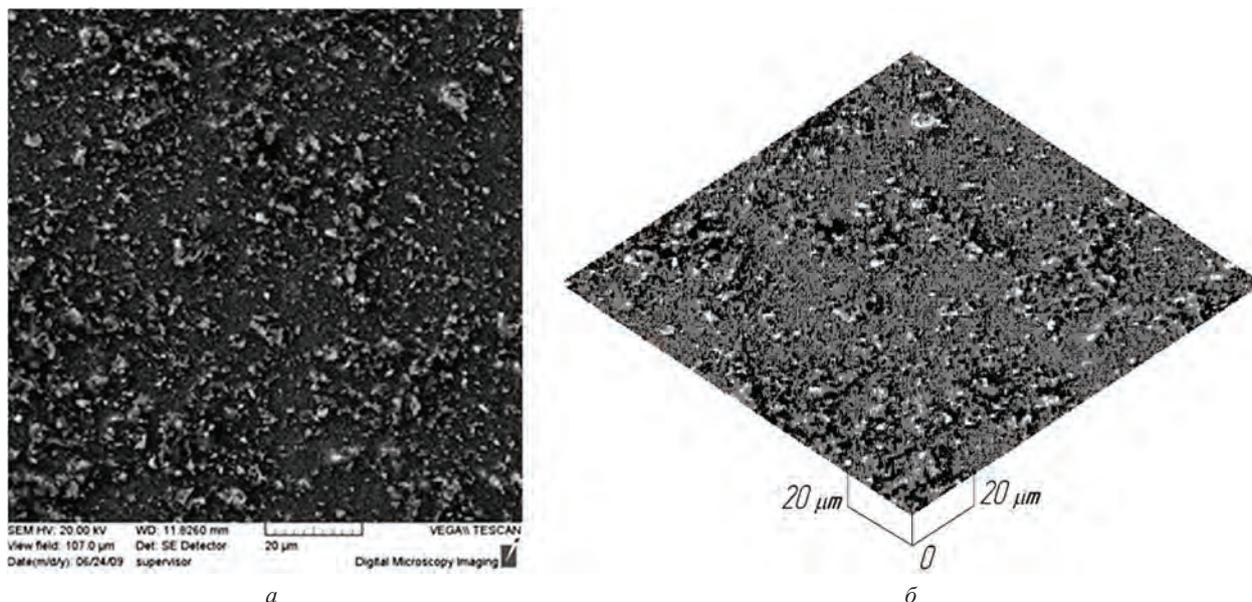


Рис. 5. Микроструктура прутка лигатуры из механически легированной композиции «Cu + 10% Cr + 0,15% C»: а – двумерное; б – 3D-изображения

Таблица 2. Микротвердость гранул механически легированной лигатуры

Состав, %	Твердость гранул HV	
	исходная	после отжига при 600 °С в течение 2 ч
Cu + 5%Cr + 0,15% C	170	120
Cu + 10% Cr + 0,15% C	260	200
Cu + 15% Cr + 0,15% C	290	240
Cu + 10% Cr + 1,5% Zr + 0,15% C	270	220

пая) экструзия холодно-прессованных брикетов плотностью 75%, подвергнутых отжигу при температуре 0,75–0,80  $T_{пл. меди}$ . Оптимальными условиями горячего прессования являются температура нагрева брикета – 750 °С, температура нагрева инструмента – 500 °С.

**Компактные материалы, полученные экструзией**, характеризуются гомогенным и дисперсным распределением элементов (рис. 5–7). Они сохраняют субмикроструктурный тип структуры гранулированных композиций. Размер зерен основы не превышает 1 мкм. Зерна, в свою очередь, разделены на блоки, величина которых составляет десятые доли микрометра. Основное количество хрома находится в виде частиц глобулярного типа размером менее 0,5 мкм. Кроме того, в структуре выявляются отдельные пластинчатые включения этого элемента длиной до 10 мкм и толщиной менее 1 мкм.

Согласно результатам ПЭМ (рис. 7), термическое воздействие, имеющее место при отжиге и горячей экструзии механически сплавленных лигатур, приводит к завершению фазовых превращений, направленных на уменьшение свободной энергии систем, продуктами которых являются нанокристаллы равновесных тугоплавких оксидов и карбидов Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ZrO<sub>2</sub>, ZrC, Cr<sub>23</sub>C, а также интерметаллида Cu<sub>3</sub>Zr. Как показано выше, температура плавления оксидов и карбидов существенно превышает максимальную температуру медного расплава. Наличие указанных соединений в нанокристаллическом состоянии косвенно подтверждается также эффектом дисперсного упрочнения лигатур, определяющим их высокую жаропрочность. В зависимости от состава температура начала рекристаллизации этих материалов находится в пределах 550–700 °С. Нанокристаллы тугоплавких соединений, синтезированные в процессе получения лигатуры, эффективно выполняют роль модификаторов первого рода, обеспечивающих производство бронз с суб-/микроструктурным типом структуры основы.

Так, после полного цикла упрочняющей термомеханической обработки средний размер зерна основы бронзы БрХ, произведенной по классической технологии, находится в пределах 2,5–3,5 мкм. В то время как значение этого показателя у экспериментальной бронзы, легированной нанокристаллической механически сплавленной модифицирующей лигатурой, примерно в 15–25 раз меньше и составляет 0,1–0,2 мкм (рис. 8).

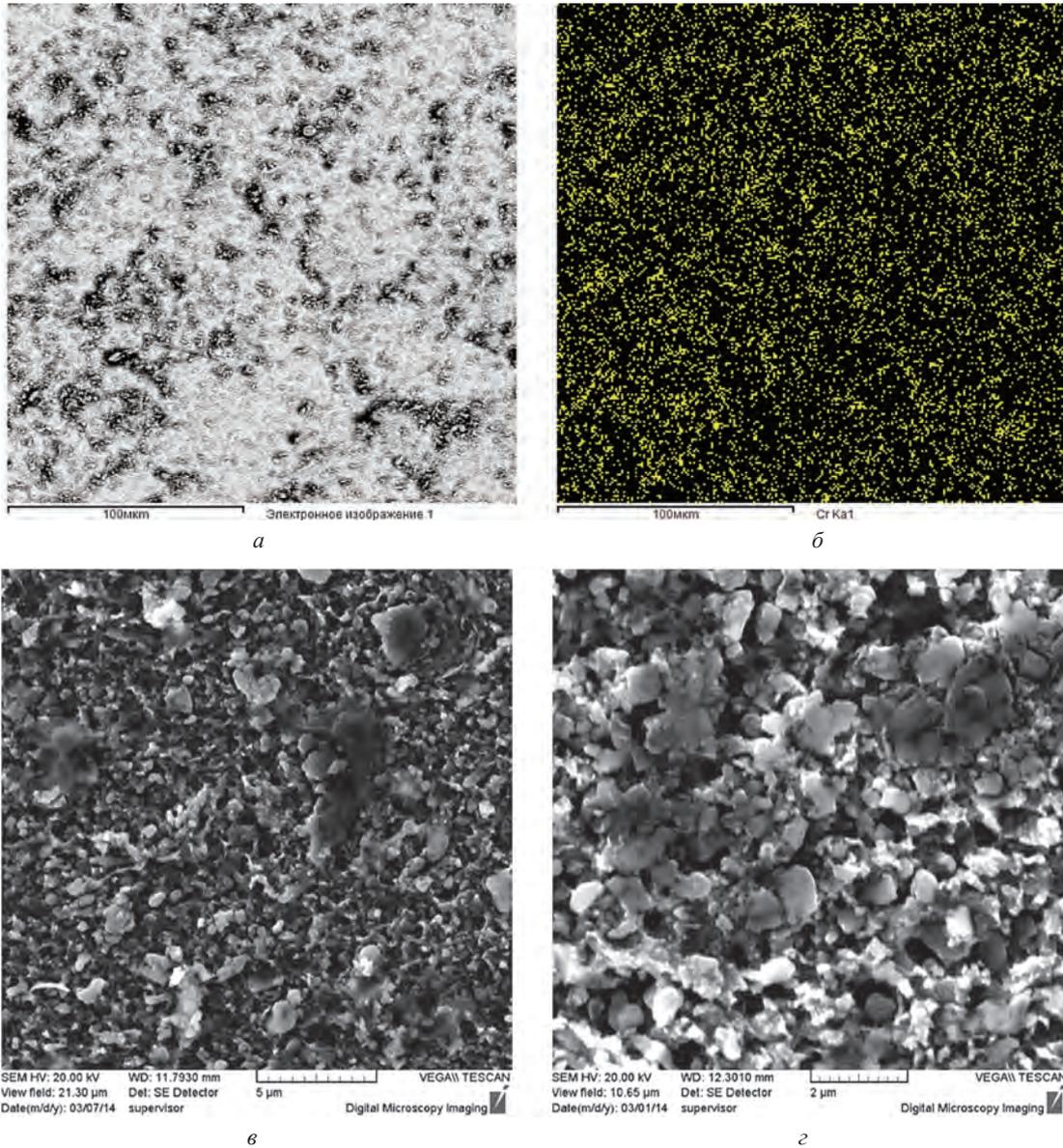


Рис. 6. Микроструктура (а, в, г) лигатуры из механически легированной композиции «Cu + 10% Cr + 0,15% C» и распределение хрома в ней (б)

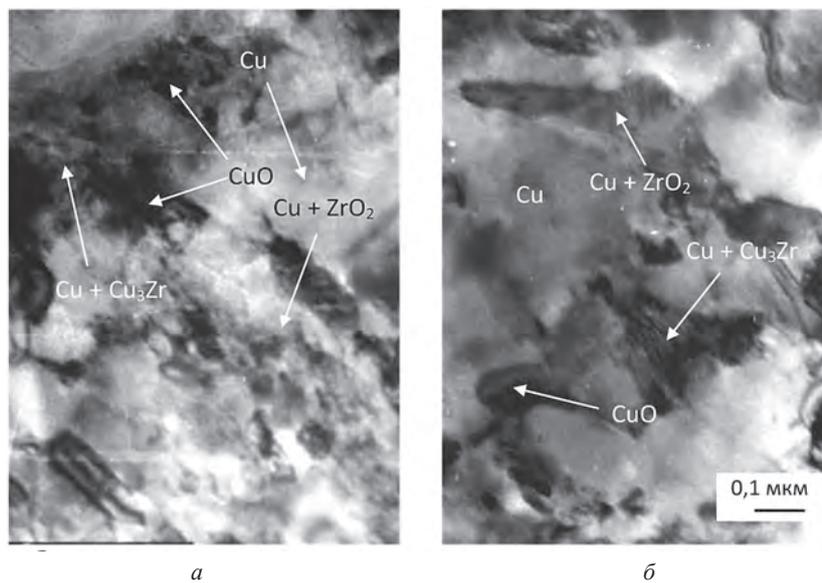


Рис. 7. Микроструктура материала из механически легированной композиции системы «Cu–Zr–O»

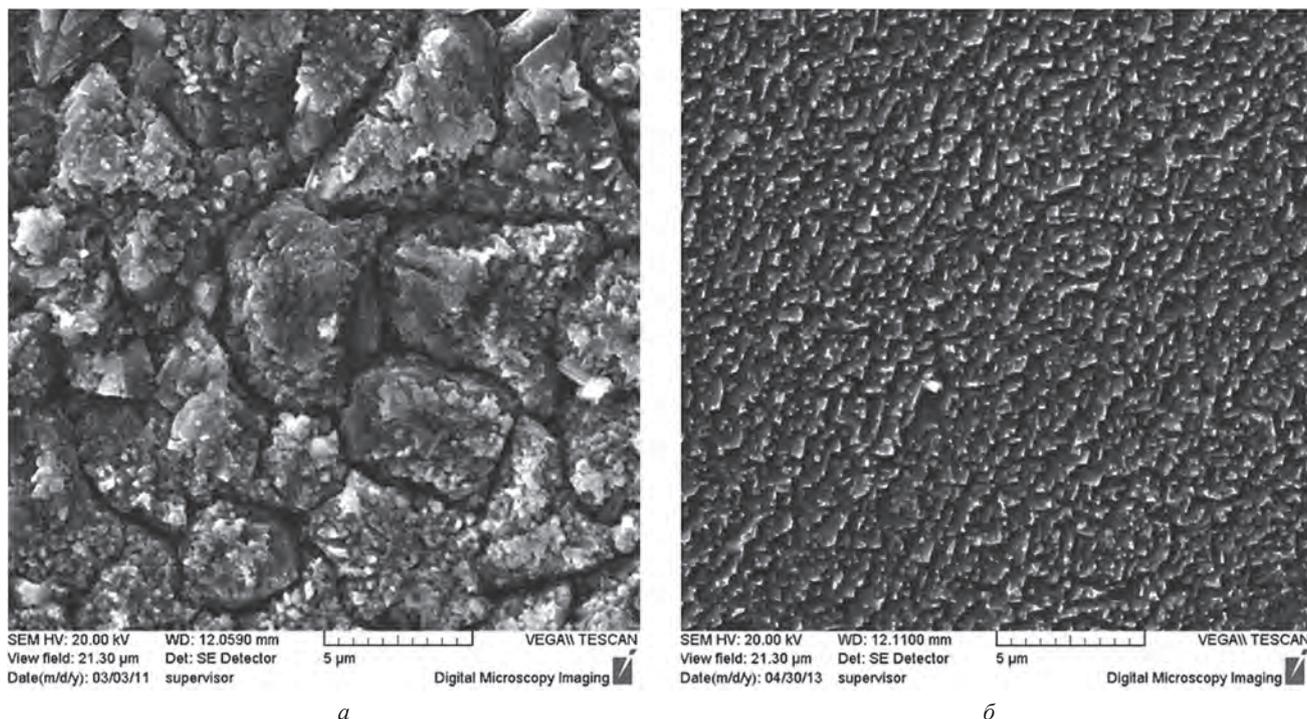


Рис. 8. Структура термически обработанной бронзы БрХ, полученной с применением классической (а) и механически легированной модифицирующей (б) лигатуры

Наряду с технологическими преимуществами, обусловленными применением механически легированных модифицирующих лигатур, формирование материалов с суб-/микроструктурным типом структуры основы приводит к существенному повышению комплекса физико-механических свойств и эксплуатационных хромовых бронз [36, 37].

### Выводы

Результаты проведенного исследования позволяют сделать вывод о высокой эффективности применения технологии, основанной на реакционном механическом легировании, для получения нанокристаллических модифицирующих лигатур и модификаторов.

При выплавке хромовых бронз применение механически легированных модифицирующих лигатур, изготовление которых отличается простотой, экологической безопасностью и универсальностью, позволяет исключить из технологии получения материалов высокотемпературный, требующий специального дорогостоящего печного оборудования, экологически опасный процесс производства литых лигатур, а также уменьшить температуру и продолжительность легирования расплава меди.

Механически легированные модифицирующие лигатуры обеспечивают формирование дисперсно-упрочненных жаропрочных материалов с суб-/микроструктурным типом структуры основы, что приводит к существенному повышению комплекса физико-механических свойств и эксплуатационных хромовых бронз.

### Литература

1. Крушенко Г. Г. Повышение качества чугунных отливок с помощью нанопорошков / Г. Г. Крушенко, И. С. Ямских, А. С. Бонченков // *Металлургия машиностроения*. 2002. № 2. С. 20–21.
2. Черепанов А. Н. Применение ультрадисперсных порошков для улучшения свойств металлов и сплавов / А. П. Черепанов, В. А. Полубояров, А. П. Калинина // *Материаловедение*. 2000. № 10. С. 45–53.
3. Цивирко Э. И. Модифицирование наночастицами Ti(CN) отливок деталей из сплава ЖСЗДК-ВИ с пониженным содержанием углерода / Э. И. Цивирко, Н. А. Лысенко, В. В. Клочихин // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. 2010. № 3. С. 42–44.
4. Ловшенко Г. Ф. Повышение эффективности модифицирования серого чугуна за счет введения в состав модификатора углерода / Г. Ф. Ловшенко, О. С. Комаров, Н. И. Урбанович // *Литье и металлургия*. 2010. № 3. С. 47–50.
5. Зыкова А. П. Влияние модифицирования ультрадисперсными порошками оксидов тугоплавких металлов и криолита на структуру, механические свойства и разрушение чугуна СЧ 25 / А. П. Зыкова, Д. В. Лычагин, А. В. Чумаевский // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2014. № 11. С. 37–42.

6. **Калиниченко А. С.** Перспективы использования наноразмерных порошков для получения модифицирующих лигатур / А. С. Калиниченко, А. Г. Слуцкий, В. А. Шейнерт // *Литье и металлургия*. 2015. № 1. С. 65–73.
7. **Калиниченко А. С.** Использование модифицирующей лигатуры, содержащей нанодисперсные порошки активных элементов при получении высокопрочного чугуна с шаровидным графитом / А. С. Калиниченко, А. Г. Слуцкий, В. А. Шейнерт // *Литье и металлургия*. 2015. № 3. С. 101–106.
8. **Комаров О. С.** Наноразмерные и ультрадисперсные частицы в литейных технологиях / О. С. Комаров, В. И. Волосатиков, И. Б. Проворова // *Литье и металлургия*. 2014. № 2. С. 42–46.
9. **Марукович Е. И.** Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. Минск: Беларуская навука, 2009. 217 с.
10. **Гуляев Б. Б.** Иерархия структур и механические свойства литой стали / Б. Б. Гуляев, Е. Н. Пряхин, В. М. Колокольцев // *Литейное производство*. 1986. № 10. С. 9–11.
11. **Манаков Н. А.** Доменная структура и гистерезисные свойства мелкозернистых сплавов высокоазотистых редкоземельных магнетиков / Н. А. Манаков, Г. В. Корзикова, В. В. Столяров // *Физика металлов и материаловедение*. 1992. № 2. С. 21–26.
12. **Модификация** структурных состояний в условиях интенсивного внешнего воздействия в никелиде титана / А. А. Клопотов [и др.] // *Изв. вузов. Физика*. 1992. № 12. С. 3–7.
13. **Иванов Ю. Ф.** Электронно-микроскопический анализ нанокристаллических материалов / Ю. Ф. Иванов, А. В. Пауль, Н. А. Конева // *Физика металлов и материаловедение*. 1991. № 7. С. 206–208.
14. **Порошковая** металлургия. Материалы, технология, свойства, применение: справ. / И. М. Федорченко [и др.]. Киев: Наукова думка, 1985. 624 с.
15. **Лиопо В. А.** Введение в физику наноразмерных частиц / В. А. Лиопо, В. А. Струк, С. В. Авдейчик // *Промышленность региона: проблемы и перспективы инновационного развития*. Гродно: ГГАУ, 2008. С. 223–272.
16. **Композиционные** материалы: справ. / Под ред. Д. М. Карпиноса. Киев: Наукова думка, 1985. 592 с.
17. **Витязь П. А.** Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Минск: Беларуская навука, 1998. 352 с.
18. **Ловшенко Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
19. **Ловшенко Г. Ф.** Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2005. 276 с.
20. **Ловшенко Ф. Г.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе никеля / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Минск: БНТУ, 2012. 297 с.
21. **Ловшенко Ф. Г.** Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2013. 216 с.
22. **Николаев А. К.** Хромовые бронзы / А. К. Николаев, А. И. Новиков, В. М. Розенберг. М.: Металлургия, 1983. 175 с.
23. **Гофеншефер Л. И.** Получение сплава меди, содержащего до 25% хрома, методом открытой индукционной плавки / Л. И. Гофеншефер, В. М. Чурсин, В. И. Рыжов // *Цветные металлы*. 1981. № 9. С. 90–91.
24. **Головешка В. Ф.** Влияние условий плавки на растворение хрома в жидкой меди / Ф. Г. Головешка, Л. Н. Сергеев // *Цветные металлы*. 1972. № 10. С. 63–65.
25. **Стрельцов Ф. Н.** Пути снижения угара циркония и стабилизации состава цирконийсодержащих бронз при открытой плавке в канальных печах / Ф. Н. Стрельцов, Р. М. Фридлянский, В. И. Красных // *Плавка и литье цветных металлов и сплавов*. М.: Металлургия, 1980. № 63. С. 28–32.
26. **Вакуумная** плавка медных сплавов / Р. М. Фридлянский [и др.]. М.: Цветметинформация, 1974. 88 с.
27. **Белоусов Н. П.** Растворение хрома в жидкой меди / Н. П. Белоусов, Л. Н. Сергеев, Б. И. Хныжов // *Цветные металлы*. 1978. № 4. С. 61–62.
28. **Молдавский О. Д.** Влияние метода выплавки на технологичность, физико-механические и эксплуатационные свойства медных сплавов / О. Д. Молдавский // *Цветные металлы*. 1981. № 11. С. 33–35.
29. **Молдавский О. Д.** Электрошлаковый переплав тяжелых цветных металлов. М.: Металлургия, 1980. 200 с.
30. **Стрельцов Ф. Н.** Перспективы применения плазменных печей для выплавки медных сплавов / Ф. Н. Стрельцов, А. А. Клевцов // *Цветные металлы*. 1980. № 7. С. 101–104.
31. **Термодинамическое** моделирование гетерогенного взаимодействия при механическом легировании в системах на основе меди / Ф. Г. Ловшенко [и др.]. // *Вестник Белорусско-Российского университета*. 2012. № 1. С. 23–34.
32. **Ловшенко Ф. Г.** Закономерности формирования механически легированных гранулированных лигатур системы «медь-хром» / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // *Вестник Белорусско-Российского университета*. 2014. № 2. С. 49–59.
33. **Ловшенко Ф. Г.** Получение механически легированных наноструктурных модифицирующих лигатур для производства высокопрочных субмикроструктурных бронз электротехнического назначения / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // *Литье и металлургия*. 2013. № 2. С. 115–126.
34. **Ловшенко Ф. Г.** Научные принципы создания высокостойких хромовых бронз электротехнического назначения с применением технологии, сочетающей реакционное механическое легирование и литье / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // *Перспективные технологии*. Витебск: УО «ВГТУ», 2011. Гл. 10. С. 214–233.
35. **Ловшенко, Ф. Г.** Оптимизация условий экструзии механически легированных композиций «медь-хром» и закономерности формирования структуры, фазового состава и свойств материалов из них / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // *Вестник Белорусско-Российского университета*. 2014. № 2. С. 49–59.
36. **Ловшенко Ф. Г.** Бронзы электротехнического назначения и особенности их производства / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // *Вестник Белорусско-Российского университета*. 2012. № 3. С. 36–52.
37. **Ловшенко Ф. Г.** Литье хромосодержащие бронзы, получаемые с применением механически легированных лигатур / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // *Литье и металлургия*. 2012. № 3. С. 131–135.

## References

1. **Krushenko G. G., Yamskikh I. S., Bonchenkov A. S.** Povyshenie kachestva chugunnykh otlivok s pomoshch'yu nanoporoshkov [Improving the quality of cast-iron foundries using nanopowders]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy Engineering*, 2002, no. 2, pp. 20–21.
2. **Cherepanov A. N., Poluboyarov V. A., Kalinina A. P.** Primenenie ul'tradispersnykh poroshkov dlya uluchsheniya svoystv metallov i splavov [Application of superdispersed powder to improve the properties of metals and alloys]. *Materialovedenie = Materials sciences*, 2000, no. 10, pp. 45–53.
3. **Tsivirko E. I., Lysenko N. A., Klachikhin V. V.** Modifitsirovanie nanochastitsami Ti(CN) otlivok detaley iz splava ZhS3DK-VI s ponizhennym soderzhaniam ugleroda [Modification nanoparticles Ni (CN) alloy foundings parts ZhS3DK-VI with reduced carbon content]. *Vostochno-Evropeyskiy zhurnal peredovykh technologiy = Eastern European Journal of advanced technologies*, 2010, no. 3, pp. 42–44.
4. **Lovshenko G. F., Komarov O. S., Urbanovich N. I.** Povyshenie effektivnosti modifitsirovaniya serogo chuguna za schet vvedeniya v sostav modifikatora ugleroda [Increase of effectiveness of modifying the cast iron due to the introduction of the carbon modifier]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 3, pp. 47–50.
5. **Zykova A. P., Lychagin A. D., Chumaevsky A. V.** Vliyaniye modifitsirovaniya ul'tradispersnymi poroshkami oksidov tugo-plavkikh metallov i kriolita na strukturu, mekhanicheskie svoystva i razrusheniye chuguna SCh 25 [Influence of modifying ultradispersed powders of oxides of refractory metals and cryolite on the structure, mechanical properties and fracture iron MF 25]. *Izv. vuzov. Chernaya metallurgiya = Math. Universities. Ferrous metallurgy*, 2014, no. 11, pp. 37–42.
6. **Kalinichenko A. S., Slutsky A. G., Sheynert V. A.** Perspektivy ispol'zovaniya nanorazmernykh poroshkov dlya polucheniya modifitsiruyushchikh ligatur [Prospects for the use of nanodimension powders for receiving of modifying ligatures]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 1, pp. 65–73.
7. **Kalinichenko A. S., Slutsky A. G., Sheynert V. A.** Ispol'zovanie modifitsiruyushchey ligatury, soderzhashchey nanodispersnyye poroshki aktivnykh elementov pri poluchenii vysokoprochnogo chuguna s sharovidnym grafitom [Using modifying ligatures containing nanodispersed, powders of active elements in the receiving of high-strength globular graphite]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 3, pp. 101–106.
8. **Komarov O. S., Volosatikov V. I., Provorova I. B.** Nanorazmernyye i ul'tradispersnyye chastitsy v liteynykh tekhnologiyakh [Nanodimension and ultradispersed particles in the foundry technologies]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 2, pp. 42–46.
9. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Modifitsirovanie splavov [Modifying alloys]. Minsk, Belarusian Navuka Publ., 2009, 217 p.
10. **Gulyaev B. B., Pryahin E. N., Kolokoltsov V. M.** Ierarkhiya struktur i mekhanicheskie svoystva litoi stali [The hierarchy of structures and mechanical properties of cast steel]. *Liteynoe proizvodstvo = Foundry*, 1986, no. 10, pp. 9–11.
11. **Manakov N. A., Korzikova G. V., Stolyarov V. V.** Domennaya struktura i gisterezisnye svoystva melkozernistykh splavov vysokoazotistykh redkozemel'nykh magnetikov [Domain structure and hysteresis properties of High-grained alloys of rare-earth magnets]. *Fizika metallov i materialovedenie = Physics of Metals and Materials*, 1992, no. 2, pp. 21–26.
12. **Klopotov A. A. et al.** Modifikatsiya strukturnykh sostoyaniy v usloviyakh intensivnogo vneshnego vozdeystviya v nikelide titana [Modification of structural states in the intensive external influence in the NiTi]. *Izv. vuzov. Fizika = Math. Universities. Physics*, 1992, no. 12, pp. 3–7.
13. **Ivanov Yu. F., Paul A. V., Koneva N. A.** Elektronno-mikroskopicheskiy analiz nanokristallicheskiykh materialov [Electron microscopic analysis of nanocrystalline materials]. *Fizika metallov i materialovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 1991, no. 7, pp. 206–208.
14. **Poroshkovaya metallurgiya. Materialy, tekhnologiya, svoystva, primeneniye** [Powder metallurgy. Materials, technology, properties and application]. Kiev, Navukova Dumka Publ., 1985. 624 p.
15. **Liopo V. A., Struk V. A., Avdeychik S. V.** *Vvedeniye v fiziku nanorazmernykh chastits* [Leading in to the physics of nanodimension elements]. Industry Region: Problems and perspectives of innovation development. Grodno, 2008, pp. 223–272.
16. **Kompozitsionnye materialy. Spravochnik. Pod red. D. M. Karpinosa** [Composite materials]. A handbook. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1985, 592 P.
17. **Vityaz' P. A., Lovshenko F. G., Lovshenko G. F.** *Mekhanicheski legirovannyye splavy na osnove alyuminiya i medi* [The mechanically alloyed aluminum-based alloys and copper]. Minsk, Belaruskaya Navuka Publ., 1998, 352 p.
18. **Lovshenko G. F., Lovshenko F. G., Khina B. B.** *Nanostrukturnyye mekhanicheski legirovannyye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials metals-based]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2008, 679 p.
19. **Lovshenko G. F., Lovshenko F. G.** *Teoreticheskie i tekhnologicheskie aspekty sozdaniya nanostrukturnykh mekhanicheski legirovannykh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of nanostructured mechanically alloyed materials metals-based]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2005, 276 p.
20. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F.** *Nanostrukturnyye mekhanicheski legirovannyye materialy na osnove nikelya* [Nanostructured materials are mechanically alloyed nickel-based]. Minsk, National Technical University Publ., 2012, 297 p.
21. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F.** *Kompozitsionnye nanostrukturnyye mekhanicheski legirovannyye poroshki dlya gazotermicheskikh pokrytiy* [Composite nanostructured mechanically alloyed powders for gas-thermal coverings]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2013, 216 p.
22. **Nikolaev A. K., Novikov A. I., Rozenberg V. M.** *Khromovyye bronzy* [Chrome Bronze]. Moscow, Metallurgy Publ., 1983, 175 p.
23. **Gofenshefer L. I., Chursin V. M., Ryzhov V. I.** Poluchenie splava medi, soderzhashchego do 25% khroma, metodom otkrytoy induktsionnoy plavki [Receiving of copper alloy containing up to 25% chromium, the open method of induction melting]. *Zvetnyye metally = Nonferrous metals*, 1981, no. 9, pp. 90–91.
24. **Goloveshka V. F., Sergeev L. N.** Vliyaniye usloviy plavki na rastvoreniye khroma v zhidkoy medi [Influence of smelting conditions of the dissolution of chromium in liquid copper]. *Zvetnyye metally = Nonferrous metals*, 1972, no. 10, pp. 63–65.

25. **Strel'tsov F. N., Fridlyansky P. M., Krashykh V. I.** Puti snizheniya ugara tsirkoniya i stabilizatsii sostava tsirkoniysoederzhashchikh bronz pri otkrytoy plavke v kanal'nykh pechakh [Ways to reduce wastes of zirconium and zirconium-containing stabilizing composition bronze at open smelting furnaces in the channel]. *Sb. trudov «Plavka i lit'e tsvetnykh metallov i splavov» = Melting and casting of non-ferrous metals and alloys*, Moscow, Metallurgy Publ., 1980, no. 63, pp. 28–32.
26. **Vakuumnaya plavka mednykh splavov** [Vacuum melting copper alloys]. R. M. Fridlyansky [et al.]. Moscow, Tsvetmetinformatsiya Publ., 1974, 88 p.
27. **Belousov N. P., Sergeev L. N., Hnyzhov B. I.** Rastvorenienie khroma v zhidkoy medi [Dissolution of chromium in liquid copper]. *Tsvetnye metally = Nonferrous metals*, 1978, no. 4, pp. 61–62.
28. **Moldavskiy O. D.** Vliyanie metoda vyplavki na tekhnologichnost', fiziko-mekhanicheskie i ekspluatatsionnye svoystva mednykh splavov [The impact of the method of smelting on manufacturability, physical, mechanical and performance properties of copper alloys]. *Tsvetnye metally = Nonferrous metals*, 1981, no. 11, pp. 33–35.
29. **Moldavskiy O. D.** *Elektroshlakovyy pereplav tyazhelykh tsvetnykh metallov* [Electroslag remelting of heavy non-ferrous metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980, 200 p.
30. **Strel'tsov F. N., Klevtsov A. A.** Perspektivy primeneniya plazmennyykh pechey dlya vyplavki mednykh splavov [Prospects for the use of plasma furnaces for melting copper alloys]. *Tsvetnye metally = Nonferrous metals*, 1980, no. 7, pp. 101–104.
31. **Lovshenko F. G. et al.** Termodinamicheskoe modelirovanie geterogennogo vzaimodeystviya pri mekhanicheskom legirovanii v sistemakh na osnove medi [Thermodynamic modeling of heterogeneous interaction during mechanical alloying in the copper-based systems]. *Vestnik Bel.-Ros. Universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2012, no. 1, pp. 23–34.
32. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozikov I. A.** Zakonomernosti formirovaniya mekhanicheski legirovannykh granulirovannykh ligatur sistema «med'-khrom» [Regularities of formation of mechanically alloyed granular ligatures system «copper-chrome»]. *Vestnik Bel.-Ros. Universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2014, no. 2, pp. 49–59.
33. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozikov I. A.** Poluchenie mekhanicheski legirovannykh nanostrukturnykh modifitsiruyushchikh ligatur dlya proizvodstva vysokoprochnykh submikrokristallicheskiykh bronz elektrotekhnicheskogo naznacheniya [Getting mechanically alloyed nanostructure modifying alloys for the production of high-strength bronzes submicrocrystalline electrotechnical designation]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 115–126.
34. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozikov I. A.** Nauchnye printsipy sozdaniya vysokostoykikh khromovykh bronz elektrotekhnicheskogo naznacheniya s primeneniem tekhnologii, sochetayushchey reaktsionnoe mekhanicheskoe legirovanie i lit'ye [Scientific principles of creating highly resistant chrome bronze for electrical purposes with the use of technology, combining reactionary mechanical alloying and casting]. *Perspektivnye tehnologii = Advanced technologies*, Vitebsk, 2011, pp. 214–233.
35. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozikov I. A.** Optimizatsiya usloviy ekstruzii mekhanicheski legirovannykh kompozitsiy «med'-khrom» i zakonomernosti formirovaniya struktury, fazovogo sostava i svoystv materialov iz nikh [Optimization of conditions for the extrusion of mechanically alloyed compositions «copper-chrome» and the laws of formation of the structure, phase composition and properties of these materials]. *Vestnik Bel.-Ros. Universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2014, no. 2, pp. 49–59.
36. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozikov I. A.** Bronzy elektrotekhnicheskogo naznacheniya i osobennosti ikh proizvodstva [Bronzes of electrical devices and the characteristics of their production]. *Vestnik Bel.-Ros. Universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2012, no. 3, pp. 36–52.
37. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozikov I. A.** Litye khromsoderzhashchie bronzy, poluchaemye s primeneniem mekhanicheski legirovannykh ligatur [Chromium alloy of bronze, obtained through the use of mechanically alloyed ligatures]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 3, pp. 131–135.



УДК 620.1-1/-9

Поступила 01.03.2016

## СКОРОСТНОЕ ГОРЯЧЕЕ ВЫДАВЛИВАНИЕ В РЕЖИМЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕРЖНЕВЫХ ДЕТАЛЕЙ ШТАМПОВ

### HIGH-SPEED HOT EXTRUSION IN HIGH TEMPERATURE MECHANICAL TREATMENT MODE OF BIMETALLIC ROD PARTS OF THE STAMPS

*И. В. КАЧАНОВ, В. Н. ШАРИЙ, В. В. ВЛАСОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: vlasov881988@gmail.com*

*I. V. KACHANOV, V. N. SHARIY, V. V. VLASOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: vlasov881988@gmail.com*

*Процессы скоростного формоизменения, особенно скоростного горячего выдавливания, создают эффективные условия для обработки малопластичных и труднодеформируемых материалов, широко используемых в инструментальном производстве. В связи с тем что высокоскоростная штамповка обеспечивает получение точных заготовок с повышенными механическими свойствами, она может быть использована как технологический процесс изготовления стержневых деталей штамповой оснастки, работающих в условиях повышенных нагрузок и износа.*

*Целью данной работы являлись экспериментальные исследования возможности получения биметаллических стержневых деталей штамповой оснастки скоростным горячим выдавливанием в режиме высокотемпературной термомеханической обработки с целью экономии штамповых сталей и повышения качества полученных изделий.*

*Исследованы микроструктуры полученных скоростным горячим выдавливанием биметаллических соединений для композиций на основе конструкционной и высоколегированных сталей, и подтверждено их высокое качество. Установлены зависимости распределения микротвердости в направлении от плоскости контакта двух сталей в зоне соединения, характеризующиеся минимальным значением микротвердости на стыке полученного соединения. Наличие более пластичной области в плоскости контакта способствует снижению остаточных напряжений вследствие их релаксации в этой области и повышению прочности соединения.*

*Processes of high-speed shaping change and especially high-speed hot extrusion create efficient conditions for treatment of low plastic and difficult-to-form materials which are widely used in tool making production. Due to the fact that high-speed stamping provides accurate billets with increased mechanical properties, it can be used as a technological process for manufacturing rod parts of die tooling operating under the increased loads and high wear.*

*The purpose of the paper is to carry out experimental investigation of the possibility to obtain bimetallic rod stamping tooling by high-speed hot extrusion in high-temperature mode treatment in order to save die steels and improve the quality of the products obtained.*

*Microstructures of the bimetallic compounds obtained with the help of high-speed hot extrusion method for compositions of structural and high-alloy steels have been investigated and their high quality has been proved during the investigations. Dependences of micro-hardness distribution have been established outbound two steel contact plane in the zone of connection that are characterized by a minimum micro-hardness value in the connection joint. Availability of more plastic zone in the contact plane contributes to reduction of residual stresses due to their relaxation in this zone and higher joint strength.*

**Ключевые слова.** *Биметаллические стержневые детали, штамповая оснастка, метод скоростного горячего выдавливания.*

**Keywords.** *Bimetallic rod parts, die tooling, high-speed hot extrusion method.*

Одна из важнейших задач современного этапа развития машиностроительной отрасли в Республике Беларусь – это повышение качества, надежности и долговечности деталей узлов и механизмов как технологического оборудования, так и выпускаемой продукции. Поставленная задача может решаться на основе комплексного подхода, включающего в себя создание новых материалов, разработку и освоение эффективных технологий по упрочнению и ресурсосбережению металлов, являющихся основным сырьем для машиностроительных предприятий.

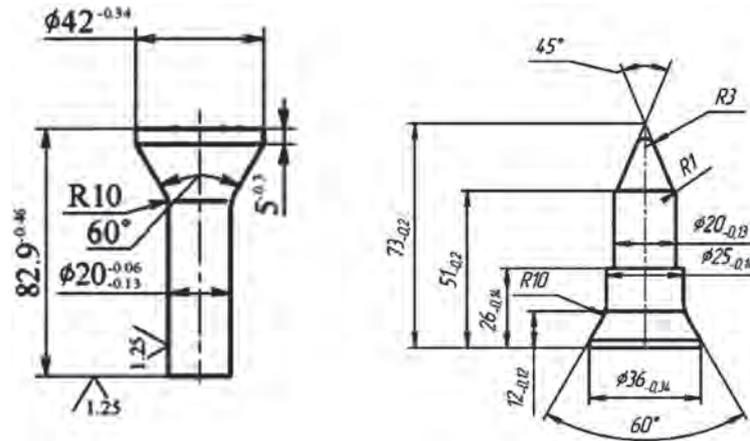


Рис. 1. Чертежи деталей «Толкатель» и «Пуансон» из номенклатуры инструментально-штампового производства ОАО «МАЗ»

Острой проблемой в промышленном производстве являются быстрый износ и поломки штампового инструмента, испытывающего большие нагрузки. Традиционные способы упрочняющей обработки такого инструмента исчерпали ресурс повышения его прочности и надежности. В связи с этим новые возможности открывают способы совмещенного деформационного и термического упрочнения, которые позволяют интенсифицировать физико-химические процессы за счет использования природы материалов и особенностей протекания скоростного горячего выдавливания (СГВ), осуществляемого в режиме высокотемпературной механической обработки ВТМО [1].

Скоростная горячая пластическая деформация приводит к изменению дефектной структуры аустенита. Сформировавшуюся в результате горячей деформации мелкозернистую субструктуру аустенита необходимо сохранить. Это достигается закалкой – ускоренным охлаждением, предотвращающим перлитное и бейнитное превращения.

Скоростная высокотемпературная деформация аустенита в условиях создания развитой дислокационной субструктуры приводит к измельчению и большей однородности размеров пластин или реек мартенсита с сохранением подобия их формы, в результате чего формируется правильно ориентированное расположение групп крупных линзовидных двойникованных кристаллов мартенсита, радикально отличающееся от их хаотической ориентировки при обычной закалке. Кроме того, в процессе СГВ обеспечиваются условия для получения качественного биметаллического соединения, что позволяет экономить дорогостоящие штамповые стали. При скоростном нагружении процесс можно считать адиабатическим, т. е. теплообмен между инструментом и заготовкой практически отсутствует, а за счет деформации происходит приращение температуры, что повышает пластичность деформируемых материалов [2]. Также с увеличением скорости выдавливания повышается и скорость пластической деформации на контактных поверхностях, что приводит к росту плотности и частоты выхода дислокаций в зоне контакта соединяемых металлов и увеличению концентрации активных центров взаимодействия. При этом увеличивается вклад механической активации в процесс образования прочного сварного соединения [3].

Для экспериментального исследования влияния режима ВТМО, совмещенного с процессом СГВ, и отработки технологии получения биметаллического инструмента были выбраны стержневые детали штамповой оснастки «Толкатель» и «Пуансон» из номенклатуры инструментально-штампового производства ОАО «МАЗ» (рис. 1).

Для проведения исследований были выбраны штамповые стали 5ХНМ и ДИ23 для рабочей части и конструкционная легированная сталь 40Х для основы деталей штампов «Толкатель» и «Пуансон».

В табл. 1 приведены режимы традиционной термообработки для выбранных сталей с указанием получаемой твердости при данных режимах [4].

Процесс СГВ биметаллических стержневых деталей «Толкатель» и «Пуансон» в режиме ВТМО осуществляли на горизонтальной установке в конических полуматрицах (рис. 2) с применением упругого отскока ударника для практически мгновенного изъятия полуматриц с отштампованной поковкой из штампа с последующим погружением их в ванну с закалочным маслом [5].

Для проведения исследования разъемную коническую матрицу 1 помещали в обойму 2, которая крепилась на плите 7 горизонтальной установки. При этом заготовка состояла из двух частей: основной 5 (сталь 40Х) и рабочей 6 (стали ДИ23 и 5ХНМ) (рис. 2, а). Составную заготовку помещали в полуматрицу

Т а б л и ц а 1. Режимы термообработки для сталей 5ХНМ, ДИ23, 40Х [4]

Марка стали	Режим термообработки			Твердость
	операции	температура, °С	охлаждающая среда	HRC
5ХНМ, ГОСТ 5950-2000	Отжиг	810–830	С печью	»
	Закалка	830–860	Масло	48–50
	Отпуск	460–520	Воздух	
ДИ23, ГОСТ 5950-2000	Отжиг	840–880	С печью 40–50 °С/ч до 600 °С, затем на воздухе	»
	Закалка	1120–1140	Масло	54
	Отпуск	550	Воздух	50
40Х, ГОСТ 4543-71	Отжиг	820–840	С печью	»
	Закалка	845–875	Масло	30–35
	Отпуск	450–550	Вода или масло	

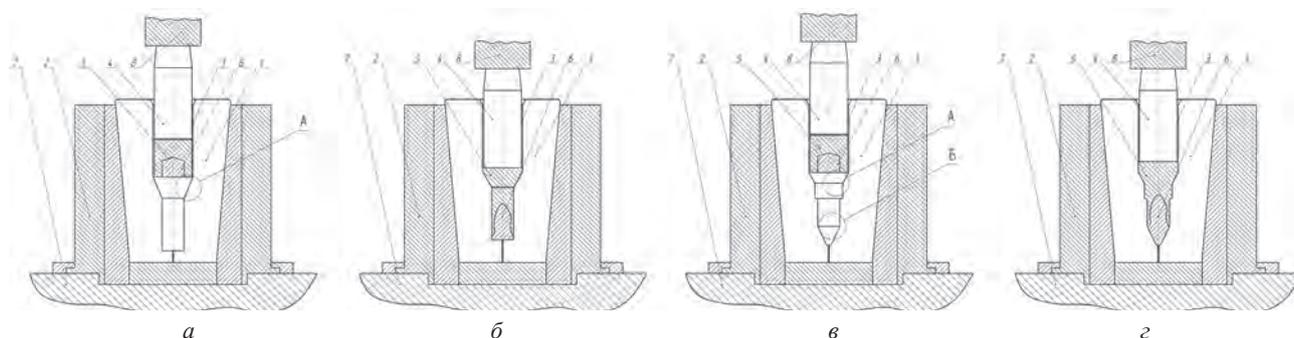


Рис. 2. Схема реализации технологии получения биметаллического инструмента в режиме ВТМО на горизонтальной установке: *а, в* – начальный момент процесса СГВ; *б, з* – момент получения соединения и завершения формообразования поковки

цы 1 штампа для закрытого выдавливания, рабочая поверхность 3 имела шероховатость  $R_a = 0,63–0,32$ . Процесс скоростного выдавливания осуществляли с коэффициентами вытяжки  $l_1 = 2,06$  и  $l_2 = 3,2$  (где  $l_1$  – вытяжка участка А,  $l_2$  – вытяжка участка Б поковки).

Для деформации составной заготовки 3 промежуточный пуансон 4 разгоняли основным бойком 8. В результате он получал запас энергии, обеспечивающий скоростную деформацию заготовки, которая сопровождалась совместным пластическим течением двух частей 5 и 6 заготовки в осевом направлении. Причем после ударного нагружения длина поверхности сопряжения заготовки двух совместно деформированных частей как минимум в  $\lambda$  раз превышала исходную длину сопрягаемых основной и рабочей частей заготовки (рис. 2, *а, б*). Указанное удлинение (вытяжка) боковых поверхностей двух сопрягаемых разнородных нагретых металлов, протекающее в условиях всестороннего неравномерного сжатия и сопровождаемое синхронным формированием ювенильных сопрягаемых поверхностей, как раз и является основной причиной формирования сварного соединения этих материалов в осевом направлении [2, 6, 7]. В момент окончания деформации происходит упругий отскок соударяющихся частей штампа (ударник, промежуточный пуансон, полуматрицы с поковкой), в результате чего полуматрицы с поковкой легко извлекаются из конической обоймы штампа и падают в ванну с закалочным маслом. Отмеченное практически мгновенное извлечение поковки из штампа за счет использования эффекта упругого отскока соударяющихся частей позволяет осуществлять закалку нерекристаллизованной микроструктуры биметаллических деталей, сохраняя и наследуя мелкое зерно и мелкодисперсные карбиды, сформированные в результате скоростной пластической деформации биметаллической заготовки.

При совмещении процессов СГВ биметаллических изделий и режима ВТМО в первую очередь необходимо установить температурный режим, который обеспечит термическую активацию для качественного соединения двух сталей и полное растворение карбидов легирующих элементов в аустените, что обеспечит высокую твердость и требуемые механические свойства.

Для композиции сталей 40Х+5ХНМ температурный интервал штамповки, обеспечивающий наилучшую пластичность, составляет: для стали 40Х –  $T_{ш1} = 800–1250$  °С; для стали 5ХНМ –  $T_{ш2} = 850–870$  °С. Температуры критических точек  $A_{c3}$ , обеспечивающие проведение полной закалки, составляют: 782 °С для стали 40Х; 780 °С для стали 5ХНМ. Следовательно, с учетом подстуживания заготовки при переносе в штамп оптимальная температура нагрева составной заготовки в печи должна составлять  $T_{з1} = 1200$  °С

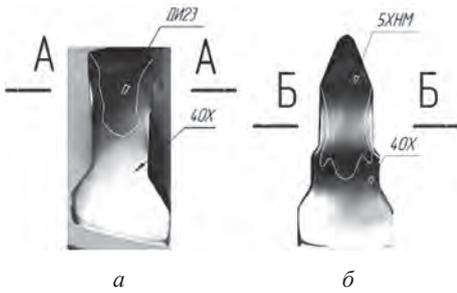


Рис. 3. Продольные шлифы образцов, полученных по технологии СГВ и использованных для измерения твердости и микроструктурного анализа в зоне соединения разнородных материалов: *а* – продольный шлиф композиций сталей 40Х+ДИ23; *б* – композиция сталей 40Х+5ХНМ

и время нагрева 1 мин на 1 мм сечения образца. Учитывая одноударный режим получения детали по технологии СГВ, время проведения эксперимента 3–5 с и температуру штампа 15–20 °С, охлаждение до точки  $A_{c3}$  происходит в полуматрицах штампа, а затем полуматрицы с поковкой в результате отскока падали в закалочную ванну. После закалки поковки подвергали низкотемпературному отпуску при 300 °С с последующим остыванием на воздухе [8].

Учитывая данные табл. 1, для композиции сталей 40Х+ДИ23 проводили нагрев в печи при температуре  $T_{32} = 1230$  °С и времени нагрева 1 мин на 1 мм сечения образца. Подстуживание на 50–70 °С при переносе в штамп не приводило к выделению и коагуляции карбидной фазы, так как эти процессы происходят при температурах ниже 1100 °С.

Процесс СГВ в режиме ВТМО для композиций сталей 40Х+5ХНМ и 40Х+ДИ23 проходил в диапазоне начальных скоростей деформирования  $V_0 = 70–80$  м/с и энергий удара  $E_0 = 36–40$  кДж.

На рис. 3 показаны продольные шлифы биметаллических образцов, полученных по технологии СГВ и использованных для измерения твердости и микроструктурного анализа.

Качество инструмента и его физико-механические свойства в значительной степени зависят от термической обработки, в связи с чем контроль твердости дает представление о структуре металлов и их свойствах.

Микроструктурный анализ проводили в поперечных сечениях А-А и Б-Б (рис. 3, *а*, *б*) стержневых частей поволоков инструмента.

Для композиции сталей 40Х+ДИ23 микроструктура в зоне соединения двух металлов со схемой расположения точек, в которых измерялась микротвердость, представлена на рис. 4.

Из рисунка видно, что поверхности соединения двух металлов в биметаллических образцах являются прямолинейными и четковыраженными. На этих поверхностях не обнаружены оксиды и интерметаллидные включения.

Для образца, полученного в режиме ВТМО (рис. 4, *б*), характерно наличие в материале основы (сталь 40Х) мелкозернистой нерекристаллизованной структуры, состоящей из остаточного аустенита и мартенситных включений с соотношением указанных компонентов ориентировочно 50:50.

Для микроструктуры стали ДИ23 (рабочая часть биметаллического образца) характерно наличие мелкозернистой текстуры, сориентированной в направлении пластического течения с преобладающим содержанием «белой фазы», не поддающейся травлению, основу которой составляет мелкоигольчатый мартенсит.

На микрошлифах образцов, подвергнутых после СГВ охлаждению на воздухе, а также наряду с охлаждением на воздухе, последующими операциями закалки с отпуском (рис. 4, *а*, *в*), четко просматривается частично рекристаллизованная структура основной части (сталь 40Х) без искажения границ зерен, прочно соединенная по прямолинейной поверхности с рабочей частью (сталь ДИ23) биметаллического инструмента.

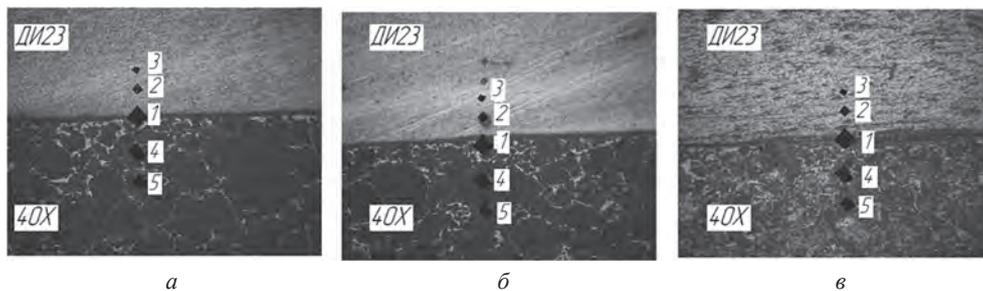


Рис. 4. Микроструктура и схема расположения точек (1–5) для определения микротвердости в зоне шва биметаллических образцов (40Х+ДИ23), изготовленных при различных режимах термообработки: *а* – СГВ с охлаждением на воздухе; *б* – СГВ в режиме ВТМО; *в* – СГВ с охлаждением на воздухе и последующей закалкой и среднетемпературным отпуском;  $V_0 = 70–80$  м/с,  $E_0 = 36–40$  кДж,  $T_0 = 1150 \pm 20$  °С.  $\times 500$

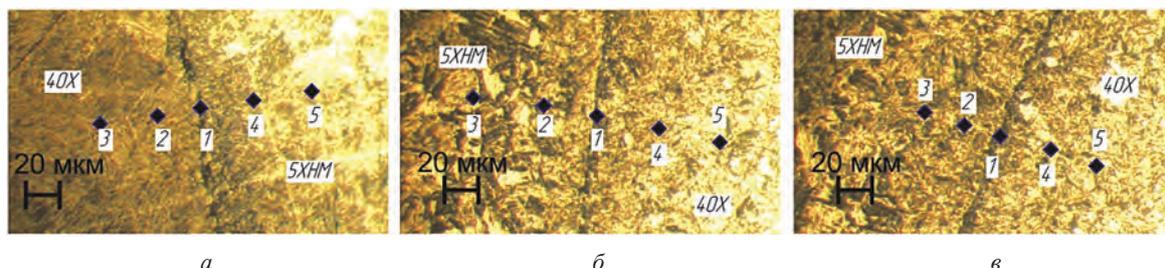


Рис. 5. Микроструктура и схема расположения точек (1–5) для определения микротвердости в зоне шва биметаллических образцов (40X+5XHM), изготовленных при различных режимах термообработки: а – СГВ с охлаждением на воздухе; б – СГВ в режиме ВТМО; в – СГВ с охлаждением на воздухе и последующими операциями закалки и среднетемпературного отпуска;  $V_0 = 70\text{--}80$  м/с,  $E_0 = 36\text{--}40$  кДж,  $T_0 = 1150 \pm 20$  °С.  $\times 500$

Результаты измерений микротвердости по Виккерсу (HV), полученные на приборе ПМТ-3 с нагрузкой на индентор, равной 2Н, в поперечном сечении А-А (см. рис. 3, а) детали «Толкатель» приведены в табл. 2.

Таблица 2. Значения микротвердости по Виккерсу (HV) в поперечном сечении детали «Толкатель»

Нумерация точек для измерения микротвердости	Данные обработки		
	СГВ ( $T_0 = 1200$ °С; $V_0 = 75,2$ м/с), охлаждение на воздухе, HV, МПа	СГВ ( $T_0 = 1200$ °С; $V_0 = 75,2$ м/с) в режиме ВТМО, HV, МПа	СГВ, охлаждение на воздухе, закалка в масле + среднетемпературный отпуск, HV, МПа
1 (зона соединения)	482	512	310
2	341	386	310
3	344	389	330
4	541	617	598
5	553	631	603

Как видно из таблицы, для всех образцов микротвердость резко возрастает, в 1,6–1,8 раза в направлении от зоны шва в сторону рабочей части детали, изготовленной из стали ДИ23 (точки 2, 3). В направлении от зоны соединения к основной части отмечен незначительный рост микротвердости HV в 1,05–1,12 раза.

Для композиции сталей 40X+5XHM микроструктура зоны соединения двух металлов со схемой точек, в которых измерялась микротвердость, показана на рис. 5. Образцы, представленные на рис. 5, а, в, не подвергались режиму ВТМО. Их термообработка после СГВ осуществлялась по рекомендациям, приведенным в табл. 1, применительно к стали 5XHM.

Результаты измерения микротвердости для образцов, показанных на рис. 5, приведены в табл. 3.

Таблица 3. Значения микротвердости по Виккерсу (HV) в поперечном сечении детали «Пуансон»

Нумерация точек для измерения микротвердости	Данные обработки		
	СГВ ( $T_0 = 1200$ °С; $V_0 = 75,2$ м/с), охлаждение на воздухе, HV, МПа	СГВ в режиме ВТМО, HV, МПа	СГВ, охлаждение на воздухе, закалка в масле + среднетемпературный отпуск, HV, МПа
1 (зона соединения)	354	449	323
2	590	707	603
3	638	701	660
4	315	449	326
5	397	456	345

Из таблицы видно, что изменение HV для композиции стали 40X+5XHM по сечению образцов такое же, как и для композиции 40X+ДИ23. Следует отметить, что для композиции 40X+5XHM характерна большая степень упрочнения в зоне соединения за исключением образцов, прошедших после СГВ охлаждение на воздухе с последующими закалкой и отпуском.

### Выводы

1. Установлена возможность получения качественного биметаллического соединения при деформировании со скоростью  $V_0 = 70\text{--}80$  м/с и температуре составной заготовки  $T = 1150 \pm 20$  °С, которое форми-

руется при совместном пластическом течении на поверхности контакта двух частей заготовки с удалением поверхностных оксидных пленок.

2. Исследованы микроструктуры полученных соединений методом скоростного горячего выдавливания для композиций сталей 40X+5XHM и 40X+ДИ23.

3. Установлены зависимости распределения микротвердости в направлении от плоскости контакта двух сталей в зоне соединения, характеризуемые минимальным значением микротвердости на стыке полученного соединения. Наличие более пластичной области в плоскости контакта способствует снижению остаточных напряжений вследствие их релаксации в этой области и повышению прочности соединения.

### Литература

1. Качанов И. В. Скоростное горячее выдавливание стержневых изделий / И. В. Качанов; под ред. Л. А. Исаевича. Мн.: УП «Технопринт», 2002. 327 с.
2. Шоршоров М. Х. Клинопрессовая сварка давлением разнородных металлов / М. Х. Шоршоров, В. А. Колесниченко, В. П. Алехин. М.: Металлургия, 1982. 112 с.
3. Гельман А. С. Основы сварки давлением / А. С. Гельман. М.: Машиностроение, 1970. 312 с.
4. Зубченко А. С. Марочник сталей и сплавов. 2-е изд., доп. и испр. / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский и др. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.
5. А. с. 871967 СССР: МКИ В 21 J 5/04. Инструмент для высокоскоростной штамповки / М. А. Барановский, О. М. Дьяконов, И. В. Качанов, И. С. Шабека, 1981.
6. Качанов И. В. Способ штамповки деталей со стержнем: пат. 18113 Респ. Беларусь, МКИ В 21 J 5/00 / И. В. Качанов, Г. Н. Здор, Л. А. Исаевич, В. Н. Шарий, М. В. Кудин, В. В. Власов; заявитель Белорус. нац. техн. ун-т. № А20110844; заявл. от 16.06.2011 г.; опубл. // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. 2014.
7. Качанов И. В. Способ изготовления клапана двигателя внутреннего сгорания: пат. 16601 Респ. Беларусь, МКИ В 21 J 5/00 / И. В. Качанов, В. Н. Шарий, М. В. Кудин, Д. И. Буто, И. А. Ходос, В. В. Власов; заявитель Белорус. нац. техн. ун-т. № А20100853; заявл. от 06.01.2010 г.; опубл. // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. 2013.
8. Шмыков А. А. Справочник термиста / А. А. Шмыков М.: Mashgiz, 1981. 331 с.

### References

1. Kachanov I. V. *Skorostnoe gorjachee vydavlivanie sterzhnevyyh izdelij* [High-speed extrusion of hot rod articles]. Minsk, UP «Tehnoprint» Publ., 2002, 327 p.
2. Shorshorov M. H., Kolesnichenko V. A., Alehin V. P. *Klinopressovaya svarka davleniem raznorodnyh metallov* [Klinopressovaya pressure welding of dissimilar metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1982, 112 p.
3. Gel'man A. S. *Osnovy svarki davleniem* [Pressure welding Basics]. Moscow, Metallurgija Publ., 1970, 312 p.
4. Zubchenko A. S., Koloskov M. M., Kashirskij Yu. V. *Marochnik stalej i splavov* [Database of steels and alloys]. Moscow, Engineering Publ., 2003, 784 p.
5. Baranovskij M. A., D'jakonov O. M., Kachanov I. V., Shabeka I. S. *Instrument dlja vysokoskorostnoj shtampovki* [Tool for high speed stamping]. A. s. № 871967 SSSR, 1981.
6. Kachanov I. V., Zdor G. N., Isaevich L. A., Sharij V. N., Kudin M. V., Vlasov V. V. *Sposob shtampovki detalej so sterzhnem* [Punching method with the shaft parts]. Patent RB, no. 18113, 2014.
7. Kachanov I. V., Sharij V. N., Kudin M. V., Buto D. I., Hodos., I. A., Vlasov V. V. *Sposob izgotovlenija klapana dvigatelja vnutrennego sgoranija* [Способ изготовления клапана двигателя внутреннего сгорания]. Patent RB, no. 16601, 2013.
8. Shmykov A. A. *Spravochnik termista* [Directory treater]. Moscow, Mashgiz Publ., 1981, 331 p.



УДК 669.742

Поступила 25.04.2016

## ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛИ 10Г2БФ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ CHANGING THE PROPERTIES OF THE STEEL 10G2BF AFTER HOT ROLLING

*А. Б. СТЕБЛОВ, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь,  
ул. Купевича, 10. E-mail: anver\_steblov@mail.ru,*

*А. А. ЗЛОБИН, ООО «Инновационные металлургические технологии», Технопарк Сколково, г. Москва,  
Россия, ул. Луговая, 4. E-mail: info@inmet-sk.com*

*A. B. STEBLOV, Physical and Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus,  
10, Kuprevich str. E-mail: anver\_steblov@mail.ru,*

*A. A. ZLOBIN, LLC «Innovative Metallurgical Technology», Technopark Skolkovo, Moscow, Russia,  
4, Lugovaya str. E-mail: info@inmet-sk.com*

*Проведены исследования по горячей прокатке образцов трубной стали из демонтированной магистральной газовой трубы. Показано, что нагрев и последующая деформация металла повышают прочностные свойства и обеспечивают требуемый уровень механических свойств в готовом прокате.*

*The investigations on hot-rolling of steel pipe samples from the dismantled magistral gas pipe were held. It was shown that heating and subsequent deformation of the metal improves the strength properties and provides the required level of mechanical properties in the finished rolled steel.*

**Ключевые слова.** *Магистральная газовая труба, образец, горячая прокатка, механические свойства.*

**Keywords.** *Magistral gas pipe, sample, hot-rolling, mechanical properties.*

Ежегодно в России ремонтируется и заменяется более 400 км магистральных газопроводных труб большого диаметра от 1020 до 1420 мм. Толщина трубы колеблется от 12 до 32 мм. Марки стали углеродистые по ГОСТ 380, 1050 и низколегированные по ГОСТ 19281. На вторичный рынок ежегодно поступает около 120 тыс. т демонтированных труб. Часть из них восстанавливается и реализуется для менее ответственного использования. Значительная часть отгружается в виде металлолома. В СНГ в последние годы возникли мини-производства, на которых эти трубы раскраивают на полосы и прокатывают из них мелкосортный прокат, в том числе полосы, угловой прокат с полкой от 25 до 63 мм, швеллеры № 5 и 6,5, арматуру А240-А400С. Также их используют в качестве материала для производства сварных профилей и шпунтов. Опасением потребителя этих профилей является соответствие механических свойств и эксплуатационные свойства такого проката.

В данной статье приведены результаты исследований уровня механических свойств стали на образцах из демонтированной газовой трубы из стали 10Г2БФ.

Цель проводимых исследований – оценка исходных механических характеристик стали после длительного срока эксплуатации труб в условиях магистрального газопровода; оценка возможности влияния режимов прокатки и термообработки на восстановление механических свойств стали; определение области режимов термомеханической обработки полосовой стали для получения механических характеристик стали, удовлетворяющих требованиям ТУ 14-3-1689-2000 (ТУ 14-105-644-2000).

В период с 22 по 30 июля 2013 г. в Институте металлургии и материаловедения (ИМЕТ) им. А. А. Байкова РАН на экспериментальном стане 350 была проведена опытная прокатка образцов трубной стали 10Г2БФЮ (рис. 1).

Исследования проводили на опытных образцах, предоставленных Заказчиком, размерами 200×250 мм, толщиной 18,7 мм, вырезанных из магистральной трубы. Предположительное время эксплуатации трубы 18 лет. Из опытных образцов были нарезаны полосы шириной 65 мм.



Рис. 1. Экспериментальный участок ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН, г. Москва

Анализ исходного образца трубы (рис. 2): химический анализ: С – 0,097%; Si – 0,375; Mn – 1,78; V – 0,063; Nb – 0,027; S – 0,041; P – 0,016; Ni – 0,018; Cu – 0,011; Cr – 0,011; Al – 0,037; Ti – 0,005; Fe – 97,5%. Микроструктура полосчатая феррито-перлитная, балл зерна 4–5 по ГОСТ 5639-82. Механические свойства ГОСТ 1497-84: предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) – 447 МПа; предел прочности ( $\sigma_b$ ) – 606 МПа; относительное удлинение ( $\delta$ ) – 32,3%; относительное сужение ( $\psi$ ) – 78,2%.

Вырезанные образцы с внешней стороны не имели следов изоляционного покрытия, поверхность с внутренней стороны трубы имела слой коррозии глубиной до 0,2 мм. Поверхность трубы ровная без видимых трещин и расслоений. Было прокатано восемь образцов.

Образцы перед прокаткой нагревали в электрической нагревательной садочной печи LEW (Германия). Шкала нагрева – 200–1250 °С. Показания температуры устанавливали по платино-родиевой термопаре в алундовом стакане, который находился на уровне футеровки печи. Объем камеры печи – 250×300×400 мм. Печь оборудована системой автоматического регулирования.

Исследования выполняли по методике планирования эксперимента на двух уровнях. Образцы нагревали в течение 20 мин. Прокатку осуществляли на лабораторном стане 350 в четыре прохода со средним обжатием 4 мм в каждом проходе. Температура начала прокатки – 1150 и 950 °С. Начальная толщина образца – 18,7 мм. Фиксировали показания раствора валков. Отдача валков  $\approx 1,0$  мм. При установке раствора валков возможные отклонения от номинала стрелки составляют  $\pm 0,2$  мм. После прокатки образцы охлаждали по вариантам: на воздухе от 20 до 42 с; с замачиванием в воде – 8–12 с, затем окончательно на воздухе с укладкой остывающих образцов на чугунные плиты пола.

Во время эксперимента фиксировали температуру остывания раската, выполняли фотографирование и видеосъемку. На некоторых образцах наблюдалась серповидность.

Данные проведения планируемого эксперимента приведены в табл. 1.



Рис. 2. Исходные образцы трубы из стали 10Г2БФ

Таблица 1

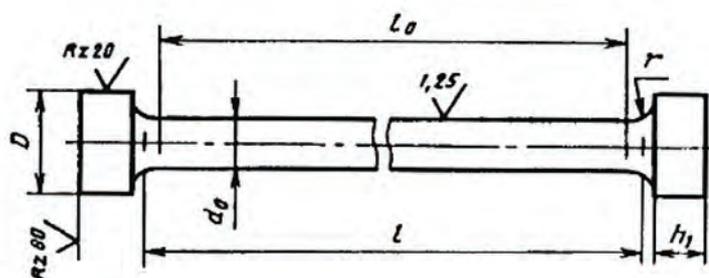
Параметр	Номер образца							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Температура нагрева, °С	1150	1150	1150	1150	950	950	950	950
Суммарная деформация, мм	11,3	11,3	12,3	12,3	12,05	12,13	12,06	12,3
Охлаждение	Вода+воздух	Воздух	Вода+воздух	Воздух	Вода+воздух	Вода+воздух	Воздух	Воздух
Температура после охлаждения в воде/воздухе, °С	н/д	691	505	724	190	120	665	682



Рис. 3. Катаные образцы



*a*



*б*

Рис. 4. Универсальная испытательная машина ИНСТРОН 3382 (*a*); вид образца для испытаний на растяжение (*б*)

После прокатки и охлаждения образцы маркировали мелом и ударными клеймами по концам образца с двух сторон (рис. 3). От охлажденных образцов отбирали пробы для исследования химического состава, микроструктуры и механических свойств. Пробы для определения механических свойств были отобраны поперек линии прокатки и оси трубы.

После остывания измеряли толщину каждого образца для расчета относительной степени деформации.

Испытания образцов № 0–8 проводили на универсальной испытательной машине ИНСТРОН 3382 на статическое растяжение со скоростью нагружения 1 мм/мин по ГОСТ 1497-84 (рис. 4). Размеры образца для испытаний на растяжение приведены ниже.

$d_0$	$l_0 = 5d_0$	$l_0 = 10d_0$	$l$	$D$	$h_1$	$h_1$
3	15	30	$l_0 + (0,5-2,0)d_0$	6	7	1,5

Перед испытанием проводили измерения образцов не менее чем в трех местах: в средней части и на границах рабочей длины. Начальную расчетную длину измеряли с погрешностью до 0,01 мм. При комнатной температуре испытания осуществляли по ГОСТ 1497-84.

В табл. 2 приведены результаты механических испытаний катаных образцов после статических испытаний.

Таблица 2

Номер образца	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$l_0$ , мм	$d_0$ , мм	Примечание
0	32,31	78,1	440	604	15	3	Исходный образец
0	17,0	78,2	447	606	30	3	Исходный образец
1	9,93	57,9	998	15	3	7/нагрев до 1150 °С, охлаждение раската в воде + воздух	
1	8,03	52,1	931	1097	30	3	8/нагрев до 1150 °С, охлаждение раската в воде + воздух
2	25,67	66,0	477	664	15	3	9/нагрев до 1150 °С, охлаждение раската на воздухе
2	16,44	68,7	475	658	30	3	10/нагрев до 1150 °С, охлаждение раската на воздухе
3	12,91	75,0	859	900	15	3	11/нагрев до 1150 °С, охлаждение в воде + на воздухе
3	9,23	79,1	663	737	30	3	12/нагрев до 1150 °С, охлаждение в воде + на воздухе
4	26,19	73,0	484	664	15	3	13/нагрев до 1150 °С, охлаждение на воздухе
4	15,67	73,0	473	656	30	3	14/нагрев до 1150 °С, охлаждение на воздухе
5	24,93	60,2	607	1016	15	3	нагрев до 950 °С, охлаждение в воде
5	12,1	64,2	н/д	987	30	3	нагрев до 950 °С, охлаждение в воде, плохо получился, предел текучести трудно определить
6	12,42	46,7	637	882	13	3	15/нагрев до 950 °С, охлаждение в воде
6	9,95	53,5	498	808	30	3	16/нагрев до 950 °С, охлаждение в воде
7	29,14	68,5	425	568	15	3	нагрев до 950 °С, охлаждение на воздухе
7	22,77	71,4	429	556	30	3	нагрев до 950 °С, охлаждение на воздухе
8	26,86	66,4	478, 451	557	15	3	17/нагрев до 950 °С, охлаждение на воздухе
8	22,47	67,7	446	550	30	3	18/нагрев до 950 °С, охлаждение на воздухе

В продольном направлении

В поперечном направлении

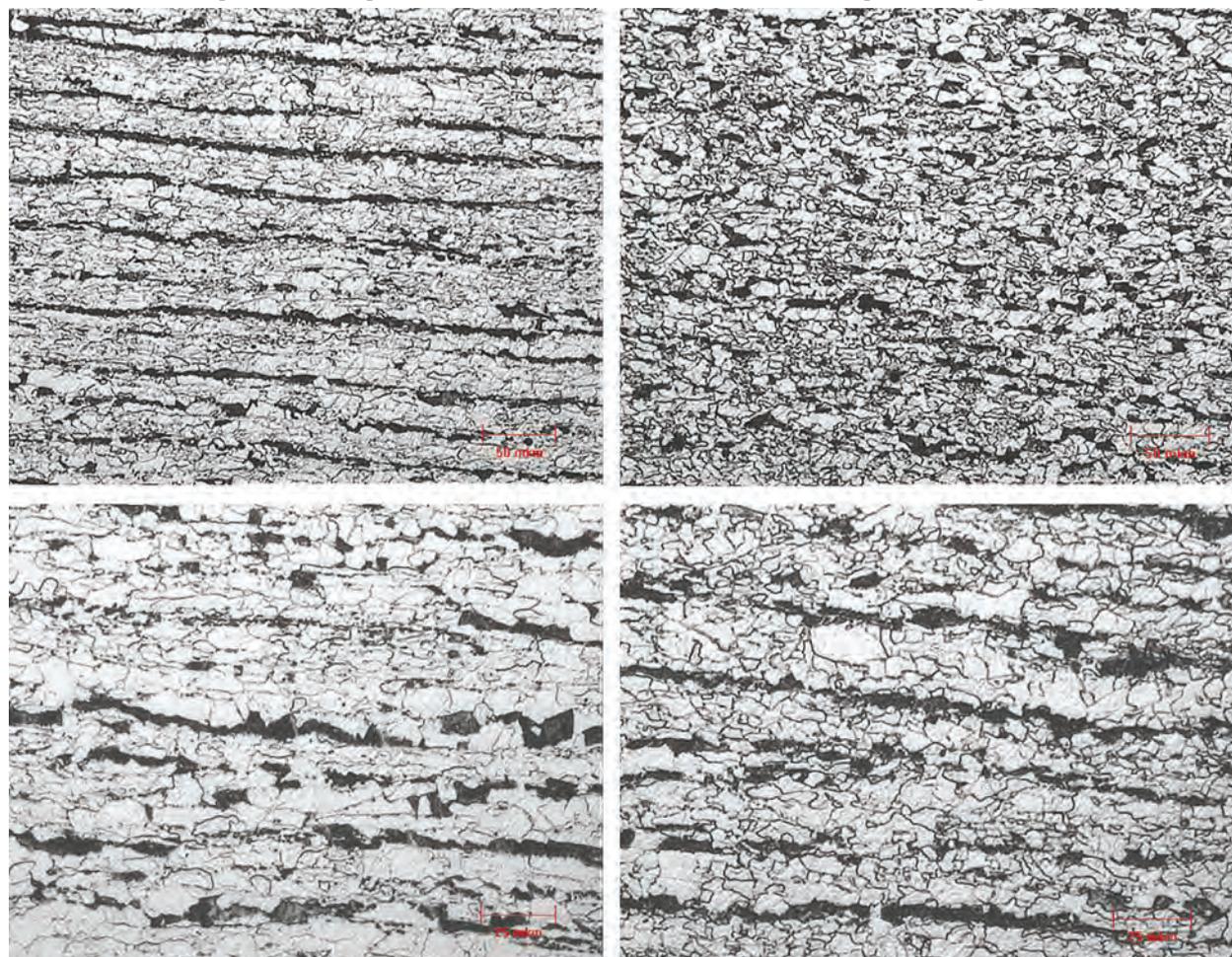


Рис. 5. Микроструктура образцов в исходном состоянии до прокатки

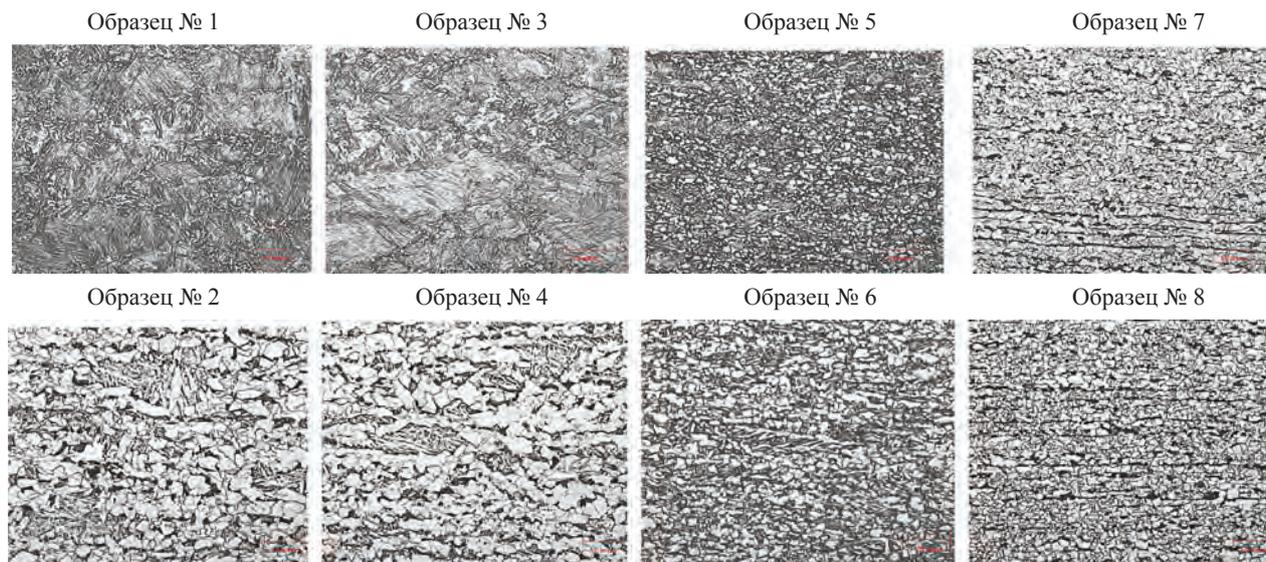


Рис. 6. Микроструктура катаных образцов № 1–8

Образец 0 (исходное состояние металла) был испытан в механической мастерской на разрыв и ударную вязкость при температурах +20 и –60 °С. На всех образцах фиксировали характеристики диаграммы растяжения. Одновременно выполняли механические испытания на ударную вязкость, проводили анализ микроструктуры всех образцов.

Микроструктура исходного образца показана на рис. 5. Из рисунка видно, что исходный образец представляет собой феррито-перлитную смесь зерен 3–4-го балла. Структура полосчатая. Зерна вытянуты в продольном направлении прокатки.

При нагреве образца до температуры 1150 °С с последующей прокаткой зерно увеличивается и при ускоренном охлаждении в воде аустенитная структура трансформируется в игольчатый мартенсит. При охлаждении на воздухе структура феррито-перлитная. При нагреве образца до температуры 950 °С заметного увеличения размера зерна не происходит. При охлаждении в воде структура перлитно-аустенитная, при охлаждении на воздухе – феррито-перлитная. Зерно вытянуто в направлении прокатки. Результаты исследований микроструктуры образцов приведены на рис. 6.

### Выводы

1. Исследуемая сталь соответствует марке 10Г2БФЮ по ТУ 14-3-1689-2000. Пластические свойства образцов стали из демонтированной трубы находятся ближе к нижнему уровню свойств, но не достигают браковочного минимума.

2. Механические свойства образцов после нагрева и прокатки в исследуемом интервале в сравнении с исходным состоянием стали не снижаются. При прокатке образцов при температуре 1150 °С с последующим ускоренным охлаждением в воде наблюдается рост уровня предела прочности до 900–1097 МПа, структура металла – аустенит-мартенсит. При начале прокатки с температурой 950 °С механические свойства более низкие, но соответствуют требованиям для горячекатаного фасонного проката и арматуры по ГОСТ РД 52544.

3. Анализ микроструктуры и механических свойств на растяжение свидетельствует о возможности управления свойствами в широких пределах для обеспечения требуемых свойств готовой продукции за счет подбора температуры нагрева полосы перед прокаткой и технологии термомеханического упрочнения за счет регулируемого охлаждения в процессе прокатки и ускоренного доводоздушного охлаждения.

4. Уровень свойств ударной вязкости катаного металла при +20 °С и –60 °С соответствует приемочным значениям для данной марки стали.

5. Следует ожидать, что уровень механических свойств при сдаточных испытаниях готового мелко-сортного проката из стали демонтированных газовых труб будет соответствовать в готовой продукции требованиям нормативной документации.



УДК 621.833: 621.785.4.52

Поступила 13.05.2016

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ВАКУУМНАЯ ЦЕМЕНТАЦИЯ – РЕЗЕРВ ПО СНИЖЕНИЮ ЭНЕРГОЕМКОСТИ ПРОИЗВОДСТВА И УЛУЧШЕНИЮ КАЧЕСТВА ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ТРАНСМИССИЙ ЭНЕРГОНАСЫЩЕННЫХ МАШИН

## HIGH-TEMPERATURE VACUUM CEMENTATION – THE RESERVE TO REDUCE THE ENERGY INTENSITY OF MANUFACTURE AND IMPROVE THE QUALITY OF TRANSMISSIONS GEARWHEELS OF HIGH-ENERGY MACHINES

*А. А. ШИПКО, С. П. РУДЕНКО, А. Л. ВАЛЬКО, А. Н. ЧИЧИН, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: sprud.47@mail.ru*

*A. A. SHIPKO, S. P. RUDENKO, A. L. VALKO, A. N. CHICHIN, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Academicheskaya str. E-mail: sprud.47@mail.ru*

*Приведены результаты исследований влияния высокотемпературной вакуумной химико-термической обработки на величину зерна конструкционных сталей. Показана эффективность применения наследственно мелкозернистой стали для высокотемпературной вакуумной цементации.*

*Results of research of influence of high-temperature vacuum chemical heat treatment on the amount of grain structural steels are presented. The efficiency of hereditary fine-grained steel for high temperature vacuum carburizing are shown.*

**Ключевые слова.** *Высокотемпературная вакуумная цементация, конструкционные наследственно мелкозернистые стали, величина зерна.*

**Keywords.** *High-temperature vacuum carburizing, structural hereditary fine-grained steel, size of grain.*

Проблема обеспечения эксплуатационной надежности и ресурса зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин является комплексной и предполагает применение современных методов химико-термической обработки. Главная задача этой проблемы – улучшение свойств поверхностно-упрочненного слоя материала деталей, в частности путем цементации.

Свойства цементованного слоя и определяемый ими ресурс работы зубчатых колес в большой степени зависят от кривой распределения углерода по толщине слоя [1]. Опыт эксплуатации цементационных печей показывает, что получение регулируемого профиля распределения углерода по толщине цементованного слоя возможно лишь на автоматизированном и легко перестраиваемом печном оборудовании. Одним из перспективных с точки зрения производительности, качества и повторяемости результатов современных типов цементационного оборудования является вакуумная цементация в атмосфере ацетилена.

Процесс вакуумной цементации имеет ряд преимуществ перед традиционными методами, основными из которых являются отсутствие газоприготовительных установок и приборов контроля углеродного потенциала; возможность эффективного регулирования профиля распределения углерода в цементованном слое; уменьшение удельного расхода электроэнергии и технологического газа; отсутствие кислородсодержащих компонентов в атмосфере, что исключает внутреннее окисление деталей; большая мобильность оборудования; сокращение длительности процесса в результате проведения его при высокой температуре.

Первая информация о процессе вакуумной цементации относится к началу 80-х годов прошлого столетия, когда специалисты фирмы «Хейсс» (США) осуществили вакуумную цементацию в модернизированных печах типа VSQ [2]. Создание подобных установок оказалось возможным вследствие использо-

вания в вакуумных печах графитовых нагревателей и новых изоляционных материалов (графитового войлока) для нагревательной камеры, способных выдерживать температуру до 1300 °С.

Эффективность использования вакуумных печей для цементации изделий массового производства была подтверждена на ОАО «АвтоВАЗ», ОАО «Волгабурмаш» и др. Опыт их эксплуатации показал увеличение производительности, улучшение условий труда, повышение экономичности оборудования и высокую управляемость процессом по сравнению с традиционными методами цементации [2].

Один из недостатков процесса цементации по сравнению с другими видами термообработки – длительность технологического процесса. Наиболее реальный путь ускорения процесса цементации – повышение температуры. Значительное ускорение процесса может быть достигнуто в результате использования высокотемпературной цементации при давлении, ниже атмосферного.

Так, повышение температуры от 940 до 1040 °С способствовало увеличению общей глубины цементованного слоя с 0,7 до 1,15 мм, т. е. в 1,6 раза [3], а нагрев до 1100 °С не оказал отрицательного влияния на механические свойства сталей 25ХГТ и 12ХН3А [4].

Однако в этом случае встает вопрос об эксплуатационных характеристиках деталей, в частности зубчатых колес, определяемых не в последнюю очередь величиной действительного зерна упрочненного слоя и сердцевины [1]. Применение высокотемпературной цементации без последующей перекристаллизации перед закалкой приводит к росту величины действительного зерна, неблагоприятному для механических свойств детали, а также к повышенным деформациям после полного цикла химико-термической обработки.

Так, цементуемые стали 19ХГН и 20ХГН после вакуумной цементации при 1050 °С имели аустенитное зерно 2–5-го балла [5, 6]. Закалка с повторного нагрева привела к получению мелкозернистой структуры и высоких прочностных характеристик изделий из этих сталей. Значительное измельчение зерна стали 20ХГНМ после вакуумной цементации по сравнению с величиной зерна после газовой цементации соответственно отразилось на повышении ударной вязкости (в 2,5 раза), сопротивления усталости (на 25%) и прочности на изгиб (на 8%).

Результаты других исследований показали, что склонность к росту зерна аустенита в наследственно мелкозернистой стали 23ХН2М проявляется при 1000 °С (рис. 1) [7]. При 1100 °С зерно выросло до № 3.

В настоящее время на ОАО «Минский тракторный завод» химико-термическая обработка зубчатых колес трансмиссий тракторов «Беларус» проводится на оборудовании «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH» (Германия) (рис. 2).

Цементация в вакуумных печах осуществляется с циклической подачей ацетилена при 940–960 °С при ориентировочной скорости насыщения 0,2 мм диффузионного слоя в час, затем следует подстуживание до 850 °С с последующей выдержкой. Закалка производится в среде инертного газа-гелия при давлении 2,0 МПа [8].

Качество химико-термической обработки на линии вакуумных печей «ModulTherm 7/1» контролируется в основном по наиболее объективному показателю упрочнения – по распределению микротвердости по толщине цементованного слоя. На рис. 3 приведено распределение микротвердости по сечению контрольных образцов из стали 20ХН3А после цементации при температуре 960 °С, закалки в потоке инертного газа и низкого отпуска.

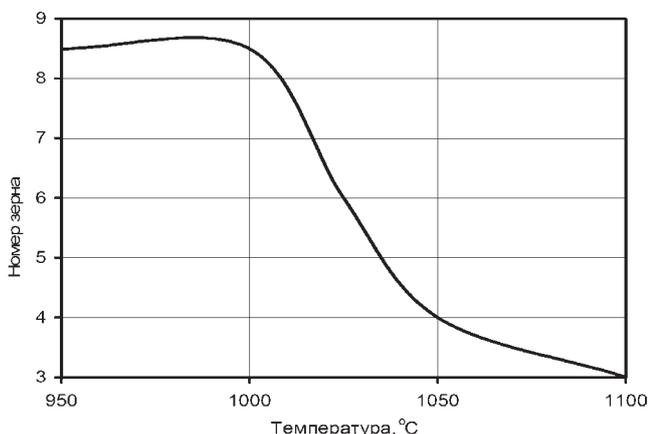


Рис. 1. Зависимость величины зерна стали 23ХН2М от температуры нагрева [7]



Рис. 2. Общий вид линии вакуумных печей «ModulTherm 7/1»

При одинаковой поверхностной твердости микротвердость более глубоких слоев несколько отличается, что объясняется различным давлением и скоростью подаваемого в закалочный модуль инертного газа. Менее интенсивное охлаждение в газовом потоке приводит к понижению прокаливаемости слоев с содержанием углерода менее 0,5% (кривая 1) по сравнению с закалкой при давлении охлаждающего газа более 1 МПа при скорости потока более 10 м/с (кривые 2 и 3).

Технология вакуумной химико-термической обработки на линии «ModulTherm 7/1» по сравнению с ХТО в безмуфельных агрегатах экономически выгодна с точки зрения роста производительности (905 и 342 кг/ч соответственно), снижения продолжительности цикла цементации на толщину слоя 1,0–1,4 мм (5,8 и 17,5 ч), исключения операции очистки деталей после закалки и необходимости утилизации промасленной окалины, вывода из процесса закалочного масла, снижения практически до нуля брака обрабатываемых изделий, резкого сокращения времени вывода термического оборудования на рабочий температурный режим. Годовой экономический эффект от внедрения оборудования фирмы «ALD» взамен БМА исходя из стоимости теплоэнергетических ресурсов, технологических газов (азот, метан, водород, ацетилен, гелий), закалочного масла, очистки деталей, величины брака составляет около 2 млрд. руб. в год [9].

Для выявления склонности к росту зерна были обработаны по полной программе ХТО четыре партии (садки) деталей из широко применяемых сталей 25ХГТ, 20ХНЗА, 20ХНР, 15ХГН2ТА, ГОСТ 4543-71, а также из новой стали 20ХГНМБ, ТУ ВУ 100185302.XXX-2013 при следующей температуре цементации: 960, 1000, 1030 и 1050 °С. Толщину диффузионного слоя образцов определяли по полупереходной зоне с заданным содержанием углерода 0,35%С, что соответствует микротвердости 550 HV<sub>0,2</sub> или твердости 50 HRC. Время цементации на толщину слоя 1,3 мм при поверхностной концентрации углерода 0,7% рассчитывали программой и варьировали применительно, например, к стали 20ХНЗА от 7,3 до 4,1 ч в зависимости от температуры насыщения.

Изготовленные из образцов металлографические шлифы исследовали после травления в реактиве [10]. Величину действительного зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639–82 методом измерения длин хорд, используемым при разномзернистой структуре.

На рис. 4 приведены результаты исследований величины действительного зерна цементованного слоя после ХТО на линии вакуумной цементации исследованных марок сталей. Получено, что при закалке непосредственно после подстуживания от температуры цементации 1000–1050 °С до температуры

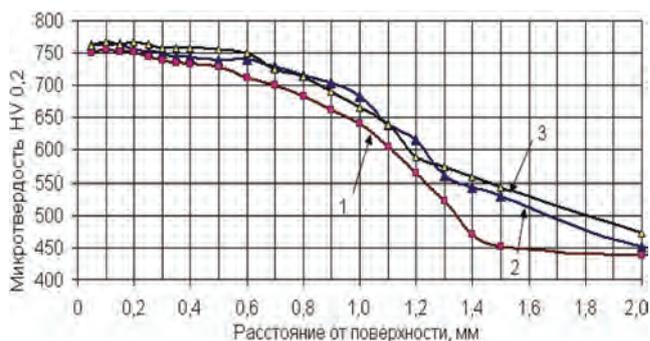


Рис. 3. Распределение микротвердости после химико-термической обработки в вакуумных печах «ModulTherm 7/1» при разных давлениях охлаждающего газа: 1 – 0,6 МПа; 2 – 1,0; 3 – 1,5 МПа

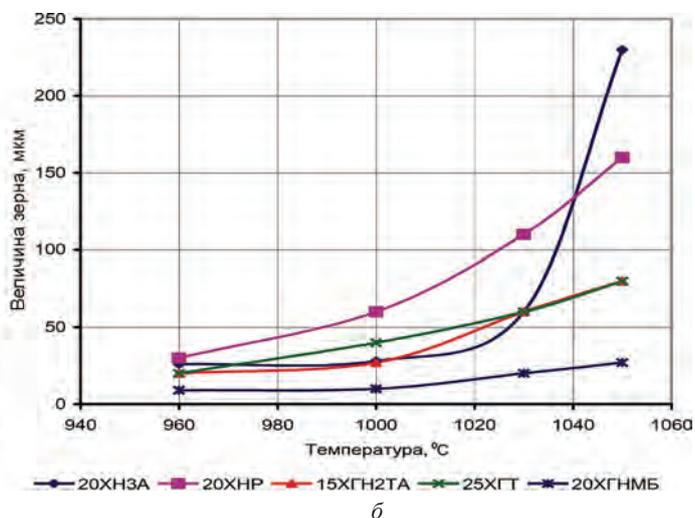
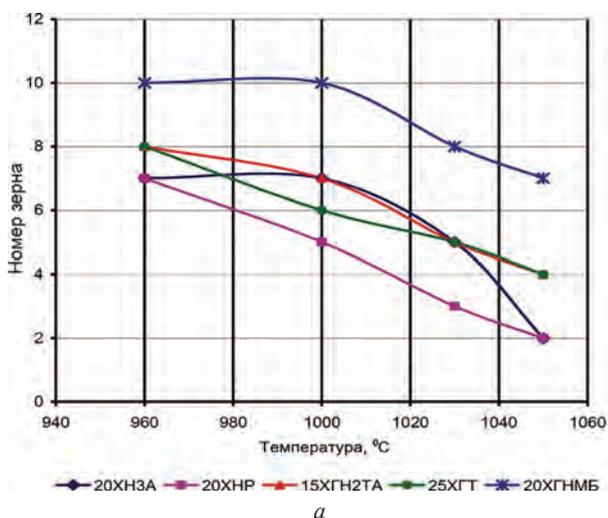


Рис. 4. Величина действительного зерна сталей 25ХГТ, 20ХНЗА, 20ХНР, 15ХГН2ТА, 20ХГНМБ после ХТО на линии вакуумной цементации «ModulTherm 7/1»

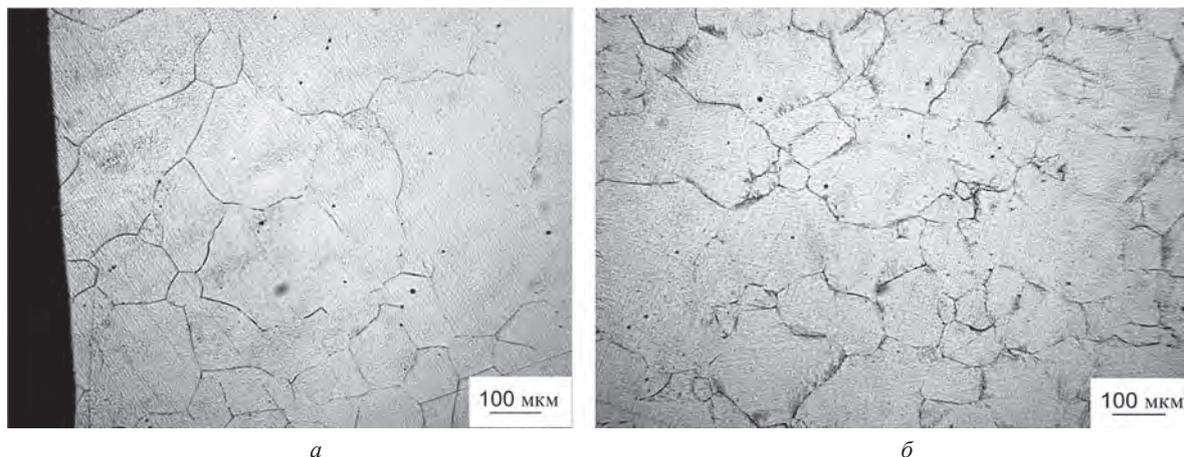


Рис. 5. Микроструктура цементованного слоя (а) и сердцевины (б) стали 20ХН3А после ХТО на линии «ModulTherm 7/1» при температуре цементации 1050 °С: а – действительное зерно № 1–3; б – действительное зерно № 0–3

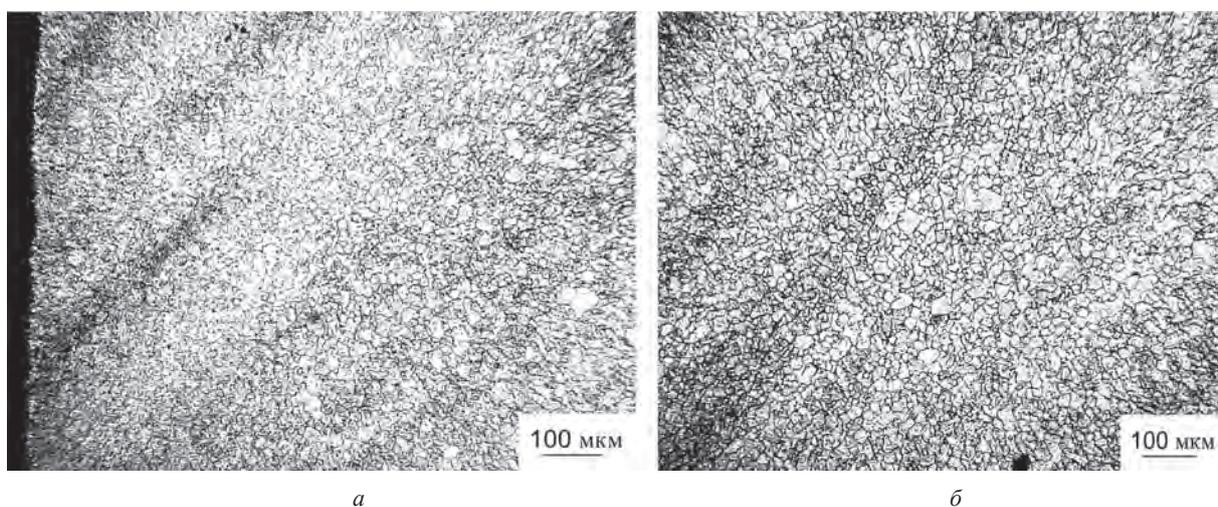


Рис. 6. Микроструктура цементованного слоя (а) и сердцевины (б) стали 20ХГНМБ после ХТО на линии «ModulTherm 7/1» при температуре цементации 1050 °С: а – действительное зерно № 7; б – действительное зерно № 6–8

850 °С в структуре исследованных марок сталей, кроме стали 20ХГНМБ, формируется достаточно крупное зерно. Причина состоит в отсутствии операции повторного нагрева стали под закалку, при котором происходит перекристаллизация и формирование мелкого начального зерна. В процессе выдержки зубчатых колес при температуре, намного превышающей точку  $A_{c3}$ , наблюдается дальнейший рост первичного зерна за счет собирательной рекристаллизации.

По полученным данным для сталей 20ХН3А, 25ХГТ, 20ХНР, 15ХГН2ТА свойственна разнотернистость цементованного слоя и сердцевины. Так, для стали 20ХН3А при температуре цементации 1050 °С диаметр зерна в цементованном слое увеличивается до 230 мкм, а в сердцевине – до 320 мкм (зерно соответственно № 1 и 0 по ГОСТ 5639-82, рис. 5). Величина зерна для указанных сталей превышает допустимые величины [1], поэтому эти стали являются непригодными для высокотемпературной цементации.

Наследственно мелкозернистая сталь 20ХГНМБ по величине зерна значительно отличается от остальных исследованных марок сталей. При температуре цементации 1030 °С и закалке после подстуживания до 850 °С в цементованном слое формируется зерно № 8–9, в сердцевине – № 7–8 (рис. 6), что является допустимым по техническим требованиям, предъявляемым к высоконапряженным зубчатым колесам трансмиссий [1]. Наличие в данной стали ниобия способствует уменьшению величины зерна, устранению химической и структурной неоднородности, разнотернистости, повышению предела текучести и прочности, ударной вязкости и хладностойкости.

Полученные результаты исследований показывают невосприимчивость стали 20ХГНМБ к повышению температуры цементации, что обуславливает ее перспективность в широком применении для высокотемпературной вакуумной цементации зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин.

Эффективность применения стали 20ХГНМБ для высоконапряженных зубчатых колес подтверждена результатами стендовых испытаний в сравнении с серийной сталью 20ХН3А в составе коробки передач трактора «Беларус-1221». Зубчатое колесо, изготовленное из стали 20ХГНМБ, отработало полный цикл испытаний при максимальном контактном напряжении в полюсе зацепления 1700 МПа в объеме 340 ч без замечаний. Распределение микротвердости по толщине цементованного слоя показано на рис. 7, вид шестерни после испытаний приведен на рис. 8, а.

Зубчатое колесо, изготовленное из серийной стали 20ХН3А, отработало при том же режиме 300 ч и было преждевременно снято с испытаний вследствие прогрессирующего глубинного контактного выкрашивания. Распределение микротвердости по толщине цементованного слоя показано на рис. 7, вид шестерни после испытаний приведен на рис. 8, б.

Для цементации стали 20ХГНМБ на толщину слоя 1,25–1,35 мм при температуре 960 °С потребовалось 391 мин, а при температуре 1030 °С – 248 мин. В результате сокращения времени цементации снижается стоимость производства (сокращается расход газа и электроэнергии и др.) и повышается производительность при изготовлении цементованных деталей.

Годовой экономический эффект при снижении потребления электроэнергии от повышения температуры цементации до 1030 °С на вакуумном оборудовании фирмы «ModulTherm 7/1» составляет свыше 1,5 млрд. руб. в год.

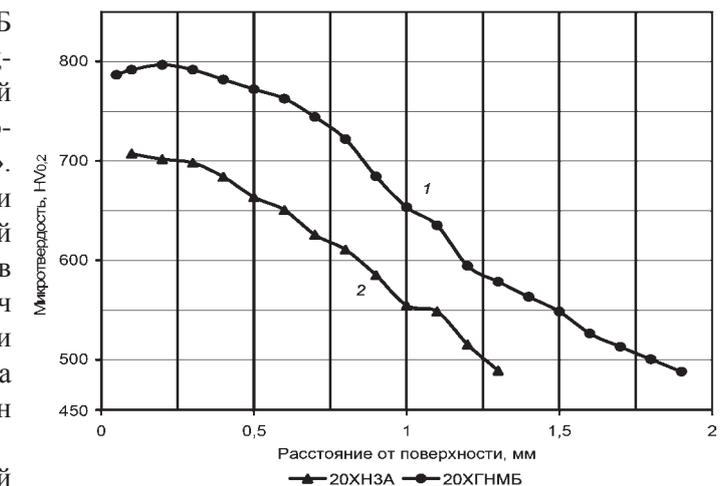


Рис. 7. Распределение микротвердости по толщине цементованного слоя зубчатых колес из стали 20ХГНМБ (1) и 20ХН3А (2) после ХТО на вакуумных печах «ModulTherm 7/1»

### Выводы

Технология вакуумной цементации с закалкой в среде инертных газов на линии «ModulTherm 7/1» является экономически выгодной с точки зрения роста производительности и обеспечивает годовую экономию энергетических ресурсов около 2 млрд. руб. в год по сравнению с химико-термической обработкой в безмуфельных агрегатах.

Более значительного увеличения производительности вакуумного оборудования и снижения энергозатрат можно достичь за счет повышения температуры цементации. Годовой экономический эффект от применения высокотемпературной цементации составляет свыше 1,5 млрд. руб. в год. Однако в этом случае необходимо использовать наследственно мелкозернистые марки сталей с добавками карбидо-

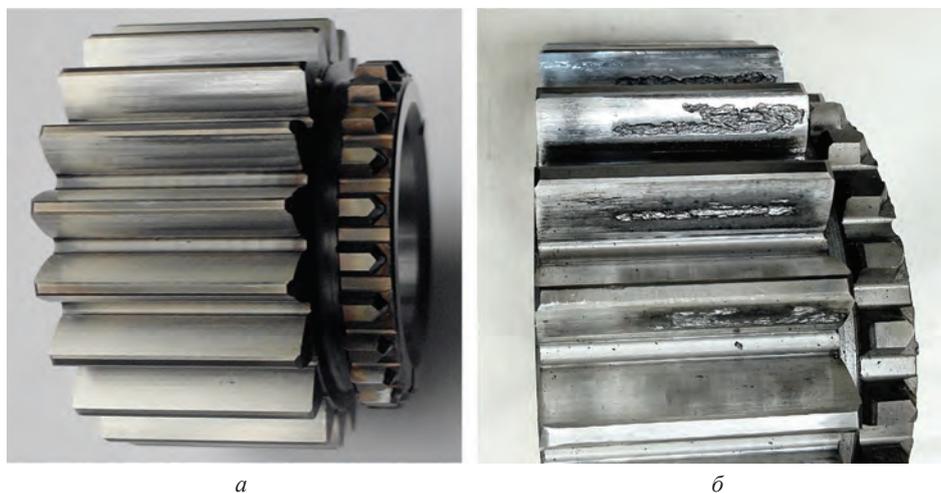


Рис. 8. Общий вид шестерни 112–1701351 из стали 20ХГНМБ (а) после стендовых испытаний в течение 340 ч; стали 20ХН3А (б) после стендовых испытаний в течение 300 ч

образующих элементов, например, ванадия, ниобия и др. Эффективность применения таких сталей заключается в возможности проведения высокотемпературной цементации без ухудшения эксплуатационных характеристик деталей.

### Литература

1. Руденко С. П. Контактная усталость зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / С. П. Руденко, А. Л. Валько. Минск: Беларуская навука, 2014. 126 с.
2. Цепов С. Н. Особенности науглероживания стали при вакуумной цементации // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1979. № 8. С. 50–54.
3. Усатый Ю. П. Вакуумная цементация стали 18ХГТ / Ю. П. Усатый, Э. Н. Мармер, С. Г. Мурованная, Ф. А. Палей, Л. И. Волкова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1977. № 11. С. 74–76.
4. Гончаров А. Г. Механические свойства сталей после вакуумной и газовой цементации / А. Г. Гончаров, Р. П. Уварова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1990. № 5. С. 10–12.
5. Цепов С. Н. Особенности структурообразования в приповерхностных слоях металла при вакуумной цементации / С. Н. Цепов, М. А. Криштал // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1983. № 5. С. 27–29.
6. Криштал М. А. Свойства сталей после высокотемпературной вакуумной цементации / М. А. Криштал, С. Н. Цепов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1980. № 6. С. 2–7.
7. Рожков И. И. Разработка оптимальных режимов термической обработки тяжело нагруженных деталей с переменным химическим составом: дис. ... канд. техн. наук. Нижний Новгород, 2009. 164 с.
8. Валько А. Л. Влияние вакуумной высокотемпературной цементации на величину зерна конструкционных сталей / А. А. Валько, С. П. Руденко, А. Н. Чичин // *Актуальные вопросы машиноведения*. 2014. Вып. 3. С. 343–346.
9. Повышение эффективности вакуумной цементации зубчатых колес тракторов «Беларус» / А. Н. Карась, И. В. Фирсов, А. Н. Чичин, А. А. Шипко, С. П. Руденко, А. Л. Валько // *Актуальные вопросы машиноведения*. 2015. Вып. 4. С. 313–316.
10. Металлографический реактив для выявления границ действительного зерна стали: пат. 14748, Республика Беларусь: МПК С 23 F 1/28 / А. Л. Валько, С. П. Руденко, А. А. Шипко, Е. И. Мосунов; заявитель Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси. № а20100154; заявл. 04.02.2010; опубл. 30.08.2011 // *Афицыйны бюл. / Вынаходства. Карасныя мадэлі. Прамысловыя узоры*. 2011. № 4. С. 109.

### References

1. Rudenko S. P., Valko A. L. *Kontaktynaya ustalost' zubchatykh koles transmissiy energonasyszhennykh mashin* [Contact fatigue of transmissions gearwheels of high-energy machines]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2014, 126 p.
2. Tsepov S. N. Osobennosti nauglerozhivaniya stali pri vakuumnoy tsementatsii [Features of carburizing steel during vacuum carburizing]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Physical metallurgy and heat treatment of metals*, 1979, no 8, pp. 50–54.
3. Usatyy Yu. P., Marmer E. N., Murovannaya S. G. i dr. Vakuumnaya tsementatsiya stali 18KHGT [Vacuum carburizing 18CrMnTi]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Physical metallurgy and heat treatment of metals*, 1977, no. 11, pp. 74–76.
4. Gonharov F. G., Uvarova R. P. Mehanicheskie svoystva staley posle vakuumnoy i gazovoy tsementatsii [Mechanical properties of steels after vacuum and gas carburizing furnace]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Physical metallurgy and heat treatment of metals*, 1990, no. 5, pp. 10–12.
5. Tsepov S. N., Krishtal M. A. Osobennosti strukturoobrazovaniya v poverhnostnykh sloyakh metalla pri vakuumnoy tsementatsii [Features structurization in subsurface layers of metal by vacuum carburizing]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Physical metallurgy and heat treatment of metals*, 1983, no. 5, pp. 27–29.
6. Krishtal M. A., Tsepov S. N. Svoystva staley posle vysokotemperaturnoy vakuumnoy tsementatsii [Properties of steels after high-temperature vacuum carburizing]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Physical metallurgy and heat treatment of metals*, 1980, no. 6, pp. 2–7.
7. Rozhkov I. I. *Razrabotka optimalnykh rezhimov termicheskoy obrabotki tyazhelonagruzhennykh detaley s peremennym himicheskim sostavom. Dis. ... Cand. tech. nauk* [Development of optimal modes of heat treatment of heavy parts with varying chemical composition]. *Cand. tech. sci. diss.* Nizhniy Novgorod, 2009, 164 p.
8. Valko A. L., Rudenko S. P., Chichin A. N. Vliyanie vakuumnoy vysokotemperaturnoy tsementatsii na velichinu zerna konstruktsionnykh staley [Influence of vacuum high-temperature carburizing on amount of grain structural steels]. *Aktualnye voprosy mashinovedeniya = Current issues of Engineering*, 2014, vol. 3, pp. 343–346.
9. Caras A. N., Firsov I. V., Chichin A. N., Shipko A. A., Rudenko S. P., Valko A. L. Povyschenie effektivnosti vakuumnoy tsementatsii zubchatykh koles traktorov Belarus [Enhancing the effectiveness of vacuum carburizing of tractors «Belarus» gears]. *Aktualnye voprosy mashinovedeniya = Current issues of Engineering*, 2015, vol. 4, pp. 313–316.
10. **Metallographic** reagent to identify the boundaries of the actual grain steel: *Patent* 14748, Republic of Belarus.



УДК 669.714

Поступила 16.05.2016

## ОСОБЕННОСТИ СФЕРОИДИЗИРУЮЩЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ЛИГАТУРАМИ НА ОСНОВЕ МЕДИ FEATURES OF SPHEROIDIZING MODIFICATION OF HIGH-STRENGTH CAST IRON WITH MASTER ALLOYS BASED ON COPPER

*А. С. КАЛИНИЧЕНКО, А. Г. СЛУЦКИЙ, В. А. ШЕЙНЕРТ, Р. Э. ТРУБИЦКИЙ\*, В. А. СТЕФАНОВИЧ, В. А. СМЕТКИН, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: akalnichenko@bntu.by, \*ОАО «Лидский литейно-механический завод», г. Лида, Гродненская обл., Беларусь, ул. Качана, 4*

*A. S. KALINICHENKO, A. G. SLUTSKY, V. A. SHEINERT, R. E. TRUBITSKY\*, V. A. STEFANOVICH, V. A. SMYETKIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave., E-mail: akalnichenko@bntu.by, \*OJSC «Lidsky foudry-mechanical plant», Lida city, Grodno Region, Belarus, 4, Kachana str.*

*Актуальным является повышение эффективности процесса модифицирования высокопрочного чугуна, что способствует улучшению его механических и эксплуатационных свойств. Для этих целей в практике используются различные магнийсодержащие лигатуры, в том числе «тяжелые» на основе меди и никеля. Анализ показал, что применение кусковых модификаторов на основе меди недостаточно эффективно из-за длительности растворения. С этой точки зрения интерес представляет скоростное литье, позволяющее производить модифицирующие лигатуры в виде плоских лент-чипсов, которые характеризуются малым временем растворения и низким пироэффектом.*

*Цель настоящей работы – исследование особенностей структурообразования в чугуне с шаровидным графитом при использовании различных сфероидизирующих лигатур на основе меди. Проведенные исследования показали, что переход от применения брикетированной формы лигатуры на основе меди и магния к «чипс-лигатуре» позволил повысить эффективность процесса модифицирования. Дальнейшее улучшение качества высокопрочного чугуна можно обеспечить за счет применения в «чипс-лигатуре» добавок нанодисперсного порошка оксида иттрия.*

*The increase of efficiency of modification process for ductile iron is topical, thereby increasing its mechanical and operational properties. For these purposes, in practice, various magnesium containing alloys are used, including «heavy» ones on the basis of Copper and Nickel.*

*The analysis has shown that the application of bulk inoculating alloys based on copper basis were not effectively due to long dissolution period. From this point of view, the interest is high-speed casting, allowing the production of inoculating alloys in the form of strips – chips that are characterized by a low dissolution time and low piroeffekt.*

*The aim of this work is to study the features of structure formation in nodular cast iron using different spheroidizing alloys based on copper. Studies have shown that the transition from the use of briquetted form alloys based on copper and magnesium to the «chips-inoculating alloys» allowed increasing the efficiency of the spheroidizing process.*

*Further improvement in the quality of ductile iron can be achieved by the use in «chip-inoculating alloys» additives of nano-sized yttrium oxide powder.*

**Ключевые слова.** Высокопрочные чугуны, сфероидизация, медно-магниевые лигатуры, «чипс-лигатура».

**Keywords.** High-strength cast iron, spheroidizing, copper-magnesium alloying alloys, «chips-inoculating alloy».

Высокопрочный чугун (ВЧ) является перспективным конструкционным материалом, поскольку его прочностные свойства превосходят свойства серого чугуна практически в 2 раза [1], что позволяет снизить стоимость изделий благодаря меньшей массе и уменьшить, например, на 30% массу двигателей [2]. При этом актуальным остается вопрос повышения механических и эксплуатационных свойств высокопрочного чугуна, используемого при создании конкурентоспособной продукции в машиностроении, а также разработка эффективных модификаторов [3]. Один из путей решения данной проблемы – использование более эффективных лигатур, обеспечивающих максимальное усвоение магния при минимальном расходе присадки, а также снижение пылегазовых выбросов в процессе сфероидизирующей

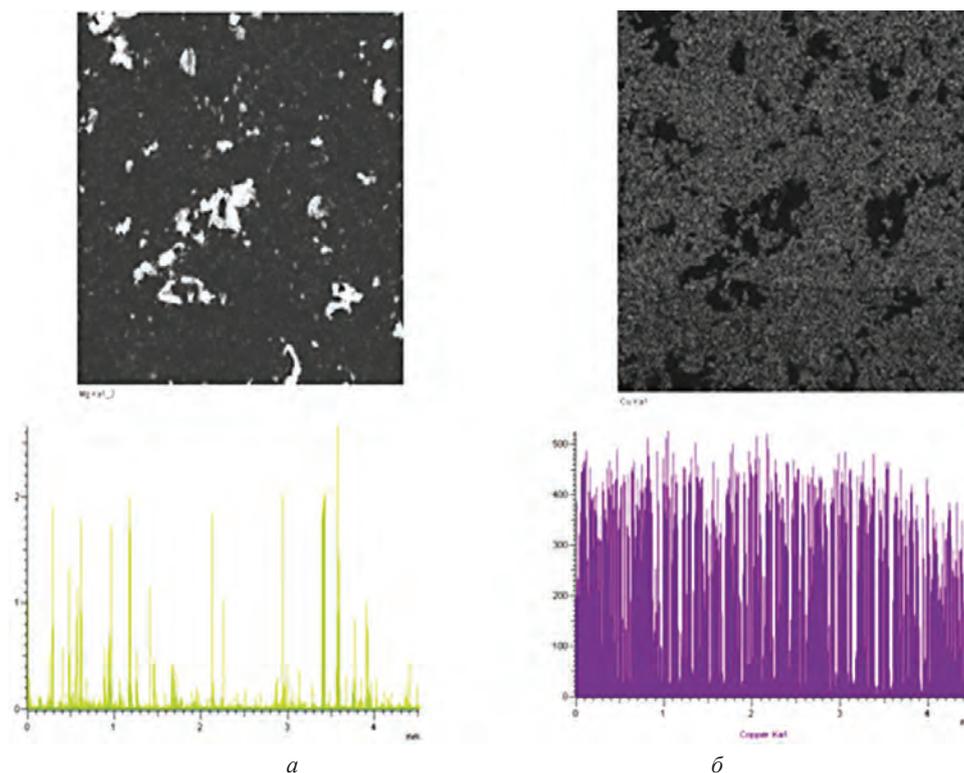


Рис. 1. Характер распределения магния (а) и меди (б) в брикетированной лигатуре (светлое поле – максимум концентрации)

обработки жидкого чугуна. Для этих целей в практике производства ВЧ используются различные магнийсодержащие лигатуры, в том числе «тяжелые» на основе меди и никеля.

Исследования процесса растворения лигатур для ВЧ, выполненные по разработанной методике [4], показали, что для каждого его состава существует определенная критическая температура, ниже которой усвоение расплавом чугуна резко снижается. Это служит сдерживающим фактором применение многих комплексных присадок, требующих повышенной температуры растворения. Для улучшения растворимости лигатуры в жидком чугуне был предложен «чипс-процесс» [5, 6], в котором лигатура формировалась в виде тонких лент (чипсов) при скоростной разливке на вращающийся барабан. Замена кусковой лигатуры сферической формы на пластинчатую позволила интенсифицировать процесс его растворения в виду малой толщины чипсов (менее 3 мм).

Кинетика растворения таких модификаторов в чугуне существенно отличается от растворения сферических частиц. Из-за малой толщины пластины быстро прогреваются, что резко сокращает инкубационный период растворения. Например, «чипс-модификатор» на основе ферросилиция обеспечивает при ковшевой обработке более полное усвоение магния (50–60%) по сравнению с классическим сэндвич-процессом. При этом длительность пироэффекта сокращается с 5–10 до 3–5 с и снижается объем выбросов в атмосферу. Таким образом, за счет изменения формы частиц сфероидизирующей лигатуры можно в широких пределах регулировать кинетику ее растворения при внепечной обработке чугуна [4].

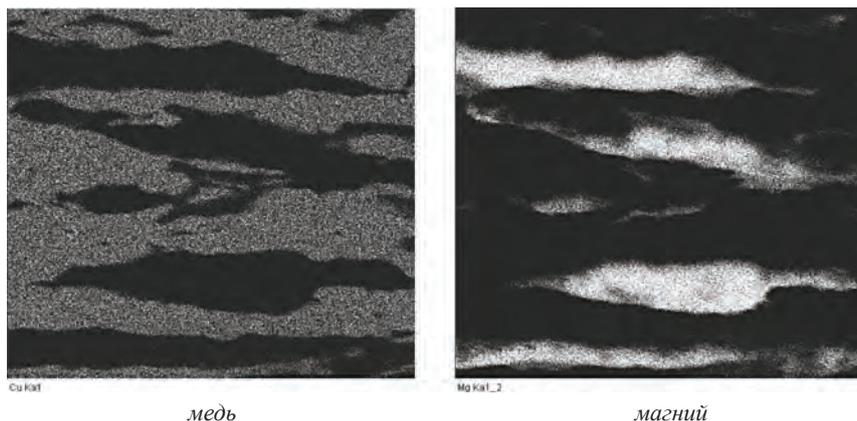
Целью настоящей работы является исследование особенностей структурообразования в чугуне с шаровидным графитом при использовании различных сфероидизирующих лигатур на основе меди.

В качестве объекта изучения использовали базовую лигатуру, содержащую порошок меди и магния в виде брикетов, а также пластин, изготовленных методом высокоскоростной ударной деформации. Кроме того, была исследована и опытная «чипс-лигатура», содержащая нанодисперсный порошок оксида иттрия [7].

С помощью сканирующего электронного микроскопа VEGA II LMU с микроанализатором INCA ENERGY350 были проведены микроструктурные исследования распределения элементов в образцах брикетированной лигатуры на основе меди и магния. Полученные результаты приведены на рис. 1.

Из рисунка видно, что компоненты в исследуемом образце брикетированной лигатуры распределены равномерно по объему.

На рис. 2 показано распределение меди и магния, а также форма структурных составляющих в аналогичной по составу лигатуре, но подвергнутой высокоскоростной ударной деформации («чипс-лигатура»).



медь

магний

Рис. 2. Характер распределения меди и магния по площади образца «чипс-лигатуры» (светлое поле – максимум концентрации)

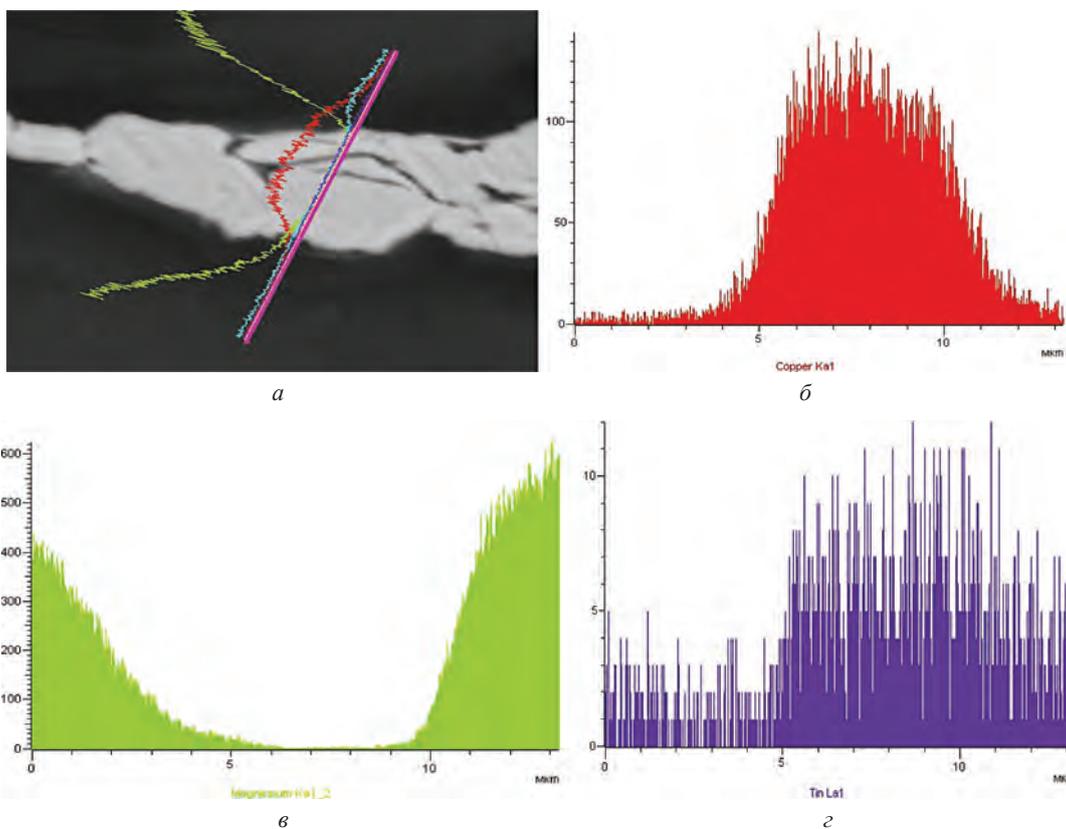


Рис. 3. Анализируемое сечение (а) и распределения меди (б), магния (в), иттрия (г) по сечению образца «чипс-лигатуры»

Из рисунка видно, что микроструктура образца характеризуется сильно деформированными структурными составляющими, которые имеют вытянутую форму с толщиной, не превышающей 20 мкм в поперечном сечении.

Характер распределения составляющих элементов по сечению образца «чипс-лигатуры» существенно отличается от брикетированного варианта (рис. 3).

Установлено, что оксид иттрия сосредоточен преимущественно в медной части лигатуры (белая область) и в незначительных количествах присутствует в магнии. Аналогичные исследования, проведенные на образцах брикетированной лигатуры, показали несколько иную картину (рис. 4). Из рисунка видно, что итрий распределен равномерно по объему как в медной, так и в магниевой компонентах лигатуры.

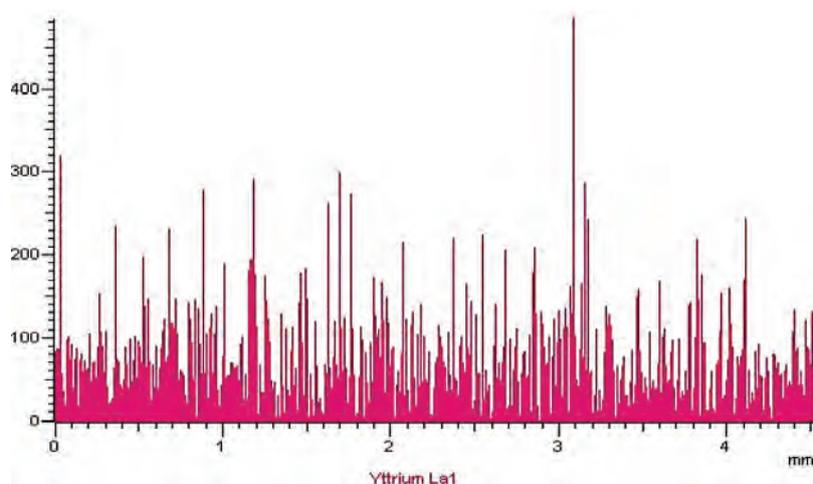


Рис. 4. Характер усредненного распределения иттрия в брикетированной лигатуре на основе меди и магния

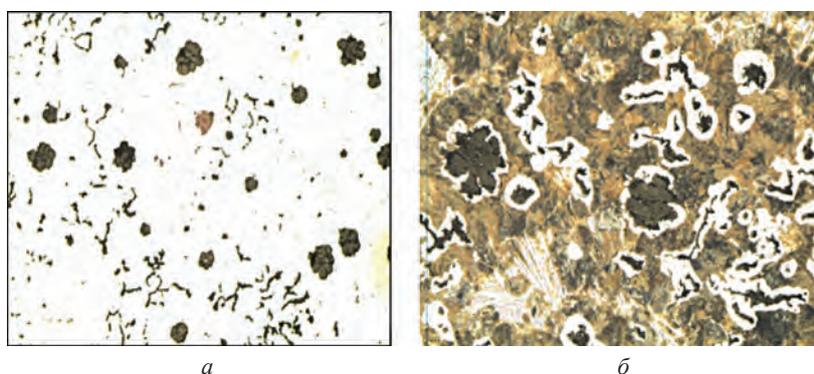


Рис. 5. Структура графита (а) и металлической основы (б) ВЧ, обработанного лигатурой на основе меди и магния в виде брикетов. а –  $\times 100$ ; б –  $\times 200$ , травлено

На следующем этапе работы были проведены сравнительные испытания лигатур при внепечной обработке чугуна с шаровидным графитом. Плавку чугуна осуществляли в индукционной тигельной печи ИСТ-006. В качестве основных шихтовых материалов использовали рафинированный доменный передельный чугун, стальной лом, что обеспечило получение в исходном расплаве минимальной концентрации серы. Для сфероидизирующей обработки чугуна применяли три варианта «тяжелой» лигатуры на основе меди и магния в виде брикетов диаметром 25 мм и толщиной 5 мм, пластин толщиной 1–2 мм, а также «чипс-лигатуру», содержащей дополнительно нанодисперсные частицы оксида иттрия. Присадки в количестве 0,8% вводили в ковш перед выпуском жидкого чугуна. После завершения обработки высокопрочный чугун разливали по литейным формам. Из полученных заготовок изготавливали образцы для изучения химического состава, механических свойств и микроструктуры. Результаты измерений приведены в таблице.

**Результаты химического анализа и механические свойства высокопрочного чугуна**

Вариант модифицирования	Химический состав, %						Твердость НВ	Предел прочности $\sigma_b$ , МПа
	C	Si	P	S	Cu	Mg		
Брикеты (Cu-Mg)	3,57	2,23	0,028	0,011	0,32	0,011	241	390
«Чипс-лигатура» (Cu-Mg)	3,63	2,14	0,038	0,012	0,51	0,019	266	456
«Чипс-лигатура» (Cu-Mg- Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	3,61	2,18	0,025	0,014	0,53	0,021	229	673

Установлено, что при обработке чугуна «тяжелой» лигатурой в виде брикетов процесс сфероидизации полностью не произошел по причине неэффективного растворения присадки и, в конечном итоге, ее частичным ошлаковыванием. Это подтверждается невысоким содержанием в чугуне меди и остаточного магния. Твердость полученного чугуна составила 241НВ, а прочность – 390 МПа. Металлографический анализ показал, что структура графита наряду с шаровидной формой имеет порядка 30% включений вермикулярного графита (рис. 5).

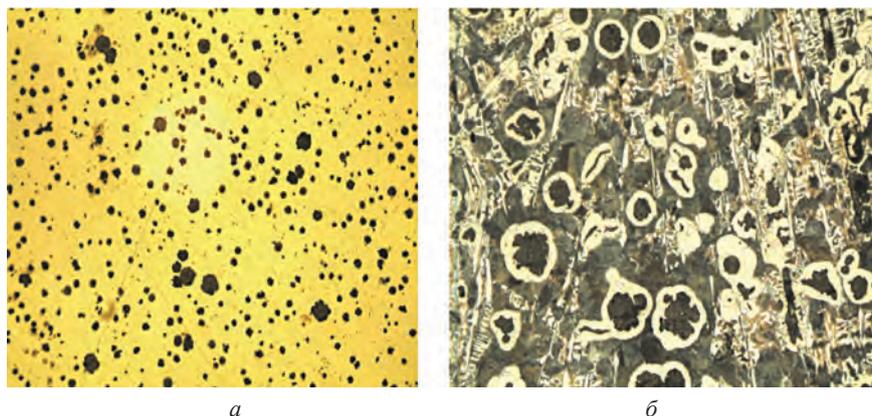


Рис. 6. Структура графита (*а*) и металлической основы (*б*) ВЧ, обработанного «чипс – лигатурой» на основе меди и магния. *а* –  $\times 100$ ; *б* –  $\times 200$ , травлено

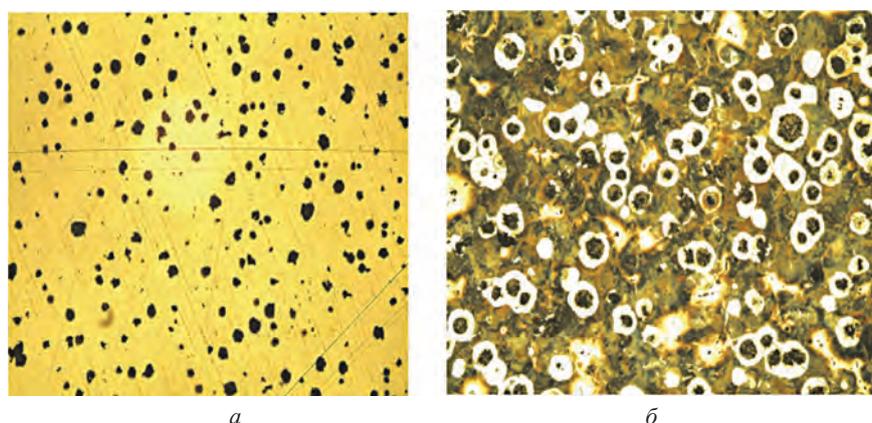


Рис. 7. Структура графита (*а*) и металлической основы (*б*) ВЧ, модифицированного «чипс- лигатурой» на основе меди и магния, содержащей в своем составе оксид иттрия. *а* –  $\times 100$ ; *б* –  $\times 200$ , травлено

Добавки лигатуры на основе меди и магния в виде пластин оказали заметное влияние на структуру и свойства высокопрочного чугуна. За счет более эффективного растворения присадки в чугуне повысилась концентрация меди и остаточного магния. При этом практически весь графит приобрел исключительно шаровидную форму (рис. 6, *а*).

Известно, что высокопрочные чугуны имеют склонность к переохлаждению и при определенных условиях в структуре может появиться цементитная фаза. В нашем случае после сфероидизирующей обработки высокопрочного чугуна вторичное графитизирующее модифицирование не проводили. В структуре металлической матрицы обнаружены включения эвтектического цементита, который хорошо виден на рис. 6, *б*. Это, в свою очередь отразилось на механических свойствах высокопрочного чугуна и особенно на твердости, которая составила 266НВ.

Добавки в состав «чипс-лигатуры» нанодисперсных частиц оксида иттрия оказали заметное влияние на характер формирования как графитной фазы, так и металлической основы сплава. В структуре улучшилась и стабилизировалась шаровидная форма графита (рис. 7, *а*). Металлическая основа сплава состоит из перлита и 20% феррита, при этом отсутствует цементитная фаза (рис. 7, *б*). Наличие в составе лигатуры оксида иттрия оказало не только графитизирующее воздействие на обработанный чугун, но и улучшило форму шаровидных включений графита в отливке. Все это обеспечило высокие механические свойства высокопрочного чугуна при оптимальной твердости.

Таким образом, сфероидизирующее модифицирование высокопрочного чугуна «чипс-лигатурой» на основе меди и магния, содержащей оксид иттрия, позволяет изменить характер распределения и форму шаровидного графита, исключить операцию вторичного графитизирующего модифицирования, повысить механические и улучшить технологические свойства сплава.

### Выводы

Проведенные исследования показали, что переход от применения брикетированной формы лигатуры на основе меди и магния к «чипс-лигатуре» позволил повысить эффективность процесса модифициро-

вания. Дальнейшее улучшение качества высокопрочного чугуна возможно обеспечить за счет применения в «чипс-лигатуре» добавок нанодисперсного порошка оксида иттрия. В этом случае при внепечной обработке высокопрочного чугуна возможно стабилизировать процесс сфероидизации графитной фазы, исключить операцию вторичного модифицирования, обеспечить высокие механические свойства сплава.

### Литература

1. **Rosseljong D.** Cast Iron vs. Ductile Iron Housing Material // EDOC1-12-004. <http://www.sumitomodrive.com/uploads/product/files/file-1283.pdf> Дата доступа 12.05.2016.
2. **Demirel C.** The application of high-strength cast irons (ADI – austempered ductile iron) in high-performance diesel engines – part 2 / C. Demirel, T. Behr, K. Weisskopf, R. Bösch, C. Gündisch // Foundry Trade Journal. November 2006. pp. 286–288.
3. **The process of high strength grey cast iron.** <http://www.slideshare.net/allenjo/the-process-of-high-strength-grey-cast-iron>. Дата доступа 12.05.2016.
4. **Леках С. Н.** Внепечная обработка высококачественных чугунов в машиностроении / С. Н. Леках, Н. И. Бестужев. Мн.: Наука и техника, 1992. 269 с.
5. **Калиниченко А. С.** «Чипс-процесс» модифицирования чугуна / А. С. Калиниченко, В. А. Шейнерт, С. Н. Леках, Д. Н. Худокормов // Литейное производство. 1991. № 2. С. 5–6.
6. **Sverdlin A.** «Chips»-Process for Cast Iron Inoculation / A. Sverdlin, S. Lekakh, A. Kalinichenko, V. Sheinert // Foundry Management & Technology. 1994. May. pp. 31–34.
7. **Калиниченко А. С.** Использование сфероидизирующей «Чипс»-лигатуры на основе меди, содержащей наноразмерные частицы оксида иттрия, для высокопрочного чугуна / А. С. Калиниченко, А. Г. Слущкий, В. А. Шейнерт, С. А. Ленкевич, А. Н. Белый // Литье и металлургия. 2016. № 1. С. 130–135.

### References

1. **Rosseljong D.** Cast Iron vs. Ductile Iron Housing Material // EDOC1–12–004. <http://www.sumitomodrive.com/uploads/product/files/file-1283.pdf>.
2. **Demirel C., Behr T., Weisskopf K., Bösch R., Gündisch C.** The application of high-strength cast irons (ADI – austempered ductile iron) in high-performance diesel engines – part 2. Foundry Trade Journal. November 2006, pp. 286–288.
3. **The process of high strength grey cast iron.** <http://www.slideshare.net/allenjo/the-process-of-high-strength-grey-cast-iron>.
4. **Lekakh S. N., Bestuzhev N. I.** *Vnechnaya obrabotka vysokokachestvennyh chugunov v machinostroenii* [Ladle refining of high-grade cast iron in machinery]. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1992. 269 p.
5. **Kalinichenko A. S., Sheinert V. A., Lekakh S. N., Khudokormov D. N.** «Chips-protses» modifitsirovaniya chuguna [«Chips-process» for modification of cast iron]. *Liteynoe proizvodstvo = Foundry production*, 1991, no. 2, pp. 5–6.
6. **Sverdlin A., Lekakh S., Kalinichenko A., Sheinert V.** «Chips»-Process for Cast Iron Inoculation. *Foundry Management & Technology*. 1994, May. pp. 31–34.
7. **Kalinichenko A. S., Slutsky A. G., Sheinert V. A., Lenkevich S. A., Bely A. N.** Ispol'zovanie sferoidizirugushey «Chips»-ligatury na osnove medi, soderzhashey nanorazmernye chastitsy oksida ittriya, dlya vysokoprochnogo chuguna [Application of spheroidizing «Chips»-master alloy on copper base containing nanoscale particles of Yttrium oxide for high-strength cast iron]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 1, pp. 130–135.



УДК 621.746

Поступила 15.03.2016

## ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА ВЕНТИЛЯЦИОННЫХ КАНАЛОВ СЛОЖНОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФОРМЫ

### FEATURES OF THE CALCULATION OF VENTILATION DUCTS OF COMPLEX METAL FORM

*М. В. КАМИНЕЦ, И. МИХАЙЛОВ, научный руководитель канд. техн. наук, доцент Т. В. МАТЮШИНЕЦ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: matushtv@bntu.by*

*M. V. KAMINETS, I. MIHAJLOV, scientific director T. V. MATJUSHINETS, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: matushtv@bntu.by*

*Предложена методика расчета вентиляционных каналов металлической формы. Показано, что использование САЕ-системы позволяет проводить расчеты вентиляционных каналов металлической формы для каждой отливки индивидуально, при этом учитывая как конфигурацию самой отливки, так и геометрию литниковой системы.*

*The method of calculating ventilation ducts metal mold. It is shown that the use of CAE-system allows calculations ventilation channels of metal mold for each casting individually, while taking into account both the configuration of the casting itself and the geometry of the gating system.*

**Ключевые слова.** Вентиляционные каналы. Металлическая форма. Отливка. САЕ-система. Конфигурация отливки.

**Keywords.** Ventilation ducts. The metal form. Casting. CAE-systems. Casting configuration.

Важнейшим этапом проектирования технологии получения кокильной отливки является выбор и расчет вентиляционных каналов металлической формы, позволяющих снизить содержание газовой фазы в металле. Проанализировав работы В. С. Серебро [1, 2] и А. И. Вейника [3] по расчету сечения вентиляционных каналов, можно сделать вывод, что предложенные методики основываются на ряде допущений и упрощений и не учитывают динамику заполнения металлом формы.

Учет динамики заполнения формы производится через массовую скорость заливки, которая принимается в зависимости от массы отливки, по номограмме, построенной на основе эмпирических данных. Таким образом, при выборе массовой скорости заливки учитывается только масса отливки, но не учитываются другие технологические параметры, определяющие характер и скорость заполнения формы жидким расплавом, а именно, конструкция и размеры сечений литниковой системы, конфигурация, размеры и положение отливки в металлической форме, а также теплофизические свойства огнеупорного покрытия металлической формы. Причем массовая скорость заливки принимается постоянной для всего периода заполнения формы, в то время как на практике она является функцией металлостатического напора.

Предлагается методика расчета вентиляционных каналов [4], включающая следующие этапы.

На первом этапе расчета проводится компьютерное моделирование технологического процесса получения отливки, позволяющее получить необходимые исходные данные для расчета вентиляционных каналов. Исходными данными для моделирования являются теплофизические свойства материала отливки и формы, трехмерная конструкция отливки и литниковой системы, начальные температуры металла и формы.

Результаты расчета визуализируются, а также формируются в виде числовых данных. Визуализация результатов моделирования позволяет получить реальную картину заполнения формы расплавом, скоростные поля потоков расплава, температурные поля расплава и формы. Данные по температурным и скоростным полям металла и формы, а также положению фронта движущегося расплава в различные моменты времени заполнения формы, полученные в результате компьютерного моделирования, компонуется в виде таблиц и являются исходными данными для расчета сечения вентиляционных каналов.

На втором этапе расчета по таблицам данных, полученных на этапе 1, проводится расчет сечения вентиляционных каналов для каждого момента времени процесса заполнения полости формы расплавом.

Расчет радиуса вентиляционных каналов производится по формуле Гагена-Пуазейля:

$$R_B = [8\mu_T a X_B / (\pi N_B)]^{1/4}, \quad (1)$$

где  $R_B$  – суммарный радиус вентиляционных каналов, м;  $m_T$  – динамический коэффициент вязкости газа при  $T \rightarrow T_{\text{зал}}$  ( $T_{\text{зал}}$  – температура заливки металла), Н·с/м<sup>2</sup>;  $X_B$  – длина вентиляционного канала, м;  $N_B$  – число вентиляционных каналов;  $a$  – обобщенная характеристика вентиляционной способности формы, м<sup>5</sup>/(Н·с):

$$a = d\Omega \left( p_1 + \frac{p_{1H}}{R_{\text{отл}}} \int_0^{X_2} q_{\text{уд}} dx \right) / \left[ dt(p_1 - p_{1H})p_1 \right], \quad (2)$$

где  $R_{\text{отл}}$  – толщина стенки отливки на момент времени  $t$ , м:

$$R_{\text{отл}} = \frac{\sum_{j=1}^3 \sum_{i=1}^n N_i}{3n},$$

где  $N_i$  – количество сеточных элементов в  $i$ -м сечении отливки на момент времени  $t$ ;  $n$  – число элементарных сечений отливки на момент времени  $t$ ;  $q_{\text{уд}}$  – объемная газотворная способность единицы объема облицовки, м<sup>3</sup>/м<sup>3</sup>;  $X_2$  – толщина стенки облицовки, м;  $\Omega(t)$  – функция изменения (свободной поверхности расплава) объема залитого металла (данные моделирования), м<sup>3</sup>:

$$\Omega(t) = V_i^{\text{мет}} - V_{i-1}^{\text{мет}},$$

где  $V_i^{\text{мет}}$ ,  $V_{i-1}^{\text{мет}}$  – соответственно объем, занимаемый металлом на текущем и предыдущем шаге расчета, м<sup>3</sup>;  $p_{1H}$  – начальное давление в полости формы, Н/м<sup>2</sup>;  $t$  – текущий момент времени, с;  $p_1$  – давление газа в полости формы на момент времени  $t$ , Н/м<sup>2</sup>:

$$p_1 = \frac{p_{1H} V_{1H} T_1}{T_{1H} V_1} - \pi R_B^2 t \sqrt{2\rho_{1H} V_{1H} R^2 T_1^2 \left( \frac{p_{1H} V_{1H}}{V_1^4} - \frac{p_{\text{ср}}}{V_1^3} \right)}, \quad (3)$$

где  $\rho_{1H}$  – плотность газа в полости формы до начала движения металла, кг/м<sup>3</sup>;  $V_{1H}$  – объем воздуха в полости формы до начала движения металла, м<sup>3</sup>;  $T_{1H}$  – температура в полости формы до начала движения металла, К;  $V_1$  – объем воздуха в полости формы на момент времени  $t$  с начала движения металла (данные моделирования), м<sup>3</sup>;  $T_1$  – температура в полости формы на момент времени  $t$  с начала движения металла (данные моделирования), К;  $R$  – газовая постоянная, Н·м/(кг·К);  $p_{\text{ср}}$  – давление в окружающей среде, Н/м<sup>2</sup>;  $\pi$  – число пи.

Для расчета параметра  $a$  (характеристика вентиляционной способности формы) используются данные таблиц.

Расчет вентиляционных каналов металлической формы производится пошагово, в связи с тем что давление газа в полости формы не является постоянным в течение всего процесса заполнения формы, а меняется в зависимости от конфигурации отливки, температуры металла, скорости изменения свободной поверхности расплава. Расчет выполняется во временном интервале от момента начала поступления металла в форму до окончания заполнения формы. Параметры для расчета берутся из таблиц данных для каждого момента времени.

В качестве расчетного сечения вентиляционных каналов принимается максимальное сечение, полученное на  $i$ -м шаге расчета.

**Расчет по классической методике.** Объем полости формы – 0,002 м<sup>3</sup>. Массовая скорость заливки – 1,42 кг/с. Материал отливки – СЧ20. Начальная температура формы – 250 °С. Коэффициент материала отливки – 1,5. Температура заливки – 1350 °С. Средняя толщина стенки – 10 мм. Металлическая форма без покрытия  $q_{\text{уд}} = 0$ . Динамический коэффициент вязкости газа –  $m_{\text{TH}} = 2 \cdot 10^{-5}$  Н·с/м<sup>2</sup>. Длина вентиляционного канала  $X_B = 200$  мм.

В результате имеем

$$a = m \left( 1 + \frac{1}{R_{пр}} \int_0^{x_2} q_{уд} dx \right) / (\gamma_0 K) = 1,42 / (1,5 \cdot 7,1) = 0,133 \cdot 10^{-6} \text{ м}^5 / (\text{Н} \cdot \text{с}).$$

По зависимости Гагена-Пуазейля:

$$R_B = [8\mu_r a X_B / (\pi N_B)]^{1/4} = [8 \cdot 2 \cdot 10^{-5} \cdot 0,133 \cdot 10^{-6} \cdot 0,2 / 3,14]^{1/4} = 3,37 \text{ мм}.$$

**Расчет по предлагаемому методу.** По итогам визуализации результатов математического моделирования заполнения полости формы расплавом были выделены места установки вентиляционных каналов, а также получены данные для 10 циклов расчета (табл. 1).

Таблица 1. Данные системы математического моделирования для расчета сечения вентиляционных каналов

Шаг	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$T_1, \text{K}$	523	545,717	559,926	576,359	595,769	619,369	649,268	689,648	750,738	871,011
$V_1, \text{м}^3$	0,00018	0,00015	0,00012	0,0001	0,00008	0,00006	0,00004	0,00002	0,00001	0
$p_1, \text{Н/м}^2$	11589,4	12680,4	14031,4	15756,2	18050,9	21289,2	26294,9	35390,3	59533,3	10000
$R_{отл}(t), \text{мм}$	12,3612	11,7431	11,2487	11,0015	10,507	10,2598	10,0126	9,7653	9,2709	8,6528
$\Omega(t), \text{м}^3$	0,00003	0,00003	0,00003	0,00002	0,00002	0,00002	0,00002	0,00001	0,00001	0,00001

В табл. 2 приведены значения радиуса вентиляционных каналов, полученные в результате решения системы уравнений (1)–(3).

Таблица 2. Расчетное значение радиуса вентиляционных каналов для каждого шага

Шаг	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$R_B, \text{мм}$	0,5172	0,5534	0,6296	0,6854	0,7557	0,8324	0,9418	2,1364	5,1494	0,5368

Выбираем из рассчитанных значений оптимальное сечение вентиляционных каналов. В нашем случае максимальное значение радиуса вентиляционных каналов на 9-м шаге расчета составляет 5,15 мм.

Использование САЕ-системы для моделирования позволяет производить расчеты вентиляционных каналов для каждой отливки индивидуально, учитывая как конфигурацию самой отливки, так и геометрию литниковой системы.

### Литература

1. **Серебро В. С.** Основы теории газовых процессов в литейной форме. М.: Машиностроение, 1991. 208 с.
2. **Серебро В. С.** Опыт расчетов с помощью ЭВМ газового режима кокиля / В. С. Серебро, Э. А. Коган // Технология и оборудование литейного производства. Отечественный опыт. Сер. 4. Экспресс-информация. М.: ВНИИТЭМР. 1985. № 11. С. 9–16.
3. **Вейник А. И.** Кокиль. Минск: Наука и техника, 1972. 352 с.
4. **Об использовании методов численного моделирования при расчете вентиляционных отверстий кокилей / А. Н. Чичко, Т. В. Матюшинец, С. Г. Лихоузов, В. Ф. Соболев // Литейное производство. 2008. № 2. С. 40–43.**

### References

1. **Serebro V. S.** *Osnovy teorii gazovyh processov v liteynoj forme* [Basic theory of gas processes in the mold]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1991, 208 p.
2. **Serebro V. S., Kogan Je. A.** Opyt raschetov s pomoshh'ju JeVM gazovogo rezhima kokilja [Experience using computer calculations with the gas regime of the mold]. *Tehnologija i oborudovanie litejnogo proizvodstva. Otechestvennyj opyt* [Technology and equipment foundry. National experience]. Seriya 4, Jekspress-informacija, Moscow, VNIITJeMR Publ., 1985, no.11, pp. 9–16.
3. **Vejniki A. I.** *Kokil'* [Chill]. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1972, 352 p.
4. **Chichko A. N., Matjushinets T. V., Lihouзов S. G., Sobolev V. F.** Ob ispol'zovanii metodov chislenного modelirovaniya pri raschete ventiljacionnyh otverstij kokilej [The use of numerical simulation methods for calculating the vents molds]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2008, no. 2, pp. 40–43.



УДК 539.2 + 539.3

Поступила 19.04.2016

## ОПЫТ И ПЕРСПЕКТИВЫ МАГИСТЕРСКОЙ ПОДГОТОВКИ ИНЖЕНЕРНЫХ КАДРОВ В ОБЛАСТИ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

## EXPERIENCE AND PROSPECTS OF MASTER'S DEGREE TRAINING OF ENGINEERING STAFF IN THE FIELD OF METALLURGICAL SCIENCE

*В. М. КОНСТАНТИНОВ, Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65, тел. (+375 17) 292 81 85, e-mail: v\_m\_konst@mail.ru*

*V. M. KONSTANTINOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave., tel. (+375 17) 292 81 85, e-mail: v\_m\_konst@mail.ru*

*В статье проанализирован опыт подготовки магистров техники и технологий на кафедре «Материаловедение в машиностроении». Подчеркнута эффективность практико-ориентированной магистратуры для инженерных кадров машиностроительных и металлургических предприятий. Предложены некоторые пути повышения эффективности магистерской подготовки инженерных специалистов в области металловедения и термической обработки. Обоснована необходимость более активного взаимодействия в период выполнения магистерской диссертации с инженерными службами предприятия. Особо подчеркнута необходимость доминирования потребностей предприятия при магистерской подготовке.*

*Предложен алгоритм взаимодействия кафедры и инженерно-технической службы предприятия при обучении заводского специалиста в заочной практико-ориентированной магистратуре.*

*The experience of training for MBA in engineering and technologies for specialties "Materials Science in Mechanical Engineering" at the department was analyzed. Efficiency of the practical-focused Master's degree program for engineering staff of the machine-building and metallurgical enterprises was emphasized. Some ways to increase efficiency of master training of engineering experts in the field of metallurgical science and heat treatment are offered. Need of more active interaction with engineering services of the production enterprise during implementation of the master thesis was proved. Need of domination of requirements of the production enterprise is highlighted in master preparation program.*

*The algorithm of interaction of department and technical service of the production enterprise during training of the factory expert in the correspondence practical-focused Master's degree program is offered.*

**Ключевые слова.** *Магистерская подготовка, инженерные кадры, металловедение.*

**Keywords.** *Master's degree program, engineering staff, metallurgical science.*

В современном конкурентном, динамично развивающемся мире технические знания устаревают чрезвычайно быстро. Вчерашний высокий технический уровень продукции сегодня становится уже не актуален. Повышение конкурентоспособности, снижение себестоимости и улучшение качества выпускаемой продукции во многом определяются наличием высококвалифицированных, постоянно повышающих свою квалификацию, инженерных кадров. Традиционная подготовка таких кадров на уровне ВУЗа сегодня – это только первая ступень в подготовке эффективных инженерных кадров высокой квалификации. Для подготовки специалистов такого уровня широко используют различные формы повышения квалификации, том числе магистратуру.

Магистратура традиционно является эффективной формой подготовки научно-педагогических кадров для системы высшего образования и научных учреждений Беларуси. Речь идет о научно-педагогической магистратуре. Обучение в магистратуре позволяет выполнить своеобразную подготовительную работу для последующего успешного обучения в аспирантуре и защите кандидатской диссертации. На кафедре «Материаловедение в машиностроении» БНТУ более 10 лет ведется подготовка по следующим специальностям научно-педагогической магистратуры: 1-42 80 01 «Металлургия» и 1-36 80 04 «Обработка конструкционных материалов в машиностроении» (табл. 1). Обучение проводится по очной (1 год) и заочной (1,5 года) формам обучения. Современный уровень развития материаловедения, бурное

Таблица 1. Тематика ряда магистерских диссертационных работ, выполненных на кафедре в 2009–2014 гг. по специальностям научно-педагогической магистратуры

Тема диссертации	Научный руководитель, магистрант	Срок выполнения	Базовая организация
Исследование особенностей структурообразования и окисления поверхности в процессе изготовления поковок при печном и индукционном нагреве	Проф. П. С. Гурченко, А. С. Гуринович	2009–2010 гг.	ОАО «МАЗ»
Влияние термической обработки на структурное состояние углеродистой стали после плазменного воздействия	Проф. Ю. В. Соколов, О. И. Назарова	2009–2010 гг.	ФТИ НАН Беларуси
Исследование влияния химико-термической обработки на показатели стойкости инструмента в условиях МТЗ	Проф. М. В. Ситкевич, Н. Н. Минаковская	2010–2011 гг.	ОАО «МТЗ»
Формирование структуры и свойств низкоуглеродистых сталей при скоростном нагреве	Проф. Ю. В. Соколов, А. А. Кирильчик	2010–2011 гг.	ФТИ НАН Беларуси
Поиск путей повышения эффективности диффузионного цинкования стальных деталей в порошковых насыщающих средах	Проф. В. М. Константинов, И. А. Булойчик	2010–2011 гг.	БНТУ
Структурные превращения в высокоуглеродистой стали в процессе непрерывной термической обработки проволоки	Доц. В. А. Стефанович, А. Ю. Серегин	2010–2011 гг.	ОАО «БМЗ»
Исследование прокаливаемости цементованных слоев конструкционных низколегированных сталей	Проф. В. М. Константинов, Н. П. Тимошенко	2010–2011 гг.	ОИМ НАН Беларуси
Исследование оксидных пленок алюминия с высокой теплопроводностью, полученных методом высоковольтного электрохимического оксидирования	Проф. Ю. В. Соколов, А. А. Паршуту	2010–2011 гг.	ФТИ НАН Беларуси
Исследование влияния ультразвукового воздействия на структуру и свойства термообработанных конструкционных сталей	Проф. В. М. Константинов, М. В. Медведева	2010–2011 гг.	БНТУ
Исследование путей понижения порога хладноломкости горячекатаных труб для условий БМЗ	Проф. В. М. Константинов, А. И. Галимский	2011–2012 гг.	ОАО «БМЗ»
Исследование путей повышения стойкости прошивных оправок производства ОАО «Завод Легмаш»	Проф. В. М. Константинов, А. И. Удот	2011–2012 гг.	ОАО «БМЗ»
Исследование и разработка технологических приемов индукционной термической обработки длинномерных деталей	Проф. В. М. Константинов, А. И. Рысенков	2011–2012 гг.	ОАО «САЗ»
Исследование процессов диффузионного насыщения через жидко-металлическую среду коррозионно-стойких сталей	Доц. В. А. Стефанович, О. С. Белько	2011–2012 гг.	БНТУ
Исследование процессов индукционной термообработки тел вращения из конструкционных низколегированных сталей в условиях ОАО «Амкор»	Проф. В. М. Константинов, О. В. Зданович	2012–2013 гг.	ОАО «Амкадор»
Исследование дефектов бесшовных горячекатаных труб производства ОАО «БМЗ»	Проф. В. М. Константинов, Н. А. Ходосовская	2012–2013 гг.	ОАО «БМЗ»
Повышение качества вакуумных покрытий упрочнением стальной подложки	Проф. В. М. Константинов, А. В. Ковальчук	2012–2013 гг.	БНТУ
Изучение процессов ионно-плазменного азотирования стальных элементов ходовой части самосвалов «БелАЗ»	Проф. В. М. Константинов, В. В. Былицкий	2012–2013 гг.	ОАО «БелАЗ»
Повышение износостойкости деталей технологического тракта кормоуборочного комбайна	Доц. В. Г. Дашкевич, А. А. Серафимович	2012–2013 гг.	ОАО «Гомсельмаш»
Повышение качества цинковых покрытий методом горячего цинкования в условиях ГП «Конус»	Ст. н. с. Л. А. Астреко, А. А. Конон	2012–2013 гг.	ГП «Конус», г. Лида
Исследование влияния добавок терморасширенного графита на свойства пластичных смазок	Проф. В. И. Жорник, А. В. Крыжнев	2013–2014 гг.	ОИМ НАН Беларуси
Исследование химико-термической обработки сталей в кипящем слое	Проф. В. М. Константинов, А. Н. Дробов	2013–2014 гг.	БНТУ
Исследование влияния структуры и свойств диффузионно-легированных слоев на фрикционную искробезопасность	Доц. В. Г. Дашкевич, А. А. Бакиновский	2013–2014 гг.	НИИ пожарной безопасности МЧС
Изучение ионно-плазменного азотирования тяжелонагруженных деталей карьерной техники	Проф. В. М. Константинов, К. Б. Перейра	2013–2014 гг.	ОАО «БелАЗ»

развитие нанотехнологий и материалов настоятельно потребовало расширения глубины понимания магистрантами физической и химической сути процессов, имеющих место при получении, обработке и использовании новых материалов. Речь идет в первую очередь о более глубоком понимании как механизмов превращений в сталях и сплавах, так и связей между получаемой структурой и конечными свойствами. Для этого были разработаны интерактивные спецкурсы. В конечном итоге, магистранты и аспиранты получают новые систематизированные знания как о механизмах структурообразования в современных материалах при их синтезе и обработке, так и о механизмах формирования свойств [1]. Опыт обучения и подготовки более 25 диссертаций (2007–2015 гг.) свидетельствует об эффективности обсуждаемой магистратуры. Ряд магистрантов, почувствовав «вкус» к научной работе в магистратуре, впоследствии связали свою судьбу с научно-технической деятельностью. Они активно занимаются научно-исследовательскими работами, обучаются в аспирантуре БНТУ или аспирантуре институтов НАН Беларуси [2].

В процессе этой работы однако были установлены некоторые проблемные моменты. В ряде случаев специфика производственной деятельности магистранта диктовала необходимость решения утилитарных производственных задач, при этом традиционная исследовательская компонента сводилась к минимуму. Кроме того, необходимость обязательной сдачи кандидатских экзаменов в научно-педагогической магистратуре для заводского инженерно-технического работника не всегда является оправданной, но затраты на эту работу велики. Стало очевидно, что магистерская подготовка производственного специалиста имеет несколько иные цели, чем будущего научно-педагогического работника. Поэтому и содержание этой подготовки должно быть соответственно скорректировано для решения научно-производственных задач и подготовки специалиста для фирменной заводской науки. Речь идет о двух различных магистратурах: научно-педагогической и практико-ориентированной [3]. Результатом этого понимания стала острая необходимость организации подготовки в рамках практико-ориентированной магистратуры.

За последние годы совместными усилиями кафедр механико-технологического факультета БНТУ (руководитель: д-р техн. наук, проф. Б. М. Немененок) открыта подготовка в магистратуре с углубленной подготовкой специалистов (практико-ориентированная магистратура) по специальности 1-42 81 01 «Металлургические технологии повышения конкурентоспособности продукции» [4]. Базовыми специальностями для магистерской подготовки по специальности 1-42 81 01 являются следующие:

- 1-36 01 01 – Технология машиностроения.
  - 1-36 01 02 – Материаловедение в машиностроении.
  - 1-36 01 04 – Оборудование и технологии высокоэффективных процессов обработки материалов.
  - 1-36 01 05 – Машины и технология обработки материалов давлением.
  - 1-36 01 06 – Оборудование и технология сварочного производства.
  - 1-36 02 01 – Машины и технология литейного производства.
- Группа специальностей 42 01 «Металлургия» и др.

Если специальность поступающих не соответствует перечисленным выше, то они сдают дополнительный экзамен по общей металлургии в объеме программы университетского курса. Зачисление проводится по результатам сдачи вступительного экзамена по специальности. Экзамен в 2016 г. будет проходить ориентировочно в первой половине июля.

Обучение в магистратуре по специальности 1-42 81 01 проводится по очной (1 год) и заочной (1,0–1,5 года) формам обучения. Как правило, тематика магистерской диссертации тесно связана с профессиональной деятельностью обучающегося (инженера) и направлена на совершенствование действующих и разработку новых энерго- и ресурсосберегающих упрочняющих технологий. Ежегодно 5–10 производственных специалистов повышают свою квалификацию в рамках магистратуры кафедры. За последние годы таким образом повысили свою квалификацию специалисты МАЗ, МПЗ, МТЗ, БМЗ, БелАЗ и ряда других организаций (табл. 2). Развитие этой магистратуры привело к пониманию, что наиболее эффективной является заочная форма обсуждаемой магистратуры. В настоящее время девять выпускников кафедры работают над магистерскими диссертациями в рамках заочной практико-ориентированной магистратуры (табл. 3).

Существенно не только приобретение современных знаний, но и решение конкретных технических задач предприятия или организации. Магистрант, не только и не столько изучает техническую информацию, но разрабатывает нужные предприятию технические решения и при этом повышает свою инженерную квалификацию. В этот период, являясь по сути сотрудником кафедры, магистрант имеет возможность эффективно консультироваться с профессорами и доцентами кафедры по различным техническим

**Таблица 2. Тематика ряда магистерских диссертационных работ, выполненных на кафедре в 2013–2015 гг. по специальности с углубленной подготовкой специалистов (практико-ориентированная магистратура) 1-42 81 01 «Металлургические технологии повышения конкурентоспособности продукции»**

Тема диссертации	Научный руководитель, магистрант	Срок выполнения	Базовое предприятие
Исследование и испытания пластичной смазки МС-1000 в условиях ОАО «МАЗ»	Проф. П. С. Гурченко, С. А. Таран	2013–2014 гг.	ОАО «МАЗ»
Влияние режима газового азотирования на структуру и работоспособность штамповой оснастки, используемой для экструзии литейных алюминиевых сплавов	Проф. В. А. Кукареко, М. Г. Сафонов	2013–2014 гг.	СООО «АлюминТехно»
Исследование металловедческих аспектов освоения производства бесшовных горячекатаных труб нефтегазового сортамента с повышенной стойкостью к сероводородной и бактериальной коррозии в условиях ОАО «БМЗ	Проф. В. М. Константинов, И. А. Ковалева	2013–2014 гг.	ОАО «БМЗ»
Исследование причин хрупкого разрушения термоупрочненного проката в условиях ОАО «БМЗ».	Доц. Э. П. Пучков, Е. С. Овчинников	2013–2014 гг.	ОАО «БМЗ»
Исследование процессов роста аустенитного зерна при цементации зубчатых колес в условиях ОАО «МТЗ»	Доц. В. А. Стефанович, М. С. Галах	2013–2014 гг.	ОАО «МТЗ»
Разработка импортозаменяющей насыщающей смеси для термодиффузионного цинкования	Проф. В. М. Константинов, М. И. Богданчик	2014–2015 гг.	ОАО «Завод Ветразь»
Исследование процессов термодиффузионного цинкования на изменение механических свойств деталей машиностроения	Проф. П. С. Гурченко, И. А. Ковшик	2014–2015 гг.	ОАО «МАЗ»
Исследование возможности изготовления шестерен из углеродистых сталей с упрочнением объемно-поверхностной закалкой с индукционного нагрева в условиях ОАО «МПЗ»	Проф. П. С. Гурченко, А. И. Сосинович	2014–2015 гг.	ОАО «МПЗ»
Исследование и производственное апробирование процессов ХТО для повышения стойкости инструмента заводской номенклатуры	Проф. М. В. Ситкевич, А. В. Ильеня	2014–2015 гг.	Гомельский завод «СИИТО»
Теоретические и экспериментальные исследования особенностей изменения структуры и свойств в металлоизделии при эксплуатации промышленных объектов	Доц. В. Г. Дашкевич, О. Л. Синкевич	2014–2015 гг.	ОАО «Белэнергогорметналадка»
Анализ эффективности термоупрочняющих технологий при изготовлении деталей зубчатых передач с использованием различных видов термического оборудования	Проф. М. В. Ситкевич, С. С. Швед	2014–2015 гг.	ОАО «МТЗ»
Исследование структурообразования наплавленных покрытий, полученных из композиционных электродов с гальваническими покрытиями	Доц. В. А. Стефанович, Ю. А. Гарнашевич	2014–2015 гг.	БНТУ
Исследование возможности изготовления деталей подшипника из углеродистой стали с упрочнением объемно-поверхностной закалкой с индукционного нагрева в условиях ОАО «МПЗ»	Проф. П. С. Гурченко, Д. М. Жириков	2014–2015 гг.	ОАО «МПЗ»
Исследование процесса нагрева проволоочной заготовки с покрытиями различной степени черноты	Доц. В. А. Стефанович, Ю. А. Роговая	2014–2015 гг.	ОАО «БМЗ»

**Таблица 3. Тематика ряда магистерских диссертационных работ, выполняемых на кафедре в 2016 г. по специальности 1-42 81 01**

Тема диссертации	Научный руководитель, магистрант	Место работы магистранта
Совершенствование термических процессов упрочнения деталей большегрузных автомобилей	Доц. В. А. Стефанович, А. А. Лайко	ОАО «БелАЗ», г. Жодино
Повышение качества сварных соединений из специальных сталей	Доц. В. Г. Дашкевич, М. Э. Лушик	ОАО «Союзпромонтаж», г. Гродно
Исследование и разработка технологии поверхностной закалки внутренних поверхностей деталей автотехники	Проф. П. С. Гурченко, А. Ю. Савич	ОАО «МЗКТ», г. Минск
Разработка технологических рекомендаций для повышения качества метизной продукции	Проф. В. М. Константинов, Ю. И. Чепаченко	ОАО «РМЗ», г. Речица
Повышение долговечности инструментальной оснастки методами ХТО	Проф. М. В. Ситкевич, А. С. Коротков	ОАО «МТЗ», г. Минск
Совершенствование технологических процессов упрочнения деталей авиатехники из титановых сплавов	Проф. В. А. Кукареко, А. Ю. Шевцов	ОАО «558 АРЗ», г. Барановичи
Исследование и разработка технологии упрочнения деталей авиатехники из цветных сплавов	Проф. В. А. Кукареко, А. И. Люцкевич	
Изучение причин низкой стойкости прошивных оправок и разработка технологических рекомендаций по повышению их долговечности	Проф. Н. И. Иваницкий, Н. В. Сорокин	ОАО «Завод Легмаш», г. Орша



Рис. 1. Декабрь 2014 г. По итогам защиты степень магистра техники и технологий была присвоена: слева направо: инженеру-конструктору УГК Минского автомобильного завода С. А. Тарану, заместителю начальника термического цеха Минского подшипникового завода А. В. Крыжневу, магистранту кафедры «Материаловедение в машиностроении» БНТУ гражданину Перу Перейра Куакиру Бенджамину, инженеру-технологу Минского тракторного завода М. С. Галаху, инженеру-технологу Белорусского металлургического комбината Е. С. Овчинникову, инженеру ЗАО «Алюмотех» РБ М. Г. Сафонову

вопросам. Интересен опережающий карьерный рост ряда магистрантов еще до защиты диссертации. Острый дефицит на предприятиях квалифицированных инженеров-материаловедов этому способствует (рис. 1).

За последние годы на кафедре отработан определенный алгоритм организации работы над магистерской диссертацией:

1. Подбор профессионально пригодного выпускника кафедры и мотивация его для выполнения магистерской диссертации. Ежегодно 20–30% выпускников кафедры поступают в магистратуру.

2. Подбор тематики диссертации по возможному профилю работы, часто по научному профилю руководителя.

3. Формирование плана приема в магистратуру проводится под конкретных выпускников кафедры. В настоящее время преимущественно практикуется бюджетная форма обучения.

4. Выполнение и защита диссертации на кафедре с практическим внедрением или элементами практической направленности. Авторитетная Государственная экзаменационная комиссия внимательно анализирует результаты выполнения диссертации (рис. 2).

Наряду с положительным опытом подготовки научно-технических кадров следует отметить ряд проблемных вопросов. Степень взаимодействия с предприятиями по подбору специалистов для магистерской подготовки и последующего выполнения работы недостаточна. Отсутствует согласованный механизм выделения бюджетных мест для производственных работников в магистратуру заочной формы обучения. Наличие госзаказа на магистерскую подготовку производственных специалистов позволит существенно расширить возможности эффективного совместного решения научно-технических проблем и активно использовать вузовские возможности для индивидуального повышения квалификации конкретных заводских специалистов. Вышеуказанный алгоритм организации работы над магистерской диссертацией должен быть существенно скорректирован. Оптимальной представляется следующая последовательность работы:

1. Подбор инженерно-технического сотрудника предприятия **заводской кадровой службой**. Далеко не всегда это должен быть молодой, только что распределенный специалист. Видимо, более эффективным будет вариант выполнения диссертации специалистом, имеющим определенный производственный опыт.

2. Формирование тематики диссертационной работы по **научно-производственной потребности** завода. Согласование тематики с профилирующей кафедрой университета. Потребности предприятия должны доминировать над научным направлением кафедры.

3. Формирование плана приема в **магистратуру по заявкам предприятий**.

4. Выполнение диссертации при **двойном руководстве**: от предприятия и университета.

5. Защита диссертации при **участии ведущих специалистов предприятия или на предприятии**.



Рис. 2. Члены Государственной экзаменационной комиссии по защите диссертаций на соискание степени магистра техники и технологий. На первом плане: справа – председатель комиссии академик НАН Беларуси А. И. Гордиенко, профессор В. В. Кукареко, профессор А. А. Шипко, профессор В. М. Константинов, профессор П. С. Гурченко, на втором плане: слева – профессор Н. И. Иваницкий, секретарь комиссии Л. Н. Филатова

Результатом реализации предложенного алгоритма должно стать повышение практической эффективности выполнения диссертации и управляемый карьерный рост выпускника магистратуры.

Недостаточной является производственная и экономическая мотивация повышения квалификации через магистратуру. Статус магистра в производственных условиях до конца не определен. Между тем, конкурентное научно-техническое развитие белорусских предприятий в условиях жесткой глобальной конкуренции предполагает широкое использование именно таких специалистов.

Таким образом, существует острая необходимость в высококвалифицированных инженерных кадрах на фоне снижения престижа инженерного труда и старения инженерного корпуса. Привычная вузовская подготовка таких кадров недостаточна. Выпускник вуза должен самостоятельно специализироваться в профессии длительное время, повышая свой инженерно-технический уровень. В целом институт магистратуры может и должен стать эффективным инструментом решения научно-технических проблем и подготовки высококвалифицированных научно-производственных сотрудников, способных успешно конкурировать на внутреннем и внешних рынках. Развитие магистратуры является существенным резервом повышения квалификации инженерного корпуса и обеспечения инженерной безопасности машиностроительного комплекса. Представляется целесообразным сохранение разделения магистратуры на научно-педагогическую и магистратуру с углубленной подготовкой специалистов (практико-ориентированная магистратура). Они выполняют различные задачи и одинаково нужны реальному сектору экономики. Практико-ориентированная магистратура доказала свою эффективность для решения задач машиностроения и имеет потенциал дальнейшего развития.

### Литература

1. **Хина Б. Б., Константинов В. М.** Опыт повышения научной квалификации магистрантов и аспирантов-материаловедов в вопросах диффузионных процессов и дислокационных взаимодействий в металлах и сплавах // *Металлургия: республиканский межведом. сб. науч. тр.* Мн.: БНТУ, 2015. Вып. 36. С. 300–310.
2. **Ковалева И. А., Ходосовская Н. А., Гузова И. А., Глазунова Н. А., Рожкова О. В.** Разработка и издание «Классификатора дефектов бесшовных горячекатаных труб производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» // *Литье и металлургия.* 2013. № 3. Спецвыпуск. С. 184–187.
3. **Константинов В. М., Гурченко П. С., Михлюк А. И.** Опыт и проблемы магистерской подготовки научно-производственных кадров в области металловедения для ОАО «МАЗ» // *Материалы МНПК «Подготовка научных кадров высшей квалификации в условиях инновационного развития общества»* / под ред. И. В. Войтова. Мн.: ГУ «БелИСА», 2009. С. 138–140.
4. **Образовательный стандарт Республики Беларусь.** Высшее образование. Вторая ступень (магистратура). Специальность 1-42 81 01 «Металлургические технологии повышения конкурентоспособности продукции». Мн.: РИВШ, 2013. 15 с.



Поступила 02.05.2016

## КЛАССИФИКАЦИЯ СПЕЦИАЛЬНОСТЕЙ И КВАЛИФИКАЦИЙ В РЕСПУБЛИКЕ БЕЛАРУСЬ: ТЕНДЕНЦИИ И ПЕРСПЕКТИВЫ

## CLASSIFICATION OF SPECIALTIES AND QUALIFICATIONS IN REPUBLIC OF BELARUS: TENDENCIES AND PROSPECTS

*О. А. ОЛЕКС, Государственное учреждение образования «Республиканский институт высшей школы», г. Минск, Беларусь, ул. Московская, 15. E-mail: oleks49@mail.ru*

*O. OLEKS, National Institute for Higher Education, Minsk, Belarus, 15, Moskowskaya. E-mail: oleks49@mail.ru*

*В настоящей публикации изложены краткие сведения о функционирующей в Республике Беларусь системе специальностей и квалификаций, ее особенности, сфера применения. Раскрыты цель и задачи пересмотра Общегосударственного классификатора Республики Беларусь «Специальности и квалификации», его ориентация на сокращение разрыва между содержанием образования и содержанием деятельности выпускников учреждений образования. Выявлены основные тенденции изменения действующей классификации – на основе видов экономической деятельности и международной стандартной классификации образования с учетом требований работодателей, минимизации экономических затрат на образование, в том числе за счет минимизации классификационных единиц, сближения позиций с образовательными системами других государств. Раскрыты перспективы развития национальной системы специальностей и квалификаций. Тенденции и перспективы ожидаемых изменений показаны на примерах отдельных специальностей, предложенных БНТУ.*

*In the present publication short data on the system of specialties and qualifications functioning in Republic of Belarus, her features, scope of application are given. The purpose and problems of the revision of the National classifier of the Republic of Belarus «Specialties and qualifications», its orientation to reduce the gap between the content of education and content of activity of graduates of establishments of education are described. The main tendencies of change of the operating classification – on the basis of types of economic activity and international standard classification of education taking into account requirements of employers, minimization of economic expenses for education, including due to minimization of classification units, rapprochement of positions with educational systems of other states are revealed. Prospects of development of national system of specialties and qualifications are disclosed. Tendencies and prospects of the expected changes are shown on the examples of the certain specialties offered by BNTU (Belarusian National Technical University).*

**Ключевые слова.** *Классификация специальностей и квалификаций, классификационные группировки, циклы высшего образования, Общегосударственный классификатор Республики Беларусь «Специальности и квалификации», Международная стандартная классификация образования.*

**Keywords.** *Classification of specialties and qualifications, classification groups, cycles of the higher education, National classifier of the Republic of Belarus «Specialties and qualifications», International standard classification of education.*

В Республике Беларусь создана и функционирует на протяжении более 15 лет система специальностей и квалификаций, которая обладает определенными особенностями. Ее уникальность заключается в том, что структура отечественного профессионального образования соответствует как Международной стандартной классификации образования, принятой ЮНЕСКО (МСКО) в 1997 г., так и видам профессиональной деятельности. Объектами классификации профессионального образования в нашей стране являются специальности. Специальность рассматривается как вид профессиональной деятельности, требующий определенных знаний, навыков и компетентностей. Представленные в МСКО классификационные группировки объединяют множества и подмножества образовательных программ, предназначенных для воспроизводства и развития человеческого потенциала в определенной сфере деятельности: металлургии, сельском хозяйстве, искусстве и т. д. В МСКО-1997 эти группировки были предназначены только для системы высшего образования, в нашей стране с начала столетия они были приняты для всех уровней и видов образования. Квалификация как качество «делания» (в дословном переводе

термина) в действующей в Республике Беларусь системе специальностей и квалификаций означает готовность личности к выполнению определенного вида профессиональной деятельности.

Отечественная система специальностей и квалификаций документально представлена Общегосударственным классификатором Республики Беларусь «Специальности и квалификации» (ОКСК). Впервые ОКСК был введен в действие в начале столетия (ОКРБ 011-2001) с целью предоставления статистических данных в ЮНЕСКО в рамках европейской системы статистической отчетности. После пересмотра в 2009 г. (ОКРБ 011-2009) его область применения существенно расширена: высшее образование первой и второй ступеней, среднее специальное и профессионально-техническое образование, дополнительное образование взрослых – весь спектр образовательных программ профессионально-квалификационного назначения. Специальности основного образования и переподготовки взаимосвязаны единым способом кодирования на основе видов профессиональной деятельности, что способствует планированию и анализу подготовки кадров. С целью трудоустройства выпускников учреждений образования, взаимосвязи теории и практики присваиваемые квалификации и содержание каждой специальности в ОКСК соответствуют первичным должностям служащих (профессиям рабочих). С 2011 г. ОКСК ориентирован и на развитие видов экономической деятельности: укрупненные классификационные группировки соответствуют группировкам видов экономической деятельности согласно одноименному Общегосударственному классификатору Республики Беларусь ОКРБ 005-2011 (ОКЭД), который внедряется в нашей стране с 2016 г.

Реализация системно-деятельностного подхода к классификации профессионального образования способствует сближению возможностей сферы образования и образовательных потребностей общества, повышению эффективности образовательных программ. В нашей стране созданы условия для сокращения технологического разрыва между содержанием образования и содержанием деятельности выпускников учреждений образования.

За 15 лет функционирования ОКСК стал неотъемлемой частью не только системы профессионального образования, он применяется в целях:

- разработки образовательных стандартов и учебно-программной документации, реализации образовательных программ;
- лицензирования образовательной деятельности и государственной аккредитации учреждений образования;
- осуществления государственной статистической деятельности;
- оптимизации специальностей, поэтапного их приведения в соответствие с видами экономической деятельности;
- функционирования автоматизированной системы заказа на подготовку кадров;
- дальнейшей гармонизации структуры национального образования с современной МСКО;
- сохранения общего информационного пространства в рамках Единой системы классификации и кодирования технико-экономической и социальной информации Республики Беларусь на основе требований международных и республиканских стандартов;
- трудоустройства выпускников учреждений образования в соответствии с первичными должностями служащих (профессиями рабочих);
- профессионального самоопределения молодежи.

Два-три раза в год происходит обновление системы специальностей и квалификаций по инициативе пользователей ОКСК.

Тем не менее, в начале 2015 г. Министерством образования Республики Беларусь принято решение об изменении классификации образования на основе видов экономической деятельности и (или) международной стандартной классификации образования с учетом требований работодателей, минимизации экономических затрат на образование, в том числе за счет минимизации классификационных единиц, сближения национальной системы образования с образовательными системами других государств.

Принятие данного решения обусловлено совокупностью внутренних и внешних факторов, которые оказывают влияние на функционирующую систему специальностей и квалификаций, определяют тенденции и перспективы ее развития.

Существенно возросло количество дробных элементов классификации образования (небольших, дублирующих, неактуальных специальностей, направлений специальностей и специализаций). Разнообразие квалификаций достигло такого уровня, когда назначение каждой из них становится не очевидным. В апреле 2016 г. общее число специальностей всех уровней образования и переподготовки, включенных

в ОКСК, достигло 1412; в их числе 388 специальностей 1-й ступени высшего образования и 336 – 2-й ступени высшего образования, 190 – среднего специального образования, 105 – профессионально-технического образования и 393 специальности переподготовки руководящих работников и специалистов. Можно сказать, наступил момент перехода количественных изменений в качественные. Основная причина данного явления – формирование и совершенствование системы специальностей и квалификаций, как правило, по инициативе учреждений образования. Тогда как на иные классификации их пользователи оказывают незначительное влияние: формируются органами государственного управления и международными организациями (например, ОКЭД). Согласно поручениям Президента и Совета Министров Республики Беларусь, в новом ОКСК необходимо обеспечить соответствие специальностей видам экономической деятельности с целью дальнейшего сближения образования и экономики.

Внешним фактором, определяющим развитие национальной классификации специальностей и квалификаций, является современная МСКО, принятая ЮНЕСКО: в 2011 г. установлены уровни образования, а в 2013 г. – области образования и профессиональной подготовки. Возникла необходимость гармонизации ОКСК с новыми документами ЮНЕСКО с целью предоставления данных, сопоставимых на международном уровне.

В 2014–2015 гг. началась работа по пересмотру Кодекса Республики Беларусь об образовании. Вслед за его изменениями неизбежны изменения ОКСК, методологию пересмотра которого пришлось разрабатывать при наличии множества проблем и противоречий, разнообразия мнений заинтересованных субъектов.

Пересмотр ОКСК осуществляется на основе Технического задания, утвержденного министром образования 1.07.2015 г., синхронно с изменением законодательства об образовании. Уточнена цель его пересмотра: оптимизация системы специальностей и квалификаций в соответствии с международными группировками видов экономической деятельности, ориентация классификационных группировок специальностей на международную стандартную классификацию образования. Предполагается впервые обеспечить соответствие специальностей уровням образования, установленным ЮНЕСКО (МСКО 2011), а квалификаций – циклам квалификаций, принятым в Европейском пространстве высшего образования.

Министерством образования нашей страны поставлена задача более эффективного использования средств, выделяемых на образование. Тем самым, ожидается скачок в опережающем развитии образования относительно потребностей экономики.

Вступление Республики Беларусь в Болонский процесс (май 2015 г.) придало определенный импульс процессам совершенствования структуры образования как высшего, так и профессионального в целом. Высшее образование нашей страны становится частью Европейского пространства высшего образования. В соответствии с Дорожной картой реформы высшего образования для Республики Беларусь предстоит внедрение Квалификационных рамок Европейского пространства высшего образования (КР ЕПВО), которые включают три цикла и короткий цикл (самостоятельную или составную часть первого цикла) высшего образования с конкретными результатами и кредитами.

Ожидается, что в нашей стране циклы высшего образования будут представлены следующим образом: короткий цикл высшего образования – среднее специальное образование, нацеленное на подготовку специалистов; первый цикл – бакалавриат, второй – магистратура, третий цикл – аспирантура (адъюнктура). Кроме того, вводится образовательная программа непрерывного высшего образования, объединяющая первый и второй циклы по наукоемким специальностям.

Квалификация, которая будет присваиваться по завершению короткого цикла высшего образования, подтверждает результаты обучения с целью его продолжения или как базис для работы в определенной области. Ожидается, что квалификация бакалавра подтвердит типичные компетенции для решения проблем в пределах области образования и для продолжения обучения. Квалификация магистра будет свидетельствовать о знаниях и понимании, основанных на расширенном и/или увеличенном объеме, непосредственно связанных с первым циклом, которые позволят создавать или применять новые идеи, решать проблемы в нестандартных ситуациях. По завершению аспирантуры/адъюнктуры ожидается присвоение квалификации, подтверждающей мастерство исследователя, способность к критическому анализу, оценке и синтезу новых, сложных идей.

Национальная классификация образования будет соответствовать следующим уровням образования согласно МСКО 2011 и Квалификационным рамкам ЕПВО:

- уровень 1 – не имеет профессиональной ориентации;*
- уровень 2 – первый этап среднего образования;*

- уровень 3 – второй этап среднего образования;*
- уровень 4 – послесреднее нетретичное образование;*
- уровень 5 – короткий цикл третичного образования;*
- уровень 6 – бакалавриат или его эквивалент;*
- уровень 7 – магистратура или ее эквивалент;*
- уровень 8 – докторантура или ее эквивалент.*

Объекты классификации – специальности в новом ОКСК рассматриваются как виды профессиональной деятельности, требующие определенных знаний, навыков и компетенций. В соответствии с рекомендациями МСКО 2013 специальность с соответствующей квалификацией будет относиться к той классификационной группировке, которой соответствует наибольшая часть кредитов или отведенного учебного времени (как правило, более 50% содержания образования).

Академические свободы, предоставляемые учреждениям высшего образования в результате совершенствования законодательства об образовании в Республике Беларусь, существенно расширяются. К числу факторов, которые этому способствуют, относится введение профилизаций специальностей высшего образования в объеме до 50% учебного времени. Вводятся они будут по усмотрению учреждения высшего образования в рамках конкретной специальности и соответствующей квалификации.

Квалификации определяются в соответствии с циклами квалификаций высшего образования, установленными КР ЕПВО, как результаты освоения образовательных программ, и означают готовность к выполнению определенных видов профессиональной деятельности. Если квалификация определяется как результат формального образования, то подтверждением готовности становится документ об образовании, свидетельствующий об успешном завершении образовательной программы по определенной специальности.

В ходе пересмотра ОКСК сложную работу выполнил коллектив Белорусского национального технического университета. Процесс перепроектирования специальностей высшего образования продолжается, но отдельные результаты можно привести в качестве примера для обсуждения сущности ожидаемых преобразований.

К примеру, в новый ОКСК предложено ввести специальность непрерывного высшего образования «Производство готовых металлических изделий и конструкций», которая соответствует видам экономической деятельности, объединенным в разделе 25 ОКЭД «Производство готовых металлических изделий, кроме машин и оборудования». Происходит интеграция действующих специальностей первой ступени высшего образования: «Материаловедение в машиностроении», «Машины и технологии обработки материалов давлением», «Оборудование и технология сварочного производства», «Машины и технология литейного производства», «Технология машиностроения», «Оборудование и технологии высокоэффективных процессов обработки материалов», «Порошковая металлургия, композиционные материалы и покрытия», а также нескольких специальностей магистратуры. Ожидается более гибкое реагирование учреждений образования на потребности промышленности и новые тенденции в развитии машиностроения, на запросы молодежи. Можно ожидать, что вследствие перепроектирования специальностей расширится кругозор будущих инженеров, соответственно увеличится разнообразие возможностей для их трудоустройства. Этому будет способствовать расширение вариативного блока учебных дисциплин до 50% объема учебного времени за счет профилизаций. Важно то, что профилизации будут инициироваться и открываться учреждением высшего образования самостоятельно.

Другой пример новой специальности непрерывного высшего образования, спроектированной БНТУ: «Информационно-измерительные приборы и системы», которая соответствует укрупненным группировкам видов экономической деятельности ОКЭД – 265 «Производство инструментов и приборов для измерения, тестирования, навигации» и 266 «Производство электромедицинского и электротехнического оборудования». В результате перепроектирования происходит синтез действующих в настоящее время специальностей первой ступени высшего образования: «Механические и электромеханические приборы и аппараты», «Электронные приборы», «Микро- и наносистемная техника», «Информационно-измерительная техника», «Технология материалов и компонентов электронной техники», «Биотехнические и медицинские аппараты и системы».

И третий пример: специальность «Металлургическое производство», соответствующая видам экономической деятельности ОКЭД, представленным в разделе 24 «Металлургическое производство». Ее действующий аналог – специальность первой ступени высшего образования «Металлургическое производство и металлообработка».

Процесс интеграции специальностей представляет собой исторически подтвержденную закономерность, выявленную нами в ходе исследования феномена специальностей и квалификаций, формирование которых происходило более ста последних лет на территории Республики Беларусь и России<sup>1</sup>.

Необходимо отметить: любые изменения структуры образования профессионально-квалификационного назначения вызывают неоднозначное отношение, особенно в среде профессионалов. Дифференциация специальностей сопряжена с увеличением объема учебного времени и появлением новых организационных структур, общественное ее восприятие – позитивное или нейтральное. Что касается интеграции специальностей, то эта мера не столь популярна, реже осуществляется, а когда происходит (как правило, с применением мер административного воздействия), вызывает неоднозначное отношение со стороны педагогических работников.

Однако интеграция специальностей – явление неизбежное, как и унификация квалификаций, так как со временем происходит синтез видов деятельности, знаний и компетентностей. Специальности и квалификации, которые отражаются в дипломах выпускников, завершивших свое обучение порядка 20 (более, менее) лет тому назад, со временем морально устаревают: могут оказаться узкими по виду деятельности, компетентностям и возможностям трудоустройства.

Задача устранения разрыва между предложением образовательных услуг и спросом на них со стороны работодателей актуальна не только для Республики Беларусь, но и для многих (возможно, для всех) стран мира. Необходима более активная и самостоятельная деятельность университетов, особенно национальных, с принятием на себя ответственности за обеспечение надежности образования. Возможен также иной путь устранения разрыва между предложением и спросом образовательных программ – создание независимой и некоммерческой организации, соединяющей интересы работодателей и возможности учреждений образования.

Таким образом, в Республике Беларусь осуществляется значительная по масштабам и сложности работа по пересмотру классификации специальностей и квалификаций, которая направлена на повышение эффективности высшего образования и профессионального образования в целом. Для современной национальной классификации характерны следующие тенденции ее эволюционного развития:

гармонизация профессионально-квалификационной структуры образования с современной международной стандартной классификацией образования;

укрупнение специальностей и унификация квалификаций;

соответствие специальностей видам экономической деятельности на основе международной их классификации;

сохранение единства и взаимосвязи специальностей всех уровней образования;

соответствие квалификаций циклам высшего образования и квалификационным рамкам Европейского пространства высшего образования (исключение дублирования на различных циклах);

кодирование специальностей в зависимости от уровня образования, установленного международной стандартной классификацией образования;

взаимное соответствие квалификаций и первичных должностей служащих с целью трудоустройства выпускников учреждений образования в зависимости от уровня образования и уровня квалификации.

Можно ожидать, что перед новой системой специальностей и квалификаций Республики Беларусь открываются следующие перспективы:

сближение профессионально-квалификационной структуры образования и профессионально-квалификационной структуры кадров;

сближение существующей системы квалификаций с будущей Национальной системой квалификаций Республики Беларусь;

снижение количества избыточных и неактуальных (ненадежных для человека и невостребованных обществом) специальностей;

исключение дублирования квалификаций, присваиваемых на уровнях среднего специального и высшего образования и дублирования образовательных программ;

создание условий для пересмотра квалификационных требований в квалификационных справочниках должностей служащих в зависимости от цикла высшего образования и вида образовательной программы;

соответствие национальных статистических данных международной стандартной классификации образования.

<sup>1</sup> По данному вопросу автором опубликованы статьи, учебное пособие и другие работы.



Поступила 03.05.2016

## ПОДГОТОВКА ИНЖЕНЕРНЫХ КАДРОВ ДЛЯ ЗАГОТОВИТЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА: ВЧЕРА, СЕГОДНЯ, А ЗАВТРА?

## PREPARATION OF ENGINEERING PERSONNEL FOR BLANK PRODUCTION: YESTERDAY, TODAY, AND WHAT TOMORROW?

*Б. М. НЕМЕНЕНОК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: nemenenok@tut.by*

*B. M. NEMENENOK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: nemenenok@tut.by*

*Проведен анализ набора студентов на специальности механико-технологического факультета БНТУ с 2005 по 2015 год. Показана тенденция к снижению набора абитуриентов и выпуска молодых специалистов для заготовительного производства.*

*The analysis of admission of students on specialty of the mechanical-technological faculty of BNTU (Belarusian National Technical University) from 2005 to 2015 is carried out. It is shown that there is the decrease tendency in enlistment of enrollees and release of graduates for blank production.*

Белорусский национальный технический университет является базовой организацией стран СНГ для подготовки специалистов инженерно-технологического профиля. Специальности, связанные с металлургией, материаловедением, литейным производством, обработкой металлов давлением и сварочным производством, сосредоточены на механико-технологическом факультете БНТУ. Кроме БНТУ, специалистов в области литейного производства, обработки металлов давлением и металлургического производства, готовят в Гомельском государственном техническом университете имени П. О. Сухого, а подготовку инженеров-сварщиков осуществляют в Белорусско-Российском университете (г. Могилев). Как известно, промышленность Республики Беларусь ориентирована на производство грузовых автомобилей, тракторов, металлообрабатывающих станков, сельскохозяйственной техники, дорожных машин и другой металлоемкой продукции, что требует использования в больших объемах литых, кованных и сварных заготовок из сплавов черных и цветных металлов.

Литейное производство является основной заготовительной базой современного машино-, станко-, автомобиле-, тракторостроения. Сегодня трудно представить отрасли, где отсутствовала бы необходимость в литых изделиях из различных сплавов. Поэтому неудивительно, что в перечисленных выше отраслях промышленности доля литых изделий составляет 30–90%. Важное значение для всех отраслей промышленности имеют также заготовки, полученные обработкой металла давлением и сварные узлы и конструкции.

Несмотря на широкое использование в последнее время неметаллических материалов, значение сплавов черных и цветных металлов трудно преувеличить. Так, в 2013 г., по данным World Steel Association, в мире произведено 1,622 млрд. т стали, а к 2020 г. мировое производство стали увеличится до 1,814 млрд. т [1].

Настоящий период развития металлургии характеризуется коренным изменением как масштабов производства качественной и высококачественной стали и доли ее в общем производстве, так и методов ее получения. Высокие требования к качеству стали привели к разработке новых технологий. Сейчас остро востребованы стали и сплавы с ничтожно малым содержанием газов, неметаллических включений и других нежелательных примесей. Главными становятся высокое качество, чистота и надежность

металлопродукции, что требует от металлургов глубоких знаний физико-химических процессов, протекающих при выплавке стали, ее разливке и кристаллизации.

В мире отмечается также и устойчивый рост литейного производства. По итогам 48-й переписи, мировое производство литья в 2013 г. составило 103 229 774 т, что на 3,4% выше объемов 2012 г. [2]. При этом следует отметить, что производство литья в Российской Федерации постоянно сокращается (с 7,8 млн. т в 2008 г. до 4,1 млн. т в 2013 г.). Такая же негативная тенденция характерна и для Украины (1,532 млн. т в 2012 г. и 1,365 млн. т в 2013 г.) [2].

Развитие литейно-металлургического производства в Республике Беларусь неразрывно связано с деятельностью наших сотрудников: академика А. В. Степаненко, профессоров Д. Н. Худокормова, В. И. Тутова, Д. М. Кукуя, Л. С. Ляховича, Л. Г. Ворошнина, Е. И. Бельского, В. И. Беляева, М. А. Барановского, Е. Б. Ложечникова, В. М. Королева, которые многие годы отдавали свои силы и энергию проведению исследований и подготовке научных и инженерных кадров.

Механико-технологический факультет и в настоящее время обладает высоким научно-педагогическим потенциалом со сложившимися научными школами и направлениями исследований. В составе преподавательского корпуса 20 докторов наук, профессоров и 52 кандидата наук. Шесть выпускающих кафедр: «Материаловедение в машиностроении» (зав. кафедрой д-р техн. наук, профессор В. М. Константинов), «Машины и технология обработки металлов давлением» (зав. кафедрой д-р техн. наук, профессор К. Е. Беляев), «Машины и технология литейного производства» (и. о. зав. кафедрой канд. техн. наук, доцент А. Н. Крутилин), «Металлургия литейных сплавов» (зав. кафедрой д-р техн. наук, профессор Б. М. Немененок), «Металлургические технологии» (зав. кафедрой д-р техн. наук, профессор И. А. Трусова), «Порошковая металлургия, сварка и технология материалов» (зав. кафедрой чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, профессор Ф. И. Пантелеенко) и две общетехнические кафедры: «Охрана труда» (зав. кафедрой д-р техн. наук, профессор А. М. Лазаренков) и «Химия» (зав. кафедрой академик НАН Беларуси, д-р с.-х. наук, профессор А. Р. Цыганов) ведут подготовку инженеров по шести специальностям и четырем специализациям по дневной форме обучения и по четырем специальностям и двум специализациям по заочной форме обучения.

Анализ набора студентов на дневную и заочную форму обучения за последние 10 лет показывает стабильное снижение данного показателя. На рис. 1 приведены сведения о наборе студентов и выпуске инженеров по специальности 1-42 01 01 «Металлургическое производство и материалобработка (по направлениям)». Из рисунка видно, что за 10 лет набор студентов на данную специальность сократился со 111 до 40 человек по дневной форме обучения, а по заочной он вообще прекращен с 2014 года.

Не радует информация и по выпуску молодых специалистов, который стабильно снижается. Так, в 2010 г. выпуск по дневной форме обучения составил 82 человека из 111 принятых, т. е. около 74%; в 2015 г. – 50 человек из 80 принятых, т. е. 62,5%. Если спрогнозировать выпуск 2020 г. при наборе 40

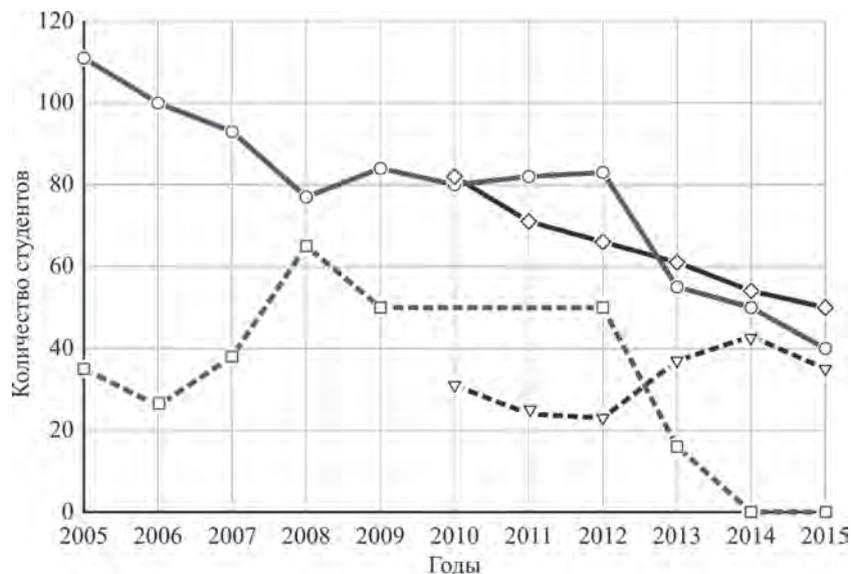


Рис. 1. Набор студентов и выпуск инженеров по специальности 1-42 01 01 «Металлургическое производство и материалобработка»: ○ – прием на дневную форму обучения; □ – прием на заочную форму обучения; ◇ – выпуск студентов дневной формы обучения; ▽ – выпуск студентов заочной формы обучения

человек в 2015 г. и проценте отсева за период обучения 26–37%, то на выходе получим 25–30 человек. На данной специальности по дневной форме обучения ведется подготовка по специализациям 1-42 01 01-01 01 «Литейное производство черных и цветных металлов», 1-42 01 01-01 03 «Металловедение, технология и оборудование термической обработки металлов» и направлению специальности 1-42 01-01 03 «Промышленная безопасность».

По заочному отделению выпуск в 2011 г. составил 24 человека из 35 принятых (т. е. 68,5%), в 2014 г. – 43 человека из 65 принятых в 2008 г. (т. е. 66%). К 2018 г. по заочной форме обучения следует ожидать выпуск 33–34 человека, а в 2019 г. – примерно 10 человек. Следует отметить, что по заочной форме обучения готовятся электросталеплавильщики и теплотехники для Белорусского металлургического завода. Ни в БНТУ, ни в ГГТУ им. П. О. Сухого на дневном отделении подготовка таких специалистов не проводится.

По специальности 1-36 02 01 «Машины и технология литейного производства» прием студентов сократился с 44 человек (в 2005 г.) до 20 человек в 2015 г. (рис. 2) по дневной форме обучения. С 2014 г. прием на заочное отделение по данной специальности не проводится. Выпуск на дневном отделении в 2010 г. составил 36 человек из 44 принятых в 2005 г., т. е. около 82%. В 2015 г. было выпущено 17 специалистов из 46 человек принятых в 2010 г., т. е. ~ 37%. Если спрогнозировать выпуск до 2020 г., то из 20 принятых студентов диплом инженера смогут получить от 7 до 16 человек. Не лучше картина и по заочному отделению. Так, в 2011 г. было выпущено 13 человек из 17 принятых в 2005 г., а в 2015 г. только 20 из 30 зачисленных в 2009 г. Следует обратить внимание, что Минский автомеханический колледж последний раз выпускает техников по данной специальности в этом году. Таким образом, производство в ближайшем будущем лишится среднего технического звена при резком сокращении и инженерных кадров.

По специальности 1-36 01 06 «Оборудование и технология сварочного производства» можно отметить некоторое увеличение приема студентов на дневное отделение в период с 2005 по 2009 гг. с 21 до 51 человека с последующим плавным снижением до 25 человек в 2015 г. (рис. 3). По заочному отделению также можно отметить увеличение набора с 19 до 50 человек в период с 2005 по 2012 гг. В дальнейшем набор снижается до 13 человек в 2013 г., а в 2014 г. отмечается его увеличение до 14 и 20 человек в 2015 г.

Выпуск инженеров-сварщиков на дневном отделении в 2010 г. составил 14 человек из 21 принятого в 2005 г., т. е. около 67%, а в 2015 г. – 28 из 47 принятых в 2010 г., т. е. 60%. По заочному отделению в 2011 г. выпуск составил 19 человек из 19 зачисленных в 2005 г., а в 2015 г. – 37 из 51 зачисленного в 2009 г., т. е. 72,5%.

По специальности 1–36 01 05 «Машины и технология обработки материалов давлением» также можно отметить сокращение набора на дневное отделение с 43 человек в 2005 г. до 20–15 человек в 2014, 2015 гг. (рис. 4). По заочному отделению на протяжении 2007–2012 гг. наблюдается стабильный набор

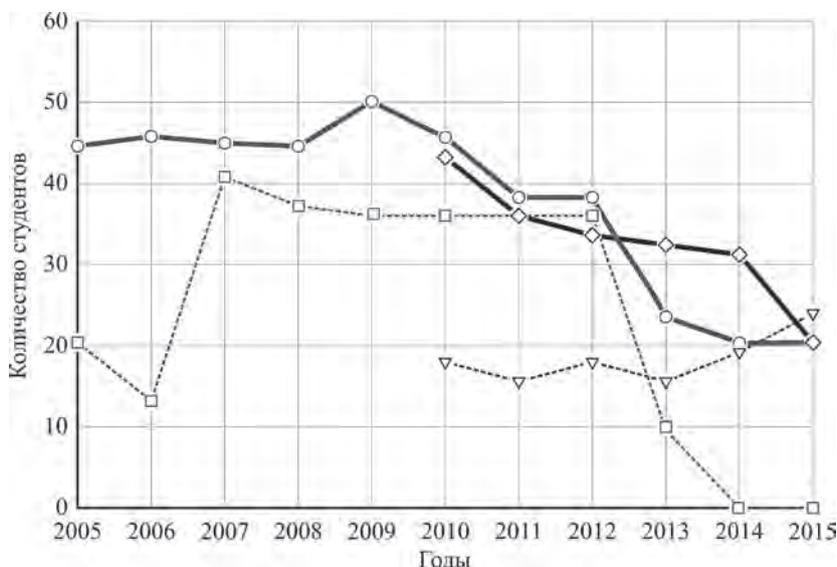


Рис. 2. Набор студентов и выпуск инженеров по специальности 1-36 02 01 «Машины и технология литейного производства»: ○ – прием на дневную форму обучения; □ – прием на заочную форму обучения; ◇ – выпуск студентов дневной формы обучения; ▽ – выпуск студентов заочной формы обучения

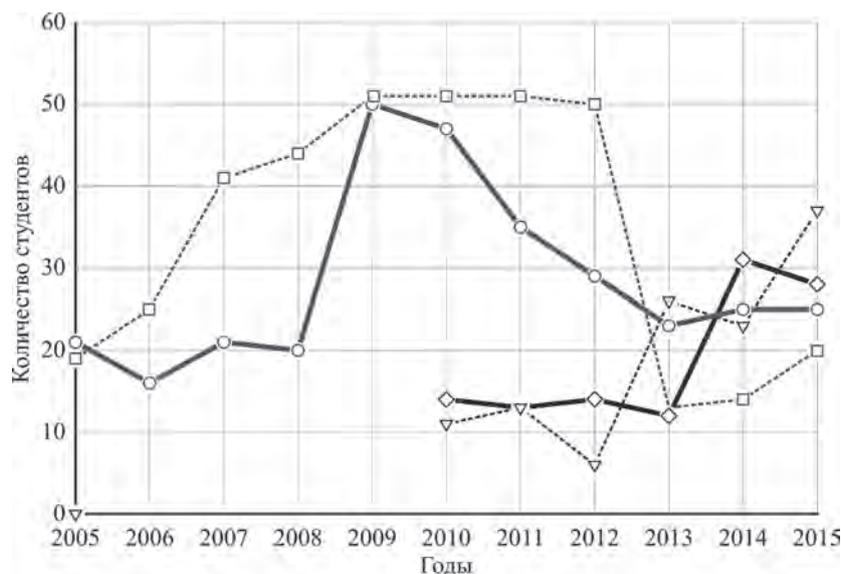


Рис. 3. Набор студентов и выпуск инженеров по специальности 1-36 01 06 «Оборудование и технология сварочного производства»: ○ – прием на дневную форму обучения; □ – прием на заочную форму обучения; ◇ – выпуск студентов дневной формы обучения; ▽ – выпуск студентов заочной формы обучения

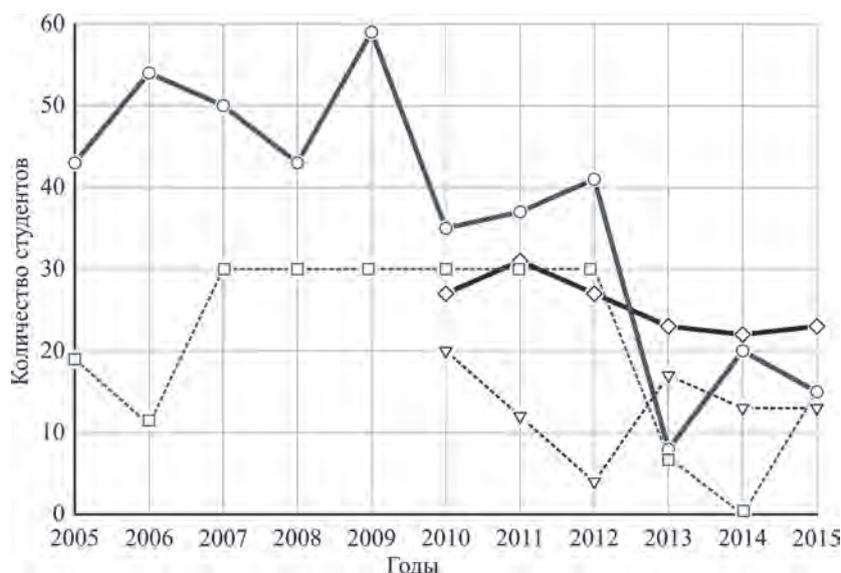


Рис. 4. Набор студентов и выпуск инженеров по специальности 1-36 01 05 «Машины и технология обработки материалов давлением»: ○ – прием на дневную форму обучения; □ – прием на заочную форму обучения; ◇ – выпуск студентов дневной формы обучения; ▽ – выпуск студентов заочной формы обучения

в 30 человек с последующим падением в 2013 г. до 7 человек. В 2014 г. набора на заочное отделение не проводилось, а в 2015 г. он составил 15 человек. Выпуск на дневном отделении в 2010 г. составил 27 человек из принятых в 2005 г. 43 студентов, т. е. 63%. Для 2015 г. выпуск составил 23 человека при наборе в 2010 г. 38 человек, т. е. 61%. По заочному отделению выпуск в 2011 г. составил 12 человек из 19 зачисленных в 2005 г., а в 2015 г. 13 человек из 30 зачисленных в 2009 г. Таким образом, для данной специальности также складывается негативная ситуация в плане обеспечения предприятий инженерными кадрами.

По специальности 1-36 01 02 «Материаловедение в машиностроении» обеспечивается стабильный набор на уровне 20–25 человек на протяжении последних 10 лет (рис. 5). Выпуск от соответствующего набора колеблется в пределах 63–68%.

Для специальности 1-42 01 02 «Порошковая металлургия, композиционные материалы, покрытия» прием на протяжении 2005–2011 гг. находился на уровне 15–16 человек. В 2012 г. набор сокращен до 10 человек, а с 2013 г. прекращен на данную специальность.

Из приведенного анализа просматривается далеко не радостная перспектива. Постоянное сокращение бюджетных мест при наборе на наши специальности влечет за собой сокращение штатов профес-

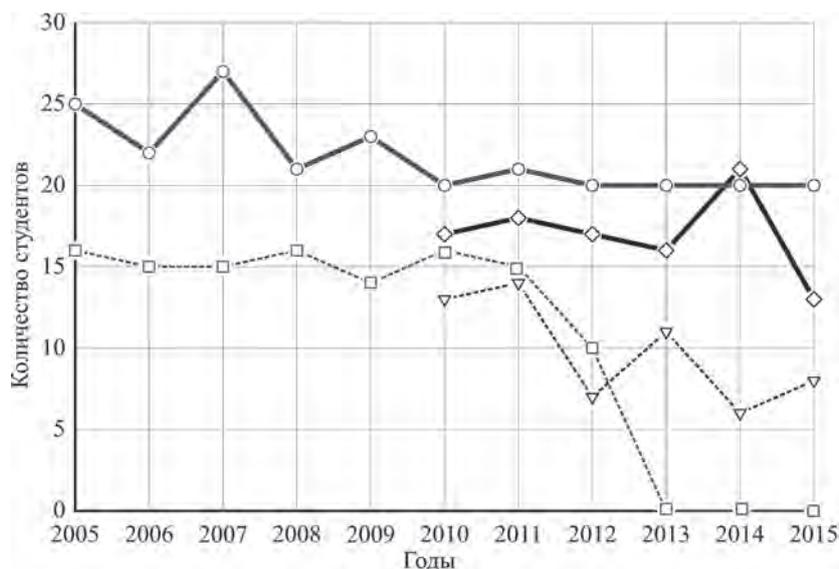


Рис. 5. Набор студентов и выпуск инженеров по специальности 1-36 01 02 «Материаловедение в машиностроении» и 1-42 01 02 «Порошковая металлургия, композиционные материалы, покрытия»: ○ – прием на специальность 1-36 01 02; □ – прием на специальность 1-42 01 02; ◇ – выпуск студентов специальности 1-36 01 02; ▽ – выпуск студентов специальности 1-42 01 02

сорско-преподавательского состава, потерю ряда научных направлений и школ, а также создание критической ситуации с обеспеченностью инженерными кадрами предприятий машиностроительного и металлургического профиля.

К сожалению, отсутствие престижности инженерных специальностей литейно-металлургического профиля создает определенные сложности с организацией набора абитуриентов на I ступень высшего образования. Хотелось бы получить определенную поддержку при проведении профориентационной работы и от руководителей предприятий, тем более что они испытывают постоянный дефицит в молодых специалистах. К сожалению, только руководство Белорусского металлургического завода откликнулось на нашу просьбу. Складывается такое впечатление, что многие руководители предприятий озабочены только обеспечением выполнения производственных показателей и не думают о будущем кадровом потенциале своего предприятия. Существуют определенные проблемы и с прохождением производственных практик. Чрезмерное увлечение соблюдением правил охраны труда на предприятиях исключает возможность ознакомления студентов с технологическими процессами и оборудованием под руководством преподавателей университета. Постоянная занятость руководителей практики от предприятия не позволяет организовать ее проведение в должной мере, что, в итоге, сказывается на общих практических навыках молодых специалистов.

Данные специальности не являются престижными для нашей молодежи и на протяжении десятков лет [3, 4] создавались определенные предпочтения при поступлении, так как производству нужны специалисты по данным направлениям. В одночасье эту ситуацию исправить уже будет невозможно и кроме проблемы конкурентоспособности продукции встанет вопрос о работоспособности предприятий в целом.

С этого года добавляется еще одна проблема – с распределением молодых специалистов. Похоже, что решать вопрос снижения себестоимости продукции на предприятиях будут за счет заработной платы ИТР путем сокращения вакансий для молодых специалистов. В случае плохого распределения выпускников ситуация с подготовкой кадров обострится еще сильнее из-за дальнейшего сокращения в плане приема на 2017 год бюджетных мест и закрытия ряда специальностей.

Необходимо объединить усилия выпускающих кафедр, производителей и обоих министерств для поиска выхода из сложившейся ситуации. В противном случае, к дефициту абитуриентов добавится отсутствие инженерных кадров металлургического профиля и профессорско-преподавательского состава для их подготовки.

## Литература

1. Грищенко С. Г. Энергоэффективность и экологичность – будущее ферросплавной промышленности / С. Г. Грищенко, В. С. Куцин, М. И Гасик // Сталь. 2015. № 9. С. 18–24.

2. 48-я перепись мирового производства отливок. Устойчивый рост мирового литейного производства // Литейное производство. 2015. № 2. С. 35–40.
3. **Баландин Г. Ф.** Концепция развития литейного производства и подготовка научных, инженерно-технических и рабочих кадров // Литейное производство. 1983. № 12. С. 3–5.
4. **Дорошенко С. П.** Проблемы подготовки кадров для литейного производства // Литейное производство. 1986. № 3. С. 1–3.

### References

1. **Grischenko S. G., Kutsin V. S., Gasik M. I.** Energoeffektivnost i ekologichnost – budushee ferrosplavnoj promychlennosti [Energoeffektivnost and environmental friendliness – the future of the ferroalloy industry]. *Stal = Steel*, 2015, no. 9, pp. 18–24.
2. 48-ya perepis mirovogo proizvodstva otlivok. Ustoychivy rost mirovogo liteynogo proizvodstva [48-th census of world production of castings. Steady growth of world foundry production]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2015, no. 2, pp. 35–40.
3. **Balandin G. F.** Kontseptsija razvitija litejnogo proizvodstva i podgotovki nauchnykh, inzhenerno-tekhnicheskikh i rabochkh kadrov [Concept of development of foundry production and preparation scientific, technical and personnel]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1983, no. 12, pp. 3–5.
4. **Doroshenko S. P.** Problemy podgotovki kadrov dlja litejnogo proizvodstva [Training problems for foundry production]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1986, no. 3, pp. 1–3.

# Юбилеем,

## Сергей Леонидович РОВИН

(к 50-летию со дня рождения)



9 марта 2016 г. исполнилось 50 лет со дня рождения кандидату технических наук, доценту, директору УП «Технолит» Сергею Леонидовичу Ровину.

С. Л. Ровин в 1988 г. с отличием закончил механико-технологический факультет БПИ по специальности «Машины и технология литейного производства». После окончания был распределен на кафедру материаловедения и литейного производства БПИ. В 1990 г. он поступил в аспирантуру на кафедру «Машины и технология литейного производства» БПИ на очную форму обучения. В декабре 1993 г. Сергей Леонидович успешно закончил аспирантуру и в январе 1994 г. был принят на должность младшего научного сотрудника лаборатории материаловедения и технологии литейного производства БГПА, с марта 1995 г. возглавил эту лабораторию и проработал в должности заведующего до ноября 2001 г. С декабря 2001 г. по настоящее время С. Л. Ровин возглавляет научно-производственное республиканское унитарное предприятие «Технолит», входящее в состав инновационного научно-технологического парка БНТУ «Политехник».

Под его руководством УП «Технолит» стало одним из ведущих инжиниринговых предприятий Республики Беларусь, занятых конструированием, проектированием и внедрением нового оборудования и технологий в области литейного производства и металлургии. Разработки и продукция предприятия хорошо известны не только в республике, но и за ее пределами. Многие разработки УП «Технолит» отмечены медалями и грамотами представительных международных выставок и форумов. Дважды (в 2005 и 2008 гг.) Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь признавала УП «Технолит» лучшим инновационным предприятием отрасли. В 2009 г. разработка предприятия «Ротационная наклоняющаяся печь для переработки стальной и чугуновой стружки» была удостоена Премии Министерства промышленности РБ. В 2012 г. работа С. Л. Ровина в должности директора УП «Технолит» была отмечена Почетной грамотой Министерства образования Республики Беларусь.

В 1998 г. С. Л. Ровин защитил кандидатскую диссертацию по специальности 05.16.04 «Литейное производство». В 2015 г. ему было присвоено ученое звание доцента. С. Л. Ровин является автором двух монографий, 11 патентов Республики Беларусь и Российской Федерации, более 100 научных статей.

С 2008 г. С. Л. Ровин по совместительству осуществляет преподавательскую деятельность в должности доцента кафедры «Машины и технология литейного производства» БНТУ. Его личность как ученого и педагога формировалась под влиянием и при поддержке выдающегося организатора, известного ученого, д-ра техн. наук, профессора Д. М. Кукуя.

Сергей Леонидович увлекается спортом и экстремальным туризмом, ежегодно ходит в горные и водные походы самых высоких категорий сложности, является мастером спорта по спортивному туризму.

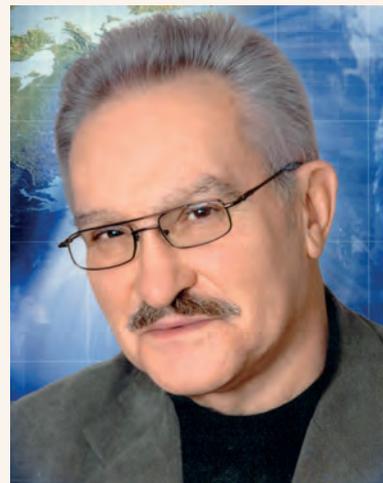
Сердечно поздравляем юбиляра, желаем ему крепкого здоровья, долгих лет активной творческой деятельности и дальнейшего плодотворного сотрудничества с нашим журналом.

*Редакция журнала «Литье и металлургия»  
Ассоциация литейщиков и металлургов*

# Юбилеем,

## Леонид Ефимович РОВИН

(к 75-летию со дня рождения)



19 июня исполнилось 75 лет Леониду Ефимовичу Ровину – выдающемуся инженеру-литейщику, кандидату технических наук, доценту кафедры «Металлургия и литейное производство» Гомельского государственного технического университета им. П. О. Сухого.

В 1963 г. Л. Е. Ровин окончил механико-технологический факультет Белорусского политехнического института и был направлен на работу на кафедру «Машины и технология литейного производства». Одной из первых работ молодого специалиста был перевод 20-тонных вагранок Минского тракторного завода на круглосуточный режим работы с «горячим» простым в третью смену. В 1964–1965 гг. по его проекту была проведена модернизация и перевод 10-тонных коксовых вагранок Минского завода Октябрьской Революции на коксогозовый режим. В 1969 г. Л. Е. Ровин закончил аспирантуру и приступил к работе на кафедре в качестве ассистента.

В 1972 г. Леонид Ефимович организовал и возглавил первую в СССР отраслевую лабораторию очистки газовых выбросов в литейном производстве – «НИЛЮгаз». В 70-е годы под его руководством лабораторией были разработаны и внедрены десятки установок мокрой пылегазоочистки и систем тонкой очистки газов для вагранок, дуговых и индукционных печей, конвертеров. В общей сложности более 100 заводов в СССР были оснащены такими установками и системами, многие из этих установок работают и в настоящее время.

В 1983 г. Л. Е. Ровин был избран по конкурсу доцентом Гомельского политехнического института. В 1992 г. Леонид Ефимович был избран председателем профкома ГПИ и возглавлял его (без отрыва от работы на кафедре) до 2000 г. При его активном участии в 1995 г. Гомельский политехнический институт получил статус Государственного технического университета и в том же году вузу было присвоено имя Павла Осиповича Сухого. В 1995 г. за большой вклад в развитие отношений между ОКБ Сухого и ГГТУ Л. Е. Ровин был награжден Почетной грамотой и юбилейной медалью ОКБ Сухого.

Почти полвека Л. Е. Ровин занимается преподавательской деятельностью, за это время им подготовлено более 1000 инженеров-литейщиков, которые трудятся сегодня практически на всех предприятиях республики, а также на многих заводах России, Украины, Прибалтики и других стран.

В 1995 г. Л. Е. Ровин был избран заведующим кафедрой «Машины и технология литейного производства» и руководил ею до 2010 г. Помимо учебной работы, подготовки студентов, магистрантов и аспирантов, Леонид Ефимович ведет активную научно-исследовательскую работу, является автором более 100 учебно-методических работ, около 250 научных публикаций, 27 патентов и авторских свидетельств, причем практически все они внедрены. Под его руководством выполнен целый ряд фундаментальных научно-исследовательских работ по важнейшим госбюджетным темам в области ресурсо- и энергосбережения. Многие его разработки отмечены дипломами и медалями престижных международных выставок и конкурсов.

В 2009 г. Л. Е. Ровину за разработку и внедрение на РУП «ГЛЗ «Центролит» установки для переработки чугуновой стружки (ротационной печи) присуждена премия Министерства промышленности Республики Беларусь в номинации «Энергосберегающее оборудование, техника и технологии».

Леонид Ефимович пишет стихи и сочиняет музыку, а свой отпуск до сих пор предпочитает проводить в путешествиях на байдарке по белорусским рекам и озерам.

От всей души желаем Вам, дорогой Леонид Ефимович, крепкого здоровья, благополучия и дальнейших творческих успехов.

*Редакция журнала «Литье и металлургия»  
Ассоциация литейщиков и металлургов*

# Юбилеем,

## Валерий Константинович ШЕЛЕГ

(к 70-летию со дня рождения)



26 апреля 2016 года исполнилось 70 лет со дня рождения заведующему кафедрой «Технология машиностроения» машиностроительного факультета БНТУ, член-корреспонденту, доктору технических наук, профессору Валерию Константиновичу Шелегу.

В 1969 г. Валерий Константинович окончил Белорусский политехнический институт по специальности «Технология машиностроения, металлорежущие станки и инструмент». Начав свою трудовую деятельность в 1969 г. в качестве инженера-конструктора II категории, а затем I категории СКБ завода автоматических линий (г. Минск), В. К. Шелег в 1972 г. перешел на работу в Проблемную лабораторию порошковой металлургии БПИ (ныне Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии). Работал старшим инженером, старшим научным сотрудником, заведующим научной лабораторией, отделом, отделением, заместителем директора НИИ порошковой металлургии, директором НИКТИ сварки и защитных покрытий, первым заместителем генерального директора Белорусского государственного научно-производственного концерна порошковой металлургии (БГНПКПМ). С 2002 г. по июнь 2005 г. – генеральный директор Белорусского государственного научно-производственного концерна порошковой металлургии. С 2005 г. Валерий Константинович Шелег руководит кафедрой «Технология машиностроения» БНТУ.

В 1978 г. В. К. Шелег защитил кандидатскую, а в 1989 г. – докторскую диссертации. В 1991 г. ему присвоено ученое звание профессора, а в 2015 г. он был избран член-корреспондентом НАН Беларуси.

Первые работы В. К. Шелега, вышедшие в 1975 г., были посвящены теоретическим и экспериментальным исследованиям влияния пластической деформации пористых порошковых материалов (ППМ) на получение структур с равномерным распределением пор по размерам по площади фильтрующей перегородки.

Одним из направлений научной деятельности В. К. Шелега является разработка теоретических и технологических основ управления характеристиками пористой структуры эффективных капиллярно-пористых порошковых материалов (КППМ), характеризующихся в процессе эксплуатации транспортом жидкости в них под действием капиллярных сил.

При непосредственном участии и под научным руководством В. К. Шелега разработаны новые порошковые материалы с повышенной износостойкостью для выдувных стеклоформ, форм для пластического формирования полых керамических изделий, для капиллярно-пористых структур тепловых труб, фильтры тонкой очистки жидкостей и газов, объемно-пористые аноды электролитических конденсаторов, насадки обдувочных устройств прядильных машин, электрокардиостимуляторы с пористой контактной головкой, дентальные и челюстно-лицевые имплантаты и другие материалы и технологические процессы их изготовления, которые характеризуются высоким научно-техническим уровнем, эффективностью и нашли широкое практическое применение на предприятиях Беларуси, России, Украины, Индии.

В последние годы В. К. Шелег возглавляет научную школу в области теории и практики управления формированием качества поверхности деталей при механической обработке, в том числе и изготовленных из металлических порошков.

За исследование и разработку новых теплообменных аппаратов с капиллярными структурами и их внедрение в промышленность В. К. Шелегу в 1978 г. присуждена премия Ленинского комсомола Белоруссии, в 1980 г. – Государственная премия БССР за разработку и внедрение в народное хозяйство новых пористых материалов и изделий на основе металлических порошков, в 1987 г. – премия Совета Министров СССР за разработку и внедрение в народное хозяйство проницаемых материалов с высокими эксплуатационными свойствами, в 1997 г. – премия Национальной академии наук Беларуси за монографию «Теория и практика электроимпульсного спекания пористых порошковых материалов». В 2001 г. В. К. Шелегу присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки Республики Беларусь». Результаты научной деятельности В. К. Шелега отражены в 684 опубликованных работах, в том числе в 19 монографиях и 208 научных статьях.

Практические разработки В. К. Шелега защищены 267 авторскими свидетельствами и патентами.

Под его руководством подготовлено десять кандидатов и пять докторов технических наук.

В день Вашего славного юбилея примите от нас, уважаемый Валерий Константинович, самые наилучшие пожелания крепкого здоровья, долгих лет жизни, большого личного счастья, свершения всех надежд.

*Редакция журнала «Литье и металлургия»  
Ассоциация литейщиков и металлургов*

70 лет  
**Давыд Михайлович  
КУКУЙ**

2 июня 2016 г. исполнилось бы 70 лет со дня рождения известного ученому-литейщику, зав. кафедрой «Машины и технология литейного производства» БНТУ, Лауреату Государственной премии БССР, д-ру техн. наук, проф. Давыду Михайловичу Кукую.

Д. М. Кукуй родился 2 июня 1946 г. в г. Минске. В 1969 г. окончил Белорусский политехнический институт. Практически вся его жизнь связана с БПИ-БГПА-БНТУ и кафедрой «Машины и технология литейного производства», где еще в студенческие годы (1964–1969) он под руководством А. М. Гришановича начал выполнять свои первые научные исследования, связанные с повышением эффективности технологий изготовления отливок и литейных процессов. В этот период им были опубликованы первые статьи и получено первое авторское свидетельство, которые стали своеобразной направляющей силой молодого исследователя. В 1971 г. Д. М. Кукуй поступил в аспирантуру, где проводил очень интересные исследования, направленные на различные применения электрофизических явлений в технологии литейного производства, результаты которых и сегодня применяются при изготовлении высококачественных отливок. В 1974 г. эта работа была завершена успешной защитой кандидатской диссертации, после чего Д. М. Кукуй продолжил работу на кафедре в должности младшего и старшего научного сотрудника, заведующего научно-исследовательской лабораторией (которую создал совместно с профессором Е. И. Бельским), доцента, профессора, а с 1988 г. – заведующего кафедрой.

В 1987 г. Давыд Михайлович защитил докторскую диссертацию. В 1990 г. ему было присвоено звание профессора.

На протяжении 26 лет (1988–2014) он эффективно руководил кафедрой, успешно сочетая педагогическую деятельность с научно-исследовательской работой. Под его руководством созданы и продолжают функционировать пять филиалов кафедры «Машины и технология литейного производства» на ведущих предприятиях нашей республики.

С 1990 г. Д. М. Кукуй возглавлял Ассоциацию литейщиков и металлургов, был бессменным ее председателем. Под его руководством в 1998 г. начался выпуск единственного профессионального журнала «Литье и металлургия» для литейщиков, металлургов и материаловедов, издаваемого на территории Беларуси. Журнал «Литье и металлургия» стал «трибуной» не только для литейщиков и металлургов Беларуси, но и для СНГ и стран дальнего зарубежья.

Под его руководством и консультированием подготовлено 17 кандидатов и три доктора технических наук. Д. М. Кукуй – автор более 340 публикаций, 10 учебно-методических пособий.

В нашей памяти он останется бессменным лидером белорусских литейщиков, который за счет своих выдающихся способностей привил техническую культуру в литейном производстве.

Широкий научный кругозор, эрудиция, доброжелательное отношение к людям, постоянная поддержка молодых принесли Д. М. Кукую заслуженное уважение коллег и учеников.

Время – наилучший лекарь, который может залечить боль и утраты, но оно бессильно стереть образ ученого, порядочного, отзывчивого человека Кукуя Давыда Михайловича из памяти тех, кому повезло его знать и работать с ним.

*Редакция журнала «Литье и металлургия»  
Ассоциация литейщиков и металлургов*

# Поздравляем!

Указом Президента Республики Беларусь от 02.10.2015 г.

## Свидуновичу Николаю Александровичу

присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки Республики Беларусь» за заслуги в разработке приоритетных направлений науки и техники, создании научных школ, воспитании и подготовке научных кадров.

Журнал «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь горячо и сердечно поздравляют Николая Александровича Свидуновича с присвоением почетного звания.

Желаем крепкого здоровья, благополучия,  
новых творческих свершений.

# Поздравляем!

С присвоением ученого звания доцента

## Николайчика Юрия Александровича

кандидата технических наук, кафедра «Машины и технология литейного производства» МТФ БНТУ.

Желаем дальнейших профессиональных побед и достижений,  
творческого вдохновения на многие годы.

Редколлегия Журнала  
«Литье и металлургия»



- 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

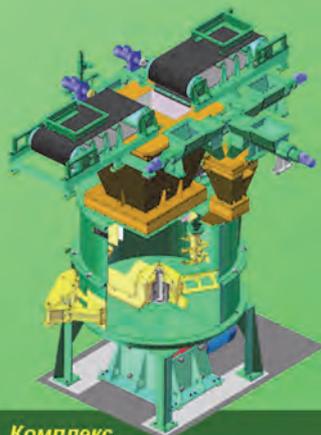
Оборудование для производства стержней



Машина стержневая



Комплекс стержневой



Комплекс смесеприготовительный



Комплекс оборудования для изготовления форм и стержней из ХТС

Смесители для приготовления песчано-смоляных смесей

шнековый



скребковый

**ОАО «БЕЛНИИЛИТ»**

РБ, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28  
Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322  
E-mail: [niilit@mail.belpak.by](mailto:niilit@mail.belpak.by); [belniilit@gmail.com](mailto:belniilit@gmail.com)  
[www.belniilit.by](http://www.belniilit.by)

Оборудование для производства отливок гильз цилиндров



Комплекс оборудования



Машина центробежная карусельная



Машина кокильная карусельная

Оборудование для производства отливок в кокиль



Машина кокильная однопозиционная специальная



Комплекс кокильный



# ЦЕНТРОЛИТ

## ГОМЕЛЬСКИЙ ЛИТЕЙНЫЙ ЗАВОД

### Мы производим

отливки из чугуна марок СЧ15-СЧ25  
ГОСТ 1412-85 и ВЧ50 ГОСТ 7293-85  
массой от 2 до 19000 кг по чертежам  
заказчика. Освоены сложные виды литья для  
станкостроения, машиностроения,  
автомобилестроения, нефтегазовой и  
металлургической промышленности,  
метростроя, сельского хозяйства.



Республика Беларусь, 246647,  
г. Гомель, ул. Барыкина, 240  
Приемная: тел.: +(375 232) 46-44-11;  
тел./факс: +(375 232)46-00-90  
E-mail: office@glz-centrolit.by  
Отдел продаж: тел.: +(375 232) 46-43-80;  
т./ф. +(375 232) 46-07-60  
E-mail: op@glz-centrolit.by  
Отдел маркетинга: тел.: +(375 232) 46-43-79;  
тел./факс:+(375 232) 46-05-45  
E-mail: glz-centrolit@mail.ru, info@centrolit.com,  
www.glz-centrolit.by

# Антифрикционный силумин

Новый антифрикционный силумин по механическим свойствам и износостойкости не уступает наиболее распространенным бронзам (БрАЖ9-4, ОЦС5-5-5).

## ТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

**Твердость, НВ.....125÷140**  
**Временное сопротивление разрыву, МПа.....350÷450**  
**Относительное удлинение.....4÷8**

По результатам производственных испытаний антифрикционных Al-Si сплавов на предприятиях Республики Беларусь ОАО «Завод «Оптик» (г. Лида), РУПП «Станкозавод «Красный Борец» (г. Орша), ОАО «Белшина» г. Бобруйск) этот материал рекомендован для замены бронзы в узлах и механизмах трения.

## ПРЕИМУЩЕСТВА

Коэффициент трения скольжения заготовок из антифрикционного силумина на 35÷60% ниже, чем аналогичных из БрОЦС5-5-5. Стоимость заготовок из антифрикционного силумина в 2÷2,5 раза, а масса – в 2,5÷3 раза ниже, чем аналогичных из бронзы.

В настоящее время ГНУ «ИТМ НАН Беларуси» имеет возможность изготовления следующих заготовок из антифрикционного силумина:

- сплошных цилиндрических заготовок диаметром до 200 мм;
- полых заготовок наружным диаметром до 300 мм;
- непрерывнолитых прутков диаметром до 100 мм.

New antifrictional silumin is not inferior to the most popular bronzes (Cu+9%Al+4%Fe, Cu+5%Sn+5%Zn+5%Pb).

## MAIN CHARACTERISTICS

**Hardness, HB.....125÷140**  
**Rupture strength, MPa.....350÷450**  
**Percentage extension, %.....4÷8**

This material is recommended for bronze replacement in friction units and mechanisms according to the results of antifrictional Al-Si alloys production tests carried out at the enterprises of Republic of Belarus OJSC “Plant Optic” (Lida), RUPE “Machine-tool plant “Krasny borets” (Orsha), OJSC “Belshina” (Bobruysk).

## ADVANTAGES

Coefficient of sliding friction of the billets of antifrictional silumin is 35÷60 % lower than that of similar of bronzes (Cu+5%Sn+5%Zn+5%Pb). Cost of the billets of antifrictional silumin is 2÷2,5 times lower than that of similar of bronze and weight is 2,5÷3 time lower than that of similar of bronze.

Nowadays SSI " Institute of technology of metals of National Academy of Sciences of Belarus» has the opportunity to produce the following billets of antifrictional silumin:

- Solid cylindrical billets with diameter up to 200 mm;
- Hollow billets with full diameter up to 300 mm;
- Continuous cast bars with diameter up to 100 mm.

## Antifrictional silumins

## ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ

Заготовки из антифрикционного силумина предназначены для использования их взамен бронзовых в различных узлах и механизмах трения (червячные колеса, подшипники скольжения, втулки).

### Подшипники скольжения из антифрикционного силумина Sliding bearings of antifrictional silumin



## APPLICATION AREA

The billets of antifrictional silumin are meant for their use instead of similar of bronze in various friction units and mechanisms (worm wheels, sliding bearings, bushings).

### Червячные колеса из антифрикционного силумина Worm wheels of antifrictional silumin



**ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ**  
**INSTITUTE OF TECHNOLOGY OF METALS OF NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF BELARUS**

Беларусь, 212030, г. Могилев, ул. Бялыницкого-Бирули, 11  
212030, Bialynitskaga-Biruli, 11, Mogilev, Belarus  
Факс/Fax. +375 222 28 01 49 Тел./Tel. +375 222 27 93 67  
info@itm.by http://www.itm.by

Машины для центробежного литья предназначены для изготовления тел вращения из железоуглеродистых и цветных сплавов.



Однопозиционная машина центробежного литья мод.49113



## Технические характеристики центробежного оборудования

Модель	Тип машины	Количество позиций, шт.	Производительность, заливок в час	Масса отливки, кг	Диаметр отливки наружный, мм	Длина отливки, мм	Установленная мощность, кВт	Габаритные размеры, мм	Масса, т
4986А	однопозиционная	1	8-10	до 600	до 500	до 500	11	2975× 2640× 1670	2
49113		1	10	до 150	до 500	до 400	11	3587× 3139× 1500	2,05
4986	двухпозиционная	2	20-25	до 20	до 400	до 400	15	2565× 1700× 1640	3,3
4986М1		2	20-25 17-20 8-10 2-4	до 20 до 30 до 100 до 300	до 500	до 500	30	2730× 3582× 1640	3,5
49100		2	8-10 4-8	до 100 до 300	до 400	до 700	30	4250× 3417× 1540	4,4
49101	карусельная	10	60	до 20	до 300	до 300	75	8255× 7145× 4090	19,3
49105 (КТ)		10	60	до 20	до 200	до 315	67	9760× 6978× 3782	20 (без оснастки)



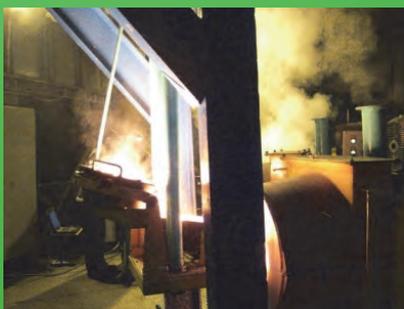
Двухпозиционная машина центробежного литья мод.49100



Комплекс оборудования для производства отливок гильз мод.49105



Кarusельная машина центробежного литья мод.49101



Ковшевая заливка



Гильза Д-245  
(1 - отливка, 2 - заготовка, 3 - деталь)

## ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28  
 Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322  
 E-mail: [niilit@mail.belpak.by](mailto:niilit@mail.belpak.by); [belniilit@gmail.com](mailto:belniilit@gmail.com)  
[www.belniilit.by](http://www.belniilit.by)

# Центробежное литье

## ОТЛИВКИ ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Применяются для изготовления втулок, подшипников скольжения, ходовых гаек, зубчатых венцов и др. используемых в машиностроении и химической промышленности.

### Преимущества:

Высокая плотность металла и отсутствие раковин, шлаковых и неметаллических включений.



• Масса отливки, кг..... до 150

## BILLETS OF COPPER ALLOYS

Destined for production of bushings, sliding bearings, slide nuts, gear rings, etc. used in mechanical engineering and chemical industry.

### Advantages:

High density of metal and absence of holes, slag and nonmetallic inclusions.

• Weight of cast, kg..... up to 150

## БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВТУЛКИ И ДИСКИ "СТАЛЬ-МЕДНЫЙ СПЛАВ"

### Технические характеристики:

- Внутренний диаметр, мм.....более 20
- Длина заготовки, мм.....до 300
- Толщина наплавленного слоя, мм.....не менее 0.25
- Припуск на механическую обработку, мм.....от 0.5-1.0

### Преимущества:

Снижение расхода медных сплавов.  
Увеличение ресурса работы.



## BIMETAL BUSHINGS AND DISKS "STEEL-COPPER ALLOY"

### Performance specifications:

- Inner diameter, mm ..... 20 and more
- Length of billet, mm ..... up to 300
- Thickness of welded layer, mm ..... not less than 0.25
- Machining allowance, mm ..... from 0.1 to 1.0

### Advantages:

Reduction of copper alloys consumption.  
Extension of operational life.



## Centrifugal casting

ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ  
НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК  
БЕЛАРУСИ

Беларусь, 212030, г. Могилев,  
ул. Бялыницкого-Бирули, 11

INSTITUTE OF TECHNOLOGY OF  
METALS OF NATIONAL ACADEMY OF  
SCIENCES OF BELARUS

212030, Bialynitskaga-Biruli, 11,  
Mogilev, Belarus

Факс/Fax. +375 222 28 01 49 Тел./Tel. +375 222 27 93 67  
info@itm.by <http://www.itm.by>

# ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

## ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ И РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Разрешение растрового файла в цветовой модели RGB и CMYK (форматы TIFF, PSD, JPEG) должно быть 300 dpi. Если графические данные представлены в модели Grayscale, Bitmap (серый, черно-белый), то их разрешение не должно быть менее 600 точек на дюйм. Не рекомендуется использование не предназначенных для полиграфии форматов файлов типа BMP, GIF, TGA и других.

Формат растрового файла при верно заданном разрешении в точках на дюйм должен на 100 процентов соответствовать тому формату, с которым будет проводиться его печать. Различные масштабирования и трансформации в программах обычно дают худшие результаты (и при злоупотреблении это обычно является признаком «дурного» тона). Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости картинки. Формат журнала 210×297 мм до реза. Если фон рисунка должен полностью заполнять страницу журнала, то размер его должен быть не менее данного размера. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190×277 мм.

Должны отсутствовать заказные цвета. Если вы переходите из цветовой модели RGB в CMYK, то обычно не следует использовать общее количество краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр Total ink).

Если около краев изображения имеются практически бесцветные области, такие, как, например, яркие светлые облака или солнечные блики, то рекомендуется заключать все изображение в тонкую «технологическую» рамочку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы, например, тонкие линии толщиной около 0,1 пункта и меньше или размещать текстовые блоки с использованием кегля для текста размером менее 8 пунктов, с использованием в печати двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать «вывороткой», т.е. белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (Illustrator, CorelDraw) желательно преобразовывать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

Желательно использование «кроющего» 100%-го черного цвета при условии, что они визуальны непрозрачны. Проверьте атрибуты «Overprint Fill/Stroke» и при необходимости установите их во включенное положение.

Величина треппинга в общем случае должна составлять 0,15–0,3 pt.

**Реклама: Обложка.** 1-я стр. – ширина 215 мм, высота 225 мм; 4-я стр. – ширина 215 мм, высота 283 мм; внутри – ширина 215 мм, высота 300 мм. **Реклама внутри журнала.** Ширина 210 мм, высота 297 мм до обреза. Края журнала под обрез учитывается 5 мм. Отодвигайте информативные элементы рекламы от края реза еще как минимум на 5 мм!!! Не принимаются рекламные модули в случае, если они были сделаны в программах типа Microsoft Word/Excel/Powerpoint. Реклама может быть предоставлена и в формате InDesign, но предварительно ее нужно собрать вместе, «упаковать» средствами самой программы. Рекомендуемые форматы для хранения векторных данных – AI, PS/EPS, а также PDF.

## ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок, не опубликованные и не предназначенные для публикации в других изданиях. Тематика предоставляемого материала должна соответствовать рубрикам журнала (литейное производство, металлургия, САПР, охрана труда, материаловедение).

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотацию на русском и английском языках (3–5 предложений).

В 2015 г. редакция журнала «Литье и металлургия» подготавливает журналы к предоставлению для включения в зарубежные индексы цитирования SCIVERSE SCOPUS. В связи с этим **изменились основные требования к оформлению статей (см. <http://limrb.by>).**

Необходимо представить экспертное заключение о возможности опубликования материалов в открытой печати.

Рукопись представляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на листах формата А4 в одну колонку без абзацного отступа (красная строка), между символами допускается не более одного пробела, шрифт 12 пунктов, интервал одиночный. Поля справа, слева, сверху и снизу не менее 1,5 см, страницы должны быть пронумерованы. Объем не должен превышать 8 страниц машинописного текста (шрифт Times New Roman). Электронный вариант должен быть набран в Word под Windows, для формул – формульный редактор Word или MathType. Формульным редактором в Word пользоваться только для набора сложных формул. Вставку символов выполнять через меню «Вставка/символ». Выключку вверх и вниз (C<sup>2</sup>, C<sub>2</sub>) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный» (выключка вверх или вниз). При наборе греческих символов и математических знаков использовать только гарнитуру «Symbol» прямым начертанием, латинские буквы набираются курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд в круглых скобках. Нумеровать рекомендуется те формулы, на которые имеются ссылки в последующем тексте. Если при наборе встречаются символы гарнитуры, установленной отдельно в вашу операционную систему, то она должна быть предоставлена вместе с текстовым материалом. Гарнитура должна быть в формате Unicode (восприниматься Word не ниже версии 8). Правильно набирать «10 °С», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» нулем (0), знак градуса нулем (0). Не отбиваются кавычки и скобки от находящегося в них текста. Если заключенный в кавычки текст набран курсивом или полужирным выделением, то кавычки набираются тем же начертанием. Скобки набираются начертанием основного текста. Рисунки представляются в виде отдельных файлов в формате TIF, PSD, JPEG с разрешением 600 точек на дюйм для черно-белых иллюстраций и 300 – для цветных. Текст на рисунках должен быть набран гарнитурой «Arial», светлый курсив. Размер кегля должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9-й кегль). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в Word и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать. Представленный электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному. В случае расхождений правильным считается бумажный вариант. Таблицы располагаются непосредственно в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовок. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

Статьи могут быть предоставлены и в формате InDesign, но предварительно их нужно собрать вместе, «упаковать» средствами самой программы.

Авторы несут ответственность за направление в редакцию статей ранее уже опубликованных или принятых к печати другими изданиями.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются и возвращаются авторам. Датой поступления считается день получения редакцией первоначального варианта текста.

Редакция предоставляет возможность первоочередного опубликования статей лицам, осуществляющим послевузское обучение (аспирантура, докторантура, соискательство), в год завершения обучения; не взимает плату с авторов за опубликование научных статей; оставляет за собой право производить редакторские правки, не искажающие основное содержание статьи.

# МЕЖДУНАРОДНЫЕ ВЫСТАВКИ И КОНФЕРЕНЦИИ В 2016 ГОДУ

## ИЮЛЬ 2016

12–14 июля	<b>CHINA DIECASTING 2016</b> – Китайская международный конгресс и выставка технологий литья под давлением	<b>Китай</b> (Шанхай)
------------	---	-----------------------

## АВГУСТ 2016

Даты уточняются	<b>JNMTE QINDAO 2016</b> – Международная выставка литейного оборудования и пресс-форм	<b>Китай</b> (Циндао)
Даты уточняются	<b>COM 2016 (CONFERENCE OF METALLURGISTS)</b> – Ежегодный конгресс металлургов	<b>Канада</b> (Торонто)

## СЕНТЯБРЬ 2016

06–09 сентября	<b>МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛУРГИЯ. МЕТАЛЛООБРАБОТКА 2016</b> – Всероссийская специализированная выставка	<b>Россия</b> (Ижевск)
08–10 сентября	<b>CIFE 2016 (CHINA INTERNATIONAL FORGING INDUSTRY EXHIBITION)</b> Международная выставка металлургии,ковки, литейного производства и термической обработки	<b>Китай</b> (Пекин)
20–22 сентября	<b>Metal</b> – Международная ярмарка литейных технологий	<b>Польша</b> (Кельце)
29 сентября – 01 октября	<b>ANKIROS, ANNOFER, TURKCAST 2016</b> - Выставка литейных технологий, оборудования и продукции из черных и цветных металлов	<b>Турция</b> (Стамбул)
Даты уточняются	<b>WORLD OF METAL 2016</b> Международная металлургическая выставка и конференция	<b>Индия</b> (Мумбаи)
Даты уточняются	<b>ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ и МИНЕРАЛЫ 2016</b> Международный конгресс и выставка	<b>Россия</b> (Красноярск)
Даты уточняются	<b>UNITECR 2016</b> Международная конференция и выставка огнеупорных материалов	<b>Австрия</b> (Вена)

## ОКТАБРЬ 2016

3–7 октября	<b>Fond-Ex</b> – Международная выставка ярмарка литейных технологий	<b>Чехия</b> (Брно)
05–07 октября	<b>METALLURGY INDIA 2016</b> Международная выставка оборудования и технологий металлургии	<b>Индия</b> (Мумбаи)
19–21 октября	<b>«Литье и металлургия 2016»</b> – Международная конференция и информационная выставка литейных технологий	<b>Беларусь</b> (Минск)
Даты уточняются	<b>VLACH-TECH-EXPO 2016</b> Выставка технологий обработки, соединения и покрытия листового металла	<b>Польша</b> (Краков)
Даты уточняются	<b>ABM CHINA 2016</b> – Международная выставка металлообработки	<b>Китай</b> (Нанкин)
Даты уточняются	<b>KOREA METAL WEEK 2016</b> – Международная выставка металлургии и машиностроения	<b>Корея</b> (Сеул)

## НОЯБРЬ 2016

16–17 ноября	<b>METALMADRID 2016</b> - Международная выставка в области металлургии	<b>Испания</b> (Мадрид)
29 ноября – 01 декабря	<b>ALUMINIUM 2016</b> Международная выставка алюминиевой промышленности	<b>Германия</b> (Дюссельдорф)
Даты уточняются	<b>МЕТАЛЛ-ЭКСПО 2016</b> - Международная промышленная выставка	<b>Россия</b> (Москва)
Даты уточняются	<b>STAINLESS STEEL WORLD 2016</b> - Специализированная выставка по производству и обработке нержавеющей сталей	<b>Нидерланды</b> (Маастрихт)

## ДЕКАБРЬ 2016

06–09 декабря	<b>EUROMOLD 2016</b> - Международная выставка проектирования, производства и эксплуатации форм, пресс-форм, штампов, инноваций и технологий	<b>Германия</b> (Дюссельдорф)
07–09 декабря	<b>МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛООБРАБОТКА. КАЗАНЬ 2016</b> Международная специализированная выставка	<b>Россия</b> (Казань)

\* При заявке не менее 10 человек Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь занимается организацией поездки на указанные мероприятия.